ТОЛЬЯТТИНСКИЙ ГОСУДАРСТВЕННЫЙ УНИВЕРСИТЕТ

СБОРНИК МАТЕРИАЛОВ

АКТУАЛЬНЫЕ ПРОБЛЕМЫ ФИЗИЧЕСКОГО МЕТАЛЛОВЕДЕНИЯ СТАЛЕЙ И СПЛАВОВ

XXIII Уральская школа металловедов-термистов, посвященная 100-летию со дня рождения профессора А.А. Попова

Тольятти, 2–6 февраля 2016 года

ФИЗИЧЕСКОЕ МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ

VII Международная школа с элементами научной школы для молодёжи

Тольятти, 31 января – 5 февраля 2016 года

Министерство образования и науки Российской Федерации

Научный Совет РАН по физике конденсированных сред

Межгосударственный координационный совет
по физике прочности и пластичности материалов

Институт физики металлов имени М.Н. Михеева УрО РАН

Тольяттинский государственный университет

Уральский федеральный университет имени первого
Президента России Б.Н. Ельцина

«АКТУАЛЬНЫЕ ПРОБЛЕМЫ ФИЗИЧЕСКОГО МЕТАЛЛОВЕДЕНИЯ СТАЛЕЙ И СПЛАВОВ»

XXIII Уральская школа металловедов-термистов,
посвященная 100-летию со дня рождения профессора А.А. Попова

(Тольятти, 2–6 февраля 2016 года)

«ФИЗИЧЕСКОЕ МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ»

VII Международная школа
с элементами научной школы для молодежи

(Тольятти, 31 января – 5 февраля 2016 года)

Сборник материалов

Тольятти
Издательство ТГУ
2016

УДК 539.4:669.017
ББК 30.3
А437

Редакционная коллегия:
д-р физ.-мат. наук А.А Викарчук,
д-р физ.-мат. наук, профессор Д.Л. Мерсон – отв. редакторы;
канд. техн. наук Е.В. Черняева – отв. за выпуск сборника.

А437 «Актуальные проблемы физического металловедения сталей и сплавов» : XXIII Уральская школа металловедов-термистов, посвященная 100-летию со дня рождения профессора А.А. Попова (Тольятти, 2–6 февраля 2016 года); «Физическое материаловедение» : VII Международная школа с элементами научной школы для молодежи (Тольятти, 31 января – 5 февраля 2016 года) : сборник материалов / отв. ред. А.А. Викарчук, Д.Л. Мерсон. – Тольятти : Изд-во ТГУ, 2016. – 309 с. : обл.

В сборнике опубликованы материалы докладов, представленных на XXIII Уральской школе металловедов-термистов и VII Международной школе с элементами научной школы для молодежи специалистами в области металловедения, прочности и пластичности из России и зарубежья, посвященные вопросам физики и механики прочности, пластичности, разрушения материалов, структуры металлических, аморфных, керамических, композиционных, полимерных и других перспективных материалов.

Предназначен для специалистов в области металлофизики, материаловедения, прочности и разрушения материалов, а также для студентов и аспирантов соответствующих специальностей.

УДК 539.4:669.017
ББК 30.3

Проведение Школ поддержано Российским фондом фундаментальных исследований, гранты № 16-03-20012 и 16-32-10011.

Рекомендовано к изданию Научно-исследовательским институтом прогрессивных технологий Тольяттинского государственного университета.

© Мерсон Д.Л. – научный руководитель школы, 2016

© ФГБОУ ВО «Тольяттинский государственный университет», 201

ISBN 978-5-8259-0935-6

ИНДУЦИРОВАННЫЙ ВОДОРОДОМ ПОЛИМОРФИЗМ И ВОДОРОДНАЯ ОБРАБОТКА МАТЕРИАЛОВ

Гольцов В.А.[1], Гольцова М.В.[2]

[1] *Донецкий национальный технический университет, г. Донецк,*
goltsov@physics.dgtu.donetsk.ua
[2] *Белорусский национальный технический университет,*
Минск, Республика Беларусь
m_goltsova@mail.ru

Полиморфизм (от греческого *polymorphos* – многообразный) весьма и весьма широкое научное понятие, символизирующее основополагающие явления в различных областях науки: биологии, минералогии, металловедении и термической обработке металлов (МиТОМ) и др. Многие металлы являются полиморфными, например: Fe, Ti, Mn, Cr, Co, La, Zr, Hf, U.

Особенность явления полиморфизма металлов состоит в том, что будучи уже в кристаллизованном (“твердом”) состоянии полиморфные металлы при их охлаждении (нагреве) претерпевают полиморфные фазовые превращения. Исторически именно полиморфизм железа, проявляющийся в способности сталей ‘принимать’ закалку, послужил основой для исходного становления современной технической цивилизации. Здесь уместно подчеркнуть, что именно Д.К. Чернов – великий русский ученый – первым экспериментально показал (1868 г.), что способность сталей ‘принимать’ закалку обусловлено их свойством претерпевать фазовые превращения при тепловом воздействии или, говоря современным языком, именно Д. К. Чернов первым показал, что железо и стали являются полиморфными твердыми телами. Эти научные открытия Д. К. Чернова справедливо считаются исходной точкой зарождения МиТОМ, как технической науки.

Многие металлы и материалы (Pd, Nb, V, многие интерметаллиды и другие материалы) не обладают природным полиморфизмом, и, соответственно, возможности их термической обработки оказываются весьма ограниченными.

Последующее развитие металловедения и металлофизики было достигнуто благодаря трудам многих зарубежных и отечественных ученых и сформировавшихся научных школ, среди которых достойное место занимала и занимает Уральская школа металловедов-термистов[1], основанная великим ученым, одним из основоположников МиТОМ, членом-корреспондентом АН СССР С. С. Штейнбергом.

В течение последних десятилетий зародилась и развивается новая область материаловедения: ВОМ – водородная обработка материалов.

Насыщение водородом (в специально подобранных условиях) переводит материал в неравновесное состояние, возникает термодинамическая необходимость фазовых и структурных превращений. Соответственно, в результате водородной обработки оказывается возможным достигать глубоких изменений строения материала на электронном, атомно-кристаллическом, структурном и фазовом уровнях.

Сказанное выше обобщено в теории ВОМ [1], и сформулировано новое металлофизическое представление: водородное воздействие наделяет металлы фундамен-

[1] Настоящая Школа посвящена 100-летию со дня рождения профессора А. А. Попова – яркого ученого-металловеда, одного из выдающихся учеников С. С. Штейнберга. Один из авторов данного сообщения имел счастье слушать лекции Александра Артемьевича, впечатление от которых с годами не ослабевает, и все более глубоко позволяет осознать величие наших учителей.

тальным термодинамическим свойством – быть полиморфными (‘индуцированный водородом полиморфизм’ металлов и материалов [1]).

Аналогично тому, как в МиТОМ исторически были обобщенно классифицированы фазовые превращения в сталях, мы классифицировали индуцированные водородом фазовые превращения (ИВФ-превращения) следующим образом.

- Высокотемпературные ($T > (0{,}2–0{,}45)T_{\text{пл.}}$) диффузионные ИВФ-превращения. Такие превращения происходят в многокомпонентных сплавах (интерметаллидах), атомы-компоненты которых обладают различным сродством к водороду. В результате превращений этого класса исходно стабильные многокомпонентные сплавы претерпевают по механизму зарождения и роста распад на фазы, отличающиеся содержанием в них водорода [2].
- Низкотемпературные ($T < (0{,}2–0{,}45)T_{\text{пл.}}$) диффузионно-кооперативные (гидридные) ИВФ-превращения. Главная особенность превращений этого класса состоит в том, что взаимосвязанные и взаимообусловленные атомные перестройки в металлической и водородной подсистемах осуществляются принципиально различными механизмами. Перестройка водородной подсистемы происходит только диффузионным путем, а перестройка кристаллической матрицы – только по бездиффузионному, сдвиговому, мартенситоподобному механизму. При температурах вблизи комнатной гидридные ИВФ-превращения осуществляются по механизму зарождения и роста [3]. Из-за разницы удельных объемов превращающихся фаз гидридные ИВФ-превращения всегда сопровождаются водородофазовым наклепом, вызывающим упрочнение и изменение всех свойств материала.
- Среднетемпературные ($T \approx (0{,}2–0{,}45)T_{\text{пл.}}$) промежуточные ИВФ-превра-щения имеют место в многокомпонентных сплавах, атомы-компоненты которых обладают разным сродством к водороду. В результате превращений этого класса реализуются фазовые и структурные состояния, требующие относительно малой атомной перегруппировки. Это индуцированные водородом атомное упорядочение, атомная сегрегация, аморфизация и т. д. [1].

Заключение

Водородное воздействие приводит металлы и материалы в неравновесное состояние. Возникает термодинамическая необходимость фазовых и структурных превращений, обеспечивающих их движение к термодинамически равновесному состоянию. Это означает, что под воздействием водорода металлы и материалы приобретают фундаментальное свойство быть полиморфными. Явление индуцированного водородом полиморфизма весьма эффективно ‘работает’ в металлах и материалах, как обладающих, так и не обладающих природным полиморфизмом.

Список литературы

1. Гольцов В. А. Фундаментальные основы водородной обработки материалов // Альтернативная энергетика и экология. 2014. № 1. С. 42–69.
2. Гольцов В. А., Рыбалка С. Б., Васильев А. Г. Индуцированные водородом диффузионные фазовые превращения в интерметаллических сплавах гидридообразующих и негидридообразующих металлов // Альтернативная энергетика и экология. 2014. № 1. С. 175–197.
3. Гольцова М. В., Артеменко Ю. А., Жиров Г. И. Гидридные превращения: природа, кинетика, морфология // Альтернативная энергетика и экология. 2014. № 1. С. 70–84.

О КИНЕТИКЕ ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ, ИНДУЦИРОВАННЫХ ВОДОРОДОМ В МЕТАЛЛАХ И СПЛАВАХ

Гольцова М.В.

Белорусский национальный технический университет, Минск, Республика Беларусь
m_goltsova@mail.ru

Изотермические и термокинетические диаграммы распада переохлажденного аустенита, обобщенные в «Справочнике термиста» А.А. Попова и Л.Е. Поповой, являются настольными справочными материалами технологов-термистов, конструкторов, металловедов-исследователей для назначения режимов термической обработки металлических изделий. Эти диаграммы были экспериментально построены для классических металлических объектов – сталей и сплавов – термодинамических систем, обменивающихся только энергией с внешней средой при тепловой, термической обработке. В металловедении также используются и такие виды обработки металлов, в которых стали и сплавы являются термодинамически открытыми системами и обмениваются с внешней средой не только энергией, но и веществом: химико-термическая обработка, технологии обезгаживания металлов и т.д. Особым случаем здесь являются системы металл–водород, как открытые термодинамические системы. Действительно, в отличие от химико-термической обработки, при водородной обработке действующий вещественный агент – водород – может быть введен в металл, а затем, после достижения необходимых структурных изменений обрабатываемого металла, водород (если необходимо) может быть легко эвакуирован из металла.

Уже многие десятилетия изучение открытых систем металл–водород остается актуальным по разным причинам. Одна из таких причин – возникшая в последние десятилетия потребность в новых конструкционных и функциональных материалах, обеспечивающих производство водорода, его хранение, транспортировку, и использование в индустрии, на транспорте и в быту [1]. Сложившаяся исторически специфика изучения систем Me–H привела к преобладанию так называемого «химического» подхода к решению проблемы, т.е. целенаправленному поиску все новых и новых по химическому составу сплавов, удовлетворяющих заданным требованиям. В то же время изучению закономерностей индуцированных водородом фазовых превращений в сплавах MeH_x для обоснования оптимальных условий последующей эксплуатации изделий до сих пор уделяется недостаточное внимание.

В докладе суммированы современные знания о кинетике индуцированных водородом фазовых превращений в металлических сплавах. В работах [2–4] обобщены результаты исследований кинетики фазовых превращений, индуцированных водородом в чистом Pd [2,3] и интерметаллических сплавах типа $Nd_2Fe_{14}B$, $TbFe_2$, $DyFe_2$ [4]. Необходимо отметить, что в палладии и интерметаллических сплавах водород индуцирует превращения принципиально различного типа. В палладии под воздействием водорода развиваются гидридные превращения. Они имеют сложную диффузионно-кооперативную природу: транспорт водорода в металлической матрице осуществляется диффузионным путем, а перестройка кристаллической матрицы происходит сдвиговым, кооперативным, мартенситоподобным механизмом. Фазовые переходы этого класса лежат в основе многих видов водородной обработки металлических материалов, например, с целью их упрочнения, а также для разработки специальных сплавов MeH_x с гидридной памятью формы.

В интерметаллидах водород индуцирует диффузионные фазовые превращения. При насыщении водородом эти материалы теряют термодинамическую стабильность в целом, либо в отношении отдельных фаз, и при низких температурах существуют в нестабильном или метастабильном состояниях. При $T > (0{,}25–0{,}45)T_{\text{пл.}}$ становится возможной диффузия больших атомов-компонентов, и эти материалы претерпевают фазовые превращения с образованием гидрида и металлической матрицы (как правило, α-Fe). При дегазации имеет место обратное превращение и восстанавливается исходное фазовое состояние, но с «измельченной» структурой и улучшенными физическими свойствами. Индуцированные водородом диффузионные фазовые превращения лежат в основе процесса, позволяющего улучшать свойства постоянных магнитов из материалов типа $Nd_2Fe_{14}B$ (HDDR-процесс).

Исследования [2–4] показали, что прямые гидридные превращения в палладии, и прямые диффузионные фазовые превращения, индуцированные водородом в интерметаллидах, описываются С-образными диаграммами, подобными диаграммам, описывающим превращения в стали и сплавах при охлаждении. Это означает, что с увеличением переохлаждения (или с увеличением давления водорода) скорость превращения сначала возрастает вследствие быстрого роста скорости зарождения центров новых фаз. При оптимальном сочетании скорости зарождения фаз и скорости диффузии скорость прямого превращения становится максимальной. Далее снижение скорости диффузии начинает превалировать и скорость прямого превращения, проходя через максимум, существенно снижается.

Обратные гидридные превращения в палладии и обратные диффузионные превращения в интерметаллидах описываются диаграммами, подобными диаграммам, описывающим превращения в стали при нагреве: с ростом температуры (давления водорода) скорость превращений только ускоряется. Иными словами: оба фактора, и диффузия, и скорость зарождения новой фазы при обратных превращениях, индуцированных водородом, изменяются в одном направлении – увеличиваются с ростом перегрева (снижения давления водорода).

Значение описанных выше фундаментальных результатов трудно переоценить. Они показывают, что для принципиально отличных от сталей и сплавов термодинамически открытых систем Ме–Н работают те же самые общие кинетические закономерности фазовых превращений в твердом теле.

Список литературы

1. Гольцов В.А. Водородное материаловедение: исторический экскурс и физические основы (вступительное слово) // Альтернативная энергетика и экология. – 2014. – №1 (141). С. 15–19.
2. Goltsova M.V., Artemenko Yu.A., Zhirov G.I. Hydride transformations: nature, kinetics, morphology // Progress in Hydrogen Treatment of Materials. – Donetsk–Coral Gables: Kassiopeya Ltd, 2001. – 543 p. – P. 161–184 // Аннот. в РЖ «Металлургия», 15И. Металловедение и термическая обработка, №1, 2002, реферат 15И72.
3. Гольцова М.В., Артеменко Ю.А., Жиров Г.И. Гидридные превращения: природа, кинетика, морфология // Альтернативная энергетика и экология. – 2014. – №1 (141). С. 70–84.
4. Гольцов В.А., Рыбалка С.Б., Васильев А.Г. Индуцированные водородом диффузионные фазовые превращения в интерметаллических сплавах гидридообразующих и негидридообразующих металлов // Альтернативная энергетика и экология. – 2014. – №1 (141). С. 175–197.

МАГНИТОПЛАСТИЧЕСКИЙ ЭФФЕКТ В МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВАХ

Покоев А.В.

Самарский национальный исследовательский университет, Самара, Россия
pokoev@samsu.ru

В настоящее время установлено, что степень упрочнения и твердения стареющих сплавов дисперсными частицами определяется тем взаимодействием, которое возникает между дисперсными частицами-стопорами и движущимися дислокациями. Кроме этого, на процесс упрочнения существенным образом влияют внешние воздействия. Так, например, известно [1], что при искусственном старении бериллиевой бронзы БрБ-2 в постоянном магнитном поле (ПМП), увеличение микротвердости может достигать ~30% («отрицательный» магнитопластический эффект (МПЭ) [2]). В импульсном магнитном поле (ИМП) при идентичных условиях старения сплав БрБ-2 МПЭ имеет «положительный» знак и достигает ~20% [3]. Представляет интерес выяснение степени общности эффекта влияния наложения ПМП на процесс старения других металлических сплавов. В работе приводится обзор данных по МПЭ в медных, алюминиевых, магниевых и титановых сплавах, полученных в последние годы.

В таблице в качестве примера приведены краткие сведения о составах исследованных медно-бериллиевых сплавов, режимах закалки и искусственного старения, знаке и величине МПЭ.

Сплав (основные легирующие элементы)	Режимы закалки	Режимы старения	Знак и величина МПЭ
Бериллиевая бронза БрБ-2 (Be, Ni)	800 ºС; 0,33 ч	350 º; 0,17÷2 ч; ПМП 557,2 кА/м	Отрицательный МПЭ до ~30 %
Бериллиевая бронза БрБ-2 (Be, Ni)	800 ºС; 0,33 ч	350 º; 0,17÷2 ч; ИМП 557,2 кА/м; 2 Гц	Положительный МПЭ до ~20 %
Бинарный Cu-Be сплав (Be 0.5 и 1.0 вес. %)	800 ºС; 0,33 ч	350 º; 0,17÷2 ч; ПМП 557,2 кА/м	Положительный МПЭ до ~15 %
Бинарный Cu-Be сплав (Be 1.6, 2.7 и 3.0 вес. %)	800 ºС; 0,33 ч	350 ºС; 0,17÷2 ч; ПМП 557,2 кА/м	Отрицательный МПЭ до ~5 %
Бинарный Cu-Be сплав (Be 2,0 с добавкой Ni 0.4 вес. %)	800 ºС; 0,33 ч	350 ºС; 0,17÷2 ч; ПМП 557,2 кА/м	Положительный МПЭ ~5 % до 1 ч старения; отрицательный МПЭ до ~25 % после 1 ч
Бинарный Cu-Be сплав (Be 2,0 с добавкой Ni 1.0 вес. %)	800 ºС; 0,33 ч	350 ºС; 0,17÷2 ч; ПМП 557,2 кА/м	Отрицательный МПЭ ~25 %

Предварительно образцы подвергали закалке; далее образцы искусственно старили в вакуумной камере при давлении остаточных паров ~10^{-3} Па при температурно-временных режимах, выбиравшихся на основе литературных данных или результатов ранее проведенных предварительных опытов так, чтобы можно было просле-

дить кинетические особенности и закономерности изменений измеряемых характеристик образцов. Процессы старения проводили либо традиционными технологиями без магнитного поля, либо в ПМП, либо в ИМП.

Микротвердость измеряли с помощью микротвердомера HAUSER с погрешностью обычно не более ~2÷3 %. Рентгеновский анализ фазового состава, параметра решетки остаточной матрицы, рентгеновской плотности дислокаций, микроискажений и блоков когерентного рассеяния проводили в CoK_{α}-излучении на дифрактометре ДРОН-2, оснащенном аппаратно-программным комплексом управления, регистрации и обработки результатов измерений.

Анализ полученных результатов показал, что величина и знак МПЭ определяется составом сплава, температурой и временем старения, типом магнитного поля и временем его воздействия. Временные зависимости параметров тонкой структуры качественно коррелируют с временными зависимостями микротвердости: максимальным значениям микротвердости сплавов, состаренных без поля, соответствуют минимальные значения средних размеров блоков когерентного рассеяния, максимальные значения плотности дислокаций и величины относительной микродеформации. Включение магнитного поля изменяет величину параметров тонкой структуры, причем структура сплавов при наложении ПМП и отрицательном знаке МПЭ становится более однородной и мелкодисперсной.

В ряде случаев старение сплавов в ПМП приводит к уменьшению средних размеров блоков когерентного рассеяния до наноразмеров, что может иметь практическое значение для получения наноматериалов с заданными свойствами.

Обсуждаются возможные физические механизмы МПЭ в исследованных сплавах. Существенная зависимость величины МПЭ от концентрации в рассмотренных сплавах, что связана с более сложной кинетикой роста новой фазы в ПМП. В частности, нейтронными измерениями [4] установлено, что в медно-бериллиевых сплавах влиянию магнитного поля прежде всего подвержены наноразмерные кластеры новой фазы размером порядка ~10 Å. Временные зависимости МПЭ исследованных сплавов показывают, что эффект поля всегда более значителен на начальных стадиях старения: с ростом времени эффекты затухают. Таким образом, начальные стадии процесса агломерации частиц очень важны, а элементарные атомные и спиновые процессы в них должны играть заметную роль.

Список литературы

1. Осинская Ю.В., Покоев А.В. // Физика и химия обработки материалов. 2003. № 3. С. 12-17.
2. Молоцкий М.И. // ФТТ. 1993. Т. 35. №1. С.11-14.
3. Osinskaya J.V., Pokoev A.V. // The Physics of Metals and Metallography. 2008. Vol. 105. No. 4. P. 356–361.
4. Osinskaya J. V., Petrov S. S, Pokoev A. V., Radzhabov A. K., and Runov V. V. Physics of the Solid State. 2012. Vol. 54. No. 3. P. 568–572.

СВЕРХПРОЧНОСТЬ И ПЛАСТИЧНОСТЬ УМЗ МАТЕРИАЛОВ: НЕДАВНИЕ ОТКРЫТИЯ И НОВЫЕ ПОДХОДЫ

Валиев Р.З.

Санкт-Петербургский государственный университет, Санкт-Петербург, Россия
Институт физики перспективных материалов, Уфимский государственный авиационный технический университет, Уфа, Россия
rzvaliev@mail.rb.ru

В последние два десятилетия появился целый ряд работ, демонстрирующих высокую эффективность повышения прочности металлических материалов путем создания ультрамелкозернистых (УМЗ) структур с размерами зерен в субмикронном (<1 мкм) или нано- (<100 нм) диапазоне, но, как правило, при этом наблюдается снижение пластичности. Однако недавние исследования показали возможность достижения необычайно высокой прочности с сохранением и даже увеличением пластичности в УМЗ металлах и сплавах, когда становится возможным управлять не только размерами зерен, но и формированием различных наноструктурных элементов, таких как наночастицы, нанодвойники и структура (состояние) границ зерен, используя методы интенсивной пластической деформации (ИПД). В докладе рассмотрены новые подходы в достижении сверхпрочности и высокой пластичности в различных металлических материалах, включая промышленные сплавы Al и Ti, а также некоторые УМЗ стали, полученные методами ИПД. Показаны примеры, направленные на практическое использование наноматериалов в технике и медицине.

ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ НИЗКОГО ОТПУСКА НА КИНЕТИКУ РАСПАДА МАРТЕНСИТА СРЕДНЕУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ

Гринберг Е. М., Алексеев А. А.

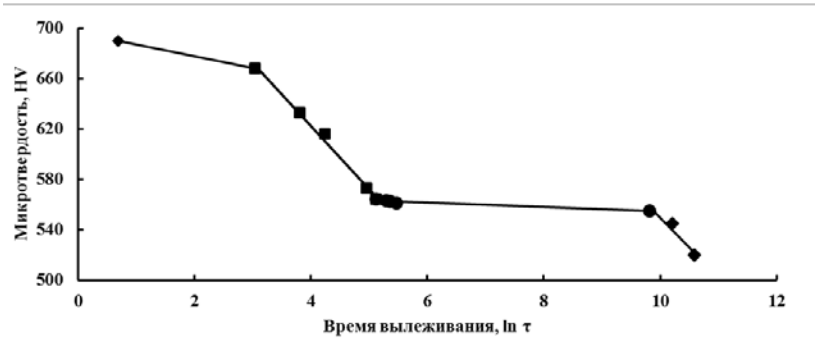
Тульский государственный университет, Тула, Россия,
ant.suv-tula@mail.ru

Цель работы – исследование влияния температуры низкого отпуска на кинетику распада мартенсита закалённой среднеуглеродистой стали.

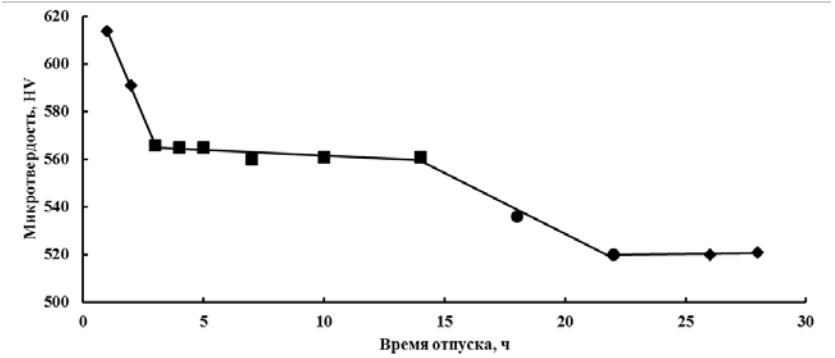
Объектом экспериментального исследования являлась конструкционная сталь 40Х. Термическую обработку проводили по режиму: температура нагрева под закалку – 860 °С, охлаждение в 10 %-ом водном растворе NaCl (далее в соли) и вылеживание при комнатной температуре или изотермических выдержках в интервале 65-250 °С.

Распад мартенсита в свежезакаленных образцах происходит в несколько этапов (рисунок). Нейтронографическим методом установлено, что после завершения стадии сегрегации углерода на дислокациях (продолжительностью при комнатной температуре – 2 ч, а при более высоких температурах отпуска – менее 1 ч) уменьшение микротвердости при вылеживании или отпуске до 155 °С обусловлено протеканием двухфазного распада, после чего фиксируется участок относительного равновесия между дисперсными частицами промежуточного карбида состава Fe_2C и окружающим их пересыщенным твердым раствором. Последующее снижение твердости при

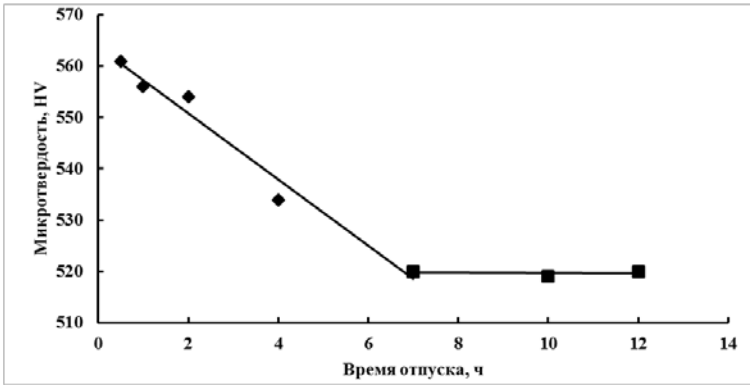
увеличении продолжительности выдержки связано с однофазным распадом мартенсита, заканчивающемся следующим участком относительного равновесия. Чем выше температура отпуска в указанном интервале, тем короче соответствующие участки вследствие увеличения диффузионной подвижности углерода.



а



б



в

Зависимость изменения микротвердости от времени вылеживания (*а*) или отпуска при температурах 155 (*б*) и 250 °С (*в*)

При отпуске в интервале 155–250 °С разделения двухфазного и однофазного распадов методом измерения микротвердости не наблюдается. Обращает на себя внимание тот факт, что во всех случаях в исследованном интервале температур процесс завершается при достижении одинаковой твердости около 520 ед. HV.

«Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ и Администрации Тульской области в рамках научного проекта № 15-48-03237 «р_центр_а».

ВЛИЯНИЕ ДОБАВОК НАНОДИСПЕРСНОГО SiO_2 В ЭЛЕКТРОЛИТ НА СОСТАВ И СВОЙСТВА ОКСИДНЫХ СЛОЕВ, ФОРМИРУЕМЫХ МИКРОДУГОВЫМ ОКСИДИРОВАНИЕМ НА МАГНИЕВЫХ СПЛАВАХ

Криштал М.М., Полунин А.В., Глухов П.А., Боргардт Е.Д., Ивашин П.В.

Тольяттинский государственный университет,
г. Тольятти, Российская Федерация

В настоящее время магниевые сплавы находят все большее применение в различных отраслях промышленности. Несмотря на ряд очевидных достоинств, их существенным недостатком является неудовлетворительная коррозионная стойкость [1].

Один из наиболее перспективных методов защиты магния от коррозии – микродуговое оксидирование (МДО) [2]. Перспективным способом повышения адгезионных характеристик и антикоррозионных свойств оксидного слоя на магниевых сплавах является снижение количества фазы MgO в формируемом покрытии за счет её замещения более высокопрочными и стабильными фазами [3]. Этого достигают введением мелкодисперсных порошков в состав электролита. Например, в работе [4] показано позитивное влияние микроразмерных добавок SiO_2 и Al_2O_3 в электролит на свойства оксидного слоя на магниевом сплаве, а в работе [5] показано положительное влияние добавки наноразмерного порошка SiO_2 в электролите на износостойкость и структуру оксидного слоя на алюминиево-кремниевом сплаве, также считающимся достаточно трудно поддающимся МДО [2].

Целью работы является повышение механических и антикоррозионных свойств оксидного слоя, синтезированного на магниевой подложке методом МДО.

Оксидные слои формировали методом МДО в щелочно-фосфатном электролите. Варьируемым фактором являлось наличие/отсутствие добавки наночастиц SiO_2 в электролит. Оксидирование проводили в анодно-катодном режиме при частоте тока 50 Гц на первичном магнии Мг96 (химический состав в % массы: до 0,004% Fe; до 0,004% Si; до 0,004% Mn; до 0,006% Al; до 0,002% Cu; до 0,01% Na, остальное – Mg).

Полученные оксидные слои исследовали методом рентгенофазового анализа на дифрактомере Shimadzu Maxima XRD-7000 с фильтрованным Cu-K_α излучением.

Прочность сцепления оксидного слоя с подложкой оценивали методом царапания с помощью скретч-тестера Nanovea. Сравнительной мерой оценки оксидных слоев служили значения нагрузки на индентор и расстояния, пройденного им, при которых начинает наблюдаться проблеск основы под разрушающимся покрытием.

Коррозионные свойства оксидных слоев оценивали по величине тока в цепи трехэлектродной электрохимической ячейки с платиновым противоэлектродом и насыщенным хлорсеребряным электродом сравнения, полученной экстраполяцией прямых участков тафелевских кривых (поляризационных характеристик) и приведенной к площади образца. Электрохимические измерения проводили с помощью комплекса потенциостат – импедансметр IPC-ProM/FRA–2. Коррозионная среда - 0,9%-й водный раствор хлорида натрия (NaCl).

Установлено, что оксидный слой, полученный в базовом электролите, состоит из оксида магния MgO (периклаза) в количестве ≈ 87% и $Mg_3(PO_4)_2$ (фосфата магния) в количестве ≈ 13%. В оксидном слое, сформированном в электролите с добавкой наночастиц SiO_2, обнаружена β–фаза силиката магния β–Mg_2SiO_4 (вадслеит, wadsleyite) содержанием 19%, MgO (периклаз) содержанием ≈ 45% и $Mg_3(PO_4)_2$

(фосфат магния) в количестве ≈ 36%. При этом α-фаза α-Mg_2SiO_4 - форстерит (forsterite) не обнаружена.

Фаза вадслеита – полиморфная модификация Mg_2SiO_4 сверхвысокого давления, образующаяся при 12…17 ГПа [6]. Обнаружение этой фазы позволяет утверждать, что при наличии наночастиц SiO_2 в электролите во время формирования МДО-слоя имеют место скачкообразные изменения давления от 0,1 МПа до 12…17 МПа при температуре в реакционной зоне 1000…1500 К [6].

В ходе скрэтч-тестов выявлено, что для оксидного слоя, сформированного с добавками наночастиц SiO_2 в электролит, усилие на индентор, при котором наблюдается проблеск основы, повысилось в 1,5 раза. Аналогично расстояние, пройденное индентором до разрушения покрытия, увеличилось в 1,4 раза.

Коррозионная стойкость оксидных слоев, полученных в электролите с добавкой наночастиц SiO_2, по сравнению с базовым вариантом, улучшилась ≈ в 3 раза при катодной поляризации и ≈ в 6 раз при анодной поляризации.

Таким образом, в результате исследований установлено положительное влияние добавки нанопорошка SiO_2 в электролит на механические и антикоррозионные свойства МДО-слоя на магниевом сплаве Мг96. Улучшение механических свойств и значительное повышение коррозионной стойкости оксидного слоя связано, видимо, с изменением его фазового состава и структуры вследствие изменений в процессе высокотемпературного окисления магния при МДО в присутствии наночастиц SiO_2 в электролите.

Список литературы

1. Blawert C. Automotive applications of magnesium and It's alloys [Текст] / C. Blawert, N. Hort and K.U. Kainer // Trans. Indian Inst. Met. – 2004. - Vol.57, № 4, pp. 397-408.
2. Dong, H. Surface engineering of light alloys. Aluminium, magnesium and titanium alloys [Текст] : сборник / H. Dong. - Woodhead Publishing Limited, 2010. – 662 p.
3. Tang Y.M. The influences of duty cycle on the bonding strength of AZ31B magnesium alloy by microarc oxidation treatment [Текст] / Y.M. Tang, X.H. Zhao, K.S. Jiang, J. Chen, Y. Zuo // Surface and Coatings Technology. - 2010. - № 205, pp. 1789–1792.
4. Blawert C. Role of sintering and clay particle additions on coating formation during PEO processing of AM50 magnesium alloy [Текст] / C. Blawert, S. Prasad Sah, J. Liang, Y. Huang, D. Höche // Surface & Coatings Technology, Elsevier. – 2012. – vol. 213, pp. 48-58.
5. Криштал М. М. Повышение эффективности технологии микродугового оксидирования алюминиево-кремниевых сплавов [Текст] / Криштал М.М., Ивашин П.В., Полунин А.В., Боргардт Е.Д., Твердохлебов А.Я. / Вектор науки ТГУ, № 2 (32-2), 2015, с. 86-93.
6. Kerschhofer L. Polymorphic transformations between olivine, wadsleyite and ringwoodite: mechanisms of intracrystalline nucleation and the role of elastic strain [Текст] / L. Kerschhofer, C. Dupas, M. Liu, T. G. Sharp, W. B. Durham and D. C. Rubie // Mineralogical Magazine. - 1998. - vol. 62, pp. 617-638.

ВЛИЯНИЕ МИКРОЛЕГИРУЮЩЕГО КОМПЛЕКСА ОПЫТНЫХ СТАЛЕЙ ИНСТРУМЕНТАЛЬНОГО КЛАССА НА СТРУКТУРУ И ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ ПРИ ТЕРМИЧЕСКОМ УПРОЧНЕНИИ

Крылова С.Е.

Оренбургский государственный университет, г. Оренбург
krilova@yandex.ru

Существует ряд проблем при изготовлении и эксплуатации крупногабаритного инструмента из высокохромистых сталей, связанных с их низкой технологичностью при выплавке и термической обработке, а также значительными затратами на выходе готовой продукции. Для целенаправленного создания валковых сталей с требуемыми свойствами необходимо формировать заданную структуру путем подбора оптимального химического состава, а также последующей термической обработки.

В качестве исследуемого материала была выбрана опытная экономнолегированная валковая сталь 70Х3Г2ВТБ. Оптимальный химический состав стали определяли методом регрессионного статистического анализа данных с применением программы KOMPLEX. В качестве критериев при выборе химического состава экспериментальной стали были приняты максимальные значения износостойкости *К*АС, твердости *HRC* и ударной вязкости *KCU* [1].

Микроструктура стали 70Х3Г2ВТБ в литом состоянии характеризуется ярко выраженным дендритным строением, дендриты имеют значительную развлетвленность и средний диаметр ветвей около 0,15-0,18 мкм, в свободном виде присутствуют карбиды в виде обособленных включений правильной формы.

Данный факт повлек за собой необходимость применения технологической операции всесторонней свободной ковки со степенью деформации 15, 30 и 50 % (рис. 1) с последующей сфероидизацией.

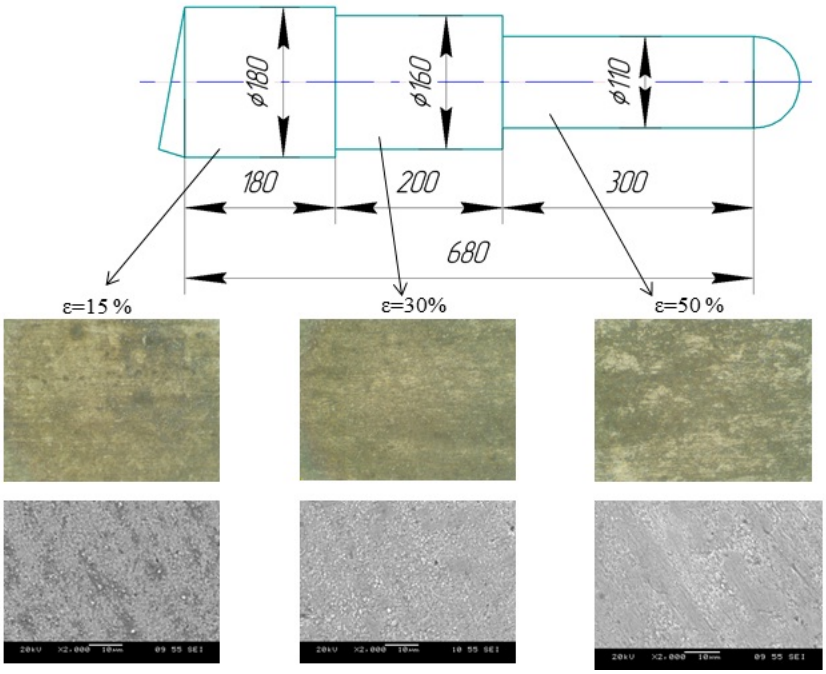


Рис. 1. Микроструктура стали при различных степенях деформации при ковке

Нагрев под ковку осуществляли с промежуточными ступенями при температурах 400, 850 и 1200 °С. Несмотря на повышенное содержание углерода и наличие активных карбидообразующих элементов, опытная сталь на стадии ковки показала высокую технологическую пластичность. В отожженном состоянии для стали 70Х3Г2ВТБ характерно присутствие значительного количества частиц нерастворенной карбидной фазы, расположенных преимущественно по границам зерен. Помимо цементита в структуре содержатся специальные карбиды; общая доля карбидных частиц достигает 6.5–7%.

Исследовано влияние температуры аустенитизации на количество карбидных фаз и размер зерна аустенита. На рис. 2 представлена зависимость объемной доли карбидных частиц при изменении температуры нагрева исследуемой стали от 900 до 1150°С (кривая *2*). Видно, что наиболее интенсивно карбиды растворяются при температурах 900–950°С, при нагреве до более высоких температур доля карбидной фазы в структуре закаленной стали минимальна, в частности, после закалки от 1000°С эта величина составляет менее 0.5%. Это явление связано с растворением карбидной фазы по границам зерен и активизацией диффузионных процессов.

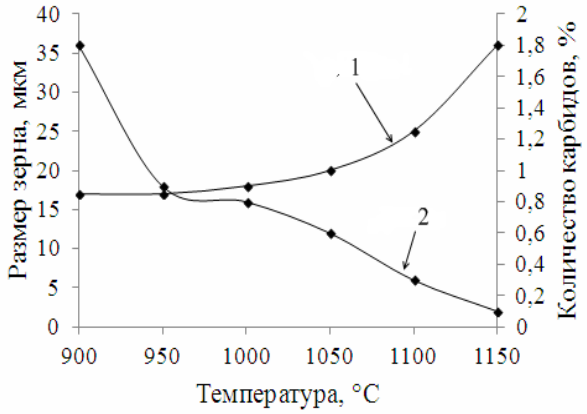
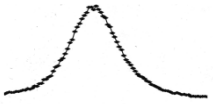


Рис. 2. Зависимость размера зерна аустенита (кривая 1) и количества карбидов (кривая 2) от температуры аустенитизации

Основу структуры закаленной стали составляет реечный мартенсит [2]. Результаты рентгеноструктурного исследования после закалки и отпуска при 500 -600 ºС приведены в таблице 1, линия (110), соответствующая отпуску значительно уже в сравнении с закаленным состоянием, что связано со снижением уровня внутренних напряжений в структуре отпущенного мартенсита и уменьшением его тетрагональности.

Таблица 1. Результаты рентгеноструктурного исследования после отпуска стали 70Х3Г2ВТБ

термообработка	Профиль линии	максимальная интенсивность, усл. ед.	ширина, град.
закалка, отпуск 500-600 °С, 3 часа		7700	0,17
Закалка в масло с 1000°С		6400	0,25

Испытания на прокаливаемость показали, что глубина закаленного слоя с мартенситной структурой составляет порядка 75 мм с твердостью в пределах 53–57 HRC. Это позволит получить достаточную глубину упрочненного слоя при реализации режимов термической обработки на валковой продукции.

Список литературы

1. Крылова С.Е., Москаленко В.А., Грызунов В.И. Разработка стали, стойкой против ударно-абразивного износа // Сталь. 2005. № 3. С. 85-89.
2. Крылова С.Е., Яковлева И.Л., Терещенко Н.А., Приймак Е.Ю, Клецова О.А. Влияние кинетики распада переохлажденного аустенита на формирование структуры экономнолегированной инструментальной стали // ФММ. 2013, том 114. №10. С. 926-935.

ИМПОРТОЗАМЕЩАЮЩИЕ ТЕХНОЛОГИИ В СФЕРЕ ИСПОЛЬЗОВАНИЯ ИНСТРУМЕНТАЛЬНЫХ СТАЛЕЙ ДЛЯ ТЯЖЕЛОНАГРУЖЕННЫХ ИЗДЕЛИЙ МАШИНОСТРОЕНИЯ

Крылова С. Е.

Оренбургский государственный университет, г. Оренбург,
krilova@yandex.ru

Основой успешной эксплуатации тяжелонагруженных изделий машиностроения является правильный выбор стали для его изготовления и соответствующая термическая обработка.

Мировыми лидерами в производстве продукции тяжелого машиностроения является германская компания «Gontermann-Peipers», английская компания «Sheffield Forgemasters Engineering Ltd», швецкая компания «Akers», в том числе продукция этих компаний присутствует и на российском рынке.

Крупными заказчиками зарубежных производителей являются такие предприятия как ОАО «Северсталь» (г. Череповец), ОАО «ММК» (г. Магнитогорск), ОАО «НЛМК» (г. Липецк), ОАО «КУМЗ» (г. Каменск-Уральский, Свердловская обл.), ОАО «ОМК-Сталь» (Нижегородская обл.), ОАО «Уральская Сталь» (Оренбургская обл.), ОАО «Силовые Машины» (г. Санкт-Петербург), ОАО «Камаз-Металлургия» (г. Набережные челны), ОАО «ЧКПЗ» (г. Челябинск) и др. Однако, в условиях сложившейся внешнеполитической обстановки и повышения курса валют данные предприятия испытывают затруднения в приобретении подобного рода продукции, что влечет за собой простой прокатных станов и снижение объемов выпускаемого проката.

Среди отечественных производителей основную конкуренцию мировым лидерам в данном рыночном сегменте составляют предприятия: ОМЗ «Спецсталь» (г. Санкт Петербург), ОАО «Уралмаш» (г. Екатеринбург), ОАО «МК ОРМЕТО-ЮУМЗ» (г. Орск, Оренбургская область), которые в настоящий момент не могут обеспечить все потребности предприятий металлургического комплекса России.

Оценка стойкости и свойств валков горячей прокатки в сравнении с зарубежными производителями (табл. 1) показывает, что средняя наработка по импортным высокохромистым валкам превышает выпускаемые в настоящее время предприятием ОАО «МК ОРМЕТО-ЮУМЗ» из сталей 45Х5МФ и 90Х5МФ в 1,5-1,6 раза.

Таблица 1. Стойкость и характеристика свойств рабочих валков горячей прокатки чистовой группы

Производитель	«Gontermann-Peipers»*	«Sheffield»	«Akers»*	ОАО «МК ОРМЕТО-ЮУМЗ»**	
				45Х5МФ 90Х5МФ	70Х3Г2ВТБ 70Х3Г2ФТР 100Х3Г2МТР (ожидаемые результаты)
Количество завалок	165-190	170-190	160-170	130-140	160-170
Прокатано, тыс.т/валок	320-360	320-360	330-340	260-280	300-320
Средний съем, мм/валок	0,30-0,35	0,30-0,35	0,33-0,40	0,40-0,50	0,30-0,40
Стойкость, кг/т	0,14-0,16	0,15-0,16	0,15-0,16	0,22-0,33	0,15-,18
Глубина активного слоя бочки, мм	60-70	65-75	75-85	65-75	85-95
Твердость бочки, HSD	65-80	55-65	65-75	55-65	65-80

* Результаты оценки стойкости получены в условиях ОАО «ММК», ОАО «НЛМК» и ОАО «Северсталь»

**Результаты оценки стойкости получены в условиях ОАО «Уральская сталь»

Одним из путей перехода к импортозамещению может служить повышение эксплуатационной стойкости производимых валков для увеличения количества прокатанного металла. На сегодняшний день при попытках создания конкурентоспособной продукции тяжелого машиностроения:

- разработаны и апробированы оптимальные составы экономнолегированных инструментальных сталей типа 70Х3Г2ВТБ, 70Х3Г2ФТР, 100Х3Г2МТР, отличающиеся наличием микролегирующего комплекса, высокой закаливаемостью и прокаливаемостью, разгаро- и износостойкостью;

- предложены способы их термической обработки, высокой отличающиеся технологичностью [1].

Дальнейшее исследование разработанных марок экономнолегированных сталей направлено на повышение эксплуатационной стойкости валков горячей прокатки за счет разработки и внедрения технологии их термической обработки, обеспечивающей максимальное сочетание механических и эксплуатационных свойств. Для достижения поставленной цели были поставлены и решены следующие задачи:

- определена оптимальная степень деформации валка при ковке, обеспечивающая устранение карбидной неоднородности литой структуры;

- выявлен оптимальный режим предварительной термической обработки, обеспечивающий однородную мелкозернистую структуру с равномерно распределенными карбидами и твердостью, не превышающей 26-28 HRC, что является необходимым для последующей механообработки изделия;

- исследованы особенности фазовых превращений при нагреве под закалку и механизм дисперсионного упрочнения сталей при высоком отпуске;

- на основе моделирования физико-механических процессов с применением программного комплекса «ANSYS» разработана технология термической обработки готового валка (температурно-временные режимы, скоростные режимы нагрева и охлаждения), обеспечивающая допустимый уровень остаточных напряжений [2].

Учитывая мировые тенденции валкового производства использование сталей с пониженным содержанием хрома и наличием микролегирующего комплекса (70Х3Г2ВТБ, 70Х3Г2ФТР, 100Х3Г2МТР) позволит промышленным предприятиям России перейти на создание конкурентоспособной продукции тяжелого машиностроения в виде валков горячей прокатки, не уступающей по своим эксплуатационным характеристикам ведущим мировым аналогам.

Список литературы

1. Крылова С.Е., Клецова О.А., Кочковская С.С. Исследование структуры и свойств валков горячей прокатки из стали 70Х3Г2ВТБ после термической обработки / Металловедение и термическая обработка металлов – 2015 – № 2. С. 28-32.
2. Крылова, С.Е., Фот А.П., Якунина О.А, Антонов С.М., Рущиц С.В., Чуманов И.В. Изучение кинетики распада переохлажденного аустенита в условиях непрерывного охлаждения экономно-легированной стали для изготовления валков большого диаметра / Электрометаллургия. – 2013. - № 10. - С. 19-24. – ISSN 1684-5781.

ВЛИЯНИЕ ПОСТОЯННОГО МАГНИТНОГО ПОЛЯ НА ПАРАМЕТРЫ МАГНИТОПЛАСТИЧЕСКОГО ЭФФЕКТА В АЛЮМИНИЕВОМ СПЛАВЕ В95ПЧ

Осинская Ю.В., Покоев А.В.

ФГБОУ ВПО «Самарский государственный университет», Самара,
ojv@.samsu.ru, pokoev@samsu.ru

Технология искусственного старения является одним из наиболее распространенных методов изменения свойств металлических сплавов, с помощью которого удается в значительной мере повысить прочностные характеристики. В результате применения этой технологии, в решетке сплава выделяются дисперсные кластеры, скорость роста которых может зависеть от внешних воздействий, в том числе от приложенного постоянного магнитного поля (ПМП). Установлено [1], что ПМП изменяет структуру и размер фаз, которые в значительной мере тормозят движение дислокаций, что и определяет увеличение прочностных свойств сплавов, в частности, бериллиевой бронзы БрБ-2. Одной из причин влияния ПМП на микротвердость металлических сплавов, является магнитное и структурное упорядочение, возникающее в сплаве [2]. Становится актуальным и практически важным выяснить влияние ПМП на свойства и структуру других цветных сплавов при старении, в частности, высокопрочного алюминиевого сплава В95пч. Целью данной работы является комплексное экспериментальное исследование влияния ПМП на величину магнитопластического эффекта (МПЭ), параметры тонкой структуры и фазовый состав состаренного алюминиевого сплава В95пч.

Образцы в виде куба с ребром ~1 см вырезали из промышленного листа алюминиевого технического сплава В95пч, основными легирующими добавками которого являются Zn (~5.0 – 6.5 вес. %), Mg (~1.8 – 2.8 вес. %) и Cu (~1.4 – 2.0 вес. %), а также содержащего неконтролируемые примеси до ~1.35 вес. %.

Предварительно образцы подвергали закалке: все образцы одновременно выдерживали в печи в атмосфере воздуха при температуре 470±5 ºС в течение 1 ч, затем охлаждали быстрым погружением в воду при температуре 20±0.5 ºС. Старение

закаленных образцов проводили при температуре 140.0±0.5 ºС в вакуумной камере при давлении остаточных паров 10^{-3} Па, времени старения от 2 до 8 ч в ПМП с напряженностью 7.0±0.1 кЭ (557.2±8.0 кА/м) и без него.

Микротвердость измеряли с помощью микротвердомера HAUSER при нагрузке 100 г и времени нагружения 7 с. Каждое значение микротвердости получали усреднением по 10 измерениям. Относительная ошибка среднего значения микротвердости составляла ~ 2 %.

В исходном состоянии среднее значение микротвердости составляет 950 МПа. После закалки значение микротвердости резко увеличилось почти в 1,5 раза и достигло значения 1360 МПа. Полученные результаты согласуются с литературными данными [3].

Отжиг в течение 2 ч без наложения ПМП при температуре 140 ºС привел к существенному возрастанию микротвердости до 1850 МПа, что обьясняется процессами старения. Известно [4], что при старении металлического сплава выделяются фазы (в частности, в данном случае – $MgZn_2$), которые тормозят движение дислокаций и тем самым, приводят к возрастанию прочностных свойств сплава.

После отжига 4 ч наблюдается минимум значения микротвердости сплава, а дальнейшее увеличение длительности старения до 8 ч приводит к росту микротвердости до 1760 МПа. Возможно, данный ход зависимости микротвердости сплава связан со стадийностью процесса зарождения, роста и формирования фазы. Максимальное значение микротвердости наблюдается при времени старения 2 ч.

Наложение ПМП напряженностью 7 кЭ на старение сплава всегда приводит к увеличению микротвердости до ~21 %. Наблюдается, так называемый, отрицательный магнитопластический эффект (МПЭ) [5-7]. Максимум микротвердости также наблюдается при времени старения 2 ч и составляет 2030 МПа. Увеличение микротвердости можно объяснить тем, что при наложении ПМП структура сплава, как показали результаты рентгеноструктурного анализа, приведимые ниже, обусловлена более высокими микродеформациями и связанными с ними микроискажениями. Вследствие этого, движущиеся дислокации встречают на своем пути значительно большее количество препятствий (дефектностью, создаваемой фазовыми выделениями и кластерами, межфазными и межзеренными границами, примесными атомами и т.д.), и сплав становится более прочным.

Рентгеновский анализ проводили в CoK_α-излучении на дифрактометре ДРОН-2, оснащенном аппаратно-программным комплексом управления, регистрации и обработки результатов измерений.

Методом рентгеноструктурного анализа были определены параметры тонкой структуры (ПТС) сплава после старения при различных режимах. Относительная ошибка отдельного измерения среднего размера блока когерентного рассеяния, плотности дислокаций и величины относительной микродеформации составляет 14, 28, 45 %, соответственно. Установлено, что временные зависимости ПТС коррелируют с временными зависимостями микротвердости. Кроме этого, полученные результаты показывают, что ПМП не изменяет хода зависимостей ПТС, т.е. не изменяет стадийности процесса старения. Анализ данных показал, что значения средних размеров блоков когерентного рассеяния при наложении ПМП всегда меньше, чем в его отсутствие, а значения величин относительных микродеформаций и плотности дислокаций при наложении поля выше, чем значения, полученные без него. Это свидетельствует о том, что структура сплава при наложении ПМП на процесс старения становится более искаженной, чем в его отсутствии.

Результаты работы могут быть учтены при выборе оптимальных режимов термомагнитной обработки алюминиевого сплава В95пч и прогнозирования его физико–механических свойств.

Список литературы

1. Осинская Ю.В., Покоев А.В. // Физика и химия обработки материалов. 2003. № 3. С. 12-17.
2. Osinskaya J.V., Pokoev A.V., Perov N.S. // Defect and Diffusion Forum. 2006. V. 249. pp. 111-114.
3. Кикоин И.К. Таблицы физических величин. Справочник. – М.: Атомиздат, 1976.
4. Бунин К.П., Баранов А.А. Металлография. – М.: Металлургия, 1970.
5. Молоцкий М.И. // Физика твердого тела. 1991. Т. 33. № 10. С. 3112-3114.
6. Головин Ю.И. // Физика твердого тела. 2004. Т. 46. Вып. 5. С. 769-803.
7. Альшиц В.И., Даринская Е.В., Колдаева М.В. Петржик Е.А. // Кристаллография. 2003. Т. 48. № 5. С. 838-867.

МАГНИТОПЛАСТИЧЕСКИЙ ЭФФЕКТ В АЛЮМИНИЕВОМ СПЛАВЕ АК9

Осинская Ю.В., Покоев А.В., Шахбанова С.Г.

ФГБОУ ВПО «Самарский государственный университет», Самара
ojv@.samsu.ru, pokoev@samsu.ru

На данный момент известны различные способы использования внешнего воздействия на металлы и их сплавы с целью улучшения физико-механических свойств. Одним из таких методов является технология искусственного старения предварительно закаленного металлического сплава, которая приводит к существенному увеличению прочностных свойств. Это обусловлено тем, что во время старения в решетке сплава образуются дисперсные кластеры и фазы, размеры и скорость роста, которых зависит от внешних воздействий, в частности, и от приложенного постоянного магнитного поля (ПМП) и контролируется диффузией. Растущие кластеры существенно влияют на перемещение дислокаций, что приводит к изменению макроскопических свойств состаренных сплавов. Как показано в [1, 2], наложение ПМП на искусственное старение бериллиевой бронзы БрБ-2 приводит к значительному увеличению микротвердости данного сплава до ~30 %, изменению процессов фазообразования и магнитных свойств. На наш взгляд, представляет интерес выяснение степени общности эффекта влияния наложения ПМП на процесс старения других металлических сплавов, в частности, на возникающее при этом изменение физико-механических свойств и характеристик литейного алюминиевого сплава АК9. Последнее будет способствовать пониманию физической картины магнитопластического эффекта в сплавах и возможностей его практического использования. Целью данной работы является комплексное экспериментальное исследование влияния постоянного магнитного поля на структуру и свойства алюминиевого сплава АК9.

Объектом исследований являлся алюминиевый литейный технический сплав АК9, основными легирующими добавками которого являются Si (~8.0 – 11.0 вес. %), Cu (~1.0 вес. %) и Fe (~1.3 вес. %), и содержащего неконтролируемые примеси до ~1.5 вес. %.

Предварительно образцы подвергали закалке: образцы одновременно выдерживали в печи в атмосфере воздуха при температуре 535±5 ºС в течение 2 ч, затем охлаждали быстрым погружением в воду при температуре 20±0.5 ºС. Старение закаленных образцов проводили при температуре 175.0±0.5 ºС в вакуумной камере при давлении остаточных паров 10^{-3} Па, времени старения от 2 до 8 ч в ПМП с напряженностью 7.0±0.1 кЭ (557.2±8.0 кА/м) и без него.

Микротвердость измеряли с помощью микротвердомера HAUSER при нагрузке 100 г и время нагружения 7 с. Каждое значение микротвердости получали усреднением по 10 измерениям. Относительная ошибка среднего значения микротвердости составляла ~ 4 %.

В исходном состоянии среднее значение микротвердости сплава составляет 66 кГ/мм^2. После закалки значение микротвердости увеличилось и достигло своего значения 80 кГ/мм^2. Полученное значение микротвердости согласуется с литературными данными [3].

Старение при температуре 175 ºС без наложения ПМП всегда приводит к увеличению микротвердости исследуемого сплава. Это объясняется тем [4], что при старении металлического сплава выделяются фазы (в частности, Mg_2Si), которые тормозят движение дислокаций и тем самым, приводят к возрастанию прочностных свойств сплава. Максимальное значение микротвердости сплава достигается при отжиге 4 ч и составляет 118 кГ/мм^2.

Наложение ПМП напряженностью 7 кЭ на старение исследуемого сплава всегда приводит к уменьшению микротвердости до 34 %, при этом пластические свойства сплава возрастают. Наблюдается, так называемый, положительный магнитопластический эффект (МПЭ) [5-7]. Минимальное значение микротвердости сплава достигается при времени старения 8 ч и составляет 81 кГ/мм^2.

Рентгеновский анализ проводили в CoK_α-излучении на дифрактометре ДРОН-2, оснащенном аппаратно-программным комплексом управления, регистрации и обработки результатов измерений.

Методом рентгеноструктурного анализа были определены параметры тонкой структуры (ПТС). Относительная ошибка отдельного измерения среднего блока когерентного рассеяния, плотности дислокаций и величины относительной микродеформации составляет 16, 49, 32 %. Анализ полученных результатов показал, что временные зависимости ПТС коррелируют с временными зависимостями микротвердости: максимальному значению микротвердости сплава, состаренного без поля, соответствует минимальное значение средних размеров блоков когерентного рассеяния, максимальное значение плотности дислокаций и величины относительной микродеформации. Также установлено, что ПМП не изменяет хода кривых временных зависимостей ПТС.

Кроме этого обнаружено, что значения средних размеров блоков когерентного рассеяния при наложении ПМП всегда больше, чем в его отсутствие, а величина относительной микродеформации и плотность дислокаций при наложении поля меньше, чем значения, полученные без него. Это свидетельствует о том, что структура сплава при наложении ПМП становится более однородной и совершенной.

Старение сплава в ПМП и без него при 4 ч приводит к уменьшению средних размеров блоков когерентного рассеяния до наноразмеров, данный факт может иметь практическое значение для получения наноматериалов с заданными свойствами.

Обсуждаются возможные физические механизмы МПЭ в исследуемом сплаве, и режимы старения, определяющие оптимальные физико-механические свойства сплава.

Список литературы

1. Осинская Ю.В., Покоев А.В. // Физика и химия обработки материалов. 2003. № 3. С. 12-17.
2. Osinskaya J.V., Pokoev A.V., Perov N.S. // Defect and Diffusion Forum. 2006. V. 249. pp. 111-114.
3. Новиков И.И. Теория термической обработки металлов. – М.: Металлургия, 1978.
4. Бунин К.П., Баранов А.А. Металлография. – М.: Металлургия, 1970.
5. Молоцкий М.И. // Физика твердого тела. 1991. Т. 33. № 10. С. 3112-3114.
6. Головин Ю.И. // Физика твердого тела. 2004. Т. 46. Вып. 5. С. 769-803.
7. Альшиц В.И., Даринская Е.В., Колдаева М.В. Петржик Е.А. // Кристаллография. 2003. Т. 48. № 5. С. 838-867.

НОВЫЕ ПОДХОДЫ К СОЗДАНИЮ ЭФФЕКТИВНЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ КАТАЛИЗАТОРОВ ПРОМЫШЛЕННОГО И ЭКОЛОГИЧЕСКОГО НАЗНАЧЕНИЯ

Викарчук А.А., Грызунова Н.Н., Дорогов М.В., Романов А.Е.

Тольяттинский государственный университет, Тольятти, Россия,
gryzunova-natalja@yandex.ru

Катализаторы на основе металлов широко используются в экологии, химической, нефте- и газоперерабатывающей промышленности. Объем их выпуска в мире достигает 800 тыс. тонн в год.

Обычно, для увеличения удельной поверхности катализаторы на основе металлов, наносят на керамическую или оксидную основу. Такая технология изготовления катализаторов порождает массу недостатков, в частности: слабая адгезия металла и основы, низкие теплопроводность и механическая прочность, плохие теплообмен и регенерация, большое гидравлическое сопротивление и объем загрузки катализаторов.

Перспективными, практически лишенные перечисленных недостатков, являются катализаторы на основе металлов и их оксидов, нанесенные и закрепленные на сетчатом металлическом носителе. Они более термостабильны, прочны, легко регенерируются, удобны в изготовлении и при эксплуатации. Единственным значимым недостатком этих катализаторов является низкая удельная поверхность. Считается, что именно она определяет их каталитическую активность.

Проведенные в настоящие время нами и другими учеными исследования позволяют утверждать, что реакционная способность металлического материала (катализатора), зависит не только от удельной поверхности материала, но в большей степени определяется особенностями его морфологии и внутренним строением. Данная работа посвящена экспериментальному доказательству этого утверждения и поиску путей увеличения удельной поверхности цельнометаллических катализаторов.

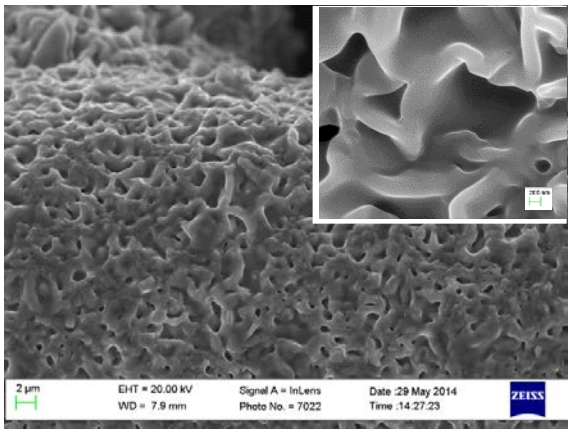
В работе рассматриваются методы увеличения удельной поверхности, как сетчатых металлических носителей, так и самого катализатора, предлагается методика увеличения реакционной способности металлических кристаллов, путем создания у них особой дефектной структуры и развитой поверхности. Формирование дефектной структуры и развитой морфологии катализатора происходит непосредственно в процессе электрокристаллизации путем механоактивации кристаллов, растущих на сетчатом катоде-носителе.

Для увеличения удельной поверхности самого металлического сетчатого носителя, предлагается использовать метод его термообработки в различных средах, наносить барьерные покрытия и производить химическое травление носителя (рис. 1*а*).

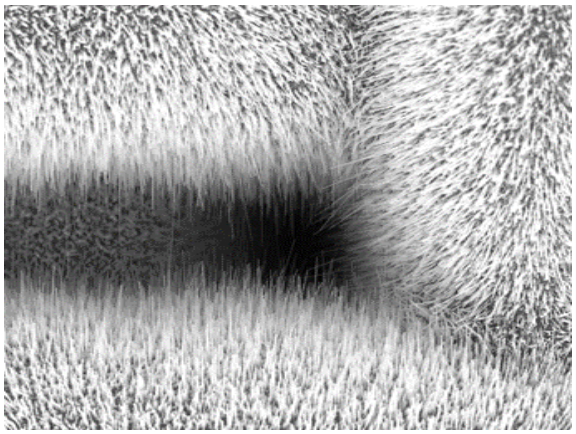
В качестве катализаторов предлагается использовать необычные, икосаэдрические частицы металла, наночастицы металлов, нановискеры и дефектные кристаллы металлов и их оксидов, имеющие развитую поверхность и обладающие высокой реакционной способностью (рис. 1*а, б*).

Сильно разориентированную энергоемкую структуру кристаллов, растущих в процессе электрокристаллизации, предлагается создавать путем их механоактивации абразивными микрочастицами, движущихся в электролите. Этот метод позволяет получать металлы, сплавы, покрытия, пленки, слои, позволяет варьировать размер зерна на 5 порядков и существенно влиять на формирующуюся морфологию и структуру, в частности он позволяет создавать дефекты дисклинационного типа и пентагональные кристаллы, имеющие ростовое происхождение.

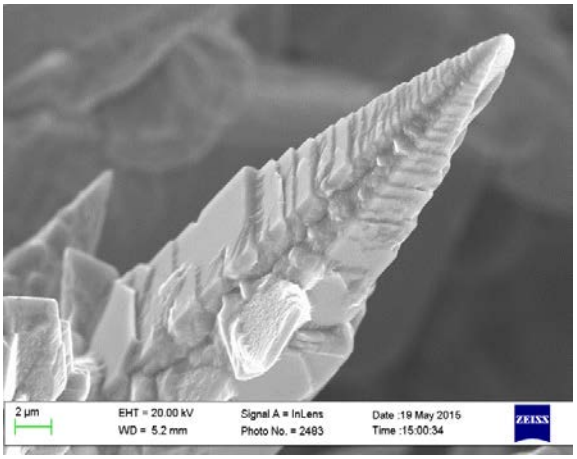
В работе показано, каталитическая активность дефектных кристаллов (рис. 1в) зависит от 4х факторов: химического состава, его удельной поверхности, особенностей морфологии и внутреннего строения. Варьируя эти факторы можно создавать нанокатализаторы с особыми, в том числе, регулируемыми свойствами.



а



б



в

Рис. 1. Сетчатый металлический носитель и катализатор, нанесенный и закрепленный на нем: *а*) сетка из нержавеющей стали с пористой, модифицированной поверхностью из оксидов металла; *б*) нановискерная структура оксида меди, нанесенного на сетчатый носитель; *в*) кристалл с развитой поверхностью, содержащий дефекты дисклинационного типа.

Работа выполнена при поддержке гранта Министерства образования и науки Российской Федерации, постановление №220, в ФГБОУ ВПО «Тольяттинский государственный университет», договор №14.B25.31.0011

СКОРОСТЬ И МЕХАНИЗМЫ КОРРОЗИИ НАНОСТРУКТУРИРОВАННОГО АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА В СЕРОВОДОРОДСОДЕРЖАЩЕЙ СРЕДЕ

Клевцов Г.В.[1], Валиев Р.З.[2], Кушнаренко В.М.[3], Клевцова Н.А.[1], Мерсон Е.Д.[1], Пигалева И.Н.[1], Фролова О.А.[3]

[1)]Тольяттинский государственный университет, Тольятти, Россия,
Klevtsov11948@mail.ru
[2)]Институт физики перспективных материалов УГАТУ, Уфа, Россия,
RZValiev@mail.rb.ru
[3)]Оренбургский государственный университет, Оренбург, Россия,
vmkushnarenko@mail.ru

Целью работы является исследований скорости и особенностей коррозии образцов из наноструктурированного алюминиевого сплава АК4-1 в сероводородсодержащей среде.

В качестве исследуемого материала был использован термически упрочняемый алюминиевый сплав АК4-1. Данный сплав исследовали в двух состояниях: после равноканального углового прессования (РКУП) и после стандартной обработки Т6 (закалка + старение). РКУП проводили при температуре 160 ^{0}C, 6 проходов, угол $\varphi = 90^0$. Средний размер зерна после вышеуказанной обработки (РКУП) составил 300 нм. Стандартная обработка (Т6) включала в себя: нагрев до температуры 530 ^{o}C, выдержку при этой температуре в течение одного часа, закалку в воде и старение при температуре 190 ^{o}C в течение 7 часов, охлаждение на воздухе. Средний размер зерна составлял 40 мкм.

Перед коррозионными испытаниями поверхности образцов как в состоянии Т6, так и после РКУП подвергали шлифованию. Затем с поверхности образцов стравливали слой металла толщиной 300 мкм для удаления деформированного в процессе шлифовки слоя. Коррозионные испытания проводили по ГОСТ 9.913-90. В качестве коррозионной среды применяли водный раствор NACE: 5 % NaCI + 0,5 % CH_3COOH, насыщенный H_2S, $pH \leq 3{,}5$, температура раствора $T=24 \pm 3$ ^{0}C. Время выдержки в растворе NACE – 96 часов.

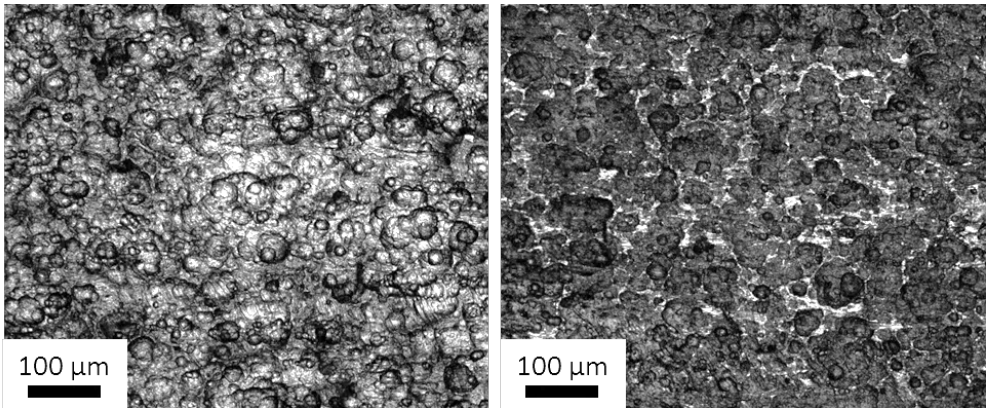
После проведения коррозионных испытаний и вычисления скорости коррозии по стандартной методике производили исследование поверхности образцов визуально и с помощью конфокального лазерного сканирующего микроскопа (КЛСМ) Lext OLS4000. В данной работе для анализа поверхностей с коррозионными повреждениями был выбран ряд 3D параметров поверхностной шероховатости, представляющих собой интегральные характеристики поверхности заданной площади: среднеквадратичное отклонение профиля Sq, среднее арифметическое значение высоты профиля Sa, объем впадин увеличенной глубины Vvv, объем впадин опорной поверхности Vvc, вычисляемые из кривой опорной поверхности Abbot-Firestonев соответствии со стандартом ISO 25178.

Результаты испытаний образцов в сероводородсодержащем растворе (табл. 1) показали, что средняя скорость коррозии сплава АК4-1 после РКУП в 1,9 раза выше, чем в состоянии Т6.

Таблица 1. Средняя скорость коррозии (К и K_1) сплава АК4-1

Состояние	К, г/м^2·сут.	K_1, г/м^2·час.
Т6 (закалка + старение)	0,066±0,03	$2{,}750 \cdot 10^{-3} \pm 10^{-3}$
После РКУП	0,127±0,03	$5{,}292 \cdot 10^{-3} \pm 10^{-3}$

После коррозионного воздействия шероховатость поверхности образцов из сплава в состоянии Т6 выглядит более сглаженной, однако видны отдельные коррозионные язвы. Поверхность образцов из сплава после РКУП, подвергнутых коррозионному воздействию, также выглядит более сглаженной, однако, в отличие от предыдущего случая, крупных коррозионных язв на поверхности образцов не наблюдается (рис. 1 *а, б*).



а *б*

Рис. 1. Поверхности образцов (КЛСМ) из сплава АК4-1 после РКУП до (*а*) и после (*б*) коррозионных испытаний

Если сравнить параметры шероховатости поверхности (Sq, Sa, Vcor) образцов из сплава в состоянии Т6 и после РКУП до и после коррозионного воздействия, то видно (табл. 2), что коррозия снижает данные параметры в случае состояния Т6 в 1,2-1,3 раза, а в случае РКУП – в 1,5 раза. Иными словами, коррозионная среда оказывает большее влияние на шероховатость поверхности образцов сплава после РКУП по сравнению с состоянием Т6. Это хорошо согласуется с данными по скорости коррозии сплава.

Таблица 2. Отношение параметров Sq, Sa и Vcor поверхности образцов из сплава АК4-1 после РКУП и в состоянии Т6 до и после коррозии

Состояние	Т6 / РКУП	Т6+коррозия / РКУП+коррозия	Т6 / Т6+коррозия	РКУП / РКУП+коррозия
Sq	1,7	2,1	1,2	1,5
Sa	1,8	2,0	1,3	1,5
Vcor	1,9	1,7	1,3	1,5

Выводы

1. Средняя скорость коррозии сплава АК4-1 в сероводородсодержащей среде после РКУП в 1,9 раза выше, чем в состоянии Т6.

2. Поверхность образцов из сплава после РКУП в результате коррозионного воздействия становиться более сглаженной и, в отличие от состояния Т6, на поверхности образцов после РКУП и коррозии крупных коррозионных язв не наблюдается.

3. Коррозионное воздействие оказывает большее влияние на параметры шероховатости поверхности (Sq, Sa, Vcor) образцов из сплава АК4-1 после РКУП по сравнению с состоянием Т6.

Работа выполнена при финансово поддержке РФФИ (проект 15-48-02119 р_поволжье_а).

МЕХАНИЗМ РАЗРУШЕНИЯ И АКУСТИЧЕСКАЯ ЭМИССИЯ В СТАЛИ 09Г2С С УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОЙ СТРУКТУРОЙ

Мерсон Е.Д.[1], Клевцов Г.В.[1], Валиев Р.З.[2], Ганеев А.В.[2], Мягких П.Н.[1], Фесенюк М.В.[3]

[1]*Тольяттинский Государственный университет, г. Тольятти, Россия*
[2]*Института физики перспективных материалов УГАТУ, г. Уфа, Россия*
[3]*ОАО «ПО «Стрела», г. Оренбург*
Mersoned@gmail.com

Ежегодно в мире происходит большое количество аварий по причине водородной хрупкости (ВХ) [1]. Как правило, водород, находясь в металле, приводит к смене механизма его разрушения с вязкого на более хрупкий [2]. В зависимости от природы и микроструктуры материала механизм разрушения при ВХ может существенно отличаться [2]. В некоторых случаях особенности разрушения вследствие ВХ хорошо исследованы экспериментально и имеют модельное теоретическое описание [2]. Однако существуют также и малоизученные примеры ВХ. Например, практически нет данных о механизме разрушения материалов с ультрамелкозернистой структурой (УМЗ), насыщенных водородом. Учитывая высокую перспективность данных материалов, регулярно обсуждающуюся литературе [3], такие исследования необходимы, поскольку эксплуатация большинства металлических объектов подразумевает контакт с водородосодержащими средами. Например, известно, что наводороживание может происходить даже из влажного воздуха. *Целью данной работы было*: установить особенности механизма разрушения стали марки 09Г2С с ультрамелкозернистой структурой, насыщенной водородом. В качестве основных методов исследования в данной работе использовали фрактографический анализ при помощи сканирующей электронной микроскопии (СЭМ), а также метод акустической эмиссии (АЭ), обладающий чрезвычайно высокой чувствительностью к процессам деформации и разрушения материалов.

Плоские образцы для испытаний на растяжение с размером рабочей части 2,1х4х15 мм^3 были вырезаны электроискровым методом из прутков стали марки 09Г2С с исходной крупнозернистой (КЗ) и с УМЗ микроструктурой. Для получения УМЗ структуры исходные горячекатаные прутки с КЗ структурой были подвергнуты равноканальному угловому прессованию по схеме «конформ» (РКУП-К), включавшему[*]: 1) гомогенизирующий отжиг при 820°С с последующей закалкой в воду, 2) предварительный отпуск при 350°С, 3) холодную интенсивную пластическую деформацию методом РКУП-К (4 прохода по маршруту Вс), 4) дополнительный отжиг при 350°С. Наводораживание образцов производили электролитическим методом в 5% H_2SO_4 с добавлением 1,5 г/л тиомочевины при плотностях тока *i* 20 и 400 мА/см^2. Время наводораживания во всех случаях составляло 1 час. Механические испытания проводили по схеме одноосного растяжения с постоянной скоростью деформирования 5 мм/мин при помощи универсальной испытательной машины N50KT (Tinius Olsen). Потоковую регистрацию АЭ в процессе испытаний производили беспороговым методом с использованием широкополосного датчика Pico, предусилителя 2/4/6 (PAC) с усилением 60 дБ и платы АЦП PCI-2 (PAC) с частотой дискретизации 2 МГц. Анализ изломов производили при помощи СЭМ, SIGMA (Zeiss).

[*] РКУП-К проводилось сотрудниками ИФПМ УГАТУ (г. Уфа).

Согласно фрактографическому исследованию, независимо от микроструктуры образцы стали 09Г2С, не подвергавшиеся наводороживанию разрушаются с образованием вязких изломов с типичным ямочным рельефом (рис. 1 *а,б,д,е*). Изломы наводороженных образцов с КЗ структурой состоят из областей хрупкого и вязкого типа (рис. 1 *в, ж*). Основная часть излома покрыта округлыми светлыми участками хрупкого разрушения известными как дефекты типа «рыбий глаз». Их поверхность состоит из фасеток квази-скола. Изломы наводороженных образцов с УМЗ структурой полностью хрупкие (рис. 1 *г*). Поверхность разрушения имеет морфологию квази-скола (рис. 1 *з*). Тем не менее, внешний вид данного типа квази-скола отличается от того, который наблюдается в изломах КЗ образцов. В данном случае многие фасетки гораздо больше напоминают фасетки низкотемпературного транскристаллитного скола. Как следует из общего вида излома, представленного на рис. 1 *г*, очаг разрушения наводороженного УМЗ образца, как правило, расположен вблизи его поверхности. По всей видимости, разрушение происходит за счет мгновенного распространения трещины от одного края образца до другого.

Развитие дефектов «рыбий глаз» в КЗ образцах оказывает незначительный вклад в АЭ, что согласуется с результатами другой работы, в которой исследовалась ВХ стали аналогичного класса [4]. В то же время в стали 09Г2С после РКУП наблюдалась интенсивная дискретная АЭ, связанная с водородным растрескиванием образца. Подобного вида АЭ наблюдается при ВХ высокопрочных и высокоуглеродистых сталей [5].

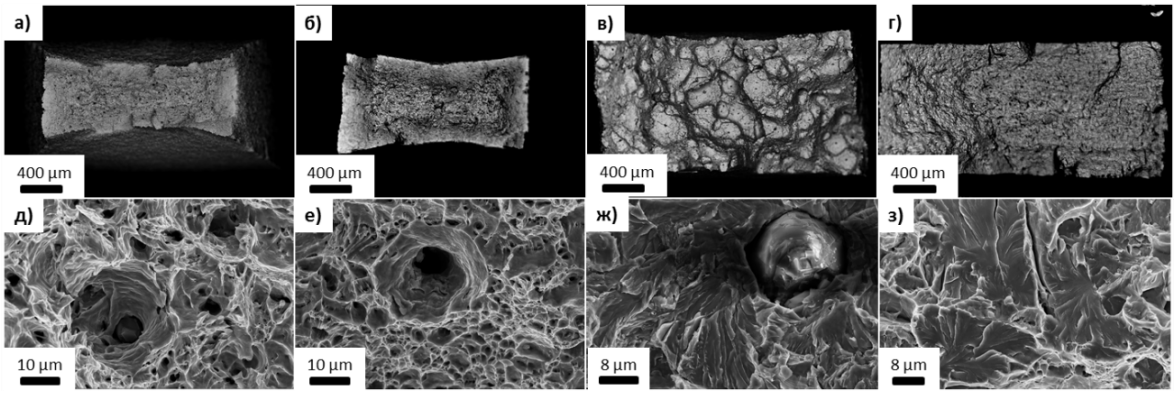


Рис.1. Макро- (*а-г*) и микрорельеф (*д-з*) поверхностей разрушения образцов стали 09Г2С с КЗ (*а, д, б, ж*) и УМЗ (*б, е, г, з*) микроструктурой до (*а, б, д, е*) и после (*в, г, ж, з*) наводороживания

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (проект 14-08-00301_а)

Список литературы

1. Louthan M.R. Hydrogen Embrittlement of Metals: A Primer for the Failure Analyst // J. Fail.
2. Anal. Prev. 2008. Vol. 8, No 3. P. 289–307.Lynch S. Hydrogen Embrittlement Phenomena and Mechanisms//Corros Rev.2012. No 30. pp.105–123.
3. Валиев Р.З., Александров И.В. Объемные наноструктурные металлические материалы. Москва: ИКЦ «Академкнига», 2007. 398 р.
4. Merson E., Vinogradov A., Merson D.L. Application of acoustic emission method for investigation of hydrogen embrittlement mechanism in the low-carbon steel // J. Alloys Compd. 2015. Vol. 645. P. S460–S463.
5. Merson E.D. et al. Effect of strain rate on acoustic emission during hydrogen assisted cracking in high carbon steel // Mater. Sci. Eng. A. 2012. Vol. 550. P. 408–417.

ОСОБЕННОСТИ НАВОДОРОЖИВАНИЯ СТАЛИ 09Г2С С УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОЙ СТРУКТУРОЙ

Мерсон Е.Д.[1], Клевцов Г.В.[1], Валиев Р.З.[2], Ганеев А.В.[2], Мягких П.Н.[1]

[1]*Тольяттинский Государственный университет, г. Тольятти, Россия*
[2]*Института физики перспективных материалов УГАТУ, г. Уфа, Россия*
Mersoned@gmail.com

Создание ультрамелкозернистой (УМЗ) структуры в металлических материалах, в том числе в сталях, методами интенсивной пластической деформации (ИПД) позволяет существенно повысить их прочностные свойства, сохраняя при этом относительно высокую пластичность и ударную вязкость [1]. Тем не менее, в реальных условиях эксплуатация многих объектов происходит в контакте с различными агрессивными средами, например водородосодержащими, влияние которых на свойства УМЗ материалов изучено недостаточно. Вместе с тем хорошо известно, что использование высокопрочных материалов в водородосодержащих средах затруднено из-за их повышенной склонности к водородной хрупкости (ВХ) [2]. Насыщение металла водородом (наводороживание) является первым, и, зачастую, наиболее важным этапом в цепи событий, приводящих к развитию ВХ. Основными параметрами данного процесса являются концентрация и состояние водорода в металле, устанавливающиеся за данный промежуток времени при данных условиях наводороживания. Также немаловажным фактором является наличие и характер повреждений, которые могут возникать в микроструктуре металла, непосредственно в процессе наводороживания, без приложения внешней нагрузки. Таким образом, *цель данного исследования*: установить влияние обработки методом интенсивной пластической деформации на повреждения, концентрацию и состояние водорода в стали 09Г2С, возникающие в результате электролитического наводороживании в широком диапазоне плотностей тока.

Горячекатаные прутки стали марки 09Г2С с типичной для данной термообработки крупнозернистой (КЗ) феррито-перлитной микроструктурой были подвергнуты равноканальному угловому прессованию по схеме «конформ» (РКУП-К), включавшему[1]: 1) гомогенизирующий отжиг при 820°С с последующей закалкой в воду, 2) предварительный отпуск при 350°С, 3) холодную интенсивную пластическую деформацию методом РКУП-К (4 прохода по маршруту Вс), 4) дополнительный отжиг при 350°С. Из полученных, а также из исходных (не подвергавшихся РКУП-К) прутков на электроискровом станке были вырезаны прямоугольные образцы размером 2,1х5х20 мм^3, которые затем были подвергнуты шлифовке на наждачной бумаге с уменьшением величины абразива (конечная шлифовка проводилась на Р2500). Наводораживание образцов производили электролитическим методом в 5% H_2SO_4 с добавлением 1,5 г/л тиомочевины. Для получения различных концентраций водорода наводороживание проводили в широком диапазоне плотностей тока *i* от 0,3 до 600 мА/см^2. Время наводораживания во всех случаях составляло 1 час. Концентрацию диффузионно-подвижного водорода $C^{диф}_{H}$ в образцах определяли при помощи газоанализатора Galileo G8, Bruker методом экстракционного нагрева в потоке газа носителя азота. Для этого в течение 4-5 мин после наводораживания образец помещали в газоанализатор, производили его нагрев до 200 °С с постоянной скоростью 17,3 °С/мин и выдерживали при данной температуре в течение 10 мин.

[1] РКУП-К проводилось сотрудниками ИФПМ УГАТУ (г. Уфа).

В ходе экспериментов установлено, что практически во всем диапазоне исследованных плотностей тока наводороживания $C^{диф}_{H}$ в образцах, подвергнутых РКУП-К существенно выше, чем в исходном КЗ состоянии. Зависимость $C^{диф}_{H}$ от *i* для стали с КЗ структурой имеет сигмоидальный вид с резким переломом в области 260-340 мА/см^2. Зависимость $C^{диф}_{H}$ от *i* такого вида, по-видимому, является типичной для пластичных низкоуглеродистых сталей, ее природа подробно обсуждалась в работе [3]. Как следует из [3] перелом на кривой обусловлен активным образованием блистеров на поверхности стали в этом диапазоне *i*, что подтверждается также результатами настоящего исследования. Для образцов подвергнутых РКУП-К такая зависимость не наблюдается, вместо этого $C^{диф}_{H}$ в них резко возрастает уже при низких *i* и затем практически не меняется. Очевидно, более высокая $C^{диф}_{H}$ в образцах данного типа связана с изначальным наличием в них очень большого количества ловушек (границы зерен, дислокации, поры), которые очень быстро заполняются водородом. В то же время из-за высокой прочности стали после РКУП-К образование блистеров на ее поверхности затруднено, поэтому перелом кривой $C^{диф}_{H}$ от *i* отсутствует.

Другой важной особенностью, обнаруженной в данной работе, является то, что пик на кривой экстракции водорода из стали, подвергнутой РКУП-К, смещен к более высоким температурам, что указывает на более высокую энергию связи водорода с ловушками в этом материале.

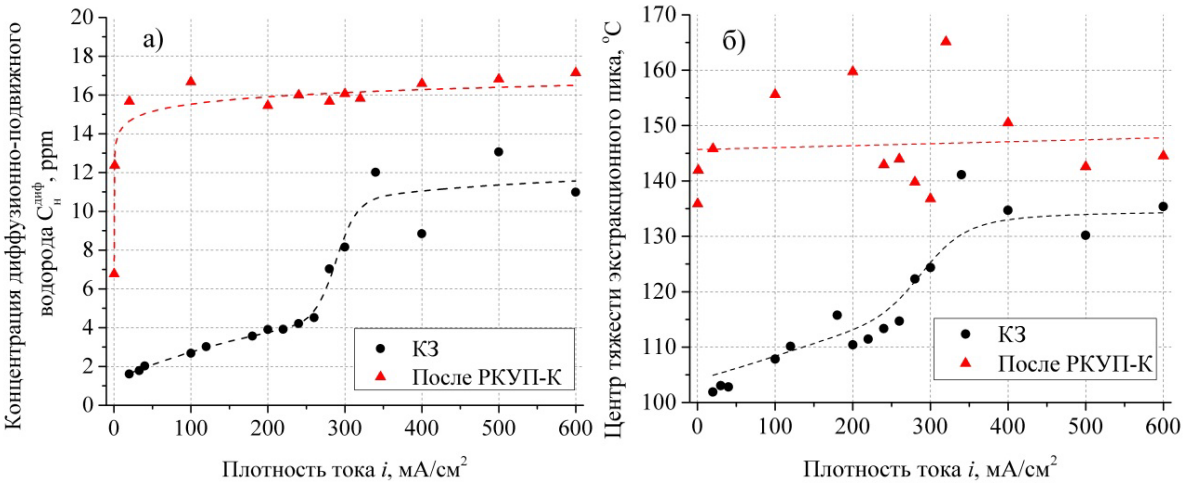


Рис. 1. Результаты газового анализа: изменение концентрации (*а*) и положения центроида экстракционного пика (*б*) водорода в зависимости от плотности тока наводороживания.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (проект 14-08-00301_а)

Список литературы

1. Валиев Р.З., Александров И.В. Объемные наноструктурные металлические материалы. Москва: ИКЦ «Академкнига», 2007. 398 р.
2. Lynch S. Hydrogen Embrittlement Phenomena and Mechanisms//Corros Rev.2012. No 30. pp.105–123.
3. Мерсон Е.Д. и др. Влияние плотности тока электролитического наводороживания на концентрацию диффузионно-подвижного водорода в низкоуглеродистой стали марки S235JR // Вектор науки ТГУ. 2015. (в редакции).

ВЛИЯНИЕ ФРИКЦИОННОГО УПРОЧНЕНИЯ И ПОСЛЕДУЮЩЕГО ОКСИДИРОВАНИЯ НА СТРУКТУРУ И ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ 12Х18Н9Т

Коршунов Л. Г., Черненко Н. Л.

ИФМ УрО РАН, Екатеринбург, korshunov@imp.uran.ru

Исследовано влияние большой пластической деформации, реализующейся в зоне скользящего фрикционного контакта, на структурные превращения и сопротивление изнашиванию аустенитной стали 12Х18Н9Т, подвергнутой далее оксидированию в воздушной среде при температурах 300-800°С (выдержка 1 час) Структуру стали изучали металлографическим, рентгеновским и электронно-микроскопическим (просвечивающая и сканирующая микроскопия) методами анализа[1]. Показано, что сильная деформация, происходящая в условиях сухого трения скольжения, создает в поверхностном слое толщиной ~10мкм аустенитной стали 12Х18Н9Т нанокристаллическую двухфазную γ+α´ структуру, имеющую микротвердость 5.2 ГПа. Последующее оксидирование при 300-500°С вызывает дополнительный рост микротвердости деформированного поверхностного слоя стали до уровня 7.0 ГПа. Это обусловлено активным насыщением аустенита и мартенсита деформации (α´) атомами кислорода, ускоренно диффундирующими вглубь металла по границам γ и α´ нанокристаллов. Концентрация кислорода в поверхностном слое и продуктах изнашивания стали достигает 8 мас.%. Атомы растворенного кислорода, эффективно закрепляют дислокации в γ и α´фазах, увеличивая прочность и износостойкость поверхности стали 12Х18Н9Т. Оксидирование при 550-800°С, приводит к формированию в стали значительного количества наночастиц окисла Fe_3O_4 (магнетита)., повышающих сопротивление термическому разупрочнению и износостойкость исследуемой стали при сухом трении скольжения в паре со сталью 40Х13 в условиях действия относительно небольшой нормальной нагрузки (98 Н). При испытании с большей нормальной нагрузкой -196 Н присутствие в стали 12Х18Н9Т хрупкой оксидной фазы снижает вязкость и, вследствие этого, износостойкость поверхностного слоя стали.

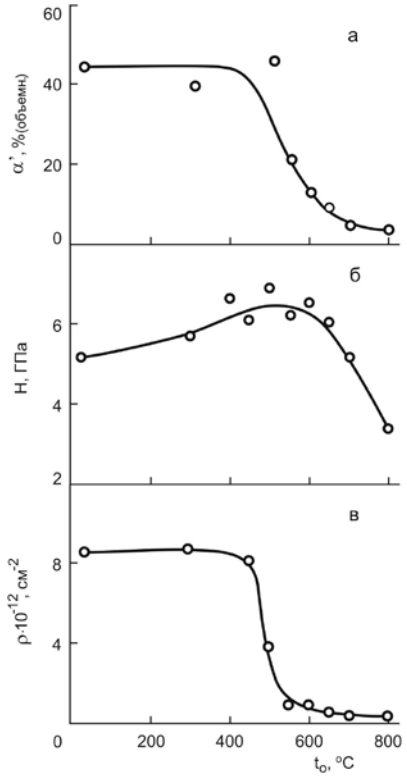


Рис. Влияние температуры оксидирования t_o на количество мартенсита деформации α´, микротвердость *H* и плотность дислокаций ρ в аустените поверхностного слоя стали 12Х18Н9

Данная работа выполнена в рамках государственного задания ФАНО России (тема «Структура» № 01201463331) при частичной поддержке проекта УрО № 15-17-2-24.

1. Коршунов Л.Г., Пушин В.Г., Черненко Н.Л. Модифицирование поверхности никелида титана посредством фрикционной обработки и последующего нагрева в воздушной среде //ФММ. 2012. Т.113. № 6. С.664-672.

ВЛИЯНИЕ ПРОКАТКИ СО СДВИГОМ, СОВМЕЩЕННОЙ С ХОЛОДНЫМ ВОЛОЧЕНИЕМ, НА СТРУКТУРУ И ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СТАЛИ 08Г2С

[1]Пашинская Е.Г., [1,2]Завдовеев А.В., [1]Метлов Л.С., [1]Непочатых Ю.И., [1]Максакова А.А., [1]Ткаченко В.М.

[1]Донецкий физико-технический институт им. А.А.Галкина НАН Украины, Донецк, Украина
[2]Институт электросварки им. Е.О. Патона НАН Украины, г. Киев, Украина
pashinska@mail.ru

Благодаря успехам в области физики, металловедения и технологии обработки давлением, достигнутым за последние десятилетия, появилась возможность получения металлов и сплавов с особыми структурой и физико-механическими свойствами. В результате к материалам предъявляются все более высокие требования, как в отношении механических свойств, так и в отношении электрофизических свойств, например, для создания токонесущих проводов с высокими значениями прочностных и пластических свойств.

В данной работе проводится оценка возможности применения технологии прокатки со сдвигом и волочения для изготовления электротехнических проводов. Было исследовано наследственное влияние структуры малоуглеродистой стали 08Г2С, сформированной при прокатке со сдвигом, на структуру и физико-механические свойства материала при последующем волочении.

При прокатке со сдвигом в стали формируется более однородная по размерам и форме зеренная структура, по сравнению с прокаткой по стандартной технологии. Дальнейшее волочение приводит к формированию бимодальной структуры, состоящей из очень мелких зерен с высокоугловыми границами и больших зерен с развитой субструктурой. Совокупность структурных исследований указывает на развитие механизма механоиндуцированной динамической рекристаллизации при прокатке со сдвигом и механоиндуцированной динамической полигонизации при волочении. Физической основой для развития подобных процессов может служить явление интенсифицированного движения дефектов, реализующееся при деформации со сдвигом и наследующееся при дальнейшем волочении.

Исследования электропроводимости стали, полученной по разным технологиям, в зависимости от степени деформации волочением показали, что в случае волочения материала после стандартной прокатки происходит падение проводимости с ростом степени деформации. При волочении стали после прокатки со сдвигом на первом этапе волочения (e=0–0.8) проводимость уменьшается, а на втором этапе (e>0.8) с ростом степени деформации она практически не меняется, осциллируя вокруг среднего значения. Причем значения проводимости для стали, изготовленной по технологии прокатки со сдвигом с последующим волочением с e>1.5, имеет величину в 3 раза выше, чем в материале, полученном по стандартной технологии.

При волочении стали, полученной обеими технологиями, наблюдается рост ее прочности. В случае применения прокатки со сдвигом достигается значение предела текучести в 1.3 раза выше, чем в случае стандартной прокатки. При этом полученное при прокатке со сдвигом высокое значение технологической пластичности позволяет волочить материал до гораздо больших суммарных степеней деформаций без дополнительного отжига.

МОДЕЛИРОВАНИЕ ОБРАЗОВАНИЯ ПОВЕРХНОСТНЫХ НАНОСТРУКТУР

Сарычев В.Д., Невский С.А., Коновалов С.В., Громов В.Е., Поданев А.П.

Сибирский Государственный Индустриальный Университет,
Новокузнецк, Россия, nevskiy.sergei@yandex.ru

Исследование воздействия гетерогенных плазменных потоков, полученных электрическим взрывом проводников на структуру и свойства материалов показало, что образуется многослойная градиентная структура по мере удаления от поверхности обработки (рис. 1). Первый наноструктурный слой (I) толщиной ~ 1мкм контактирует с плазмой набегающего потока. Второй слой (II) со структурой ячеистой кристаллизации имеет размеры ячеек вдоль вертикального направления значительно больше, чем вдоль горизонтального. Третий слой (III) – с примерно равными продольными и поперечными размерами зерен. Четвертый внутренний наноструктурный слой (IV) толщиной ~ 1мкм. Эти экспериментальные факты, а именно наличие двух нанослоев, стали предметом теоретических исследований. Внешний нанослой можно объяснить значительным теплоотводом, и соответственно большой скоростью охлаждения. Однако при этом требуется создание определенных условий, чтобы достичь таких больших скоростей охлаждения, что трудно осуществить. Внутренний нанослой в рамках тепловой модели смоделировать не удавалось. Более того, этот слой считался артефактом. Однако, в продуктах быстрой закалки из расплава на быстровращающемся диске (спиннинговании) выявляются четыре структурные зоны, описанные в [1]. Зона, прилегающая к закалочной поверхности, или зона замораживания - имеет микродисперсную структуру. Считается, что она образуется в результате множественного зарождения кристаллов. Вторая зона – столбчатых кристаллов – сильно вытянутых зерен. В третьей зоне формируется дендритная или дендритно-ячеестая структура. Четвертая зона – область равноосных случайно ориентированных нанозерен. Возникающая здесь ситуация аналогично выше описанному случаю – возникновению внутреннего нанослоя при воздействии гетерогенной плазмы. Кроме того, формирование наноразмерных образований при больших пластических деформациях также возникает при сдвиге двух материалов. При детальном микроскопическом исследовании в полосах сдвига были обнаружены наноструктуры [1]. Приведенный набор экспериментальных данных говорит о широком проявлении наноструктур при сдвиговых течениях.

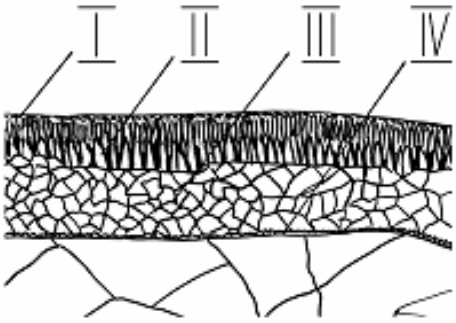


Рис. 1. Схема четырех структурных зон

В работе [2] предложено объяснение возникновения первого наноструктурного слоя на основе механизма развития неустойчивости Кельвина – Гельмгольца [3] в наноразмерном диапазоне длин волн при тангенциальном течении плазмы и расплавленного слоя металла. При относительном движении двух сред возникают вол-

ны (при ветре возникает рябь на воде). В линейном приближении об эволюции поверхности раздела получают дисперсионное уравнение, как правило, это трансцендентное алгебраическое уравнение, связывающее инкремент и длину волны. Оно зависит от большого числа параметров, поэтому аналитическую параметризацию удается провести в редких случаях. Поэтому численно решают дисперсионное уравнение для получения зависимости декремента от длины волны для определенных значений параметров. Максимумы в этой зависимости при положительных значениях инкремента достигаются при определенных длинах волн – $\lambda_{\max}$. Значит, развитие получат волны и генерируемые ими вихри размером $\sim \lambda_{\max}$, а длины волн, и, следовательно, другие масштабы не разовьются. Такой подход является стандартным в исследовании неустойчивостей. Идея использования этого механизма для объяснения механизма возникновения второго внутреннего нанослоя (зона IV) была развита в [4]. В данной работе на основе уравнений Навье-Стокса и Эйлера в приближении вязкой и вязко-потенциальной жидкости получено дисперсионное соотношение. Анализ этого соотношения показал, что зависимости инкремента от длины волны для вязкой и вязко-потенциальной жидкости практически одинаковы в широком диапазоне параметров. Этот факт позволяет использовать дисперсионное уравнение вязко-потенциальной жидкости, которое имеет простой вид, для качественного анализа неустойчивости Кельвина-Гельмгольца границы раздела между идеальной и вязкой жидкостью. Численные расчеты зависимости инкремента от длины волны при определенных значениях параметров, соответствующих образованию внутренних нанослоев при воздействии гетерогенных плазменных потоков на железо показали, что в случае тонкого движущегося слоя, в зависимости инкремента от длины волны наблюдается два максимума: в микро- и нано- диапазоне. Это соответствует развитию двухмодовой неустойчивости.

Микроволновая мода соответствует взаимодействию слоев идеальной жидкости. Нановолновая мода образуется благодаря вязкости. В целом, предложенная интерпретация приводит к следующей картине. В слоях толщиной $H = h = 1$ мкм, при скоростях более 40 м/с, возникают волны с длиной волны $\lambda = 1$ мкм, при такой толщине слоя и длины волны, волну можно рассматривать как движущийся пограничный слой толщиной, $H_c \approx 10\,нм$, в котором развивается нановолновая мода с длиной волны $\lambda_c = 100$ нм.

Исследование выполнено при финансовой поддержке госзаданий Минобрнауки №№ 2708 и 3.1496.2014/К на выполнение научно-исследовательской работы и грантов РФФИ 15-08-03411а, 14-08-00506а

Список литературы

1. A.M. Glezer, Creation principles of new-generation multifunctional structural materials, Physics-Uspekhi, 55 (5) (2012) 522 – 529.
2. V.D. Sarychev, S.P. Mochalov, E.A. Budovskikh, E.S. Vashchuk, V.E. Gromov, Formation of convective structures in metals and alloys under the action of pulsed multiphase plasma jets, Steel in Translation 40 (6) (2010) 531 – 536.
3. S.H. Chan, Y.S. Wang, C.C. Tan, The effect of mass transfer on Kelvin-Helmholtz instability at the gas-liquid interface of a sonic reacting and non-reacting gas jet submerged in a liquid, International Journal of Heat and Mass Transfer 37 (7) (1994) 1123 – 1132.
4. A.Yu. Granovskii, V.D. Sarychev, V.E. Gromov, Model of formation of inner nanolayers in shear flows of material, Technical Physics 58 (10) (2013) 1544 – 1547.

ОСОБЕННОСТИ ВОДОРОДНОЙ КОРРОЗИИ СТАЛЬНОЙ ЦИЛИНДРИЧЕСКОЙ ТРУБЫ ПРИ ВЫСОКОЙ ТЕМПЕРАТУРЕ

Назаров В. В.

Институт механики Московского государственного университета имени М. В. Ломоносова, Россия
inmec130@mail.ru

Практическое назначение. В сфере топливной энергетики при получении пара высокого давления, необходимого для вращения паровых турбин, предполагается использовать установку синтеза воды. В качестве корпуса реактора предполагается применить толстостенный цилиндр из жаропрочной стали 20Х23Н18 (концентрация углерода $c_0^{\mathrm{c}} = 0{,}20\,\%$ масс., температура плавления $T_{\mathrm{m}} = 1808\,\mathrm{K}$). Из-за химического взаимодействия водорода с карбидами железа ожидается ухудшение термомеханических прочностных характеристик углеродистой стали, что неудовлетворительно отразится на эксплуатационном ресурсе установки. Для защиты от негативного воздействия водорода в сталь добавляют карбидообразующие элементы. Несмотря на то, что способ легирования оказывается достаточно эффективным для предупреждения обезуглероживания стали, при изготовлении крупногабаритного оборудования легированные стали остаются недостаточно технологичными и их применение на практике – ограниченным. Поэтому в качестве конструкционного материала по-прежнему используются углеродистые стали.

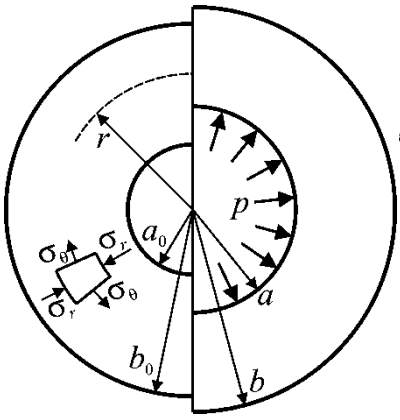
Механизм высокотемпературной водородной коррозии стали. На границе a соприкосновения водорода и стали происходит распад молекулярного водорода (H_2) на атомы (H). Атомарный водород диффундирует в сталь и вступает в химическое взаимодействие ($T \geq 523\,\mathrm{K}$) с карбидами железа $(\mathrm{Fe_3C})$. Продуктами химического взаимодействия H и $\mathrm{Fe_3C}$ оказываются железо (Fe) и метан $(\mathrm{CH_4})$. Поскольку относительно большой размер молекулы $\mathrm{CH_4}$ $(0.296\,\text{нм})$ не позволяет ей диффундировать через кристаллическую решетку $\mathrm{Fe_3C}$ $(0.673\,\text{нм})$, образовавшиеся газообразные вещества $\mathrm{CH_4}$ и $\mathrm{H_2}$ в процессе химических реакций $\mathrm{Fe_3C + 4H \to CH_4 + 3Fe}$ и $\mathrm{H + H \to H_2}$ (рекомбинация атомов H в молекулу $\mathrm{H_2}$) создают давление в порах p^{h}.

Анализ опытных данных на ползучесть и длительную прочность. Путем металлографических исследований установлены области роста магистральных трещин [1]. Метановые поры зарождаются на границах зерен и достигают максимума плотности на внутренней границе [2] (сталь 2,25Cr1Mo, $c_0^{\mathrm{c}} = 0{,}10\,\%$ масс., $T = 843\,\mathrm{K}$, давление водорода $p = 18\,\text{МПа}$, время в момент разрушения $t_{**}^{\mathrm{h}} = 3230\,\text{ч.}$, окружная деформация на внешней границе в момент разрушения $\varepsilon_\theta\big|_{r=b_{**}} = 4{,}5\,\%$). Можно предположить, что окружное напряжение $\sigma_\theta > 0$ приводит к растяжению пор по направлению θ. Радиальное напряжение $\sigma_r \leq 0$, напротив, сжимает поры по радиусу r. При увеличении начальной концентрации углерода c_0^{c} время в момент разрушения в среде водорода t_{**}^{h} уменьшается [3]. Оказывается, что при $c_0^{\mathrm{c}} \to 0$, $t_{**}^{\mathrm{h}} \to t_{**}$ (t_{**} –

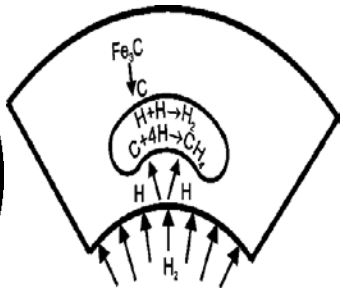
время в момент разрушения в среде воздуха или азота), т.е. влияние концентрации водорода на длительную прочность малоуглеродистой стали 1Х18Н9Т не обнаружено. Это позволяет не учитывать в микропорах углеродистой стали молекулярное давление H_2, а в качестве p^h рассматривать исключительно молекулярное давление CH_4.

Выводы. Особенность ползучести металлических материалов проявляется в порообразовании. Появляются локальные пустоты объема ω, приводящие к расширению деформируемого твердого тела. Водород из полости цилиндрической трубы проникает внутрь твердого тела. Физико-химическое взаимодействие водорода и углеродистой стали занимает время t^h. В результате данного взаимодействия образуется газообразный метан, который накапливается в порах твердого тела. Увеличение концентрации метана c^h вызывает давление в порах p^h, которое оказывается концентратором напряженного состояния на границе пора – материал и приводит к заметному сокращению времени до момента разрушения.

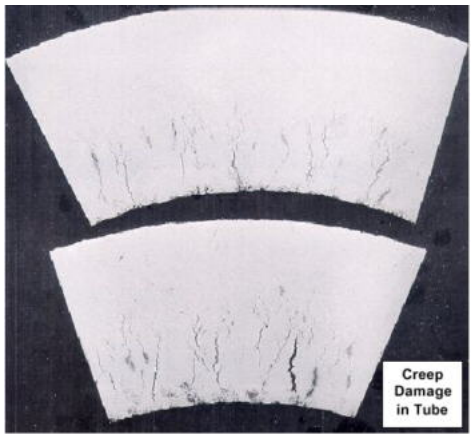
Заключение. Таким образом, разрушение цилиндрической трубы в условиях высокотемпературной ползучести определяется приложенным усилием, а также физико-химическим взаимодействием диффундирующей среды и материала твердого тела. При отсутствии химических реакций разрушение начинается на внешней границе, при этом продвижение магистральных трещин обеспечивается растягивающими окружными напряжениями. В результате контакта диффундирующего водорода и углеродистой стали возникают концентраторы напряженного состояния, под действием которых зарождение магистральных трещин происходит на внутренней границе цилиндрической трубы. Можно заключить, что высокотемпературная водородная коррозия оказывает заметное влияние на прочностные свойства и характер разрушения стальной цилиндрической трубы**.**



Поперечное сечение цилиндрической трубы в недеформированном (слева) и деформированном (справа) состояниях



Механизм высокотемпературной водородной коррозии



Поперечные срезы стальной трубы: магистральные трещины в области, ограниченной внутренним радиусом и средней линией поперечного сечения

Список литературы

1. B. Shannon, C. Jaske. A comprehensive approach to reformer tube inspection and assessment. In: 2nd MENDT Proceedings / The Online J. of Nondestr. Testing. June 2004. Vol. 9. N. 6.
2. http://www.ndt.net/article/mendt03/shannon/shannon.htm

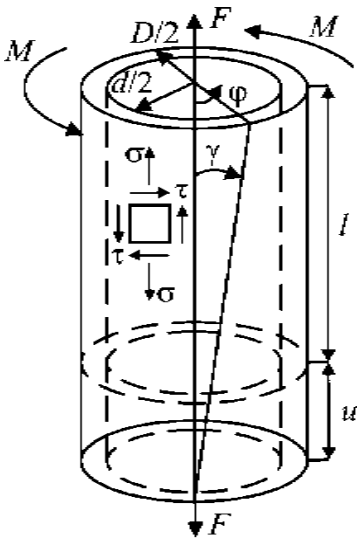
3. Manna G., Castello P., Harskamp F., Hurst R, Wilshire B. Testing of welded 2.25Cr–Mo steel, in hot, high-pressure hydrogen under creep conditions. / Eng. Fract. Mech. 2007. Vol. 74. P. 956 – 968.
4. Колгатин Н.Н., Гликман Л.А, Теодорович В.П. Методика длительных испытаний на разрыв трубчатых образцов под внутренним давлением водорода при высоких температурах / Заводская лаборатория. 1957. Т. 23. № 9. С. 1098 − 1101.

ОПИСАНИЕ УСТАНОВИВШЕЙСЯ ПОЛЗУЧЕСТИ И ДЛИТЕЛЬНОЙ ПРОЧНОСТИ ПРИ РАСТЯЖЕНИИ И КРУЧЕНИИ ТРУБЧАТЫХ ОБРАЗЦОВ

Назаров В. В.

Институт механики Московского государственного университета имени М. В. Ломоносова, Россия
inmec130@mail.ru

Как правило, при определении механических характеристик ползучести и длительной прочности при сложном напряженном состоянии и высокой температуре испытания проводят на трубчатых образцах, которые нагружаются стационарными усилиями: растягивающей силой и крутящим моментом. Под действием заданных усилий в тонкой стенке трубчатого образца создаются растягивающее и касательное напряжения (при таких условиях трубка одновременно растягивается и закручивается).



При описании процесса установившейся ползучести и длительной прочности при растяжении и кручении трубчатых образцов использовались двухпараметрические степенные зависимости инварианта тензора скорости установившейся ползучести от инварианта тензора напряжений, времени в момент разрушения от инварианта тензора напряжений. Рассмотрены следующие инварианты: нормальное растягивающее напряжение, касательное напряжение, максимальная растягивающая деформация, максимальная деформация сдвига.

При описании процесса установившейся ползучести использовались собственные экспериментальные данные [1]. Эти результаты исследований были получены на отожжённой меди при температуре 264 С, где сложное напряженное состояние реализовано при $\sigma=2\tau$ (нормальное и касательное напряжения вносят равный вклад в максимальное касательное напряжение). Разрушение образцов принимало хрупкий характер без наличия видимого формоизменения (предельные деформации оказались малыми и равными менее 4%). Анализ величины минимального суммарного расхождения опытных и теоретических значений показывает, что рассмотренные результаты испытаний наилучшим образом описывает зависимость скорости максимальной сдвиговой деформации от максимального касательного напряжения.

При описании длительной прочности кроме собственных данных, полученных на отожжённой меди, использовались экспериментальные результаты, полученные другими исследователями на различных металлических материалах: медь, сталь,

алюминиевый сплав, никелевый сплав. Кроме базовых инвариантных величин были рассмотрены два составных напряжения

$$\sigma_e = \tau_{max} + \beta\sigma_{max} = \begin{cases} \sigma_{e1}: \quad \beta = \text{const} \\ \sigma_{e\,2}: \quad \beta(\tau_{max}) = \dfrac{\tau_{max} - \tau_c}{\tau_b - \tau_c} \end{cases}$$

Анализ минимальных суммарных расхождений опытных и теоретических значений показывает, что в качестве инвариантного напряжения следует использовать $\tau_{max} + \beta\sigma_{max}$ при $\beta = const$.

Список литературы

1. Назаров В.В. Определение характеристик ползучести при растяжении и кручении медных трубчатых образцов / Заводская лаборатория. Диагностика материалов. 2013. Т. 79. № 8. С. 60 – 61.

АНАЛИЗ МЕХАНИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК ПОЛЗУЧЕСТИ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ ВТ5 И ВТ6 ПРИ ТЕМПЕРАТУРЕ 650 С

Назаров В. В.

Институт механики Московского государственного университета имени М. В. Ломоносова, Россия
inmec130@mail.ru

При определении механических характеристик проводят испытания на цилиндрических образцах при одноосном растяжении. Повышение температуры металлических материалов приводит к убыванию обратимой деформации упругости и увеличению необратимых деформаций пластичности и ползучести. Ползучесть проявляется при температурах выше практического применения металлического материала, при этом необратимые деформации превосходят более половины одного порядка деформацию упругости. Высокая удельная прочностью титановых сплавов находит применение в ракетостроении и космических исследованиях, в которых встречаются нагруженные детали и конструктивные элементы, предназначенные для кратковременной работы при температурах выше обычного применения.

В качестве объектов исследования были выбраны титановые сплавы ВТ5 и ВТ6 при 650 С. Цилиндрические образцы диаметра 5 мм и рабочей длины $l_0 = 25$ мм подвергались одноосному растяжению при постоянстве во времени растягивающей силы. В результатах проведенных экспериментальных исследований для титанового сплава ВТ6 прослеживается зависимость предельного удлинения u_{**} от номинального растягивающего напряжения σ_0, при этом изменение напряжения σ_0 в $4{,}8$ раза повлекло изменение удлинения u_{**} в $3{,}3$ раза. Вместе с этим, в опытных данных для титанового сплава ВТ5 зависимость $u_{**}(\sigma_0)$ не прослеживается. Предельные относительные удлинения u_{**}/l_0 оказались равными

128% для титанового сплава ВТ6 и 53% для титанового сплава ВТ5. При анализе кривых ползучести цилиндрических образцов прослеживаются два последовательных участка зависимости удлинения u от времени t: $\dot{u}(t) = \dot{u}_0$ (I) и $\dot{u}(t) > \dot{u}_0$ (II), где $\dot{u}$ – текущая скорость удлинения, $\dot{u}_0$ – скорость удлинения при установившейся ползучести.

Анализ расчетных данных показывает, что в диапазоне номинального напряжения $\sigma_0 = 80 \div 120$ МПа отличие по скорости установившейся ползучести $\dot{u}_0$ и предельному удлинению u_{**} составляет $1{,}7$ и $1{,}6$ раза, а отличие по времени в момент разрыва t_{**} – $10{,}5$ раза, что объясняется влиянием пластичной $\beta-$ фазы титанового сплава ВТ6, которая при увеличении длительности испытаний привела к значительным предельным удлинениям u_{**}. Таким образом, титановый сплав ВТ5 по сравнению с титановым сплавом ВТ6 при одинаковых условиях испытаний обладает относительно высоким сопротивлением ползучести. Данный титановый сплав рекомендуется в качестве конструкционного материала для кратковременной работы в условиях не циклически изменяющегося во времени напряженного состояния при температуре $650\ ^{o}\mathrm{C}$.

ОСОБЕННОСТИ ФОРМОИЗМЕНЕНИЯ И РАЗРУШЕНИЯ ПРИ РАСТЯЖЕНИИ ПРЯМОУГОЛЬНОЙ ПЛАСТИНЫ С ЦЕНТРАЛЬНЫМ КРУГОВЫМ ОТВЕРСТИЕМ ДЛЯ МЕТАЛЛИЧЕСКОГО МАТЕРИАЛА С РАЗВИТОЙ ПЛАСТИЧНОСТЬЮ

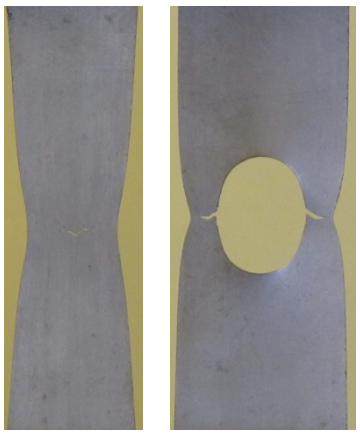
Назаров В. В.

Институт механики Московского государственного университета имени М. В. Ломоносова, Россия
inmec130@mail.ru

При аналитическом решении задач механики деформируемого твердого тела на концентрацию напряженного состояния форму твердого тела и концентратора напряжений считают неизменными. В этом случае неоднородное сложное напряженное состояние прямоугольной пластины определяют для заданной зависимости растягивающего напряжения от деформации. В действительности, прямоугольная пластина и концентратор напряжений с некоторого момента (определяется текущим растягивающим напряжением) претерпевают формоизменение. Поэтому, при решении подобных задач требуется знать момент начала формоизменения. С этой целью были рассмотрены особенности формоизменения и разрушения двух типов плоского образца из титанового сплава ВТ1-0 с высокими пластическими характеристиками. Относительный диаметр кругового отверстия $d_0 / a_0 = 1/2$ (a_0 – поперечный размер пластины, d_0 – диаметр кругового отверстия). Размеры образцов: ширина рабочей части $a_0 = 40$ мм, длина рабочей части $b_0 = 100$ мм, толщина $c_0 = 0{,}5$ мм, $d_0 = 20$ мм.

Анализ результатов экспериментальных исследований показывает, что на диаграмме механического состояния материала (предел текучести $\sigma_y = 200$ ММГ, предел прочности $\sigma_s = 348$ ММГ) момент начала формоизменения соответствует напряжению $\sigma_f = \sigma_y + \frac{\sigma_s - \sigma_y}{2}$. При $\sigma < \sigma_f$ диаграмма $\sigma(\varepsilon)$ не зависит от кругового отверстия (для прямоугольной пластины с круговым отверстием растягивающее напряжение σ рассматриваем в самом узком месте поперечного сечения). При $\sigma \geq \sigma_f$ зависимости $\sigma(\varepsilon)$ для сплошной пластины и пластины с круговым отверстием становятся различными, при этом предел прочности σ_s достигается при различных относительных удлинениях u/b_0: для сплошной пластины – 12,5 %, для пластины с круговым отверстием – 3,5 %. Для сплошной пластины формоизменение происходит на всем продольном размере, для пластины с круговым отверстием – локализуется вокруг кругового отверстия.

Магистральные трещины наблюдаются при различных значениях u/b_0: для сплошной пластины (магистральные трещины зарождаются в середине поперечного сечения) – 30 %, для пластины с круговым отверстием (магистральные трещины зарождаются на круговом отверстии) – 4,5 %.



Результаты проведенного исследования показывают, что при $\sigma \geq \sigma_f$ (σ_f – растягивающее напряжение в момент начала формоизменения) круговое отверстие приводит к разупрочнению прямоугольной пластины. При $d_0/a_0 = 1/2$ наблюдается $u_{**}/u_{**}^{h} = 6{,}6$, u_{**} – удлинение сплошной пластины в момент зарождения магистральной трещины, u_{**}^{h} – удлинение пластины с круговым отверстием в момент зарождения магистральных трещин. Таким образом, напряжение σ_f в момент начала формоизменения вычисляется из выражения и определяется характеристиками материала: пределом текучести σ_y и пределом прочности σ_s. При одинаковой скорости одноосного растяжения момент начала разрушения для прямоугольной пластины с круговым отверстием наступает раньше, чем для сплошной прямоугольной пластины.

ОСОБЕННОСТИ ПОЛЗУЧЕСТИ ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ1-0 ПРИ СЛОЖНОМ НАПРЯЖЕННОМ СОСТОЯНИИ

Назаров В. В.

Институт механики Московского государственного университета имени М. В. Ломоносова, Россия
inmec130@mail.ru

Результаты экспериментальных исследований были получены на силовой установке на трубчатых образцах $d = 14{,}0$, $D = 16{,}1$ и $l = 130{,}0$ мм подвергали совместному растяжению и закручиванию под действием стационарной растягивающей силы и стационарного крутящего момента. Нагрев образца производился внутри печи

при 550 °С (температуру задали таким образом, чтобы максимальная длительность опыта не превышала 10 часов). Результаты испытаний получены при разных отношениях нормального напряжения и касательного напряжения при двух заданных максимальных напряжениях. Таким образом,

$$\tau = \frac{\sigma_{max}[\sqrt{4+[\sigma/\tau]^2} - \sigma/\tau]}{2} \text{ при } \sigma_{max} = 100 \text{ МПа};$$

$$\tau = \frac{2\tau_{max}}{\sqrt{4+[\sigma/\tau]^2}} \text{ при } \tau_{max} = 50\text{МПа}.$$

При визуальном осмотре испытанных образцов установлено, что процесс ползучести большую часть времени эксперимента происходил в условиях однородного деформирования и завершался слабо выраженным формоизменением (первая особенность процесса ползучести). По причине конструкции силовой установки при достижении конечных величин угла поворота (вторая особенность процесса ползучести) образцы не удалось довести до момента разрушения (средний предельный угол поворота при закручивании оказался равным 178 град).

При анализе различных инвариантов тензора скоростей деформаций установившейся ползучести получено, что при описании процесса установившейся ползучести при растяжении и кручении трубчатых образцов из металлического материала с развитыми вязкими свойствами следует использовать инвариантную зависимость скорости максимальной растягивающей деформации от максимального нормального напряжения. Вместе с тем, для опытных данных, полученных для отожженной меди при 264 С [1], показано, что для хрупкого материала следует использовать инвариантную зависимость скорости максимальной сдвиговой деформации от максимального касательного напряжения.

1. Назаров В.В. Определение характеристик ползучести при растяжении и кручении медных трубчатых образцов / Заводская лаборатория. Диагностика материалов. 2013. Т. 79. № 8. С. 60 – 61.

МОДЕЛЬ ПОЛЗУЧЕСТИ СПЛОШНОГО ЦИЛИНДРА ПРИ ОДНООСНОМ РАСТЯЖЕНИИ

Назаров В. В.

Институт механики Московского государственного университета имени М. В. Ломоносова, Россия
inmec130@mail.ru

Предложена математическая модель, в которой процесс деформирования условно делится на две последовательные стадии, разграниченные по времени критерием появления шейки. Закон ползучести, описывающий обе стадии, представляется следующим уравнением:

$$\frac{\dot{\varepsilon}_q}{\dot{\varepsilon}_{0q}} = \left[\frac{\sigma_q}{\sigma_{0q}}\right]^{n_q}$$

где $\dot{\varepsilon}_q$ – скорость деформации растяжения, σ_q – растягивающее нормальное напряжение, $\dot{\varepsilon}_{0q}$ и σ_{0q} – начальные параметры по скорости деформации и напряжению для соответствующей стадии q. При теоретическом описании процесса ползучести сплошного цилиндра предполагается, что скорость деформации растяжения зависит от величины растягивающего нормального напряжения σ_q в самом узком месте поперечного сечения. Деформирование до момента выполнения критерия происходит без изменения первоначальной формы и объема сплошного цилиндра (первая стадия), при этом растягивающее напряжение определяется из равенства усилий и зависит от деформации растяжения следующим образом:

$$\sigma_1 = \sigma_0 \exp(\varepsilon_1)$$

где σ_0 – номинальное напряжение, равное отношению растягивающей силы и площади поперечного сечения до момента начала деформирования. С момента времени срабатывания критерия влияние на деформацию растяжения начинает оказывать продольный размер шейки (вторая стадия). Считается, что появление шейки предшествует резкому увеличению скорости $\dot{\varepsilon}$ деформации, что интерпретируется некоторым наклоном ϑ касательной к оси абсцисс. Тогда на безразмерной диаграмме $\dot{\varepsilon}\left(\frac{t}{t_{**}}\right)$ в точке $\left[\frac{t_*}{t_{**}}, \dot{\varepsilon}_*\right]$ за критерий завершения первой и начало второй стадий можно принять условие:

$$\dot{\varepsilon}_* \cdot t_{**} = \mathrm{tg}(\vartheta), \;\; 0 < \vartheta < \frac{\pi}{2}$$

где t_* и $\dot{\varepsilon}_*$ – момент времени появления шейки и скорость деформации растяжения в этот момент, t_{**} – время в момент разрушения. Угол ϑ определяется из сопоставления экспериментальной зависимости $\varepsilon(t)$ и фотоснимка при визуальном наблюдении за растягивающимся образцом. При определении момента времени t_* появления шейки (это когда нет возможности наблюдения за процессом деформирования при нагреве образца внутри печи силовой установки) предлагается использовать значение $\vartheta = \frac{\pi}{4}$ или $\mathrm{tg}(\vartheta) = 1$.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ, проект № 14-08-00570.

ПОВЕРХНОСТНАЯ ОБРАБОТКА ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ ИМПУЛЬСНЫМ МАГНИТНЫМ ПОЛЕМ

Гагарин А.Ю., Сарычев В.В., Черемушкина Е.С., Грановский А.Ю.

Сибирский государственный индустриальный университет, г. Новокузнецк, РФ

Модификация поверхности с помощью концентрированных потоков энергия является широкомасштабной областью современных технологий упрочнения. Перспективным способом бесконтактного воздействия на поверхность является метод магнитно-импульсного воздействия [1 - 3]. В работе ставится задача определения временной зависимости температуры в различных точках изделия при магнитоим-

пульсном воздействии. Такое воздействие создается путем разряда конденсаторов на индуктор, изображенный на рисунке 1.

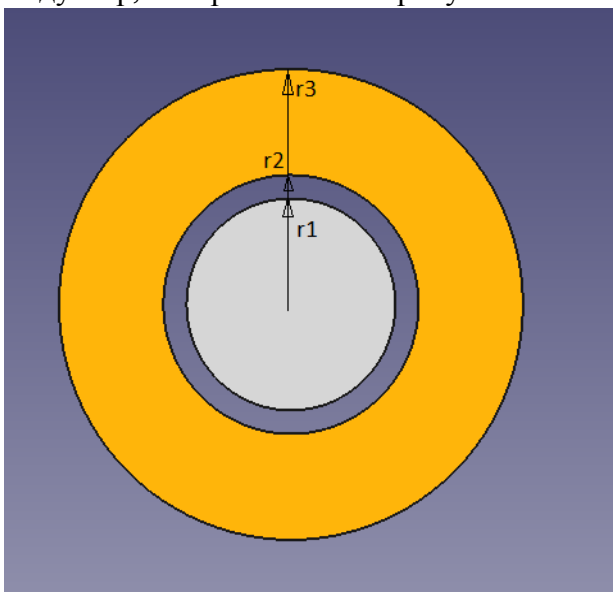


Рис. 1. Индуктор с сердечником

Индуктор выполнен из медной прямоугольной шины с одним витком толщиной r_3–r_2. На оси индуктора располагается обрабатываемое изделие цилиндрической формы радиусом r_1. Между изделием и индуктором находится воздушный промежуток толщиной $r_2 - r_1$. Решение математической задачи о расчете электромагнитных полей в указанных областях позволяет получить распределение плотности тока в изделии:

$$j_1(t,r) = \sigma_1 K \cdot I_0(t) J_1(k_1 r), \quad (1)$$

где $j_1(t,r)$ – плотность тока в образце, σ_1 – проводимость материала, из которого выполнен образец, $I_0(t)$ – плотность тока в индукторе, $J_1(k_1 r)$ – функция Бесселя, K – коэффициент, рассчитываемый по формуле:

$$\begin{aligned} \mathrm{K} &= \frac{k_1\left(\left(-\omega k_3 \mathrm{r}_1^2 \mathrm{r}_2 \varepsilon_2 (\ln(\mathrm{r}_1) - \ln(\mathrm{r}_2)) N_{10}\right) + \mathrm{i}\, N_{00} \sigma_3 (r_1 + r_2)(r_1 - r_2)\right)}{N_{00}\left(-\omega k_1 \mathrm{r}_1 \mathrm{r}_2^2 \varepsilon_2 \sigma_3 l (\ln(\mathrm{r}_1) - \ln(\mathrm{r}_2)) J_1(k_1 \mathrm{r}_1) + \mathrm{i} J_0(k_1 \mathrm{r}_1) l \sigma_1 \sigma_3 (r_1 + r_2)(r_1 - r_2)\right)}; \\ N_{10} &= -\mathrm{Y}_1(k_3 r_2) J_0(k_3 r_3) + Y_0(k_3 r_3) J_1(k_3 r_2); \\ N_{00} &= (Y_0(k_3 r_3) J_0(k_3 r_2) - Y_0(k_3 r_2) J_0(k_3 r_3)). \end{aligned} \quad (2)$$

где ω – комплексная частота конденсаторной установки; r – радиусы, изображенные на рис.1; ε_2 – относительная диэлектрическая проницаемость диэлектрика, расположенного между индуктором и сердечником; $k^2 = \frac{i\omega}{D_m} = i\omega\sigma\mu_0$ – расчетный коэффициент, используется в уравнениях Бесселя; l – длинна среднего радиуса индуктора; $Y_0(k\,r)$ – функция Бесселя; N_{10} и N_{00} – общие множители, выделены и вынесены для сокращения функции.

Для расчета энтальпии системы получим следующую зависимость:

$$\begin{aligned} \mathrm{h(t,r)} &= h_0 + \mathrm{abs}\left(\mathrm{Re}\left(\sigma_1 \mathrm{K}^2 J_1^2(k_1 r) \int_0^t I_0^2(\tau) d\tau\right)\right) = \\ &= h_0 + abs\left(\mathrm{Re}\left(\sigma_1 \mathrm{K}^2 J_1^2(k_1 r) I_m^2 \frac{1}{2i\omega}(\exp(2i\omega t) - 1)\right)\right) \end{aligned} \quad (3)$$

где h_0 – энтальпия при н.у.

Для получения зависимости температуры от времени и радиуса воспользуемся следующим выражением:

$$T(t,r) = \frac{h(t,r)}{c_1 \rho_1} \quad (4)$$

где c_1 – теплоемкость образца, ρ_1 – его плотность.

Зависимость *T(t,r)* изображена на рис. 2, Из нее определяем глубину расплавленного слоя к окончанию разряда конденсаторной батареи. Таким образом, в отличие от [4], получен алгоритм, позволяющий определять параметры установки для получения необходимого теплового поля в проводящем образце.

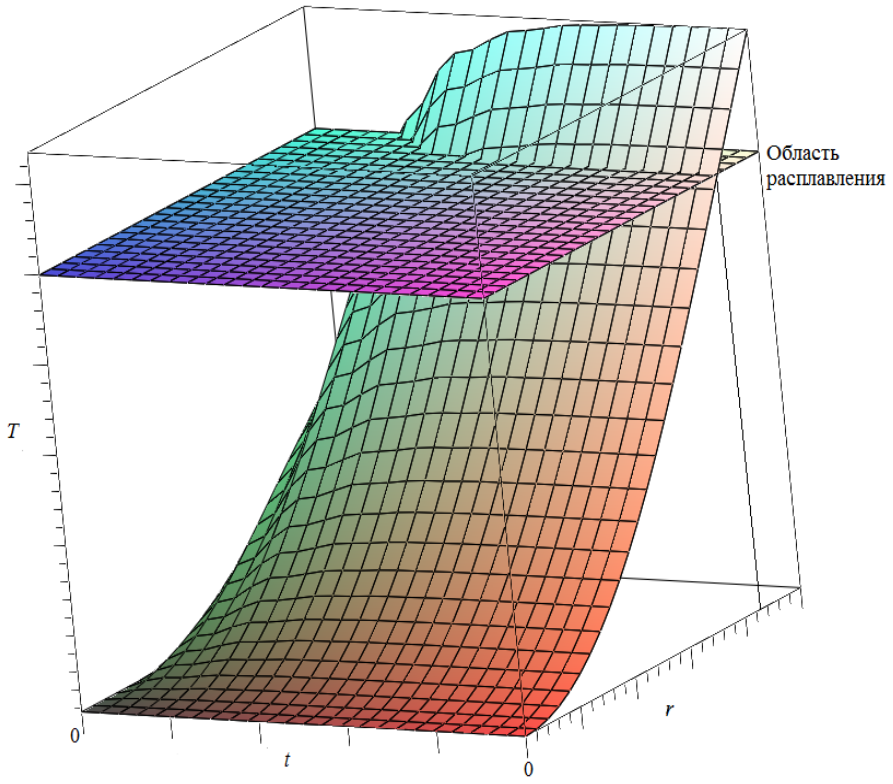


Рис. 2. Температурное поле в образце в зависимости от времени и глубины

Работа выполнена при финансовой поддержке государственного задания No 3.1496.2014/K на выполнение научно - исследовательской работы и грантов РФФИ No 15 – 08 – 03411 – a.

Список литературы

1. Володин В.Л., Сарычев В.Д., Гудимова Л.Н. Влияние импульсных магнитных полей на структуру и свойства металлических сплавов // Изв. вуз. Чер. металлургия. – 1990. – № 10. – С. 77–79.
2. Алифанов А.В., Благодарный В.М., Лях А.А. Магнитно-импульсная упрочняющая обработка металлических изделий // Современные наукоемкие технологии.2010, №2, 22–25с.
3. A.K. Jassim. Magnetic Pulse Welding Technology// Iraq J. Electrical and Electronic Engineering. 2011, №2, Vol.7, 169 – 179p.
4. Лазарев С.Т., Виноградов А.Ю. Способ модификации поверхности // Патент РФ № 2265075 С2. Опубликован 2005.

ВЛИЯНИЕ КАРБОРИРОВАНИЯ И ПОСЛЕДУЮЩЕЙ ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ ПОВЕРХНОСТИ ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ6

Кобзарева Т. Ю.[1], Громов В. Е.[1], Иванов Ю. Ф.[2]

[1]*Сибирский Государственный индустриальный университет, г. Новокузнецк, Россия*
[2]*Томский политехнический университет, г. Томск, Россия*
kobzarevatanya@mail.ru

В данной работы приведены результаты исследования влияния электровзрывного легирования (ЭВЛ) с навеской порошка карбида бора (B_4C) и последующей электронно-пучковой обработки (ЭПО) на поверхность титанового сплава ВТ6. Проведен анализ структурного состояния слоя обработки, сформированного в результате комбинированной обработки.

В качестве взрываемого проводника при электровзрывном легировании использовали фольгу титана толщиной 0,1 мкм. В область взрыва на титановую фольгу помещали навеску порошка карбида бора B_4C массой 496 мг. Для ЭВЛ использовали лабораторную электровзрывную установку типа ЭВУ 60/10. Последующую термическую обработку поверхностного слоя осуществляли высокоинтенсивным импульсным электронным пучком (установка СОЛО, ИСЭ СО РАН) при следующих параметрах работы источника электронов: энергия ускоренных электронов 18 кэВ; плотность энергии пучка электронов E_S = 50 Дж/см^2 и E_S = 60 Дж/см^2; длительность импульса воздействия пучка электронов τ =100 мкс; частота следования импульсов 0,3с$^{-1}$; количество импульсов облучения N = 10.

При исследовании поверхности электровзрывного легирования выявлено формирование высокоразвитого рельефа поверхности титанового сплава ВТ6 (рис. 1, *а*). На рис.1, *б* представлено изображение структуры поверхности титанового сплава после карбоборирования и последующей электронно-пучковой обработки при следующих параметрах: E_S = 50 Дж/см^2,τ =100 мкс, N =10 имп. На рис. 1, *в* представлено изображение структуры поверхности титанового сплава после карбоборирования и последующей электронно-пучковой обработки при E_S= 60 Дж/см^2, τ =100 мкс, N =10 имп.

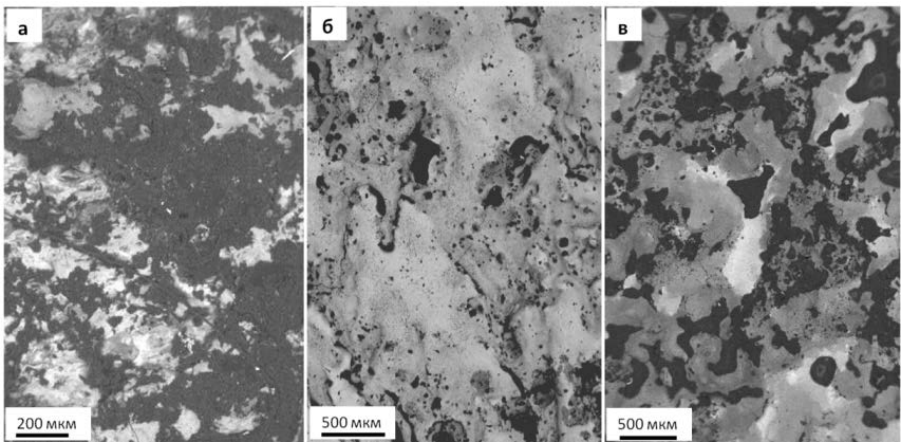


Рис. 1. Структура поверхности титанового сплава ВТ6. *а* – электровзрывное легирование карбидом бора; *б* – электронно-пучковая обработка при энергии пучка электронов E_S = 50 Дж/см^2; *в* - электронно-пучковая обработка при энергии пучка электронов E_S = 60 Дж/см^2

Методами сканирующей электронной микроскопии выявлена неоднородность распределения легирующих элементов в поверхностном слое образца. Последующая ЭПО приводит к существенному преобразованию рельефа и распределению легирующих элементов в поверхностном слое. Рельеф поверхности выглаживается, а легирующие элементы в плоскости шлифа распределяются более равномерно. В результате повторной обработки поверхность выглаживается и происходит существенное преобразование структуры поверхности материала.

В результате ЭПО при энергии пучка электронов E_S = 50 Дж/см^2 происходит формирование характерных элементов структуры. Наблюдаются области с игольчатой структурой (рис. 2, *а*). Продольные размеры игл изменяются в пределах до 10 мкм, поперечные – в пределах 1 мкм. Иглы располагаются преимущественно перпендикулярно поверхности облучения, т.е. по направлению теплоотвода. Вторым характерным элементом структуры поверхности облучения являются сравнительно гладкие области, размеры элементов которых изменяются в пределах 100 нм (рис. 2,*б*).

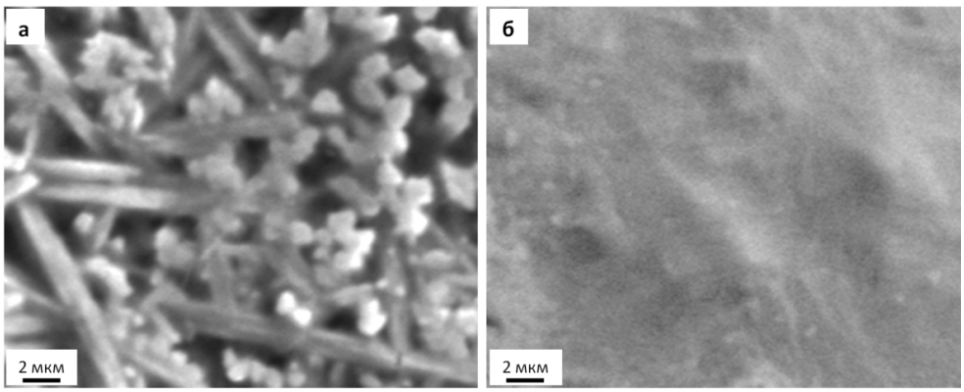


Рис. 2. Элементы структуры поверхности титанового сплава ВТ6 после комбинированной обработки

Увеличение плотности энергии пучка электронов до E_S = 60 Дж/см^2 приводит к формированию преимущественно структуры игольчатого типа (рис. 3).

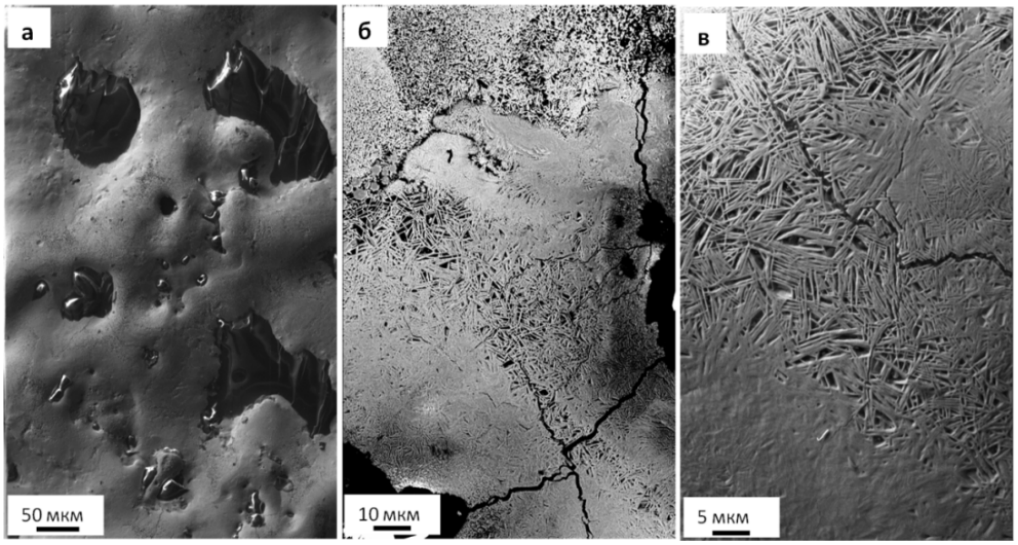


Рис. 3. Структура поверхности модификации сплава на основе титана ВТ6, после ЭВЛ и последующей ЭПО при энергии пучка электронов до E_S = 60 Дж/см^2

Итак, в результате исследования влияния комбинированной обработки на структуру поверхности титанового сплава ВТ6 выявлено, что последующая ЭПО приводит к выглаживанию поверхности легирования, а также приводит к формированию структуры субмикро-наномасштабного уровня, что позволяет прогнозировать высокие прочностные и трибологические свойства обработанного материала.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ (проект № 15-08-03411а) и государственного задания Минобрнауки (№ 2708 и № 3.1496.2014/К).

ФОРМИРОВАНИЕ НАНОСТРУКТУРНЫХ ФАЗОВЫХ СОСТОЯНИЙ И СВОЙСТВ ИЗНОСОСТОЙКОСТИ НАПЛАВКИ НА СТАЛИ

Капралов Е.В. [1], Громов В.Е. [1], Иванов Ю.Ф. [2,3], Рубанникова Ю.А. [1], Зенина Е.В. [1]

[1]Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк, Россия,
Gromov@physics.sibsiu.ru
[2]Институт сильноточной электроники СО РАН, Томск, Россия,
yufi55@mail.ru
[3]Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск, Россия,
yufi55@mail.ru

Из-за износа деталей и конструкций ежегодные убытки в промышленности всех стран мира составляют миллиарды долларов, поскольку при остановках производства, связанных с ремонтом, выпуск продукции снижается. В связи с этим рабочие поверхности необходимо защищать от изнашивания. Один из наиболее эффективных и экономичных методов упрочнения — электродуговая наплавка защитного слоя. Она применяется не только для ремонта изношенных элементов конструкций, но и для придания особых свойств поверхностям новых изделий перед вводом их в эксплуатацию.

Цель настоящей работы – анализ элементного и фазового состава, состояния дефектной субструктуры и трибологических характеристик наплавки, формируемой на низкоуглеродистой слаболегированной стали сварочным методом.

В качестве материала исследования использовали сталь Хардокс 400. На поверхности стали сварочным методом формировали толстые (до 5,5 мм) покрытия EnDOtec 00*30. Наплавку проводили в среде защитного газа состава Ar 82 %, CO_2 18% при сварочном токе 250–300 А и напряжении на дуге 30-35 В.

Для травления наплавки использовали 3%-й спиртовой раствор азотной кислоты. Трибологические характеристики покрытия выявляли путем определения фактора износа и коэффициента трения (триботестер Tribotechnic). Трибологические испытания проводили при следующих условиях: в качестве контртела использовали шарик диаметром 3 мм из твердого сплава ВК8. Контртело перемещалось по поверхности образца вдоль окружности диаметром 4 мм с линейной скоростью 2 см/спри нормальной нагрузке 5 Н. Полное число оборотов контртела 5000.

Исследования показали, что сформированное покрытие имеет многослойную структуру.

Кристаллизация поверхностного слоя наплавки сопровождается формированием столбчатой структуры, ориентированной практически перпендикулярно поверхности образца стали. Столбчатая структура представлена чередующимися слоями толщиной 8–10 мкм, различающимися типом субструктуры и, соответственно, контрастом травления. Слои первого типа характеризуются пластинчатой структурой, ориентированной вдоль оси слоя. Толщина пластинок и прослоек, их разделяющих, изменяется в пределах от 50 до 100 нм. Слои второго типа имеют структуру пластинчатого и глобулярного типа. По мере удаления от поверхности наплавки пластинчатая структура слоев первого типа вырождается и на границе с переходным слоем полностью исчезает.

Особенностью промежуточного слоя является глобулярный тип структуры. Размеры глобул изменяются в пределах от 1,5 до 3 мкм. Глобулы фрагментированы, т.е. разбиты на некоторое количество областей субмикронного размера.

Микрорентгеноспектральный анализ поверхностного слоя наплавки показал, что слои первого и второго типа различаются также и элементным составом. Можно отметить, что слои второго типа обогащены углеродом и титаном. Слои первого типа практически не содержат углерод и обогащены хромом.

Основной фазой наплавки является твердый раствор на основе α-железа (58%), средний размер областей когерентного рассеяния которого *D*– 20 нм. Выявленный параметр кристаллической решетки α-фазы *(*α =0,2880±0,0001 нм) несколько выше, чем у α-железа, не содержащего примеси *(a_0* – 0,2866 нм), что означает, что кристаллическая решетка α-фазы наплавки обогащена атомами углерода. Полагая, что увеличение параметра кристаллической решетки α-фазы наплавки вызвано формированием пересыщенного атомами углерода твердого раствора, можно показать, что концентрация углерода, внедренного в кристаллическую решетку на основе α-железа, составляет 0,034 вес. %.Учитывая, что в твердом растворе на основе α-железа в равновесном состоянии может находиться до 0,02 вес.% углерода, следует ожидать, что формирующаяся структура является мартенситом.

В результате индицирования микроэлектронограмм выявлены рефлексы следующих фаз: $Fe_{23}(C,B)_6$; PeB; РезС и (Fe,Si)3B. Размеры экстрагированных частиц изменяются в пределах от 40 до 200 нм. Форма частиц преимущественно глобулярная, реже — пластинчатая (игольчатая). Выявленные частицы в большинстве случаев разбиты на фрагменты, что отчетливо выявляется на темнопольных изображениях.

Результаты испытаний на износостойкость, показали, что наплавка имеет износостойкость в два раза выше, чем стальная подложка, а коэффициент трения в 1,2 раза ниже, чем сталь. Структурные исследования морфологии и фазового состава материала позволяют заключить, что основной причиной увеличения трибологических характеристик наплавки по сравнению с подложкой является формирование в ней нано- и суб- микроразмерных частиц карбидных, боридных и карбоборидных фаз на основе железа (более 40 %).

Таким образом, установлено, что формирование на поверхности стали наплавки сварочной проволокой марки EnDOtec 00*30 сопровождается созданием многослойной, многофазной, морфологически разнообразной структуры, размеры элементов субструктуры которой изменяются в пределах от десятков нанометров до десятков микрометров.

Показано, что формирование на поверхности стали Hardox 400 наплавки приводит к увеличению износостойкости поверхностного слоя материала в 2 раза и снижению коэффициента трения 1,2 раза.

ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫХ СОСТОЯНИЙ ПРИ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНОМ ЛЕГИРОВАНИИ ИТТРИЕМ И ПОСЛЕДУЮЩЕЙ ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВОЙ ОБРАБОТКЕ

Соснин К. В. [1], Громов В. Е.[1], Иванов Ю. Ф.[2,3], Зенина Е.В.[1]

[1]Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк, Россия, Gromov@physics.sibsiu.ru
[2]Институт сильноточной электроники СО РАН, Томск, Россия, yufi55@mail.ru
[3]Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск, Россия, yufi55@mail.ru

Согласно диаграмме состояния, иттрий и титан полностью смешиваются в жидком состоянии, а при затвердевании образуют эвтектическую смесь двух ограниченных твердых растворов. В твердом состоянии (ниже температуры 875°С) материал представлен смесью двух фаз: α-Ti и α-Y. Фаза α-Y образуется по обратной перитектической реакции при T = 1440°С, эвтектика формируется при ~20 ат. % Ti и температуре 1355°С, фаза α-Ti образуется по эвтектоидной реакции при T = 875°С.

Цель работы – анализ структуры поверхностного слоя системы титан–иттрий, сформированной при высокоскоростной обработке системы пленка/подложка.

В качестве материала основы служил технически чистый титан марки ВТ1-0. Формирование поверхностного сплава системы Ti–Y осуществляли по двухступенчатой схеме. На первом этапе использовали метод электровзрывного легирования. В качестве взрываемого электропроводящего материала применялась фольга технически чистого титана ВТ1-0 массой 100 мг. Исследования морфологии поверхности, определение элементного и фазового состава осуществляли методами оптической микроскопии, растровой электронной микроскопии (РЭМ) и рентгеноспектрального анализа.

Электровзрывное легирование титаном и иттрием поверхности технически чистого титана приводит к формированию многослойной структуры. На поверхности формируется покрытие с высокоразвитым рельефом, элементами которого являются микрокапли, наплывы металла, микропоры и микротрещины. Микрорентгено-спектральный анализ данного покрытия выявил присутствие, кроме титана и иттрия, атомов кислорода и углерода, что может быть связано с легированием материала в условиях низкого вакуума.

Обнаруженные элементы распределены по поверхностному слою весьма неоднородно, что следует из анализа результатов, приведенных в таблице. Наиболее неоднородно в поверхностном объеме материала распределен иттрий, концентрация которого от области к области может различаться в 5–8 раз.

Существенно неоднородная многослойная структура выявляется и при анализе поперечных шлифов легированного материала. Как правило, наблюдаются три слоя, отличающихся морфологией и размерами структурных элементов.

Облучение образца после электровзрывного легирования высокоинтенсивным электронным пучком приводит к плавлению поверхностного слоя. Вследствие этого сглаживается рельеф поверхности, практически полностью исчезают микропоры, однако микротрещины остаются.

Методом микрорентгеноспектрального анализа было установлено, что концентрация иттрия в эвтектике составляет 85 ат. %, титана 15 ат. %. Отметим, что

при равновесной кристаллизации системы титан–иттрий эвтектика формируется при 80 ат. % иттрия.

Результаты микрорентгеноспектрального анализа участков поверхности

Номер участка	Концентрация элемента, вес. %			
	Ti	Y	O	C
1	18.0	67.3	12.5	2.2
2	85.3	7.2	5.7	1.8
3	37.6	45.4	13.5	3.5

Плавление высокоинтенсивным электронным пучком поверхностного слоя системы титан/иттрий, сформированной при электровзрывном легировании, сопровождается диспергированием структуры не только облученной поверхности, но и всего объема легирования толщиной от 30 до 40 мкм. Особенно заметно модифицируется структура поверхностного слоя толщиной от 10 до 15 мкм, формирующегося, очевидно, в результате кристаллизации слоя, расплавленного электронным пучком.

Модифицирование поверхности титана комбинированным методом (облучение плазмой, формирующейся при электрическом взрыве токопроводящего материала и последующая обработка высокоинтенсивным электронным пучком) сопровождается многократным повышением механических и трибологических характеристик материала. А именно, микротвердость поверхностного слоя толщиной 20 мкм увеличивается приблизительно в три раза (по сравнению с подложкой), коэффициент трения легированного слоя снижается более чем в два раза, скорость изнашивания уменьшается более чем в ~2.8 раза.

Таким образом, методами электровзрывного легирования и электронно-пучковой обработки сформирован поверхностный сплав системы титан/иттрий. Выполнены исследования структуры, элементного и фазового состава, механических и трибологических свойств легированного слоя. Показано, что электровзрывное легирование титана иттрием сопровождается насыщением поверхностного слоя атомами кислорода и углерода, что приводит к формированию оксидов и карбидов титана и иттрия. Последующее облучение электронным пучком сопровождается диспергированием структуры до нано- и субмикронного состояния, снижением концентрации кислорода и углерода в поверхностном слое. Выявлено формирование двух типов эвтектики. Показано, что эвтектика, обогащенная титаном, имеет глобулярную форму; эвтектика, обогащенная иттрием имеет пластинчатую форму. Установлено, что формирование поверхностного слоя, обогащенного иттрием, карбидами и оксидами титана и иттрия, приводит к существенному увеличению микротвердости титана (в три раза), коэффициент трения легированного слоя снижается более чем в два раза, скорость изнашивания уменьшается более чем в 2.8 раза.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 13-02-12009 офи_м, госзадания Минобрнауки 2708 и проекта РФФИ № 13-08-98084 р-а-сибирь.

ЗАКОНОМЕРНОСТИ УПРОЧНЕНИЯ РЕЛЬСОВ ПРИ ДЛИТЕЛЬНОЙ ЭКСПЛУАТАЦИИ

Иванов Ю.Ф[1,2,3]. Морозов К.В. [4], Перегудов О.А.[4], Громов В.Е.[4], Попова Н.А.[5], Никоненко Е.Л.[1,5], Рубанникова Ю.А.[4]

[1]Национальный исследовательский Томский политехнический университет
Томск, Россия, yufi55@mail.ru
[2]Институт сильноточной электроники СО РАН
Томск, Россия, yufi55@mail.ru
[3]Национальный исследовательский Томский государственный университет
Томск, Россия, yufi55@mail.ru
[4]Сибирский государственный индустриальный университет
*Новокузнецк, Россия,*gromov@physics.sibsiu.ru
[5]Томский государственный архитектурно-строительный университет
Томск, Россия, Natalya-popova-44@maui.ru

Длительная эксплуатация рельсов сопровождается существенными изменениями структуры и свойств поверхностного слоя и приводит к выходу их из строя по многим причинам.

В проблеме упрочнения металлических материалов, как правило, выделяют три фундаментальных типа упрочнения: I) твердорастворное упрочнение (атомы замещения и внедрения, структурные вакансии, ближний и дальний порядок, антифазные домены и т.п.), 2) субструктурное упрочнение, обусловленное линейными и плоскими дефектами, 3) многофазное упрочнение (карбиды и включения остаточного аустенита в сталях, распад эвтектики, композиты т.п.).

Целью настоящей работы является анализ физической природы прочности рельсов, основанный на численной оценке механизмов упрочнения, выполненной по результатам выявленных параметров структуры рельсов после длительной эксплуатации.

В качестве материала исследования использовали образцы рельсовой стали Р65, свойства и элементный состав которой регламентируется ГОСТом Р 51685 – 2000. Образцы рельсовой стали были вырезаны из изделия в исходном состоянии и после изъятия из эксплуатации на железной дороге из-за износа выкружки головки рельсов (пропущенный тоннаж 500 млн. т брутто и 1000 млн. т брутто). Анализировали структуру стали «рабочей» выкружки, обладающей повышенным износом, указывающим на её преимущественное взаимодействие в процессе эксплуатации с подвижным составом. Структуру металла исследовали методами просвечивающей (метод тонких фольг) электронной микроскопии. Фольги готовили методом электролитического утонения пластинок, расположенных на поверхности выкружки, и на расстоянии 2 мм и 10 мм от поверхности выкружки.

Прочностные свойства рельсовой стали перед и после эксплуатации характеризовали величиной микротвердости. Микротвердость металла рельсов определяли по сечению головки в поперечном направлении методом Виккерса (нагрузка на индентор 2 Н) от поверхности катания по радиусу скругления выкружки на отрезке ≈10мм. Увеличение пропущенного тоннажа рельсов до 1000 млн. т приводит к существенному увеличению микротвердости поверхностного слоя: относительно исходного состояния стали в ≈1,4 раза, относительно состояния, формирующегося при пропущенном тоннаже 500 млн. т в ≈1,8 раза. На расстоянии 10 мм от поверхности эксплу-

атации микротвердость рельсов после эксплуатации близка к микротвердости исходной стали.

Изменение твердости поверхностного слоя металла рельса обусловлено эволюцией его дефектной субструктуры в процессе эксплуатации. Структура рельсовой стали в исходном состоянии (перед эксплуатацией) сформирована зернами перлита пластинчатой морфологии, зернами феррита, содержащими частицы цементита различной формы и размеров (далее по тексту – зерна феррито-карбидной смеси) и зернами феррита, свободными от частиц цементита (далее по тексту – структурно-свободный феррит). Следует отметить, что по границам зерен структурно-свободного феррита практически всегда располагаются частицы цементита.

В объеме зерен феррита и в ферритной составляющей колоний перлита выявляется дислокационная субструктура в виде хаоса или нерегулярных сеток. Скалярная плотность дислокаций в среднем по материалу составляет $\approx 4{,}5 \cdot 10^{10}$ см$^{-2}$.

Анализ структуры стали методом тонких фольг позволил обнаружить присутствие изгибных контуров экстинкции, что однозначно указывает на кривизну-кручение кристаллической решетки материала, обусловленную внутренними полями напряжений.

Как и следвало ожидать, наиболее существенные преобразования структуры материала выявляются на поверхности рельсов. Во-первых, эксплуатация рельсов приводит к фрагментации структуры стали, т.е. делению зерен на области с малоугловой разориентацией. Во-вторых, эксплуатация рельсов сопровождается преобразованием дислокационной субструктуры: наблюдается переход от субструктуры дислокационного хаоса к преимущественно сетчатой субструктуре. При этом фиксируется незначительное увеличение скалярной плотности дислокаций. В-третьих, многократно (более чем в 6 раз) возрастает величина кривизны-кручения кристаллической решетки стали. Последнее свидетельствует об увеличении внутренних полей напряжений в стали при эксплуатации. В-четвертых, выявляется преобразование карбидной подсистема стали. А именно, фиксируется разрушение исходных частиц цементита и образование новых частиц наноразмерного диапазона на границах субзерен и на дислокациях.

Установлено, что эксплуатация рельсов при пропущенном тоннаже 1000 млн. т приводит к существенному (относительно исходного состояния стали в ≈1,4 раза, относительно состояния, формирующегося при пропущенном тоннаже 500 млн. т в ≈1,8 раза) увеличению прочности поверхностного слоя. Показано, что упрочнение рельсовой стали носит многофакторный характер и обусловлено, во-первых, субструктурным упрочнением, вызванным формированием наноразмерных фрагментов, границы которых стабилизированы частицами карбидной фазы; во-вторых, упрочнением частицами каридной фазы, расположенными в объеме фрагментов и на дислокациях (дисперсионное упрочнение); в-третьих, упрочнением, обусловленным формированием на дислокациях атомами углерода атмосфер Коттрелла и Сузуки; в-четвертых, упрочнением, вносимым внутренними полями напряжений, формирующимися вследствие несовместности деформации соседних зерен, α-фазы и расположенных в ней частиц карбидной фазы. Существенное увеличение прочности поверхностного слоя рельсовой стали, подвергнутой длительной пропущенный тоннаж (1000 млн. т) эксплуатации обусловлено формирующимися в материале дальнодействующими внутренними полями напряжений и фрагментацией материала с образованием наноразмерной структуры.

УСОВЕРШЕНСТВОВАНИЕ РАЗЪЁМНОГО ЭЛЕКТРИЧЕСКОГО КОНТАКТА ПУТЁМ ПОВЫШЕНИЯ ЭЛЕКТРОЭРОЗИОННОЙ СТОЙКОСТИ ЕГО ПРОВОДНИКОВ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНЫМ МЕТОДОМ

Бахриева Л.Р., Романов Д.А., Громов В.Е.

Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк, Россия,
romanov_da@physics.sibsiu.ru

Композиционные материалы системы Mo–Ni–Cu обладают высокой электроэрозионной стойкостью [1]. Покрытия такого состава могут быть сформированы методом электровзрывного напыления (ЭВН), который позволяет получать высококачественные беспористые покрытия. Одной из областей применения этого метода является модификация поверхностных слоев материалов электротехнического назначения. Метод позволяет наносить покрытия из продуктов взрыва проводников, а при добавлении в область взрыва порошковых навесок различных веществ – осуществлять формирование композиционных покрытий, обладающих адгезией с основой на уровне когезии и высокими функциональными свойствами.

Известен электрический контакт [2], содержащий токоподводящую пластину, прикрепленный к ней держатель контакт-детали с закрепленной в нем контакт-деталью, держатель состоит из верхней цилиндрической и нижней конусной части, а контакт-деталь выполнена в виде цилиндров соединенных усеченным конусом, при этом конусная поверхность контакт-детали является ответной для внутренней конусной поверхности держателя, цилиндрическая часть держателя расчленена пазами на четыре сегмента, при этом одна пара диаметрально противоположных сегментов упруго фиксирует контакт-деталь в держателе, а вторая фиксирует держатель на токоподводящей пластине.

На рис. 1 представлен разъёмный электрический контакт в замкнутом положении, содержащий пару проводников 1 и 2, а также третий проводник 3.

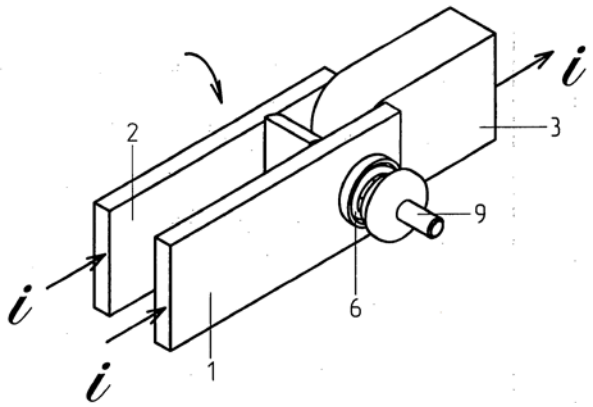


Рис. 1. Разъёмный электрический контакт в замкнутом положении

На рис.2 – разъёмный электрический контакт в разомкнутом положении, содержащий двусторонние контактные площадки 4 и 5, которые в замкнутом положении РЭК (рис. 1) прижаты с помощью, например, одной пружины 6 к односторонним контактным площадкам 7 и 8 проводников 1 и 2 (на рис. 1 контактные площадки 4, 5, 7, и 8 не видны и поэтому не показаны). При этом пружина 6 размещена на оси 9, проходящей через отверстия 10 и 11 соответственно в проводниках 1 и 2 (на рис. 1 эти отверстия не видны).

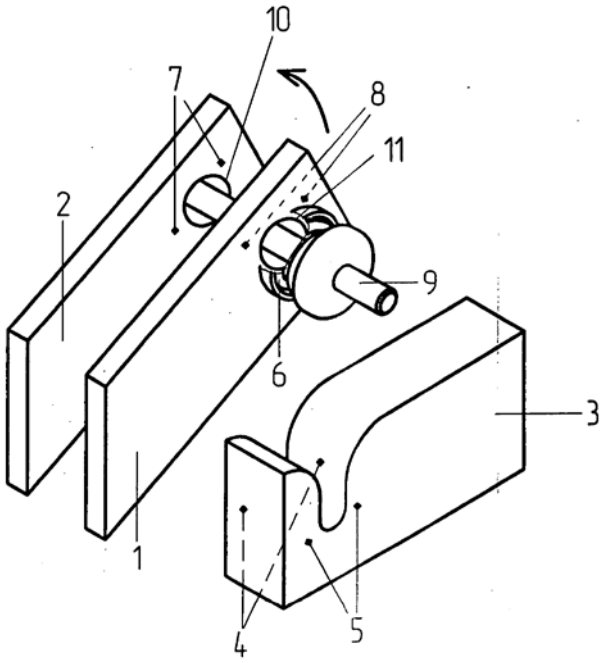


Рис. 2. Разъёмный электрический контакт в разомкнутом положении

В контактных соединениях вследствие естественной шероховатости поверхности фактическая площадь контакта меньше площади перекрытия контактных поверхностей. При больших токах влияние шероховатостей становится ощутимым – зона контакта нагревается, что приводит к пригоранию контактных поверхностей и возрастанию сопротивления в зоне соприкосновения. Эти процессы приводят к потерям электричества и сокращению срока службы конструкции.

Можно усовершенствовать разъёмный электрический контакт, напылив методом электровзрывного напыления на основе молибдена, меди и никеля на пару проводников, изготовленных из меди 1 и 2 (рис. 1). Полученный разъёмный электрический контакт более эффективен по сравнению с известным, он обладает высокой электроэрозионной стойкостью, что увеличивает срок его службы, тем самым обеспечивая экономию ресурсов.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 16-32-60032 мол_а_дк, при финансовой поддержке Гранта Президента Российской Федерации для государственной поддержки молодых российских ученых - кандидатов наук МК-4166.2015.2, госзаданий Минобрнауки №№ 2708 и 3.1496.2014/К на выполнение научно-исследовательской работы. Данная работа была выполнена с частичным использованием оборудования Центра коллективного пользования «Материаловедение» СибГИУ.

Список литературы

1. BeltoMoska-Lehman E. Electrodeposition of protective Ni–Cu–Mo coatings from complex citrate solutions // Surface and Coatings Technology Journal. 2002. Vol. 151(1). № 3. Pp. 440–443.
2. Патент РФ № 118115 полезная модель «Разъёмный электрический контакт»/Острейко В.Н., Козловский А.Н., Буслейко А.А., Полетаев А.Н; заявл. 27.02.2012; опубл. 10.07.2012.

ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ ПОКРЫТИЙ СИСТЕМЫ TiC–Mo НА СТАЛИ ПОСЛЕ ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВОЙ ОБРАБОТКИ

Романов Д.А.[1], Гончарова Е.Н.[1], Будовских Е.А.[1], Громов В.Е.[1], Иванов Ю.Ф.[2]

[1]Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк, Россия
[2]Институт сильноточной электроники СО РАН, Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Томск, Россия,
romanov_da@physics.sibsiu.ru

Композиционные материалы системы TiC–Mo обладают высокой износостойкостью [1, 2], формируются методом электровзрывного напыления (ЭВН), позволяющим получать высококачественные беспористые покрытия [3–7]. Перспективным направлением развития способов ЭВН композиционных покрытий является их модифицирование высокоинтенсивными электронными пучками [8] для снижения шероховатости поверхности покрытий, их гомогенизации и наноструктурирования, повышения износостойкости, твёрдости путем импульсно-периодического переплавления и последующего высокоскоростного охлаждения путем отвода тепла в объем подложки. Цель работы - модифицирование высокоинтенсивным электронным пучком электровзрывных композиционных покрытий системы TiB_2-Mo на стали и изучение их структурно-фазового состояния.

В качестве подложки для ЭВН была использована сталь Hardox 450. Для ЭВН использовали электровзрывную установку ЭВУ 60/10. Режим задавали выбором зарядного напряжения емкостного накопителя энергии установки [9]. ЭВН проводили с использованием композиционного электрически взрываемого проводника [10] для нанесения покрытий, который в данной работе представлял собой двуслойную молибденовую фольгу с заключенной в ней навеской порошка карбида титана TiC. Последующую электронно-пучковую обработку (ЭПО) электровзрывного покрытия осуществляли высокоинтенсивным импульсным электронным пучком на установке СОЛО Института сильноточной электроники СО РАН [11].

Выявлено формирование покрытия толщиной до 100 мкм с градиентной структурой, в которой выявляются три слоя с различной степенью химической травимости. Распределение элементов, как по глубине, так и в вдоль каждого слоя однородно.

Осуществлено последующее облучение поверхности электровзрывных покрытий высокоинтенсивным импульсным электронным пучком субмиллисекундной длительности воздействия. Показано, что ЭПО приводит к выглаживанию поверхности облучения и перераспределению элементов вдоль поверхности покрытия. Выявляются области, элементный состав которых близок к составу частиц карбида титана, области, имеющие дендритную структуру, образованную карбидом титана и молибденом, и области с малым содержанием карбида титана, имеют наноразмерную ячеистую структуру.

Увеличение поверхностной плотности энергии от 45 до 55 Дж/см^2 приводит к более равномерному распределению элементов покрытия вдоль поверхности. По глубине зоны комбинированной обработки обнаруживаются несколько слоев с различной степенью однородности распределения карбида титана и молибдена. Увеличение поверхностной плотности энергии приводит к уменьшению толщины слоев и увеличению их количества.

Глубина зоны электронно-пучкового воздействия достигает 30 мкм. При ЭПО с поверхностной плотностью энергии 60 Дж/см^2, времени воздействия 100 мкс и числе импульсов 10 структура покрытия характеризуется однородным распределением частиц карбида титана с размерами 0,5….1 мкм в молибденовой матрице, а глубина электронно-пучковой обработки достигает 45 мкм. Установлено, что высокие скорости охлаждения, инициированные ЭПО, приводят к формированию структуры субмикро- и наномасштабного уровня, что позволяет прогнозировать высокие прочностные и трибологические свойства модифицированного материала.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 16-32-60032 мол_а_дк, при финансовой поддержке Гранта Президента Российской Федерации для государственной поддержки молодых российских ученых - кандидатов наук МК-4166.2015.2, госзаданий Минобрнауки №№ 2708 и 3.1496.2014/К на выполнение научно-исследовательской работы. Данная работа была выполнена с частичным использованием оборудования Центра коллективного пользования «Материаловедение» СибГИУ.

Список литературы

1. Fukushima T. High temperature properties of TiC-Mo coatings by thermal spraying // Journal of High Temperature Society. 2002. V. 28. № 4. P. 171–175
2. Xiaoqian G., Yaran N., Liping H. et al. Microstructure and tribological property of TiC-Mo coating prepared by vacuum plazma spraying // Journal of Termal Spray Technology. 2012. V. 21. №5. P. 1083–1089.
3. Formation of Structure, Phase Composition and Properties of Electro Explosion Resistant Coatings Using Electron-Beam Processing / D.A. Romanov, Sosnin K.V., Gromov V.E. et al. // AIP Conference Proceedings. 2014. P. 523–526
4. Sosnin K.V., Ivanov Y.F., Gromov V.E. et al. Structure and properties of surface layers obtained due to titanium-surface alloying by yttrium via combined electron-ion-plasma treatment // Journal of Surface Investigation. X-ray, Synchrotron and Neutron Techniques. 2014. V. 8. №. 6. P. 1345–1350.
5. Budovskikh E.A., Gromov V.E., Romanov D.A. The Formation Mechanism Providing High-Adhesion Properties of an Electric-Explosive Coating on a Metal Basis // Doklady Physics. 2013. V. 58. №. 3. P. 82–84.
6. Romanov D.A., Budovskikh E.A., Gromov V.E. Surface Relief and Structure of Electroexplosive Composite Surface Layers of the Molybdenum-Copper System // Journal of Surface Investigation. X-ray, Synchrotron and Neutron Techniques. 2011. V. 5. №. 6. P. 1112–1117.
7. Romanov D.A., Budovskikh E.A., Zhmakin Yu. D., Gromov V.E. Surface modification by the EVU 60/10 electroexplosive system // Steel in translation. 2011. V. 41.№. 6. P. 464–468.
8. Ivanov Y., Teresov A., Ivanova O. et al. Formation of surface layers in Cu-C system // Advanced Materials Research. 2014. V. 10. №. 13. P. 224-228.
9. Романов Д. А., Будовских Е. А., Громов В. Е., Иванов Ю. Ф. Электровзрывное напыление износо- и электроэрозионностойких покрытий. Новокузнецк: «Полиграфист», 2014. 203 с.
10. Патент РФ № 2478732 на изобретение «Композиционный электрически взрываемый проводник для электровзрывного напыления покрытий или электровзрывного легирования поверхности металлов и сплавов» / Романов Д.А., Будовских Е.А., Громов В.Е.; заявл. 13.09.2011; опубл. 10.04.2013, Бюл. № 10. 8 с.
11. Коваль Н.Н., Иванов Ю.Ф. Наноструктурирование поверхности металлокерамических и керамических материалов при импульсной электронно-пучковой обработке. // Изв. вуз. Физика, 2008, № 5, с. 60-70.

АНАЛИЗ СТРУКТУРЫ, ЭЛЕМЕНТНОГО И ФАЗОВОГО СОСТАВА ПОКРЫТИЯ НА ОСНОВЕ Cu–Cr, СФОРМИРОВАННОГО НА МЕДНОЙ ПОДЛОЖКЕ КОМБИНИРОВАННЫМ МЕТОДОМ

Романов Д.А., Левина С.П., Громов В.Е., Иванов Ю.Ф.

Сибирский государственный университет, Новокузнецк, Россия,
romanov_da@physics.sibsiu.ru

В настоящее время композиционные сплавы на основе меди широко применяются в электротехнике в качестве контактного материала для низко- и высоковольтных выключателей, вставок плазмотронов, электродов сварочных машин и др. [1]. Одним из перспективных способов формирования защитных покрытий является электровзрывной метод, который в комбинации с облучением покрытия высокоинтенсивным импульсным электронным пучком позволяет получать износо- и электроэрозионностойкие покрытия относительного высокого качества [2].

Цель работы – исследование структуры, элементного и фазового состава покрытия на основе Cu-Cr, сформированного на медной подложке комбинированным методом.

Материал и методика исследования

В качестве материала исследования использовали покрытие на основе Cu-Cr, сформированное на медной подложке (электротехническая медь марки М00) комбинированным методом, сочетающим электровзрывное напыление (ЭВН) [2] и последующую обработку высокоинтенсивным импульсным электронным пучком на установке СОЛО (ИСЭ СО РАН) [3]**.**

Электровзрывное напыление проводили с использованием композиционного электрически взрываемого проводника [2] для нанесения покрытий, который в данной работе представлял собой двуслойную медную фольгу с заключенной в ней навеской порошка хрома.

Выбранный режим облучения покрытия электронным пучком (табл. 1) позволял плавить покрытие, варьируя толщину расплавленного слоя. Исследование структуры, элементного и фазового состава покрытия осуществляли методами сканирующей электронной микроскопии и рентгенофазового анализа.

Таблица 1. Режимы облучения покрытия на основе Cu–Cr высокоинтенсивным импульсным электронным пучком на установке СОЛО.

Режим	Параметры облучения		
	E_s, Дж/см^2	t, мкс	N, имп.
1	45	100	10
2	50	100	10
3	55	100	10
4	60	100	10
5	60	200	20

Результаты исследований и их обсуждение

Покрытия, сформированное комбинированным способом, сочетающим электровзрывной метод и облучение высокоинтенсивным импульсным электронным пучком, является многослойной и содержит 3-4 слоя.

Выполненные исследования показывают, что выявленные слои отличаются не только структурой, но и элементным составом.

Можно отметить, что основным элементом слоя №1, не зависимо от режима облучения покрытия электронным пучком, является углерод, концентрация которого при переходе от режима №1 к режиму №5 монотонно снижается, изменяясь в пределах от 71 ат.% до 42 ат.%. При удалении от поверхности облучения концентрация атомов углерода снижается и в слое, расположенном на границе раздела покрытия и подложки, изменяется в пределах от 8 ат.% до 61 ат.%. Следовательно, углерод, являясь карбидообразующим элементом, в достаточной мере присутствует в сформированном покрытии, что указывает на принципиальную возможность образования в покрытии карбидов хрома.

Действительно, исследования, выполненные методами рентгенофазового анализа, выявили присутствие частиц карбидной фазы; основным карбидом является карбид состава Cr_7C_3. Объемная доля карбида Cr_7C_3 изменяется немонотонным образом, достигая максимального значения при облучении материала электронным пучком с параметрами – (45 и 60) Дж/см^2; 100 мкс, 10 имп.

Параметр кристаллической решетки меди изменяется немонотонным образом. При плотности мощности пучка электронов $0{,}3 \times 10^6$ Вт/см^2 параметр кристаллической решетки меди в покрытии близок к параметру решетки меди, использованной в качестве подложки (медь в исходном состоянии). При больших значениях плотности мощности пучка электронов параметр кристаллической решетки меди приближается к табличному значению параметра кристаллической решетки меди [4]. Следовательно, обработка покрытия электронным пучком сопровождается очисткой меди от различного рода примеси.

Параметр кристаллической решетки хрома также изменяется немонотонным образом и не обнаруживает зависимости от плотности мощности пучка электронов, колеблясь вблизи табличного значения параметра решетки хрома. В твердом состоянии в системе Cu-Cr сосуществуют две фазы: α-твердый раствор хрома в меди и β-твердый раствор меди в хроме [4]. Вследствие весьма малой растворимости меди в хроме в твердом состоянии, второй твердой фазой является практически чистый хром.

Таким образом, анализ результатов, полученных при исследовании структуры, элементного и фазового состава, позволяют констатировать, что комбинированным методом, сочетающим электровзрывное напыление и последующее облучение высокоинтенсивным импульсным электронным пучком, удается сформировать на поверхности меди многослойные многофазные покрытия на основе системы Cu-Cr, содержащие, наряду с медью и хромом, карбиды хрома.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 16-32-60032 мол_а_дк, при финансовой поддержке Гранта Президента Российской Федерации для государственной поддержки молодых российских ученых - кандидатов наук МК-4166.2015.2, госзаданий Минобрнауки №№ 2708 и 3.1496.2014/К на выполнение научно-исследовательской работы. Данная работа была выполнена с частичным использованием оборудования Центра коллективного пользования «Материаловедение» СибГИУ.

Список литературы

1. Березин, В.Б. Справочник электротехнических материалов: 3-е изд. / В.Б. Березин, Н.С. Прохоров, Г.А. Рыков, А.М. Хайкин. – М.: Энергоатомиздат, 1983. – 399 с.

2. Романов Д.А., Будовских Е.А., Громов В.Е., Иванов Ю.Ф. Электровзрывное напыление износо- и электроэрозионностойких покрытий. - Новокузнецк: Изд-во «Полиграфист», 2014. – 203 с.
3. Коваль Н.Н., Иванов Ю.Ф. Наноструктурирование поверхности металлокерамических и керамических материалов при импульсной электронно-пучковой обработке // Известия вузов. Физика. - 2008. - №5. - С. 60-70.
4. Диаграммы состояния двойных металлических систем / под ред. Н.П. Лякишева. – М.: Машиностроение, 1996. – Т. 1. – 992 с.

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ЭЛЕКТРОДУГОВОЙ ИЗНОСОСТОЙКОЙ НАПЛАВКИ МАРТЕНСИТНОЙ СТАЛИ

Капралов Е.В., Райков С.В., Романов Д.А., Громов В.Е.

Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк, Россия,
romanov_da@physics.sibsiu.ru

Целью работы являлось изучение структуры, фазового состава и трибологических характеристик износостойкого покрытия, наплавленного электродуговым методом на мартенситную сталь.

Оптическая микроскопия поперечных шлифов покрытий показала, что толщина наплавленных слоев достигает 5,0…5,5 мм. По глубине покрытий выделяются 4 слоя, которые отличаются друг от друга контрастом травления. А именно, поверхностный, приповерхностный, промежуточный и тонкая прослойка на границе с основой. Толщина указанных слоев составляет 3,5…4,0; 0,25…0,40; 0,25 и 0,01 мм соответственно. В зоне термического влияния, располагающейся ниже покрытия, также выделяется тонкий слой толщиной 0,04 мм. Общая толщина зоны термического влияния достигает 4 мм. В структуре слоя 1 выделяются дендриты с осями первого и второго порядка. Среднее расстояние между ними составляет 3 мкм. Расстояние между осями дендритов первого порядка составляет 20 мкм. В промежутках между дендритами наблюдаются включения округлой формы размерами от 2 до 16 мкм. Исходя из спецификации наплавленной проволоки, можно ожидать, что кристаллические включения являются карбидами железа, хрома и ниобия. Микротвердость включений составляет 1500 HV. В слое 1 выявляются продольные и поперечные трещины, что говорит о его хрупкости, обусловленной термическими напряжениями. Слой 1 плавно переходит в слой 2, который характеризуется мелкодисперсной зеренной структурой с размерами кристаллитов ≈3 мкм и присутствием карбидов, характерные размеры которых 6 мкм, формирующих скопления. Слой 3 имеет дендритную структуру с осями первого и второго порядка, среднее расстояние между которыми составляет (15…50) мкм и 5 мкм, соответственно. В слое 3 также наблюдаются включения карбидов. Карбиды располагаются между осями дендритов второго порядка. Отношение плотностей распределения карбидов в слоях 1–3 равно 1:3:7 соответственно, что говорит об увеличении плотности распределения карбидов железа, хрома и ниобия по глубине. Зона термического влияния имеет закалочную структуру с кристаллами мартенсита пакетного и пластинчатого типа.

Выполненные исследования механических свойств системы наплавка/сталь показали, что микротвердость наплавленного покрытия остается неизменной по всей глубине до (3,7…4,0) мм. Среднее значение микротвердости упрочненного слоя

составляет 900 *HV*, что в 3 раза больше микротвердости основного материала. Канавка износа наплавки визуально существенно меньше по сравнению с канавкой износа стали. Об этом же свидетельствуют и результаты профилометрии канавки износа наплавки и стали. Количественный анализ полученных таким образом результатов исследования износостойкости материала свидетельствует о том, что износостойкость наплавки в ≈3 раза выше износостойкости исходной стали, а коэффициент трения в ≈2 раза ниже коэффициента трения исходной стали.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 16-32-60032 мол_а_дк, при финансовой поддержке Гранта Президента Российской Федерации для государственной поддержки молодых российских ученых - кандидатов наук МК-4166.2015.2, госзаданий Минобрнауки №№ 2708 и 3.1496.2014/К на выполнение научно-исследовательской работы. Данная работа была выполнена с частичным использованием оборудования Центра коллективного пользования «Материаловедение» СибГИУ.

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ТИТАНА ПОСЛЕ ПОВЕРХНОСТНОГО ЛЕГИРОВАНИЯ ИТТРИЕМ

Соснин К.В., Райков С.В., Романов Д.А., Громов В.Е.

Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк, Россия,
romanov_da@physics.sibsiu.ru

Облучение поверхности образцов плазмой электрического взрыва фольги титана с навеской порошка иттрия приводит к формированию многослойной структуры. На поверхности легирования формируется покрытие с высокоразвитым рельефом, элементами которого являются микрокапли, наплывы металла (иттрий), микропоры и микротрещины. Существенно неоднородная структура формируется и по толщине легированного слоя: как и на поверхностности легирования, в объеме легированного слоя выявляются области, обогащенные и обедненные иттрием. Методами микрорентгеноспектрального анализа было показано, что концентрация иттрия в таких областях может различаться на порядок. Плавление высокоинтенсивным электронным пучком поверхностного слоя образца, подвергнутого электровзрывному легированию, сопровождается формированием структуры островкового типа со сглаженным рельефом. На поверхности легирования формируется тонкий (до 1,5 мкм) слой, имеющий столбчатую структуру.

Методами микрорентгеноспектрального анализа показано, что островки размерами (10…40) мкм обогащены титаном (соотношение титан/иттрий = 12), межостровковые пространства обогащены иттрием (соотношение иттрий/титан = 4). Островки, обогащенные титаном, имеют поликристаллическую структуру с размером зерен ~1 мкм. Преимущественно по границам зерен располагаются включения сферической формы, размеры которых изменяются в пределах от 25 нм до 300 нм. В отдельных случаях присутствую включения размерами ~1 мкм. Методами микрорентгеноспектрального анализа показано, что данные включения обогащены иттрием и кислородом. Включения сферической формы выявляются и в межостровковых пространствах. Размеры включений изменяются в пределах от 100 нм до 500 нм. Можно предположить, что данные включения являются титаном или окислами титана. Вторым типом структуры межостровковых пространств являются

колонии пластинчатого типа. Поперечные размеры пластин (200…300) нм. В большинстве случаев такие колонии берут начало на границе островков, обогащенных титаном. Методами микрорентгеноспектрального анализа было установлено, что концентрация иттрия в пластинчатой структуре составляет ≈85 ат. %, титана, соответственно, ≈15 ат. %. Следуя равновесной диаграмме состояния, кристаллизация системы титан-иттрий протекает с формирование эвтектики при 80 ат. % иттрия . Следовательно, колонии пластинчатого типа являются эвтектикой и сформированы пластинами титана и иттрия. Существует возможность формирования эвтектики в сплаве, богатом титаном, а именно, при концентрации иттрия ≈18 ат. %.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 16-32-60032 мол_а_дк, при финансовой поддержке Гранта Президента Российской Федерации для государственной поддержки молодых российских ученых - кандидатов наук МК-4166.2015.2, госзаданий Минобрнауки №№ 2708 и 3.1496.2014/К на выполнение научно-исследовательской работы. Данная работа была выполнена с частичным использованием оборудования Центра коллективного пользования «Материаловедение» СибГИУ.

ФРАКТОГРАФИЯ ПОВЕРХНОСТИ РАЗРУШЕНИЯ СИЛУМИНА, ПОДВЕРГНУТОГО МНОГОЦИКЛОВЫМ УСТАЛОСТНЫМ ИСПЫТАНИЯМ И ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВОЙ ОБРАБОТКЕ

Аксёнова К.В.[1], Коновалов С.В.[1], Громов В.Е.[1], Иванов Ю.Ф.[2,3]

[1] *Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк, Россия,* gromov@physics.sibsiu.ru

[2] *Институт сильноточной электроники СО РАН, Томск, Россия*

[3] *Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Томск, Россия,* yufi55@mail.ru

Целью настоящей главы является анализ закономерностей и выявление механизмов, ответственных за разрушение силумина марки АК12, подвергнутого многоцикловым усталостным испытаниям.

Усталостные испытания силумина, как и в [1, 2], проводили по схеме циклического асимметричного консольного изгиба. Облучение поверхности образцов, приготовленных к усталостным испытаниям, осуществляли на установке «СОЛО» (ИСЭ СО РАН) [1, 2]. Электронно-пучковая обработка силумина в оптимальном режиме приводит к увеличению его усталостной долговечности более чем в 3,5 раза [2]. Для исследований поверхности разрушения силумина были выбраны образцы, показавшие минимальную (при режиме облучения №1 15 Дж/см^2; 150 мкс; 3 имп. – 180000 циклов) и максимальную (при режиме облучения №2 20 Дж/см^2; 150 мкс; 5 имп. – 517000 циклов) усталостную долговечность.

Усталостное разрушение является процессом, развивающимся во времени в локальных объемах материала. При достижении определенного критического состояния наступает разрушение образца в целом. На поверхности разрушения выявляются три характерные зоны – зона усталостного роста трещины, зона долома и разделяющая их зона ускоренного роста трещины [3]. Деформационные процессы, имеющие место при усталостных испытаниях материала, в полной мере развиваются в

зоне усталостного роста трещины и, в существенно меньшей степени, в зоне долома. В двухфазных материалах, к которым относится анализируемый в настоящей работе силумин, как правило, реализуется смешанный механизм усталостного разрушения. Преобладающим элементом структуры поверхности разрушения являются ямки вязкого разрушения, образующиеся в результате срезания микропор, через которые прошло разрушение зерен алюминия. Пластинки кремния разрушаются по механизму скола.

Ширина зоны усталостного роста трещины в исследуемых образцах силумина коррелированным образом связана с числом циклов до разрушения, т.е. зависит от режима облучения материала электронным пучком. Толщина зоны усталостного роста трещины в необлученном образце, разрушенном после 130000 циклов, составляет ≈1,8 мм, в образце, облученном по режиму №1 и разрушенном при 180000 циклов, – ≈0,75 мм, а в образце, облученном по режиму №2 и разрушенном при 517000 циклов, – ≈ 3,5 мм. Ширину зоны усталостного роста трещины приравнивают к критической длине трещины [4]. Следовательно, при оптимальном режиме облучения поверхности силумина пучком электронов удается увеличить критическую длину трещины более чем в три раза, увеличивая тем самым ресурс работоспособности материала.

По величине отношения площади чисто усталостной зоны к площади зоны, занятой доломом, можно ориентировочно судить о значении коэффициента безопасности данного материала [4]: чем меньше это отношение, тем ниже коэффициент безопасности при одной и той же величине нагрузки усталостных испытаний. Для образца силумина в исходном состоянии данный параметр равен 1,15. Анализ фрактограмм исследуемого материала показал, что значение данного коэффициента изменяется от 0,24 (режим №1) до 0,86 (режим №2). Следовательно, облучение силумина при оптимальном режиме существенно повышает коэффициент безопасности эксплуатации материала.

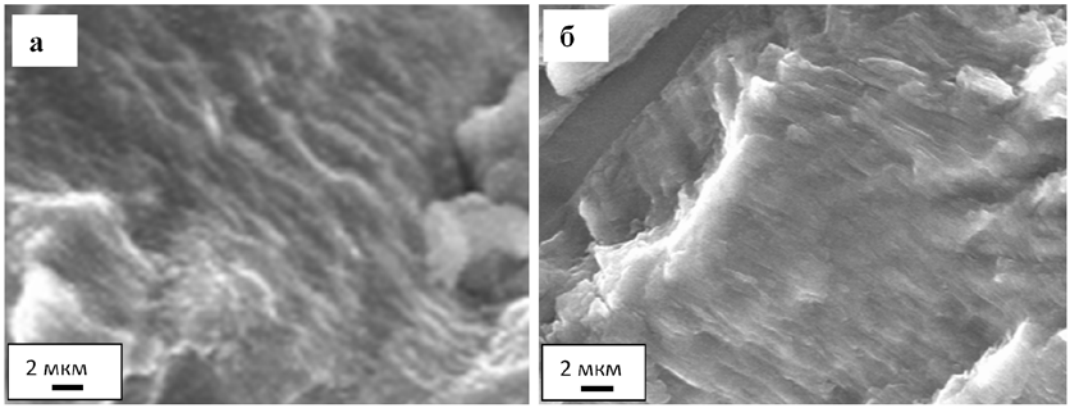


Рис. 1. Усталостные бороздки, формирующиеся в силумине в результате усталостного разрушения; *а* – образец, облученный по режиму №1 и разрушенный после 180000 циклов; *б* – образец, облученный по режиму №2 и разрушенный после 517000 циклов

К важным признакам усталостной зоны разрушения материала относятся усталостные бороздки [3, 4], характерное изображение которых приведено на рис. 1. При прочих равных условиях, связанных с организацией эксперимента усталостного нагружения, расстояние между бороздками будет определяться способностью материала сопротивляться распространению усталостной трещины: чем меньше расстояние между бороздками, тем большей сопротивляемостью распространению трещины

обладает материал. Проведенные нами исследования показали, что среднее расстояние между усталостными бороздками в разрушенных образцах силумина в литом состоянии составляет 0,5 мкм, а в образцах, разрушенных при режимах облучения №1 и №2 – 0,95 мкм и 0,28 мкм соответственно. Следовательно, шаг трещины за один цикл усталостного нагружения в образце силумина, обработанном по оптимальному режиму, в 3,5 раза меньше, а значит, данный образец обладает более высокой сопротивляемостью распространению усталостной трещины.

Работа выполнена при поддержке гранта Президента Российской Федерации для государственной поддержки молодых российских ученых - докторов наук (проект МД-2920.2015.8) и государственного задания № 3.1496.2014/К.

Список литературы

1. Громов В.Е., Иванов Ю.Ф., Коновалов С.В., Аксёнова К.В., Бащенко Л.П., Кобзарева Т.Ю. Модифицирование структуры и свойств легких сплавов упрочняющими технологиями / под. ред. В.Е. Громова, Ю.Ф. Иванова. – Новокузнецк: Изд. Центр СибГИУ, 2015. – 226 с.
2. Коновалов С.В., Алсараева К.В., Иванов Ю.Ф., Громов В.Е., Петрикова Е.А., Тересов А.Д. Влияние электронно-пучковой обработки на изменение структуры силумина при многоцикловой усталости // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. – 2015. – Т 12. – № 2. С. – 193-197.
3. Терентьев В.Ф. Усталость металлических материалов. – М.: Наука, 2003. – 254 с.
4. Коцаньда С. Усталостное разрушение металлов. – М.: Металлургия, 1976. – 456 с.

ИЗМЕНЕНИЕ СВОЙСТВ СИЛУМИНА В УСЛОВИЯХ МНОГОЦИКЛОВОЙ УСТАЛОСТИ

Аксёнова К.В.[1], Громов В.Е. [1], Коновалов С.В.[1], Иванов Ю.Ф.[2,3]

[1] Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк, Россия, gromov@physics.sibsiu.ru
[2] Институт сильноточной электроники СО РАН, Томск, Россия
[3] Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Томск, Россия, yufi55@mail.ru

Целью настоящей работы является изменение при усталостном нагружении свойств поверхности силумина, подвергнутого предварительной электронно-пучковой обработке с целью повышения усталостного ресурса.

В качестве материала исследований был использован Al–Si сплав АК12 (силумин эвтектического состава) [1]. Как и в [2, 3], усталостные испытания проводили по схеме циклического асимметричного консольного изгиба. Облучение поверхности образцов, приготовленных к усталостным испытаниям, осуществляли на установке «СОЛО» (ИСЭ СО РАН) [2, 3]. Ранее нами было показано, что при ЭПО эвтектического силумина в оптимальном режиме достигается более чем трехкратное увеличение усталостной долговечности [4]. Для исследований свойств поверхности силумина были выбраны образцы, показавшие минимальную (при режиме облучения 20 Дж/см^2; 150 мкс; 1 имп. – 132000 циклов) и максимальную (при режиме облучения 20 Дж/см^2; 150 мкс; 5 имп. – 517000 циклов) усталостную долговечность.

Результаты испытания образцов силумина на износостойкость представлены на рис. 1 (темные столбики). Минимальным параметром изнашивания обладают образцы, прошедшие усталостные испытания в течение 132000 циклов (рис. 1, режим 1). После 517000 циклов усталостных испытаний параметр изнашивания материала возрастает (рис. 1, режим 2), однако остается ниже относительно показателей, зафиксированных для исходного материала (необлученного материала перед усталостными испытаниями) (рис. 1, режим 0). Практически подобным образом изменяется и величина коэффициента трения (рис. 1, светлые столбики).

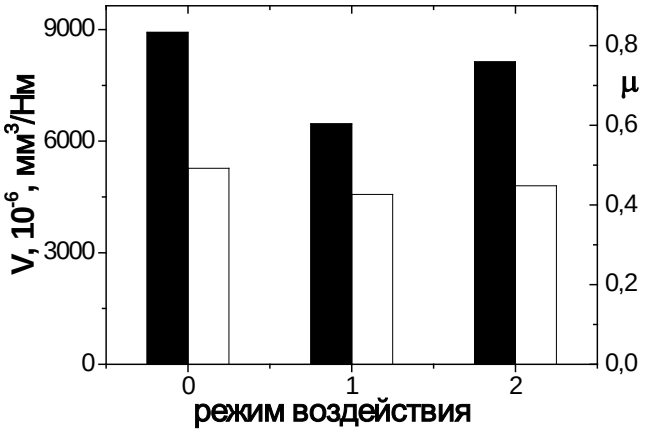


Рис. 1. Значения параметра изнашивания V (темные столбики) и величины коэффициента трения μ (светлые столбики), имеющие место при различных режимах воздействия на силумин: 0 – силумин без облучения (исходное состояние); 1 – облучение (20 Дж/см^2, 150 мкс, 1 имп.) и последующие усталостные испытания (132000 циклов); 2 – облучение (20 Дж/см^2, 150 мкс, 5 имп.) и последующие усталостные испытания (517000 циклов)

Механические свойства образцов после усталостных испытаний изучали, определяя нанотвердость поверхности облучения при нагрузке на индентор, изменяющейся в пределах от 5 мН до 300 мН, на приборе NANO Hardness Tester NHT-S-AX-000X (метод наноиндентирования). По результатам выполненных испытаний построена зависимость средних значений нанотвердости от нагрузки на индентор (рис. 2).

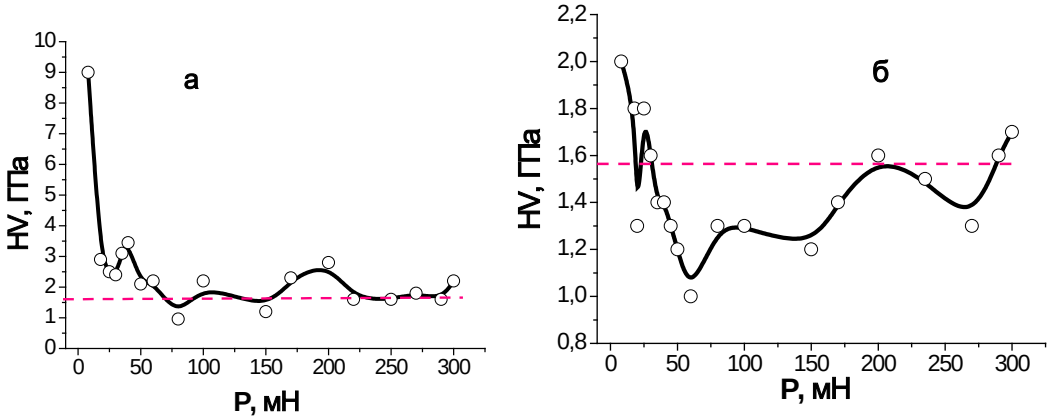


Рис. 2. Зависимость твердости поверхностного слоя силумина, обработанного высокоинтенсивным импульсным электронным пучком и подвергнутого усталостным испытаниям до разрушения, от нагрузки на индентор; *а* – 132000 циклов; *б* – 517000 циклов. Пунктирной линией обозначена твердость силумина в исходном (литом) состоянии

Отчетливо видно, что увеличение числа циклов усталостного нагружения в ≈4 раза приводит к снижению твердости поверхностного слоя в ≈4,5 раза. Наноиндентирование позволяет провести оценки модуля Юнга материала. Установлено, что величина модуля Юнга силумина изменяется подобно изменению твердости: увеличение числа циклов усталостных испытаний приводит к многократному (в 3-4 раза) снижению модуля Юнга поверхностного слоя материала.

Очевидно, что наблюдаемые изменения трибологических и прочностных характеристик материала вызваны изменением фазового состава и дефектной субструктуры поверхностного слоя силумина в процессе усталостных испытаний.

Работа выполнена при поддержке гранта Президента Российской Федерации для государственной поддержки молодых российских ученых - докторов наук (проект МД-2920.2015.8) и государственного задания № 3.1496.2014/К.

Список литературы

1. Строганов Г.Б., Ротенберг В.А., Гершман Г.Б. Сплавы алюминия с кремнием. – М.: Металлургия, 1977. – 270 с.
2. Волков К.В., Громов В.Е., Иванов Ю.Ф., Гришунин В.А. Повышение усталостной выносливости рельсовой стали электронно-пучковой обработкой. – Новокузнецк: Изд-во «Интер-Кузбасс», 2013. – 225 с.
3. Ivanov Yu.F., Alsaraeva K.V., Gromov V.E., Popova N.A., Konovalov S.V. Fatigue Life of Silumin Treated with a High-Intensity Pulsed Electron Beam // Journal of Surface Investigation. X-ray, Synchrotron and Neutron Techniques. – 2015. – Vol. 9. – Iss. 5. – P. 1056–1059.
4. Громов В.Е., Иванов Ю.Ф., Глезер А.М., Коновалов С.В., Алсараева К.В. Эволюция структуры силумина, подвергнутого обработке высокоинтенсивным импульсным электронным пучком и последующему усталостному нагружению до разрушения // Известия РАН. Серия физическая. – 2015. – Т 79. – № 9. – С. 1318-1321.

ВЛИЯНИЕ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНОГО КАРБОБОРИРОВАНИЯ И ПОСЛЕДУЮЩЕЙ ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ И МИКРОТВЕРДОСТЬ ПОВЕРХНОСТИ ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ6

Кобзарева Т.Ю.[1], Иванов Ю.Ф.[2,3], Громов В.Е.[1], Будовских Е.А.[1], Коновалов С.В.[1]

[1]Сибирский государственный индустриальный университет, г. Новокузнецк, Россия
[2]Институт сильноточной электроники СО РАН, г. Томск, Россия
[3]Национальный томский политехнический университет, г. Томск, Россия
kobzarevatanya@mail.ru

Целью данного исследования является анализ структурного состояния поверхностного слоя титанового сплава ВТ6 после комбинированной обработки, а также измерение микротвердости поверхностей после каждого вида обработки.

Одним из перспективных конструкционных металлов на сегодняшний день является титан и его сплавы, которые нашли свое применение в различных областях. Одним из способов их упрочнения является комбинированная обработка, включающая в себя электровзрывное легирование (ЭВЛ) и последующую электронно-пучковую обработку (ЭПО). В данном исследовании ЭВЛ осуществляли на лабора-

торной электровзрывной установке ЭВУ 60/10. В область взрыва на титановую фольгу помещали навеску порошка карбида бора B_4C массой 496 мг. Последующую термическую обработку поверхностного слоя осуществляли высокоинтенсивным импульсным электронным пучком (установка СОЛО, ИСЭ СО РАН). Облучение электронным пучком проводили при плотности энергии пучка электронов E_S = 50 Дж/см^2, длительности импульса воздействия пучка электронов τ = 100 мкс, частоте следования импульсов 0,3 с$^{-1}$ и количестве импульсов облучения N = 10.

Исследование структуры модифицированного материала осуществляли методами сканирующей электронной микроскопии. Элементный состав поверхностного слоя анализировали методами микрорентгеноспектрального анализа. Изменение прочностных характеристик модифицированного слоя анализировали, определяя микротвердость поверхности облучения.

В результате исследования выявлено, что при ЭВЛ карбидом бора происходит формирование модифицированного слоя, толщина которого 10– 50 мкм. Происходит формирование поверхностного слоя с высокоразвитым рельефом, включающим наплывы, капли, кратеры. Высокоскоростная закалка расплавленного поверхностного слоя приводит к формированию микротрещин. Масштаб элементов структуры поверхности легирования изменяется в широком интервале – от сотен микрометров до десятков-сотен нанометров.

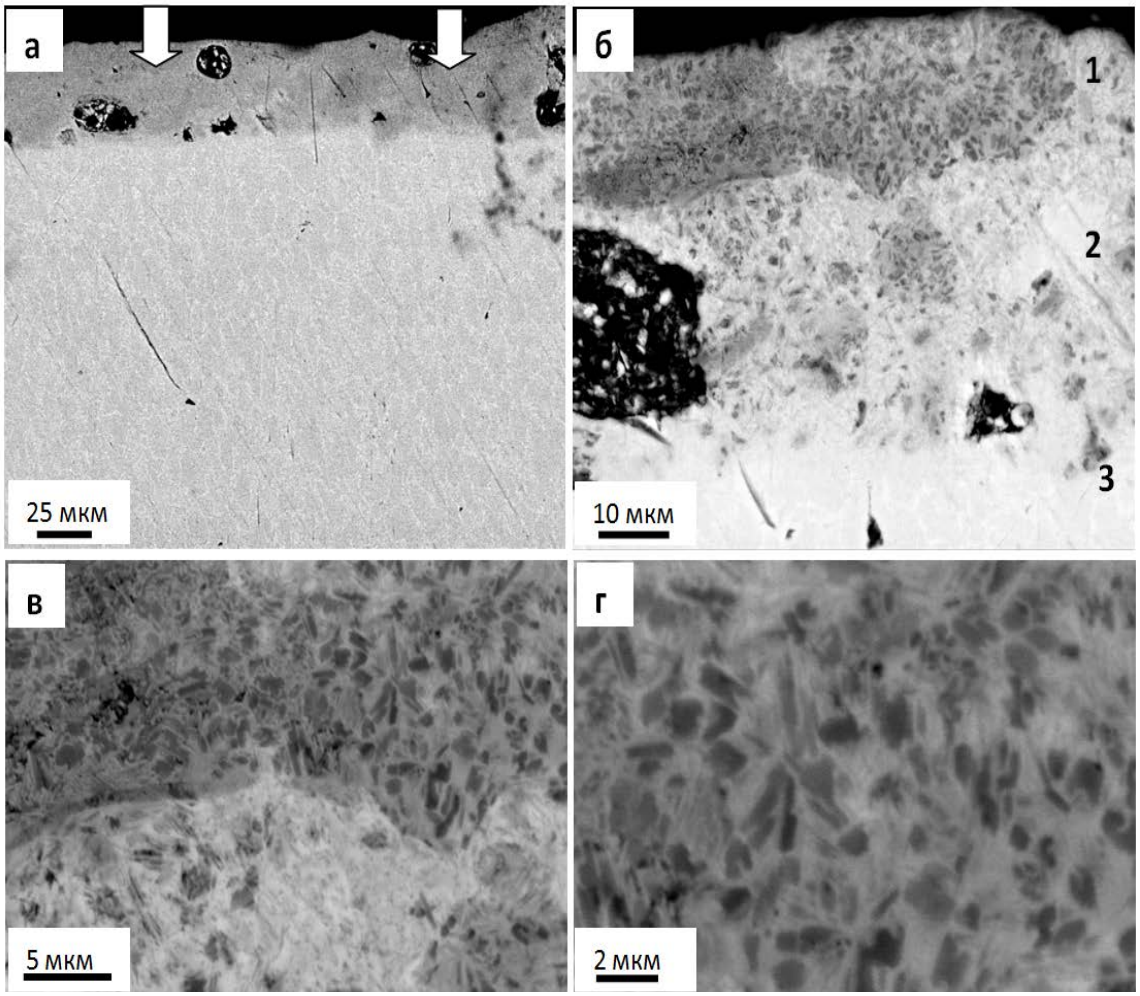


Рис. 1. Структура поперечного шлифа титанового сплава ВТ6 подвергнутого электровзрывному легированию карбидом бора

По морфологическому признаку (степени травимости) в легированном объеме выделяется четыре слоя, которые обозначены цифрами на рис. 1, *б*: 1 – поверхностный; 2 – промежуточный; 3 – переходный; 4 - слой термического влияния, который плавно переходит в основной объем образца. Различие в степени травимости наблюдается не только между слоями, но и в пределах каждого слоя. Выявленные слои характеризуются определенной субструктурой, размеры элементов которой изменяются в пределах 1 мкм (рис. 1, *в, г*).

Последующая ЭПО приводит к выглаживанию рельефа и существенному преобразованию структуры материала, которая представлена на рис. 2. Анализ легированной поверхности выявил два характерных элемента структуры, сформировавшихся исключительно в результате повторной обработки. Выделяются области с игольчатой структурой (рис. 2, *в*). Продольные размеры игл до 10 мкм, поперечные – до 1 мкм. Иглы располагаются преимущественно по направлению теплоотвода. Вторым характерным типом структуры поверхности облучения являются сравнительно гладкие области, размеры элементов которых до 100 нм.

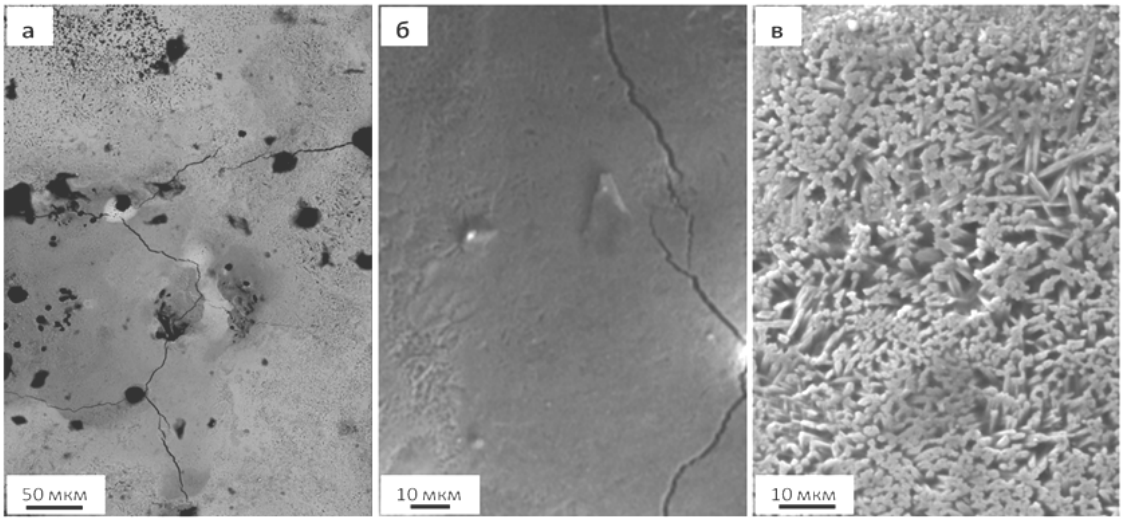


Рис. 2. Структура поверхности титанового сплава ВТ6 после электровзрывного карбоборирования и последующей ЭПО

Измерение микротвердости поверхности титанового сплава после ЭВЛ карбидом кремния выявило ее увеличение в 3 раза по сравнению со значением в исходном состоянии. Дополнительная ЭПО поверхности легирования карбидом бора приводит к увеличению значения микротвердости поверхностного слоя в 5-6 раз по сравнению со значением микротвердости поверхностного слоя до всех видов обработки.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ (проект № 15-08-03411а) и государственного задания Минобрнауки (№ 2708 и № 3.1496.2014/К).

The study was supported by the grant of the Russian Foundation for Basic Research (RFBR projects 15-08 -03411a), and Ministry of Education and Science of Russia (projects № 2708 and № 3.1496.2014/K).

ELECTRON PARAMAGNETIC RESONANCE OF RHENIUM COMPLEXES IN THE ZIEGLER-NATTA TYPE SYSTEMS

Osmanova S.N.[1], Mejidov A.A.[1], Akhverdiyeva T.M.[1], Aliyeva N.M.[2], Ismailov E.H[2]

[1]*Institute of Catalysis and Inorganic Chemistry named after Acad. M.Nagiyev of Azerbaijan National Academy of Science[1], Baku.*
[2]*Institute of Petrochemical Processes named after acad. Yu.H.Mamedaliyev of Azerbaijan National Academy of Sciences, , Baku.*
o.sevinc1985@rambler.ru

Study of the nature of active sites and mechanism of practically important catalytic reactions contributes to the development of theoretical and applied research in the field of catalysis. Without theoretical and experimental studies on the molecular level mechanism of transformations that occur in the catalytic system is difficult to establish the relationship between the structure of the catalyst and the selectivity of the process, to find the causes of deactivation, develop approaches to managing activity and selectivity of the catalyst systems.

In this paper we present the results of studies of formation of magnetic intermediates in the catalytic systems based on rhenium compounds, their participation in olefin metathesis reactions.

Olefin metathesis - one of the few fundamental reactions discovered in the last 50 years, which found application in the petrochemical industry for the very short time. Modern organometallic chemistry data show that this reaction takes place with the participation of carbene complexes of transition metals, and these complexes play a role of active sites in the olefin metathesis catalyst systems based on molybdenum, tungsten and rhenium. Stabilization of carbenes on metals that catalyze the metathesis reaction, along with a specific coordination of olefins are the main condition for determining the possibility of their use for the chain process of redistribution of double bonds. Coordination of carbenes with transition metals can lead to very stable states, active states with very short life time and some intermediate region which are very important from practical point of view.

In this paper unstable and stable at room temperature paramagnetic complexes of rhenium with electron spin S = 1/2 in the olefin metathesis catalytic systems based on mono-, bi-, hexa nuclear compounds of rhenium with different valence state are identified. It was shown that the method of EPR spectroscopy allows to fix the rhenium complexes with nonzero electron spin and get full information about the nature of magnetic intermediates, reactions with their participation in metal -complex catalytic systems of the above processes.

It is important to note that the EPR spectra which are given in this paper are the first direct experimental evidence of the formation of paramagnetic rhenium complexes in these catalytic systems. The reactions of these paramagnetic complexes with C2-C6 olefins and catalytic cycles with their participation in metathesis of C2 + C4, C2 + C6 olefins mixtures in these systems are discussed.

The values of the magnetic resonance characteristics of the fixed complexes, depending on the nature of the initial compound of rhenium, the ratio of the reacting components, the presence of the olefin in the catalytic systems are given. The results have also methodological value: for example, the detected EPR spectra of paramagnetic complexes of rhenium in the catalytic systems for olefin metathesis based on mono-, (bi-, hexa-) nuclear rhenium compounds of different valence state and organoaluminum compounds were used to identify paramagnetic complexes in such type systems.

ВЛИЯНИЕ ОРГАНОМИНЕРАЛЬНЫХ МОДИФИКАТОРОВ С РАСШИРЯЮЩИМ КОМПОНЕНТОМ НА ДЕФОРМАТИВНЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ ПОЛИФУНКЦИОНАЛЬНЫХ БЕТОНОВ

Гувалов А.А., Аббасова С.И., Гувалов М.А.

Азербайджанский Архитектурно-Строительный Университет, г. Баку,
abbas.guvalov@akkord.az

Современные полифункциональные бетоны позволяют существенно снизить материалоемкость и повысить эффективность строительства. Вместе с тем, сегодня предъявляется новый уровень требований к бетонам. Это обусловлено применением их в особых экстремальных условиях, где необходимы повышенная трещиностойкость, прочность на растяжение, высокая ударная вязкость и износостойкость. Усадка цементного камня, твердевшего на воздухе в течение 5 лет, может достигать 3 мм на 1 м. Для бетонов этот показатель составляет примерно 0,4– 0,5 мм на 1 м и зависит от вида и свойств заполнителя.

Железобетон имеет в 2 раза меньшую усадку, чем обычный бетон, но усадка железобетонных конструкций полностью не заканчивается даже через 15 лет. При этом отмечено уменьшение предварительного напряжения у бетонов, твердеющих на воздухе, на 38-45 % от исходной величины. Повышение эксплуатационных свойств бетона достигается в последние годы за счет низких В/Ц отношений, комплексного использования органоминеральных добавок, содержащих в своем составе высокоэффективный суперпластификатор и тонкоизмельченный минеральный наполнитель. Введение расширяющей добавки в процессе приготовления бетонной смеси регулирует энергию расширения вяжущего, что позволяет получать бетоны для сборного и монолитного строительства как с компенсированной усадкой, так и напрягающие с различной энергией самонапряжения, обеспечивая высокое качество изделий.

Целью работы является получение высокопрочных бетонов улучшенными деформативными характеристиками с использованием комплексных органоминеральных модификаторов, содержащих термические продукты вторичных кварцитов и пород сульфоалюминатного состава.

Всследования оценка влияния микронаполнителей на свойства цементного теста и камня по определяющим механизм их действия параметрам: подвижность, усадка-расширение и индекс активности. Установлено, что наиболее эффективным микронаполнителем является смесь термические продукты вторичных кварцитов и пород сульфоалюминатного состава в соотношении 1:1, который значительно увеличивает пластичность цементного теста, прочность цементного камня и способствует его расширению до 0,24 мм/м.

Разработаны оптимальные органоминеральные композиции — модификаторы, содержащие в минеральной части выбранный комплексный микронаполнитель, а в органической части гиперпластификатор в количестве 2%.

Исследовано влияние разработанных органоминеральных модификаторов на усадку и прочность цементного камня. Установлено, что при введении модификатора в количестве 10- 20 % от массы цемента, расширение цементного камня после 28 суток твердения в нормальных условиях составляет 0,50-2,50 мм/м, а прочность 56-58МПа.

В результате исследований установлено, что кинетика набора прочности бетонов с разработанными модификаторами незначительно отличается и позволяет до-

стигать прочности в первые сутки твердения 30-34 МПа, а на 28 сутки от 70 до 75 МПа. При этом необходимо отметить, что применение модификатора с высоким содержанием гиперпластификаторов целесообразно в высокоподвижных бетонных смесях. Определено, что более высокие значения модуля упругости высокопрочного бетона с органоминеральными модификаторами, превышающие на 9-13% нормативные значения для обычного тяжелого бетона естественного твердения, являются следствием применения расширяющих компонентов в составе органоминеральных модификаторов.

ОПИСАНИЕ ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ МЕЖДУ АТОМАМИ МЕТАЛЛОВ В БИНАРНЫХ СПЛАВАХ

Боев А.О., Максименко В.Н., Картамышев А.И.

Научно-образовательный и инновационный центр «Наноструктурные материалы и нанотехнологии» Белгородского государственного национального исследовательского университета, г. Белгород, Россия
toha__22@mail.ru

Ванадий является низкоактивируемым металлом с низкой температурой хрупко-вязкого перехода и обладает высокой устойчивостью к радиационным повреждениям при легировании 4% титана. Сплавы на основе ванадия, включая V-4Ti–4Cr, являются одними из основных кандидатов для применения в качестве материалов термоядерных реакторов благодаря низким активационным свойствам, жаропрочности и устойчивости к высокоэнергетичному нейтронному излучению[1].

Изучение механизмов влияния титана на радиационные повреждения ванадиевых сплавов осуществляется с использованием компьютерного моделирования на атомном уровне. Такое моделирование основано на задании потенциалов межатомного взаимодействия[2]. Однако до настоящего времени не разработаны потенциалы межатомного взаимодействия в системе титан-ванадий.

Потенциалы взаимодействия между атомами представляют собой выражение для потенциальной энергии, в котором первое слагаемое описывает парное взаимодействие между атомами, второе слагаемое описывает вклады трехчастичных взаимодействий с учетом угловой зависимости и наконец, третье слагаемое описывает вклад многочастичных взаимодействий. Вид потенциальных функций показан на рис.1.

Построение потенциалов в данной работе осуществлялось на основе известных экспериментальных данных и результатов расчетов «из первых принципов» параметров решетки и энтальпии образования модельных структур титан-ванадий. В качестве исходной информации использовались потенциалы для моноатомных систем ванадия и титана.

На примере системы титан-ванадий была разработана и апробирована методика построения потенциалов межатомных взаимодействий между атомами металлов в бинарных сплавах на основе банка “первопринципных” данных характеристик модельных структур. Построенные потенциалы межатомного взаимодействия могут быть использованы для изучения процессов на атомарном уровне в системе титан-ванадий.

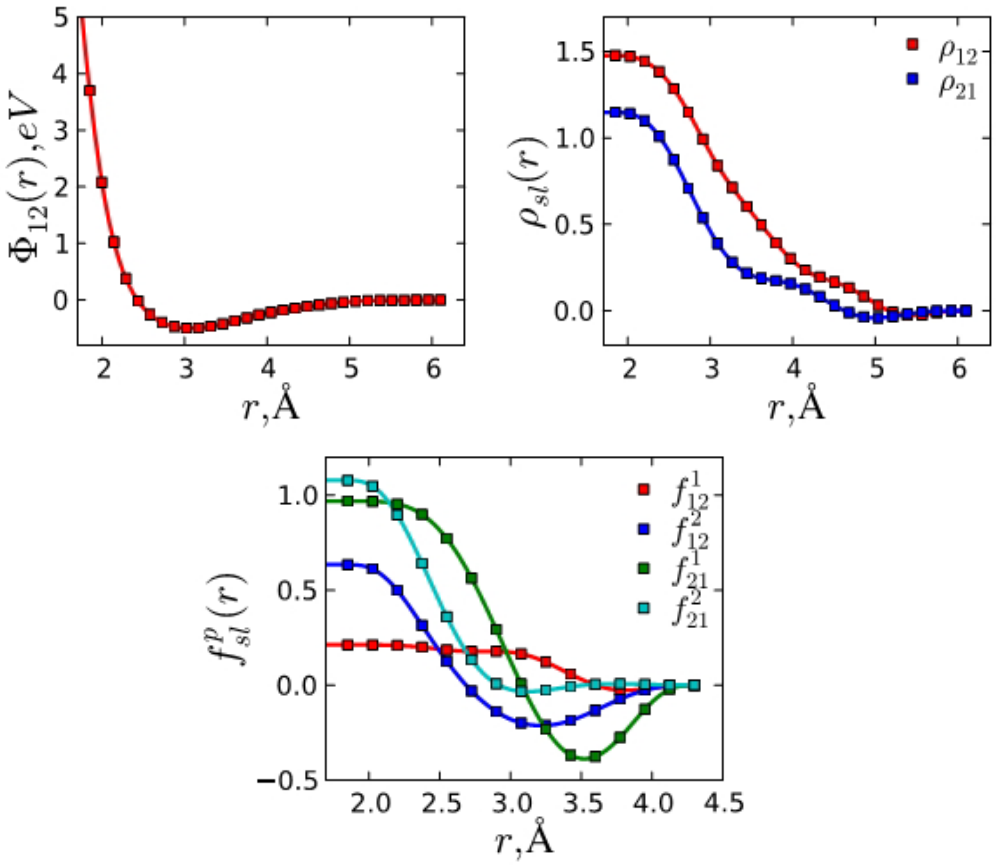


Рис. 1. Потенциальные функции

Автор выражает благодарность своему научному руководителю, заведующему лабораторией теоретических исследований и компьютерного моделирования НИУ "БелГУ", доктору физ.-мат. наук Липницкому Алексею Геннадьевичу.

Список литературы

1. Multimodal options for materials research to advance the basis for fusion energy in the ITER era / Steven J Zinkle, Anton M¨oslang, Takeo Muroga [и др.] // Nuclear Fusion. 2013. Т. 53, No 10. с. 104024.
2. Foiles SM, Baskes MI, Daw MS. Embedded-atom-method functions for the fcc metals Cu, Ag, Au, Ni, Pd, Pt, and their alloys // Physical Review B. 1986. Т. 33, No 12. с. 7983.

ВНУТРЕННЕЕ ТРЕНИЕ В НАНОКОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛАХ

Кульков В.Г., Дудаков Д.С., Сыщиков А.А.

Филиал «НИУ «МЭИ», Волжский, Россия.
hamster100@yandex.ru

Деформация, возникающая в упругом теле, определяется не только приложенными к·нему внешними механическими силами, но также и температурой тела, его химическим составом, внешними магнитными и электрическими полями, изменением степени порядка в сплаве и т.д. Эта зависимость полной деформации от указан-

ных переменных приводит к многообразию релаксационных явлений, каждое из которых вносит свой вклад во внутреннее трение и другие релаксационные характеристики материала [1].

Ранее [2] было установлено, что на зависимости логарифма фона внутреннего трения от обратной температуры имеются два прямолинейных участка, между которыми имеется точка излома. Согласно развитой там же модели наличие этой точки и ее положение определяется размерами включений второй фазы и протяженностью межфазных границ, вдоль которых происходит диффузия вакансий.

Более точная модель должна учитывать следующие факторы:

- наличие текстуры (если есть) в направлении протяженных включений в матрице и соответствующее бимодальное распределение диффузионных длин по границам зерен в разных направлениях;

- различие коэффициентов самодиффузии вакансий, принадлежащих приграничным областям двух контактирующих вдоль границ фаз;

- возможность учета тепловых вакансий в границах наряду с геометрически необходимыми структурными вакансиями.

Эти факторы в общем случае приводят к тому, что с каждым из них связаны дополнительные точки излома, между которыми расположены прямолинейные участки в описанных зависимостях (рис.). Каждая точка излома связана со сменой энергии активации основного процесса, контролирующего величину фона внутреннего трения.

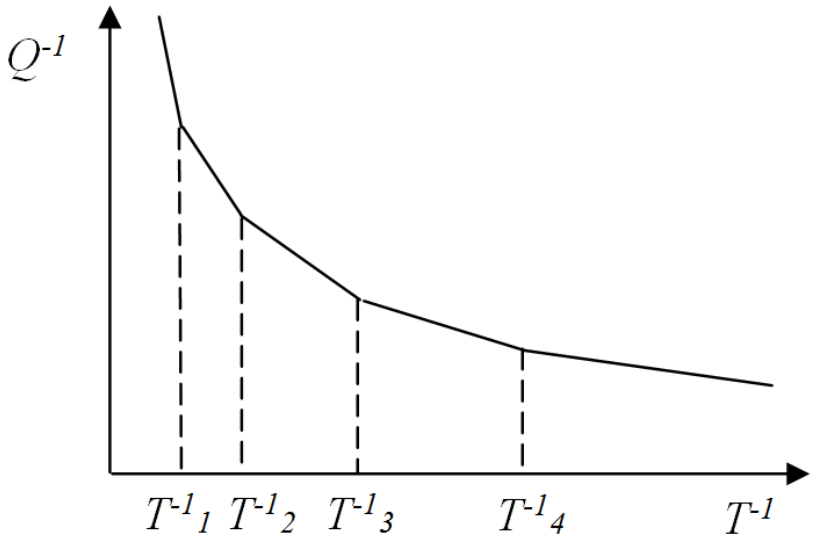


Рис. Зависимость фона ВТ от обратной температуры

Список литературы

1. В. С. Постников. Релаксационные явления в металлах и сплавах, подвергнутых деформированию // УФН - Т. LIII, вып. 1 - 1954 г. С.88-97.
2. В.В. Дешевых, В.Г. Кульков, Л.Н. Коротков, Д.П.Тарасов., Высокотемпературный фон внутреннего трения в нанокомпозиционном материале//Композиты и наноструктуры, №2, 2012 г. С.24-34.

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ВОДОРОДА НА ЛОКАЛИЗАЦИЮ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ВЫСОКОХРОМИСТОЙ СТАЛИ

Бочкарёва А. В.[1], Баранникова С. А.[1,2], Лунев А. Г.[1], Ли Ю. В.[1], Зуев Л. Б.[1,2]

[1]Институт физики прочности и материаловедения СО РАН
[2]НИ Томский государственный университет,
Томск, Россия
avb@ispms.tsc.ru, bsa@ispms.tsc.ru, agl@ispms.tsc.ru, jul2207@mail.ru

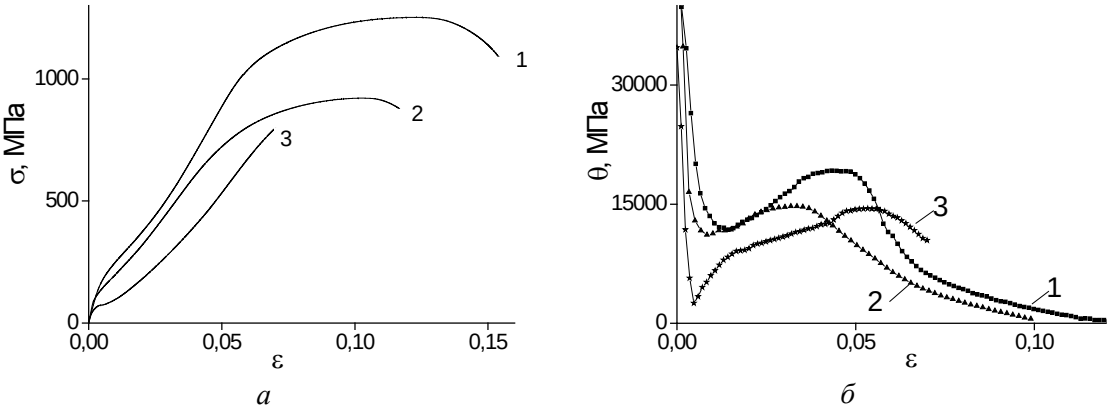
Высокохромистые стали мартенситного класса обладают оптимальным соотношением прочностных и пластических свойств, что в совокупности с невысокой стоимостью позволяет использовать их в качестве надежного конструкционного материала, особенно при воздействии агрессивных сред, в том числе в присутствии водорода. К настоящему времени известно, что пластическая деформация металлов и различных сплавов протекает локализованно на всех стадиях пластического течения, а характер картин локализации формируется строго в соответствии с законом деформационного упрочнения θ(ε) [1]. Цель данной работы заключается в исследовании влияния примесей внедрения водорода на параметры локализации пластической деформации высокохромистой стали.

Для проведения исследований выбрана высокохромистая нержавеющая сталь марки 40Х13 (0,4 %C, 0,6 %Si, 0,55 %Mn, 12,5 %Cr). Образцы в форме двойной лопатки с размерами рабочей части 50×10×2 мм были вырезаны электроискровой резкой из горячекатаного листа в состоянии поставки. Закалка проводилась после гомогенизации при T = 1050 ºC в течение 3 часов путем быстрого охлаждения на воздухе. Высокий отпуск проводили от температуры 600 ºC с выдержкой в течение 3 часов и охлаждением с печью.

Электролитическое наводороживание образцов осуществляли в трехэлектродной электрохимической ячейке при постоянном катодном потенциале U = –600 мВ, задаваемом относительно хлор-серебрянного электрода сравнения [2,3] в 1N растворе серной кислоты с добавлением тиомочевины с концентрацией 20 мг/л при температуре T = 323К в течение 12 и 24 часов.

Подготовленные образцы подвергались одноосному растяжению со скоростью $6{,}67\cdot10^{-5}c^{-1}$ при комнатной температуре на универсальной машине LFM-125. Регистрация картин локализации пластической деформации проводилась методом двухэкспозиционной спекл-фотографии [1]. Исследование кинетики автоволнового процесса осуществлялось на основе анализа положения очагов локальных удлинений от времени деформирования $X(t)$, что позволило определить пространственный период λ и скорость перемещения очагов локализации пластической деформации $V_{aw}=dX/dt$.

Кривые нагружения образцов в исходном состоянии после термообработки (1) и после электролитического насыщения водородом в течение 12 (состояние 2) и 24 часов (состояние 3) представлены на рис. 1*а*. На рис. 1*б* отчетливо выявлены стадии линейного упрочнения с постоянным коэффициентом деформационного упрочнения $\theta = d\sigma/d\varepsilon$ (табл. 1). Анализ положений очагов локальных удлинений от времени деформирования $X(t)$, позволил определить параметры картин локализации пластической деформации: пространственный период λ и скорость перемещения очагов локализации пластической деформации $V_{aw}=dX/dt$. Результаты механических испытаний и параметры картин локализации на стадии линейного упрочнения образцов стали 40Х13 представлены в таблице 1.



а *б*

Рис.1. Кривые нагружения образцов стали 40Х13 в состояниях 1-3 (*а*). Зависимость коэффициента деформационного упрочнения от деформации стали 40Х13 в состояниях 1-3 (*б*)

Таблица 1. Механические характеристики и параметры картин локализации пластической деформации на стадии линейного деформационного упрочнения стали 40Х13 при различной обработке (состояния 1-3)

№	σ_T, МПа	σ_B, МПа	δ, %	Стадия линейного упрочнения		$V_{aw}\times10^{-5}$, м/с	$\lambda\times10^{-3}$, м
				$\varepsilon_н$	$\varepsilon_к$		
1	218	1251	12,9	0,03	0,054	4,87±0,87	6,8±1,5
2	141	922	9,9	0,024	0,037	4,01±0,67	4,6±0,5
3	73	798	4,7	0,047	0,058	3,99±0,81	3,5±0,5

Анализ полученных данных с использованием статистического метода обработки результатов физического эксперимента по двойному t-критерию показал, что значения пространственного периода автоволн локализации пластической деформации на стадии линейного упрочнения для трех состояний принадлежат разным генеральным совокупностям и отличия между ними являются значимыми.

Таким образом, в настоящей работе установлено влияние водорода на картины макролокализации пластического течения в образцах высокохромистой стали, которое выражается в снижении пространственного периода распределений локальных деформаций на стадии линейного деформационного упрочнения с увеличением времени электролитического насыщения водородом сплава. Сравнение данных, полученных ранее для сплавов железа и алюминия показало [2,3], что водород усиливает локализацию и меняет количественные параметры картин локализации пластической деформации: длину и скорость автоволн локализации пластической деформации.

Работа выполнена в рамках Программы фундаментальных исследований Государственной академии наук в 2015-2020 гг. и Программы «Научный фонд им. Д.И. Менделеева Томского государственного университета» в 2015г.

1. L.B. Zuev, V.I. Danilov, S.A. Barannikova, V.V. Gorbatenko // Phys. Wav. Phen. 17 (2009) 1-10.
2. Баранникова С. А., Надежкин М.В., Мельничук В.А., Зуев Л.Б. // Письма в ЖТФ. (2011) Т. 37. №. 17. С. 9 – 17.
3. A.V. Bochkaryova, A.G. Lunev, S.A. Barannikova, L.B. Zuev // Appl. Mech. Mat. 756 (2015) 59-64.

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО АУСТЕНИТА, СФОРМИРОВАННОГО В РЕЗУЛЬТАТЕ ПРЯМЫХ И ОБРАТНЫХ МАРТЕНСИТНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ

Литовченко И.Ю.[1, 2], Аккузин С.А.[2], Полехина Н.А.[1, 2], Тюменцев А.Н.[1, 2]

[1]Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия
[2]Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск, Россия
litovchenko@spti.tsu.ru

Предложены термомеханические обработки, включающие последовательность низкотемпературной, теплой пластической деформации и отжигов, в результате которых в метастабильной аустенитной стали Fe–18Cr–8Ni–Ti формируются субмикрокристаллические структурные состояния.

Исследованы особенности структурно-фазовых состояний стали на различных этапах термомеханических обработок с помощью просвечивающей электронной микроскопии, рентгеноструктурного фазового анализа и измерений удельной намагниченности. В процессе испытаний на растяжение изучены ее механические свойства.

Показано, что результатом низкотемпературной деформации прокаткой является формирование гетерофазных ($\gamma + \alpha' + \varepsilon$) структурных состояний с объемным содержанием α' - мартенсита ≈ 55 - 75%. Микроструктура стали представлена пакетами, состоящими из субмикронных пластин микродвойников аустенита, α' и ε – мартенсита. Значения предела текучести стали в полученном структурном состоянии достигают 920-930 МПа при относительном удлинении 14–15%.

Последующая пластическая деформация прокаткой в интервале температур T = 20 – 500 °С приводит к увеличению объемного содержания мартенсита, росту значений предела текучести до ≈ 1350 МПа, значительному уменьшению относительного удлинения до 3– 4%. При более высокой температуре деформации T = 600–700 °С в стали реализуются обратные $\alpha' \rightarrow \gamma$ мартенситные превращения. Объемное содержание α' - мартенсита снижается до 5-20%, при этом формируется ламельная аустенитная структура субмикрокристаллического масштаба. Деформация при T = 700 °С активизирует процессы динамического возврата и динамической рекристаллизации. Значения предела текучести стали после указанных обработок находятся в интервале ≈ 600–1250 МПа, относительного удлинения – ≈ 4–19% и зависят от объемного содержания мартенсита. Субмикрокристаллические структурные состояния формируются в процессе прямых и обратных $\gamma \rightarrow \alpha' \rightarrow \gamma$ деформационных мартенситных превращений.

Отжиги в температурном интервале T = 600 – 800 °С после термомеханических обработок позволяют сохранить субмикрокристаллическую структуру стали, в которой объемное содержание аустенита составляет ≈ 83–95%. В полученных структурных состояниях значения предела текучести достигают ≈ 950–980 МПа, что в ≈ 4–5 раз выше исходных значений, при относительном удлинении ≈ 12–14%.

Работа выполнена в рамках программы повышения конкурентоспособности Томского государственного университета на 2013-2020 гг. и при финансовой поддержке гранта РФФИ № 15-08-07416-а.

КОМПЬЮТЕРНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ВОЗДЕЙСТВИЯ НА НАНОСТРУКТУРНЫЕ МАТЕРИАЛЫ НАНОСЕКУНДНЫХ ЛАЗЕРНЫХ ИМПУЛЬСОВ ДЛЯ ЗАЛЕЧИВАНИЯ ПОВЕРХНОСТНЫХ ТРЕЩИН

Батомункуев А.Ю.[1], Ушаков И.В.[1,2]

НИТУ «Московский институт стали и сплавов»[1], г. Москва, Россия
Тамбовский государственный технический университет[2], г. Тамбов, Россия
ushakoviv@mail.ru; amgalan-ngu-621@yandex.ru

Современные технологии позволяют оптимизировать механические свойства наноструктурных материалов, добиться одновременного возрастания микротведости и пластичности. Возможным решением данной проблемы может быть залечивание трещин, которые являются зародышем разрушения, а их вершины могут быть концентраторами напряжений. Соответственно, залечивая или частично залечивая трещины, возможно, улучшить комплекс механических свойств материала.

Залечивание трещин в наноструктурных материалах возможно реализовать за счет применения коротких (десятки наносекунд) лазерных импульсов, которые обрабатывают поверхностный дефектный слой материала. Под действием лазерных импульсов поверхность материала прогревается, на нее кратковременно воздействует ударная волна, при этом создаются условия залечивания трещин.

Методика лазерного упрочнения тонких лент наноструктурных материалов и метод последующего выявления их механических свойств ранее были разработаны и апробированы [1,2]. Дальнейшее совершенствование методики лазерного упрочнения невозможно без понимания процессов протекающих в поверхностных слоях тонких лент наноструктурных материалов при воздействии лазерных импульсов.

Одним из методов исследования процессов происходящих в поверхностных слоях наноструктурных материалов является метод компьютерного моделирования. При моделировании учитывали рельеф поверхности, а также углы раскрытия трещин при вершине. Рельеф поверхности трещины задавали случайным образом. За критерий залечивания трещины принимали сближение берегов трещины до их контакта. Под действием высокого давления поверхности трещины сближаются. В этом случае, для того чтобы поверхности трещины могли сблизиться, необходимо совершить работу на пластическое деформирование материала из соприкасающихся неоднородностей, расположенных над поверхностями трещины.

Результаты моделирования показывают, что трещины с небольшим углом раскрытия залечиваются полностью. Трещины с большим углом раскрытия практически не залечиваются, но вероятность их залечивания отлична от нуля. Так же при повторной обработке или серии обработок вероятность залечивания возрастает (рис. 1).

Результаты моделирования находят определенные экспериментальные подтверждения. После воздействия серии лазерных импульсов возможно одновременное повышение микротвердости и коэффициента пластичности, происходит частичное залечивание трещин. Заметим, что эффективность залечивания выше при воздействии серии лазерных импульсов.

Таким образом, из результатов моделирования следует, что залечивание трещин является вероятностным процессом, зависящим от угла раскрытия трещины и особенностей рельефа ее поверхностей. Причем, при воздействии лазерного импульса, в первую очередь будут залечиваться трещины с малым углом раскрытия, в вершине которых возможно формирование высоких механических напряжений. Трещи-

ны с большим углом раскрытия при вершине не залечиваются или залечиваются плохо.

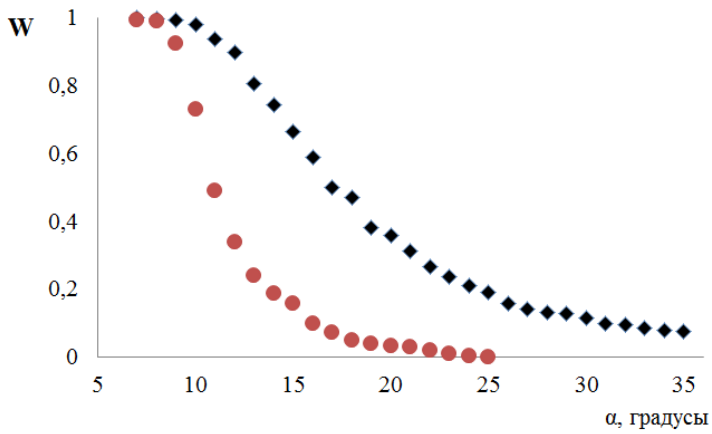


Рис. 1. Вероятность залечивания трещин от угла раскрытия вершины

С использованием численных методов определены особенности прогрева образца. Отмечено, что при таком прогреве возрастает вероятность залечивания трещин с малым углом раскрытия, в вершине которых возможно формирование высоких механических напряжений.

Список литературы

1. Ушаков И.В. / Деформирование и разрушение металлического стекла, нанесенного на композиционное основание, в условиях локального нагружения инденторами различной геометрической формы // Вестник Тамбовского государственного университета. Сер. Есте-ственные и технические науки. – 2006. – Т. 11. – Вып. 2. – С. 163-167.
2. Ушаков И.В., Сафронов И.С. Патент № 2494039, C1 РФ, МКП G01N 3/42, B82Y 32/00. Способ определения коэффициента пластичности тонких плёнок из многокомпонентных аморфно-нанокристаллических металлических сплавов / № 2012116406/28; за-явл. 24.04.2012; опубл. 27.09.2013.

О КОЛЕБАНИЯХ ДВУХ СМЕЖНЫХ ДИСЛОКАЦИОННЫХ СЕГМЕНТОВ

Дежин В.В.

Воронежский государственный технический университет, Воронеж, Россия
viktor.dezhin@mail.ru

Рассмотрены два смежных отрезка бесконечной прямолинейной дислокации, совершающие малые колебания под действием внешней силы. Линия дислокации располагалась вдоль оси Oz, смещение точек дислокационной линии $\xi(z, t) = 0$ при $z \in (-\infty, -L_1] \cup \{0\} \cup [L_2, \infty)$, где t – время, L_1 и L_2 – длины дислокационных сегментов. Уравнение колебаний дислокации [1] после преобразований, устраняющих расходимость функции $G(z, \omega)$, будет иметь вид

$$\int_{-L_1}^{L_2} dz' G_0(z-z',\,\omega)\xi(z',\,\omega) = f(z,\,\omega), \tag{1}$$

где ω – частота, $f(z,\,\omega)$ – величина внешней силы на единицу длины дислокации. Для решения задачи смещение дислокации и внешняя сила представлялись в виде рядов в представлении стоячих волн:

$$\xi(z,\,\omega) = \sum_{n=1}^{\infty} Q_n^{(1)}(\omega)\sin\frac{\pi n z}{L_1}\theta(L_1/2 - |z + L_1/2|) + \\ + \sum_{n=1}^{\infty} Q_n^{(2)}(\omega)\sin\frac{\pi n z}{L_2}\theta(L_2/2 - |z - L_2/2|), \tag{2}$$

$$f(z,\,\omega) = \sum_{n=1}^{\infty} F_n^{(1)}(\omega)\sin\frac{\pi n z}{L_1}\theta(L_1/2 - |z + L_1/2|) + \\ + \sum_{n=1}^{\infty} F_n^{(2)}(\omega)\sin\frac{\pi n z}{L_2}\theta(L_2/2 - |z - L_2/2|), \tag{3}$$

где $\theta(x)$ – функция Хевисайда. При таком разложении получается $f(0,\,\omega) = 0$, но это допустимо, потому что $z = 0$ – точка закрепления дислокации. Подставив выражение (2) в уравнение (1), получим уравнение колебаний двух смежных дислокационных сегментов. Умножим это уравнение на $\sin(\pi m z/L_1)$ и проинтегрируем по z на отрезке $[-L_1,\,0]$ с учетом разложения (3) и формулы

$$G_0(z-z',\,\omega) = \int_{-\infty}^{\infty}\frac{dq}{2\pi}G_0(q,\,\omega)e^{iq(z-z')}.$$

Тогда получим

$$\sum_{n=1}^{\infty}\left(B_{mn}^{(1,1)}(\omega)Q_n^{(1)}(\omega) + B_{mn}^{(1,2)}(\omega)Q_n^{(2)}(\omega)\right) = F_m^{(1)}(\omega). \tag{4}$$

Аналогично, умножая уравнение колебаний на $\sin(\pi m z/L_2)$ и интегрируя по z на отрезке $[0,\,L_2]$, получим

$$\sum_{n=1}^{\infty}\left(B_{mn}^{(2,1)}(\omega)Q_n^{(1)}(\omega) + B_{mn}^{(2,2)}(\omega)Q_n^{(2)}(\omega)\right) = F_m^{(2)}(\omega). \tag{5}$$

В уравнениях (4) и (5) матричные элементы дислокационных осцилляторов имеют следующий вид:

$$B_{mn}^{(1,1)} = \frac{4\pi^2 mn}{L_1^3}\int_{-\infty}^{\infty}\frac{dq}{2\pi}G_0(q,\,\omega)\frac{1-(-1)^n\cos qL_1}{[(\pi m/L_1)^2 - q^2][(\pi n/L_1)^2 - q^2]}, \tag{6}$$

$$B_{mn}^{(2,2)} = \frac{4\pi^2 mn}{L_2^3}\int_{-\infty}^{\infty}\frac{dq}{2\pi}G_0(q,\,\omega)\frac{1-(-1)^n\cos qL_2}{[(\pi m/L_2)^2 - q^2][(\pi n/L_2)^2 - q^2]}, \tag{7}$$

$$B_{mn}^{(1,2)}(\omega) = \\ = -\frac{2\pi^2 mn}{L_1^2 L_2}\int_{-\infty}^{\infty}\frac{dq}{2\pi}G_0(q,\,\omega)\frac{1-(-1)^m\cos qL_1 - (-1)^n\cos qL_2 + (-1)^{m+n}\cos q(L_1-L_2)}{[(\pi m/L_1)^2 - q^2][(\pi n/L_2)^2 - q^2]},$$

$$B_{mn}^{(2,1)}(\omega) = \\ = -\frac{2\pi^2 mn}{L_1 L_2^2}\int_{-\infty}^{\infty}\frac{dq}{2\pi}G_0(q,\,\omega)\frac{1-(-1)^n\cos qL_1 - (-1)^m\cos qL_2 + (-1)^{m+n}\cos q(L_1-L_2)}{[(\pi m/L_2)^2 - q^2][(\pi n/L_1)^2 - q^2]}.$$

В выражениях (6), (7) числа m и n – одновременно четные или нечетные, также заметим, что эти выражения совпадают с выражением для матричных элементов в случае одиночного дислокационного сегмента [2, 3].

Уравнения (4) и (5) запишем в виде произведения блочных матриц [4]:

$$\begin{pmatrix} \hat{B}^{(1,1)} & \hat{B}^{(1,2)} \\ \hat{B}^{(2,1)} & \hat{B}^{(2,2)} \end{pmatrix} \cdot \begin{pmatrix} \hat{Q}^{(1)} \\ \hat{Q}^{(2)} \end{pmatrix} = \begin{pmatrix} \hat{F}^{(1)} \\ \hat{F}^{(2)} \end{pmatrix}.$$

Отсюда получим для амплитудного спектра смещений дислокационной линии

$$\begin{pmatrix} \hat{Q}^{(1)} \\ \hat{Q}^{(2)} \end{pmatrix} = \begin{pmatrix} \hat{B}^{(1,1)} & \hat{B}^{(1,2)} \\ \hat{B}^{(2,1)} & \hat{B}^{(2,2)} \end{pmatrix}^{-1} \cdot \begin{pmatrix} \hat{F}^{(1)} \\ \hat{F}^{(2)} \end{pmatrix}.$$

Следовательно, блочная матрица $\begin{pmatrix} \hat{B}^{(1,1)} & \hat{B}^{(1,2)} \\ \hat{B}^{(2,1)} & \hat{B}^{(2,2)} \end{pmatrix}^{-1}$ является функцией линейного отклика двух смежных дислокационных сегментов. Уравнение, определяющее собственные частоты колебаний этих сегментов, имеет вид

$$\det \begin{pmatrix} \hat{B}^{(1,1)}(\omega) & \hat{B}^{(1,2)}(\omega) \\ \hat{B}^{(2,1)}(\omega) & \hat{B}^{(2,2)}(\omega) \end{pmatrix} = 0. \qquad (8)$$

Заметим, что в случае сегментов одинаковой длины ($L_1 = L_2$) получим $B_{mn}^{(1,1)} = B_{mn}^{(2,2)} = -B_{mn}^{(1,2)} = -B_{mn}^{(2,1)}$ и определитель (8) будет тождественно равен нулю. Это свидетельствует об отсутствии взаимодействия между колеблющимися дислокационными сегментами одинаковой длины в линейном приближении.

Список литературы

1. Батаронов И.Л., Дежин В.В., Рощупкин А.М. // Изв. РАН. Сер. Физическая. 1993. Т. 57. № 11. С. 97-105.
2. Батаронов И.Л., Дежин В.В. // Вестник Тамбовского университета. 2013. Т. 18. Вып. 4. Ч. 2. С. 1566-1567.
3. Батаронов И.Л., Дежин В.В. // Сб. материалов междунар. конф. «Современные проблемы анализа динамических систем. Приложения в технике и технологиях». Воронеж: УОП «ВГЛТА», 2014. С. 65-68.
4. Гантмахер Ф.Р. Теория матриц. М.: Наука, 1966. 576 с.

КОРРОЗИОННО-МЕХАНИЧЕСКОЕ РАЗРУШЕНИЕ МУФТ НКТ, ИЗГОТОВЛЕННЫХ ИЗ СТАЛИ МАРКИ 22Г2Ф

Липатов Р.А. [1,2], Иоффе А.В.[1], Седых А.А. [3]

ООО «ИТ-Сервис», г. Самара, Россия
Тольяттинский государственный университет
ПАО «Оренбургнефть»

В данной работе проведено исследование муфт НКТ группы прочности К по ГОСТ 633-80 изготовленных из стали марки 22Г2Ф, разрушившихся при эксплуатации в условиях месторождений ПАО «Оренбургнефть».

Разрушение большинства исследованных муфт НКТ имеет следующие общие черты:

- малый срок эксплуатации и количество СПО;

- разрушение представляет собой продольную трещину. Очаг разрушения расположен на наружной поверхности близ торца муфты. На большинстве исследованных муфт в области очага развития трещины присутствуют следы механических воздействий на наружную поверхность муфты рис. 1.
- материал характеризуются высоким уровнем прочности, отвечающим требованиям ГОСТ 633-80 к группе Л. Вместе с тем, материал имеет высокую твердость (23 – 25 ед. HRC) и склонен к хрупкому разрушению даже при комнатной температуре
- материал имеет бейнитообразную структуру, свидетельствующую об ускоренном охлаждении муфтовой заготовки с температуры, превышающей критическую (рис. 2).

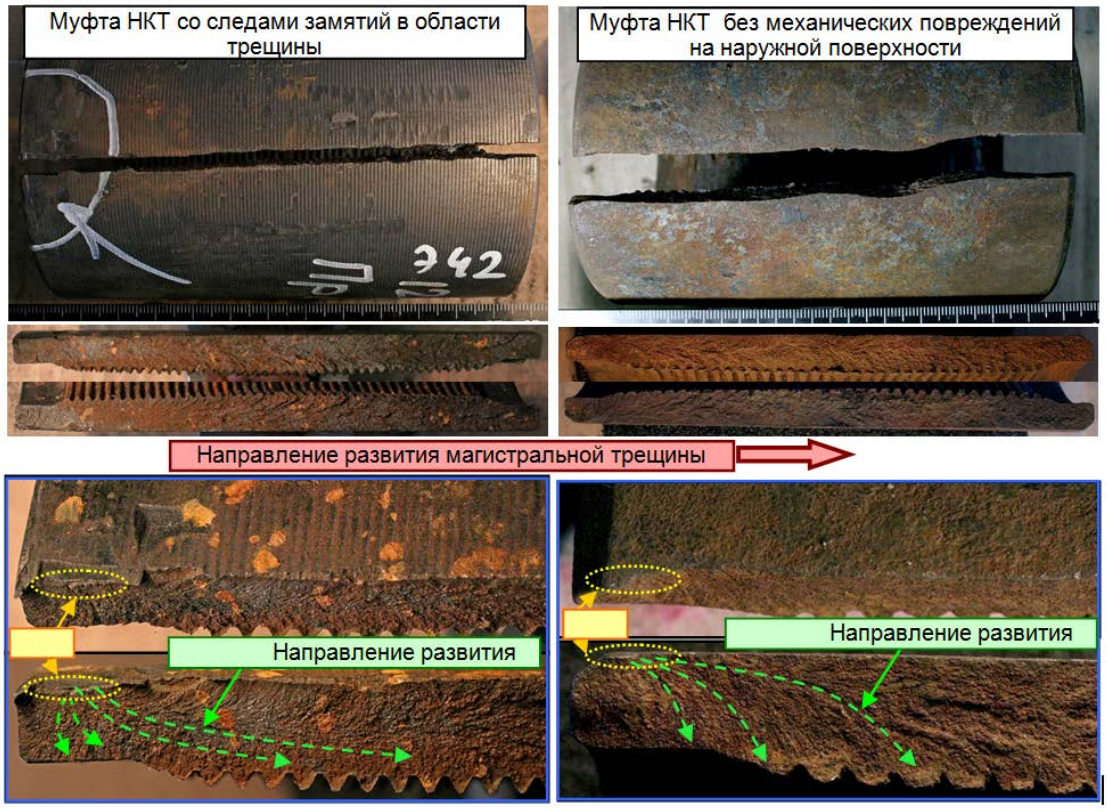


Рис. 1. Вид характерных разрушения муфт НКТ

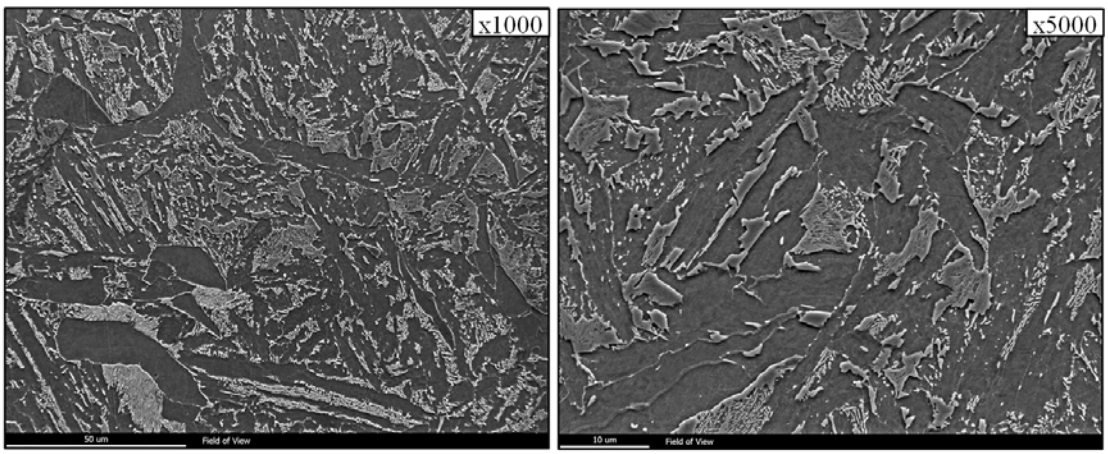


Рис. 2. Характерная микроструктура муфт НКТ, электронная микроскопия

В области очага разрушения на металлографических шлифах были обнаружены вторичные микротрещины коррозионного растрескивания под напряжением в условиях воздействия на наружную поверхность муфты агрессивной среды содержащей сероводород (рис. 3).

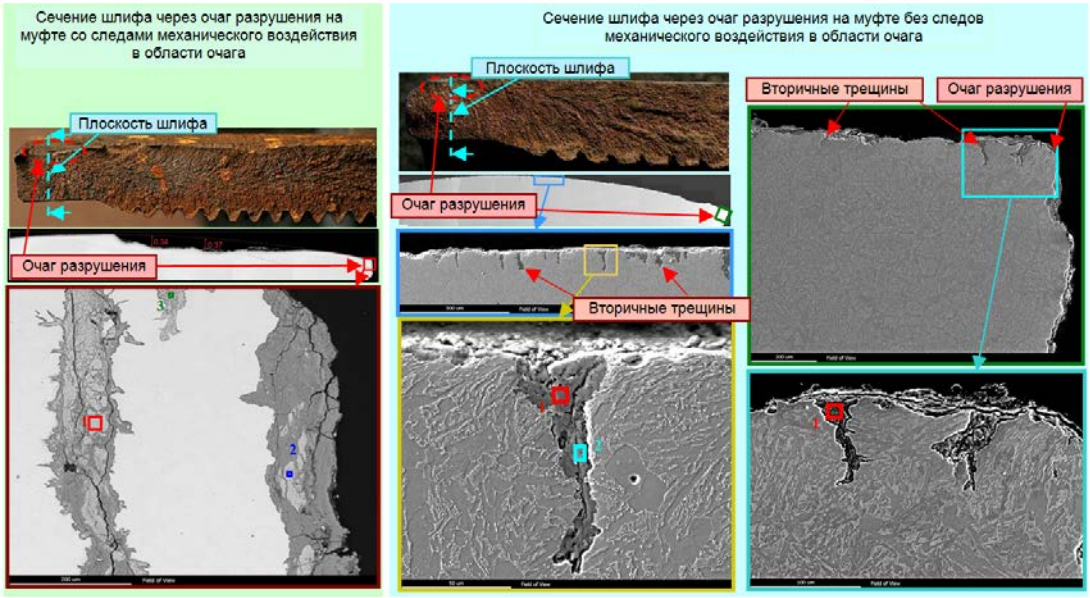


Рис. 3. Металлографические исследования в области очага разрушения

Разрушение исследованных муфт НКТ произошло по механизму сульфидного коррозионного растрескивания под напряжением в условиях воздействия на наружную поверхность муфты среды содержащей сероводород. В большинстве исследованных случаях очаг трещины расположен в области пластически деформированного возникшего в результате механического воздействия. Наличие механических повреждений и пластически деформированный слой металла является лишь ускоряющим фактором для развития разрушения по механизму СКРН.

Развитию трещин по механизму СКРН способствовала неблагоприятная бейнитоподобная микроструктура материала, для которой характерен высокий уровень прочности и низкая трещиностойкость.

ПОИСК СТАТИСТИЧЕСКИХ ПРОЦЕДУР, ЭФФЕКТИВНЫХ ДЛЯ BIG DATA АНАЛИЗА В ЧЕРНОЙ МЕТАЛЛУРГИИ С ЦЕЛЬЮ ПРОГНОЗА КАЧЕСТВА МЕТАЛЛА

Воробьев Д.А., Кудря А.В.

НИТУ "МИСиС" г. Москва, Россия
VorobyevDaniel@Gmail.com

В работе сопоставлены возможности различных методов анализа для прогноза качества продукта в черной металлургии без изменения технологии по существу. Показана эффективность применения эвристических приемов когнитивной графики для определения пространства оптимальных траекторий технологии и получения технологических рекомендаций. С использованием предложенных подходов были выявлены фрагменты спектра траекторий технологии для базы данных технологии

производства крупных поковок из стали 38ХН3МФА-Ш, обеспечивающие снижение доли вязкого межзеренного (камневидного) излома при сдаточных испытаниях и снижающие разброс ударной вязкости.

Высокая оснащенность металлургии средствами измерения и сбора информации по всей технологической цепочке обеспечивает формирование представительных баз данных производственного контроля технологии и продукта, которые в дальнейшем можно подвергнуть статистическому анализу, например, с целью получения производственных траекторий, обеспечивающих повышение однородности качества продукции, исключения браковочных признаков. Однако решение таких задач обычно не поддается простой формализации, вследствие отсутствия в металлургии единого пространства параметров и требует использования нетривиальных методов статистического анализа, глубокого учета физики и химии явлений и процессов.

Целью данной работы явилось развитие и поиск новых, ранее неиспользованных в материаловедении, методов непараметрического математического анализа баз данных, поиска их эффективных комбинаций. В качестве объекта исследования была использована база данных производственного контроля технологии производства крупных поковок из улучшаемой стали 38ХН3МФА-Ш [1]. Оценка эффективности методик, предложенных в исследовании, проводилась для уменьшения разброса значений ударной вязкости и вероятности появления камневидного излома при сдаточных макроиспытаниях.

Классические методы анализа данных подтвердили свою неэффективность: для каждого из управляющих параметров значение коэффициента корреляции находилось в интервале значений от -0.2 до 0.2, что говорит о слабой зависимости между параметрами процесса и продукта. Для анализа массивов данных производственного контроля эффективным оказалось применение методов непараметрической статистики и приемов когнитивной графики [2].

В рамках применения эвристических приемов когнитивной графики был проведен перекрестный анализ взаимного влияния различных переделов. Отсюда, например, были выявлены значимое совместное влияние содержания марганца и средней температурой в цикле ковки на появление камневидного излома. Это позволило сформировать графические области положительных результатов и получить первичные рекомендации для выбора коридоров траекторий. Для задачи, связанной с уменьшением разброса значений ударной вязкости в выделенную траекторию вошли параметры химического состава (всего десять единиц) и адаптивный параметр – среднее время по циклу ковки, являющийся сверткой по параметрам времени в зонах. При решении задачи по снижению количества поковок с дефектом в виде камневидного (вязкого межзеренного) излома (КИ) ограничились фрагментом траектории технологии: адаптивные параметры цикла ковки (девять временных и температурных параметров), а также температура в ковше и содержание в стали марганца [3].

Для дальнейшего поиска фрагментов «коридора» производственных траекторий, ведущих к положительному и отрицательному результату, например, отсутствие и наличие КИ в сдаточных испытаниях, использовали кластерный иерархический анализ по методу Уорда (с построением дендрограмм по положительным траекториям). Из них можно определить группы управляющих параметров, играющих ключевую роль в получении признака оптимизируемой характеристики металлопродукции с тем или иным знаком для вычисления пределов изменения их значений [4,5].

Для нахождения зон перекрытия с отрицательными траекториями, с целью их последующего ограничения были использованы приемы когнитивной графики. Из сравнения фрагментов траекторий коридоров, при решении задачи, направленной на снижение вероятности возникновения камневидного излома, в частности, можно было сделать вывод о том, что для положительных траекторий характерна значительно более низкая средняя температура во всем цикле процесса ковки, что косвенно подтверждает существующие представления о роли высокотемпературного нагрева на процессы растворения дисперсных неметаллических включений, как фактора, определяющего условия возникновения зернограничных кластеров.

Такое использование приемов когнитивной графики в виде поиска областей с доминирующим типом зависимостей позволило сократить пространство параметров - выделить наиболее значимые группы параметров. Последующее использование кластерного анализа позволило получить искомые траектории в первом приближении. Для их уточнения также были использованы приемы когнитивной графики.

Таким образом, в работе была показана эффективность применения эвристических приемов когнитивной графики для прогноза качества металла на основе анализа больших массивов данных производственного контроля. С использованием предложенных подходов были также выявлены фрагменты траекторий технологии для базы данных стали 38ХН3МФА-Ш, обеспечивающие отсутствие камневидного излома в макропробах поковок и снижающие разброс ударной вязкости.

Список литературы

1. Штремель М.А., Кудря А.В., Алексеев И.Г. // Изв. РАН. Сер. Металлы. 1994. № 2, С. 96.
2. Кудря А.В. В кн. Перспективные материалы. Т. 2. Конструкционные материалы методы управления их качеством. Уч. пособие. МИСиС. 2007.
3. Schwan, K. Real-time monitoring of parallel and distributed systems / K. Schwan, D. Ogle // The Ohio State University, 1988. — P. 200.
4. Дюран Б., Оделл П. Кластерный анализ. - М.: Статистика, - 1977, - 128 с.
5. R.C. Cluster Analysis. New York: McGraw-Hill. - 1939.
6. Maronna, R. A., Martin, R. D. and Yohai, V. Y. (2006). Robust Statistics. Theory and Methods. Wiley, New York.
7. Nordhausen, K., Oja, H. and Ollila, E. (2011). Multivariate Models and the First Four Moments. In Hunter, D. R., Richards, D. S. R. and Rosenberger, J. L. «Nonparametric Statistics and Mixture Models: A Festschrift in Honor of Thomas P. Hettmansperger», 267-287, World Scientific, Singapore.

ОРИЕНТАЦИОННАЯ ЗАВИСИМОСТЬ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ И СВЕРХЭЛАСТИЧНОСТИ В МОНОКРИСТАЛЛАХ СПЛАВА FeNiCoAlTa

Реунова К.А., Платонова Ю. Н.

Национальный исследовательский Томский государственный университет, г. Томск, Россия,
reunova.ksenya@mail.ru

Известно [1,2], что сплавы на основе железа испытывают термоупругие γ–α' мартенситные превращения (МП) (γ – ГЦК – гранецентрированная кубическая решетка, α' – ОЦТ – объемно-центрированная тетрагональная решетка) с эффектом сверхэластичности (СЭ) за счет выделения наноразмерных дисперсных частиц γ'-фазы атомноупорядоченной по типу $L1_2$. Для практического применения этих спла-

вов, как сплавов с функциональными свойствами, необходим поиск термических обработок, при которых сплавы на основе железа будут проявлять СЭ в температурном интервале от 213К до 333К, необходимом для приложения. Поэтому целью данной работы является исследование термоупругих γ–α' МП и СЭ в монокристаллах сплава Fe-28%Ni-17%Co-11.5%Al-2.5%Ta (ат. %), состаренных при 973К в течение 0.5 часа, в зависимости от ориентации кристалла при деформации растяжением. При старении в течение 0.5 ч при 973К в монокристаллах данного сплава выделяются частицы γ'-фазы размером d<3 нм. Для исследований были выбраны монокристаллы двух ориентаций: [001] и $[\bar{1}23]$, которые имеют близкие значения величины деформации решетки ε_0 при деформа-ции растяжением для γ–α′ МП (в [001]- кристаллах ε_0=8,7%, а в $[\bar{1}23]$ – ε_0=7,2%).

На рис.1 представлены результаты исследований температурной зависимости осевых напряжений $\sigma_{0,1}(T)$ в температурном интервале T = 77–523К, а на рис. 2 – кривые СЭ при T = 77К при деформации растяжением для [001]- и $[\bar{1}23]$ - монокристаллов сплава Fe–28%Ni–17%Co–11.5%Al–2.5%Ta, состаренных при 973К, 0.5 ч. Из рис.1 видно, что температурная зависимость $\sigma_{0,1}(T)$ имеет вид, характерный для сплавов, испытывающих МП под нагрузкой, и на ней наблюдается две стадии.

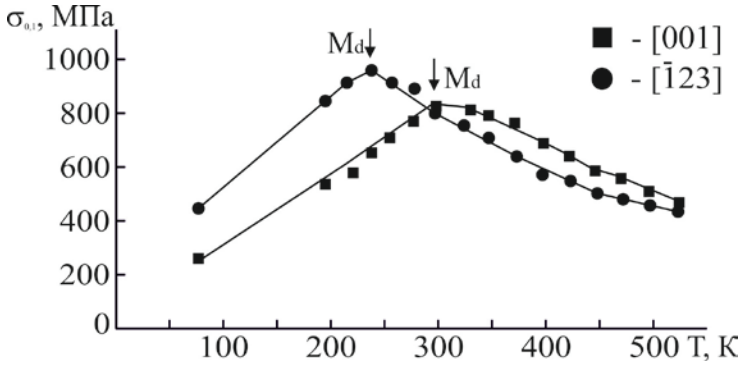


Рис.1. Температурная зависимость осевых напряжений $\sigma_{0,1}$ для [001]- и $[\bar{1}23]$ - монокристаллов сплава Fe–28%Ni–17%Co–11.5%Al–2.5%Ta (ат.%), состаренных при 973К, 0.5 ч, при деформации растяжением

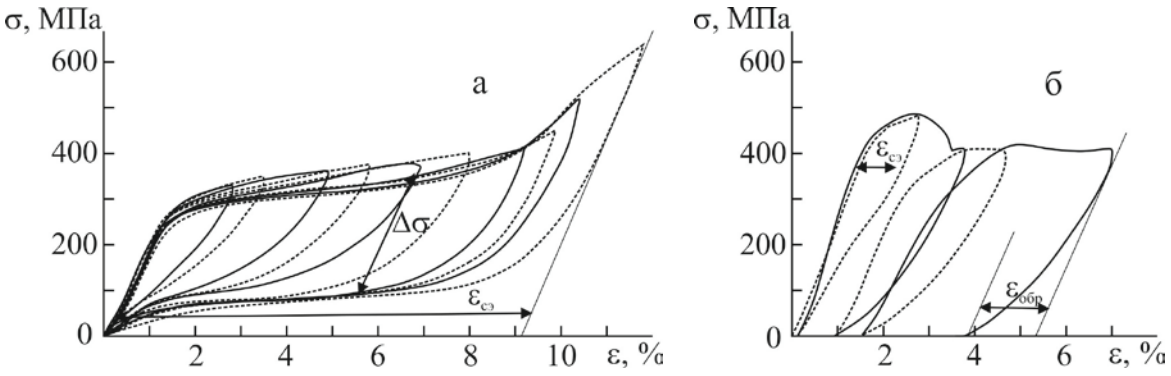


Рис.2. Кривые «напряжение-деформация» при T = 77К для монокристаллов сплава Fe–28%Ni–17%Co–11.5%Al–2.5%Ta (ат. %), состаренных при 973К, 0.5 ч, при деформации растяжением: *а*) [001]- ориентация; *б*) $[\bar{1}23]$ - ориентация

Первая стадия от 77 К < T < M_d (M_d – температура, при которой напряжения высокотемпературной фазы оказываются равными напряжениям, необходимым для образования мартенсита под нагрузкой), где напряжения $\sigma_{0,1}$ возрастают с увеличением температуры испытания, описывается соотношением Клапейрона-Клаузиуса:

$$\frac{d\sigma_{0,1}}{dT} = -\frac{\Delta H}{\varepsilon_0 T_0}, \qquad (1)$$

где ΔH – изменение энтальпии при γ–α' МП; ε_0 – деформация решетки, которая зависит от ориентации кристалла; T_0 – температура химического равновесия γ- и α'-фаз. Вторая стадия при $T > M_d$ связана с пластической деформацией высокотемпературной фазы. Из рис. 1 и 2 видно, что температура M_d, напряжения $\sigma_{0,1}(M_d)$, величина $\alpha = d\sigma_{0,1}/dT$, величина СЭ и механического гистерезиса, который определяется на середине петли СЭ, как разница напряжений прямого при нагрузке и обратного при разгрузке МП, зависят от ориентации кристалла. В [001]- кристаллах M_d = 300К, $\sigma_{0,1}(M_d)$= 820 МПа, $\alpha = d\sigma_{0,1}/dT$= 2.6 МПа/К. В $[\bar{1}23]$ - кристаллах M_d = 240К, $\sigma_{0,1}(M_d)$= 960 МПа, $\alpha = d\sigma_{0,1}/dT$= 3.2 МПа/К. Отношение экспериментальных значений $\alpha[\bar{1}23] / \alpha[001]$ = 1.23, и это отношение в полном соответствии с соотношением (1) равно отношению теоретических значений величин ε_0: $\varepsilon_0[001]/\varepsilon_0[\bar{1}23]$ = 1.2. Следовательно, ориентационная зависимость α описывается ориентационной зависимостью величины ε_0 в монокристаллах сплава Fe–28%Ni–17%Co–11.5%Al–2.5%Ta с частицами γ'-фазы размером d<3 нм. Величина СЭ $\varepsilon_{сэ}$, при T = 77К в [001] – кристаллах равна 9,2% и превышает величину деформации решетки ε_0 = 8,7%, а величина механического гистерезиса $\Delta\sigma$ = 260 МПа. В $[\bar{1}23]$ - кристаллах при температуре испытания T = 77К $\varepsilon_{сэ}$ = 0,8% имеет место только после первого цикла «нагрузка-разгрузка», и $\Delta\sigma$ после первого цикла равен 300 МПа. При увеличении деформации в цикле совершенной петли СЭ в $[\bar{1}23]$ - кристаллах не наблюдается из-за увеличения механического гистерезиса.

Итак, в монокристаллах сплава Fe–28%Ni–17%Co–11.5%Al–2.5%Ta (ат. %), состаренных при 973К, 0.5 ч, величина СЭ зависит от ориентации кристалла и максимальная величина СЭ 9.2%, которая по величине превышает величину деформации решетки 8.7%, наблюдается в [001]- кристаллах.

Работа выполнена за счет гранта Российского научного фонда (проект № 14-29-00012). Авторы выражают благодарность научным руководителям за помощь в эксперименте и обсуждении результатов: Киреевой И.В. и Чумлякову Ю.И.

Список литературы

1. Кокорин В.В. Мартенситные превращения в неоднородных твердых растворах. – Киев: Наука думка, 1987. – 168 с.
2. Чумляков Ю.И., Киреева И.В. и др. Эффект памяти формы и сверхэластичность в [001] монокристаллах сплава FeNiCoAlTa с γ–α'-термоупругими мартенситными превращениями // Известия вузов. Физика. – 2013. – Т. 56. – № 8. – с. 66–74.

ВНУТРЕННЕЕ ТРЕНИЕ И АКУСТИЧЕСКАЯ ДИАГНОСТИКА ВОДОРОДНОЙ ПОВРЕЖДАЕМОСТИ УГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЕЙ

Чуканов А.Н.[1], Яковенко А.А.[2], Леонтьев И.М.[1]

[1]*Тульский государственный университет, Тула, Россия,* alexchukanov@yandex.ru
[2]*ООО «Металлург-Туламаш», Тула, Россия*

Исследовали влияние водорода на развитие деградации и деструкции малоуглеродистых сталей 20 и Ст3, насыщавшихся водородом в среде 0,1 нормального раствора H_2SO_4 с добавлением тиомочевины NH_2CNSH_2 в условиях электролитической катодной поляризации. Интенсивность водородного воздействия варьировали плотностью тока (j = 60…60 А/м^2) и длительностью насыщения ($\tau_В$ = 0…30 ч.).

Фиксировали температурные спектры внутреннего трения (ТЗВТ) и модуля упругости (МУ). Проводили УЗ дефектоскопию (УЗД) и АЭ контроль образцов. На ТЗВТ наводороженных сталей наблюдали неупругие эффекты: водородный Снука-Кестера ($СК_Н$), деструкционный (Д), Снука (Сн). Опираясь на исследования Хуана-Фантоцци, компонентами водородного максимума СКн считали пик диффузионной активности атомарного водорода (СКн(а)) и пик, отражающий переориентацию молекул водорода в поле дислокации (СКн(м)). Это позволило контролировать диффузионную подвижность атомарного водорода и количество водорода, молизовавшегося в коллекторах-ловушках. Составляющие деструкционного максимума (пики $Д_S$ и Де) отражали уровень локализованных напряжений в зонах их концентрации (водородных коллекторах). Корреляционный анализ выявил связь эффектов водородного Снука-Кестера и деструкционного.

Сопоставление зависимостей ВТ наводороженных сталей выявило три области с характерным изменением параметров ВТ, АЭ и УЗД (I, II, III).

Рост фона ВТ, высот водородных Снука-Кестера и деструкционного максимумов после наводороживания от 0 до 15 ч. трактовали как активную диффузию атомарного водорода в объем образца, окклюзию, и интенсивную молизацию в коллекторах (области I, II и III). Эти процессы вели к росту объемных и локальных микронапряжений. После 10-15 ч. наводороживания диффузионная подвижность водорода снижалась и стабилизировалась. Количество молизовавшегося водорода, слабо подрастая, после 20 ч. также стабилизировалось. Дальнейшее увеличение длительности наводороживания более 15 ч. вело к резкому снижению высоты деструкционного максимума. Напряжения в локализованных зонах релаксировали образованием ювенильных поверхностей. Перечисленные изменения трактовали как процесс подготовки (область I), зарождения (область II) и развития (область III) водородной повреждаемости. Заключительным его этапом было образование в области III после насыщения 10-15 ч. микротрещин в водородных коллекторах. Проведенные ранее металлографические исследования Л.В. Муравлевой на стали Ст3 в аналогичных условиях, фиксировали эволюцию ансамбля микротрещин, соответствовавшую описанным процессам.

При достижении в водородных коллекторах давления, достаточного для раскрытия трещин, последние растут, количество их уменьшается. Величину этого напряжения определили, по результатам АЭ. Наводороженные образцы сжимали в диапазоне 40-260 МПа со скоростью 2,3 МПа/мин. На кумулятивных кривых количества импульсов N_Σ и энергии E_Σ АЭ фиксировали два диапазона с различной интенсивностью изменения (А и Б). Эти же диапазоны наблюдали на зависимостях длительности сигнала АЭ от времени. Наиболее ярко изменение параметров АЭ демонстрировала зависимость, полученная после наводороживания в течение 5 ч. Пе-

релом на кривых $E_\Sigma(\sigma)$ и $N_\Sigma(\sigma)$ наблюдали при напряжениях ~110-130 МПа. Они близки к расчетным (по Гриффитсу-Оровану), что подтвердило охрупчивающее действие водорода. Начальный размер активной микротрещины способной к развитию был определен равным 1,5-2 мкм.

Резкое снижение интенсивности АЭ в диапазоне Б свидетельствовал о смене механизма деформации и повреждаемости. Линейная аппроксимация диапазонов А и Б для напряжений 0-130 МПа и 130-260 МПа позволила определить скорость изменения N_Σ и E_Σ. Вид их зависимостей от длительности наводороживания свидетельствовал о двух одновременно развивающихся процессах: микропластической деформации и деструкции. О первом говорит резкий рост N_Σ и E_Σ до напряжения 110-130 МПа, а также увеличение объемных микроискажений (фон ВТ). О вторых судили по снижению указанных зависимостей после нагрузки 130 МПа и немонотонному изменению локализованных микронапряжений ($Д_S$). Максимум параметров АЭ фиксировали в диапазоне 0-130 МПа. Его наблюдали после 5 ч наводороживания. Данные УДЗ подтверждали наличие двух «дополнительных» диапазонов повреждаемости в области I.

Т.о., комплексный анализ ВТ, АЭ и УЗД в ходе водородной повреждаемости выявил два «основных» диапазона: 0…10÷15 ч. и 10÷15…30 ч. с превалирующим развитием деградационных и деструктивных процессов, соответственно. А также два «дополнительных» диапазона синергетического развития этих процессов (0…5 ч. и 5…10 ч.). Внутри областей I и III развиваются процессы повреждаемости двух различных масштабных уровней. В области I (развитие деградации) превалирует накопление объемных микроискажений за счет роста количества диффундирующего, окклюдированого и молизующегося водорода. Увеличение концентрации последнего ведет к росту давления в его ловушках и росту количества активизирующихся коллекторов. При увеличении длительности насыщения до 5 ч. количество активных коллекторов и давление в них растет. АЭ при нагружении насыщенных после 5 ч. образцов говорит об активной генерации и движении дислокаций в процессе легкого скольжения. Резкое снижение перечисленных процессов отмечено после насыщения в течение 10-15 ч.

При нагружении наводороженных образцов, движущиеся в объеме дислокации испытывают растущее сопротивление активных водородных центров (ловушек). Плотность таких центров повышается. Для дальнейшего движения дислокаций и продолжения АЭ необходимо увеличивать приложенные напряжения. После 5 часов насыщения торможение дислокаций водородными центрами достигает максимума. Дальнейшее увеличение длительности насыщения (10÷15 ч) стимулирует реализацию эффекта водородной локализации пластичности.

Водород как поверхностно активный элемент, понижая поверхностную энергию металла и его сопротивление разрушению, сосредотачивается в зонах растягивающих напряжений коллекторов. Концентрируясь вокруг краевых дислокаций в вершинах субмикротрещин, водород снижает упругую энергию этих объектов. В результате существующая между двумя дислокациями одного знака сила отталкивания, препятствующая зарождению субмикротрещин, уменьшается. В итоге рост микротрещин путем слияния с субмикротрещинами облегчается. Процесс трещинообразования интенсифицируется.

1. Chukanov A.N., Levin D.M., Yakovenko A.A. Use and Prospects for the Internal Friction Method in Assessing the Degradation and Destruction of Iron-Carbon Alloys // ISSN1062-8738. Bulletin of the Russian Academy of Sciences. Physics, 2011,Vol. 75, No 10, pp. 1340-1344.

ВНУТРЕННЕЕ ТРЕНИЕ И МОДЕЛЬ ДЕФОРМАЦИОННОЙ ПОВРЕЖДАЕМОСТИ СТАЛЕЙ

Чуканов А.Н.[1], Яковенко А.А.[2], Сергеев Н.Н.[3]

[1]Тульский государственный университет, Тула, Россия, alexchukanov@yandex.ru;
[2]ООО «Металлург-Туламаш», Тула, Россия;
[3]Тульский государственный педагогический университет, Тула, Россия

Для подтверждения синергетической концепции повреждаемости совместно анализировали результаты внутреннего трения (ВТ), УЗ дефектоскопии, характеристик тонкой (рентгеноструктурный анализ) и микроструктуры, механических испытаний деформированных сталей 20, Ст 3, 08Г2С, сплава Fe–0,09 % С.

Использовали фон ВТ (микроискажения в объеме образца); неупругие эффекты: деструкционный (Д) (локализованные микроискажения); Снука (Сн) (*C,N* в феррите); Снука-Ке-Кестера (СК) – (дислокационно-примесное взаимодействие (ДПВ) и микроискажения) [1]. Выявили три области изменения параметров с увеличением деформации: I (0…4%), II (4…10÷12%), III (10÷12…17 %). I - область деградации, II - деградационно-деструкционная, область III - область активной деструкции. В областях выявили превалирующие процессы. Область I: а) перераспределение *C,N*, б) снижение ДПВ; в) рост уровня микроискажений в объеме. Наблюдали рост плотности свободных дислокаций и микронапряжений. Металлографически выявили несплошности 1-2 мкм. Область II: немонотонное изменения параметров. Это связывали с вкладом деструкционных процессов. Фиксировали эволюцию ансамбля микротрещин. Определили их количество и размеры. Зависимости распределения трещин по количеству и размерам также имели 3 области. Их границы отражали максимумы количества групп трещин различных размеров. Границы соответствовали диапазонам изменения размера трещин в интервалах 2-5 мкм, 5-11 мкм. Ведущим являлась перколяция трещин при выполнении концентрационного критерия Журкова С.Н. Наблюдали циклическое изменение параметров деградации и деструкции (несколько диапазонов с различной динамикой и максимумами при 4 и 10…12 % деформации). Это отражало совместное участие в повреждаемости в области II как механизмов деградации, так и трещинообразования. Шла «самосборка» стабильных структур в квазиравновесных условиях достигнутого диссипативного состояния. Такими структурами являются упорядоченные дислокационные структуры, характерные для деформированных сталей: стенки блоков. Их наличие подтвердил дополнительный анализ рентгенографических данных (накопление микронапряжений (область I и III) и формирование упорядоченных структур типа стенок– область II. Эти результаты подтвердила и УЗ дефектоскопия. В области III стабилизировался достигнутый высокий уровень объемных микроискажений. Количество трещин уменьшается, их размер растет до размера зерна феррита. В области III формируется трехосное напряженное состояние и повреждаемость переходит на макроскопический уровень. На основе полученных результатов разработана феноменологическая модель деформационной повреждаемости, которая хорошо соответствует моделям Одинга И.А., Либерова Ю.П., Рыбаковой Л.М. и Ботвиной Л.Р.

1. Chukanov A.N., Levin D.M., Yakovenko A.A. Use and Prospects for the Internal Friction Method in Assessing the Degradation and Destruction of Iron-Carbon Alloys// ISSN1062-8738. Bulletin of the Russian Academy of Sciences. Physics, 2011,Vol. 75, No 10, pp. 1340-1344.

ПОЛИТЕТРАЭДРИЧЕСКИЙ ЛОКАЛЬНЫЙ ПОРЯДОК И НАНОКРИСТАЛЛИЗАЦИЯ В ОБЪЕМОАМОРФНОМ СПЛАВЕ $Cu_{64}Zr_{36}$

Рыльцев Р. Е.[1,2], Клумов Б. А.[3,2], Щелкачев Н. М.[1,2], Шуняев К. Ю.[1]

[1] *Институт металлургии УрО РАН, Екатеринбург, Россия*
[2] *Институт теоретической физики им. Л.Д. Ландау РАН, Москва, Россия*
[3] *Объединенный институт высоких температур РАН, Москва, Россия*
rrylcev@mail.ru

Объемоаморфные металлические сплавы вызывают интерес исследователей, как в силу практической значимости, так и с фундаментальной точки зрения [1]. Одними из наиболее изучаемых систем данного типа являются сплавы Cu–Zr, обладающие уникальной для бинарных сплавов стеклообразующей способностью [2], природа которой до сих пор неясна.

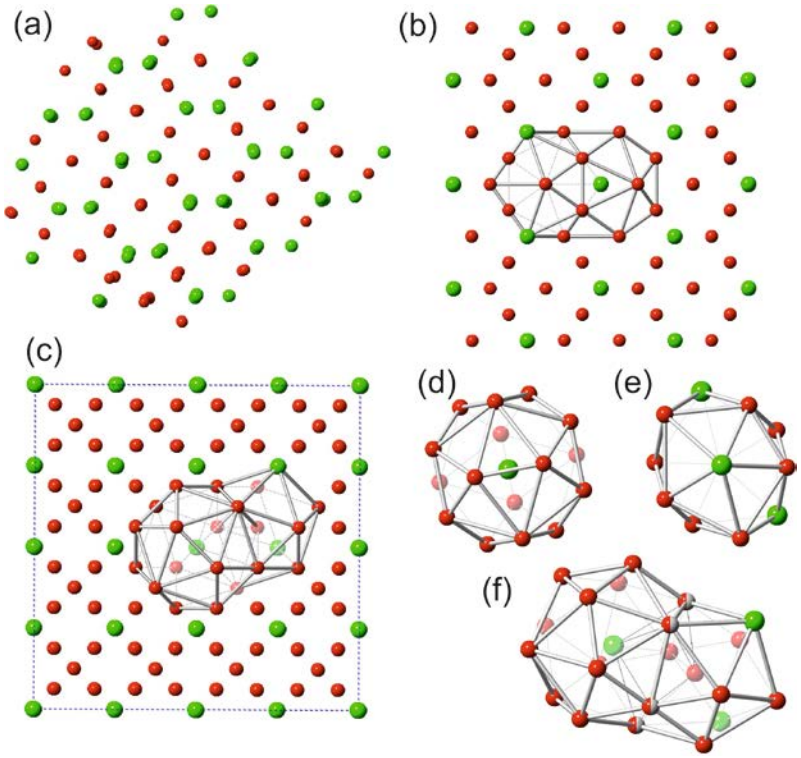


Рис. 1. Структура нанокристаллита, сформировавшегося в аморфной матрице системы $Cu_{64.5}Zr_{35.5}$ при охлаждении со скоростью $\gamma = 1.5\cdot10^9$ К/с (*a*). Структура интерметаллида Cu_5Zr(*b*,*c*). Структурные элементы соединения Cu_5Zr и обнаруженного нанокристаллита (*d*,*e*): многогранник Каспера (*d*) и искаженный икосаэдр (*e*). Способ соединения двух структурных элементов, реализуемый в структуре интерметаллида Cu_5Zr и нанокристаллита (*f*)

Методом молекулярной динамики с использованием потенциала погруженного атома была исследована структура сплава $Cu_{64}Zr_{36}$ при различных скоростях охлаждения в интервале (10^{13}–$1.5\cdot10^9$) К/с. Данный сплав соответствует одному из известных составов, для которых возможно получение объемоаморфных образцов.

Обнаружено, что уменьшение скорости охлаждения приводит к формированию более выраженной политетраэдрической структуры, в частности, к увеличению доли икосаэдрических кластеров. Показано, что предложенная недавно процедура умень-

шения эффективной скорости охлаждения путем отжига системы при температурах, близких к температуре стеклования (sub-T_g annealing) [3], является спорной. В частности, обнаружено, что линейная интерполяция внутренней энергии в область малых скоростей охлаждения некорректна, поскольку значения, полученные нами при низких скоростях, демонстрируют существенное отклонение от данного закона.

При охлаждении системы со скоростью $1.5 \cdot 10^9$ К/с обнаружено, что в аморфной матрице образуется нанокристаллит со структурой интерметаллида Cu_5Zr, но с другой стехиометрией (рис. 1 *a,b,c*). Анализ структуры данного кристаллита показал, что его составляющими элементами являются многогранник Каспера (рис. 1*d*) и искаженный икосаэдр (рис. 1*e*). Отметим, что из данных элементов состоят также структуры интерметаллидов Cu_2Zr и Cu_5Zr_{14}. Это делает возможным предположение о том, что политетраэдрическая структура системы Cu–Zr в состоянии переохлажденной жидкости и стекла содержит кластеры указанной симметрии, которые могут образовывать фрагменты стабильных и метастабильных кристаллических структур при локальном упорядочении. Данная гипотеза подтверждается анализом структуры аморфной фазы, который выявил значительные доли указанных кластеров.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского Научного Фонда (грант № 14-13-00676).

Список литературы

1. A. Inoue. Stabilization, Acta Mater, **48**, 279 (2000).
2. A. Inoue, W. Zhang, Mater Trans, **45**, 584 (2004).
3. Y. Zhang, C. Z. Wang, M. I. Mendelev, F. Zhang, M. J. Kramer, K. M. Ho, Phys. Rev. B, **91**, 180201 (2015).

ТЕОРЕТИЧЕСКИЙ АНАЛИЗ ОСОБЕННОСТЕЙ ДИПОЛЬНОЙ И КВАДРУПОЛЬНОЙ КОНФИГУРАЦИЙ ЧАСТИЧНЫХ ДИСКЛИНАЦИЙ В НАНОКРИСТАЛЛАХ МЕТАЛЛОВ

Суханов И. И.[1, 2], Дитенберг И. А.[1, 2, 3], Тюменцев А. Н.[1, 2, 3]

[1]НИ Томский Государственный университет, Томск, Россия
[2]Сибирский физико-технический институт им. В.Д. Кузнецова, Томск, Россия
[3]Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия
suhanii@mail.ru

На основе результатов электронно-микроскопического исследования проведен теоретический анализ полей напряжений и энергий дисклинационных конфигураций в области упругих дисторсий. Моделирование упругих полей реализовано в рамках континуального подхода с использованием явного вида компонент тензора напряжений отдельной дисклинации. В качестве таких конфигураций рассмотрены диполь и квадруполь частичных клиновых дисклинаций с параметрами: размер плеча (расстояние между дисклинациями) l = 3–5 нм, значение вектора Франка $\omega \approx \varphi \approx 0.5° - 2°$.

При анализе характера и величин полей напряжений рассматриваемых дисклинационных конфигураций показано, что максимальные напряжения и градиенты давления наблюдаются в плоскости залегания дисклинаций. При этом их значения достигают величин порядка $P \approx E/50$ и $\partial P/\partial x \approx E/50$ нм$^{-1}$. Установлено, что быстрое затухание сил при удалении от этой плоскости связано с экранировкой полей от-

дельных дисклинаций. Выявлено, что в отличие от диполя, в ограничивающих квадруполь плоскостях значения градиентов внутренних напряжений выше и достигают значений $\partial P/\partial x$ = 0.03 нм$^{-1}$. Этот факт свидетельствует о присутствии дополнительного экранирующего взаимодействия между отдельными дисклинационными диполями.

Для оценки вероятности существования рассматриваемых дисклинационных конфигураций проведен анализ зависимости величины упругой энергии от размера плеча *E(l).* Обнаружено, что при увеличении l экранировка, связанная с наложением полей напряжений отдельных дисклинаций, уменьшается, что приводит к увеличению упругой энергии дисклинационной конфигурации. Так при $l > 20$ нм величина упругой энергии нанодипольной системы становится сравнимой с энергией отдельной дисклинации, что может свидетельствовать о распаде системы. В то же время при малых значениях $l < 6$ нм в континуальном подходе зависимость энергии нанодиполя $E(l)$ имеет квадратичный характер и достаточно хорошо совпадает с аналитическим выражением для погонной энергии краевой дислокации с вектором Бюргерса $b \approx \omega\, l$.

Показано, что в сравнении с квадрупольной конфигурацией величина упругой энергии диполя почти на порядок больше. По этой причине, в свободном упругом континууме (без наличия внутренних и внешних источников напряжений), квадрупольная конфигурация является энергетически более предпочтительной. Данное обстоятельство свидетельствует о возможности трансформации диполя частичных дисклинаций за счет дробления полос переориентации на семейство устойчивых квадрупольных конфигураций.

Работа выполнена в рамках Программы фундаментальных научных исследований государственных академий наук на 2013-2020 годы с финансовой поддержкой программы повышения конкурентоспособности НИ ТГУ (Tomsk State University Competitiveness Improvement Program).

РОЛЬ СТРУКТУРООБРАЗУЮЩИХ ПРОЦЕССОВ ПРИ ИПДК В ФОРМИРОВАНИИ НЕМОНОТОННЫХ СВОЙСТВ СПЛАВА СИСТЕМЫ Cu–Cr–Zr

Аксенов Д.А.[1], Фаизова С.Н.[2], Рааб Г.И.[2], Фаизов И.А.[2]

[1] *Институт физики молекул и кристаллов УНЦ РАН, Уфа*
[2]*Институт физики перспективных материалов при УГАТУ, Уфа*
Spirit13@bk.ru

Благодаря методам интенсивной пластической деформации (ИПД) на медных сплавах системы Cu–Cr–Zr, стало возможным повышение заданных параметров функциональных свойств, а именно прочности и электропроводности. Для понимания физики процессов структурных изменений и фазовых превращений необходимо количественный анализ изменений основных структурных параметров сплава.

Фундаментальный процесс, лежащий в основе измельчения структуры в условиях ИПД –самоорганизация скопления дислокаций, является сильно неоднородным. Этот процесс сопровождается сильными динамическими искажениями кристаллической решетки в процессе деформации, что приводит к протеканию процессов нетипичных для равновесного состояния, а именно растворению частиц вторых

фаз в матрице материала. Наряду с этим процессом во время деформации с частицами может происходить механическая фрагментация.

Наблюдаемые изменения свойств сплава системы Cu–Cr–Zr и эволюция частиц в процессе ИПД обусловлены тремя факторами изменения распределения частиц по размеру и плотности расположения в матрице – механической фрагментацией частиц, распадом твердого раствора и растворением частиц в матрице. Понимание каждого из процессов и их количественное описание требует раздельного изучения.

В данной работе на специально подготовленных образцах были изучены процессы растворения и выделения частиц вторых фаз. С этой целью на первых этапах деформации методом ИПДК был подавлен процесс распада пересыщенного твердого раствора путем длительного старения исходного образца.

С помощью метода угольных экстракционных реплик было изучено изменение размеров и распределения частиц вторых фаз в матрице материала с увеличением степени накопленной деформации. Было показано, что изменение свойств сплава происходит в зависимости от доминирующей роли одного из конкурирующих процессов –деформационно-стимулированного выделения частиц и деформационно-индуцированного растворения частиц в матрице материала. Методом РСА показано, что с изменение параметра решетки коррелирует с полученными значениями плотности частиц в матрице.

Таким образом, сделан вывод о том, что основными процессами приводящими к немонотонному изменению свойств материала являются фазовые превращения в процессе деформации.

Работа выполнена при поддержке гранта РНФ №14-19-01062.

ОЦЕНКА СПЕКТРА РАЗМЕРОВ ЧАСТИЦ ПРИ РАЗРУШЕНИИ МАТЕРИАЛОВ В УСЛОВИЯХ КВАЗИСТАТИЧЕСКОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ

Александров П.А.[1], Викторов С.Д.[2], Калечиц В.И.[1], Кочанов А.Н.[2]

[1] *Федеральное государственное бюджетное учреждение «Национальный исследовательский центр «Курчатовский институт» Москва, Россия,*
Alexandrov_PA@nrcki.ru
[2] *Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт проблем комплексного освоения недр РАН, Москва, Россия,*
kochanov@mail.ru

Процесс разрушения как развитие трещин с последующей фрагментацией материала, как правило, всегда сопровождается появлением частиц малых размеров, образование которых можно объяснить как с позиций явлений, наблюдаемых в кончиках трещин, так и за счет неровностей рельефа при формировании новых поверхностей. Изучение закономерностей образования таких частиц размером менее 10,0 мкм непосредственно в момент разрушения материалов, на примере образцов из металла и горных пород, в условиях квазистатического воздействия являлось целью настоящей работы.

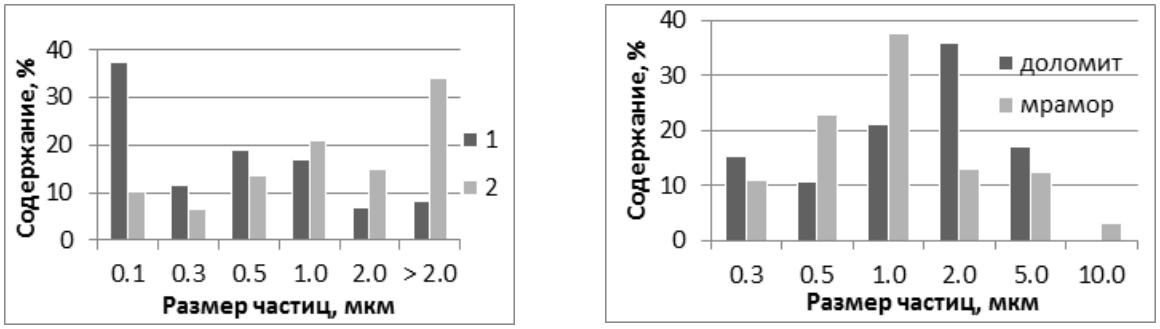
Отличительная особенность методики экспериментов заключается в том, что измерения проводились в объеме герметичной камеры с помощью лазерных счетчиков в воздушной среде, что повышает точность измерений по сравнению, напри-

мер, с измерениями размеров частиц в жидкости, а также, что не менее важно, существенно их упрощает.

При испытаниях образцов из металла в виде стальных стержней марки 15Х2МФА диаметром 4 мм и длиной ~ 100 мм эксперименты проводились на разрывной машине [1-2]. Концентрация и дисперсный состав микронных частиц образующихся в результате разрыва стержней измерялись с помощью лазерного спектрометра аэрозолей модели 5200 фирмы HIAC-Royco. Некоторые образцы стержней была подвергнуты радиационному воздействию (нейтронному излучению), в результате действия которого изменялись их механические характеристики: предел текучести увеличивался с 490 до 620 МПа, предел прочности соответственно с 610 до 730 МПа, общее удлинение уменьшалось с 12 до 9% и равномерное удлинение с 8 до 6%.

При испытаниях образцов горных пород использовалась камера, имеющая резиновую основу со специальными стальными прокладками, которые позволяли воспринимать нагрузку пресса в условиях одноосного сжатия и сохранять герметичность вплоть до разрушения образца. Камера, куда помещался образец размером 4-5 см, имела вход, к которому с помощью гибкого шланга подсоединялся специальный фильтр, не пропускающий из атмосферы частицы размером более 0,1 мкм. На выходе к камере подсоединялся лазерный счетчик частиц Lighthouse Handheld 3016, с помощью которого фиксировалось количество частиц через заданный временной интервал.

В результате экспериментов в момент разрушения образцов зафиксировано образование частиц, распределение которых по размерам представлено на рис. 1. Для исходного образца металлического стержня и облученного с измененными структурными и механическими свойствами наблюдаются существенное отличие в этом распределении, связанное с содержанием частиц размером 0,1 и 2,0 мкм, а также общим их количеством. Общее количество частиц для образца, подвергнутому радиационному воздействию, более чем на порядок превышает количество частиц для исходного образца и составляет ~ 50000. Время до разрыва исходного образца примерно в 2 раза больше времени для облученного образца, который имеет более высокие прочностные характеристики, что в какой- то степени противоречит известной зависимости С.Н. Журкова. Это обстоятельство может быть связано, как следует из экспериментов, со структурными особенностями образцов и различным масштабом разрушения[3]. Для двух типов образцов горных пород, мрамора и доломита, характер распределения частиц по размерам был аналогичен. Максимум в распределении частиц находится в диапазоне 1,0-2,0 мкм [4].



а *б*

Рис.1. Распределение количества частиц по размерам при испытаниях на разрыв (*а*) и сжатие (*б*): 1 – исходный образец; 2 – облученный образец

Таким образом, разработаны методики и получены экспериментальные данные по количеству и размерам частиц, образовавшихся в процессе разрушении материалов различной физической природы. Установлено на примере металлов и горных пород, что число дискретных частиц и их распределение по размерам при разрушении образцов зависит от структурных и физических параметров и обусловлены образованием новых поверхностей. Минимальный размер регистрируемых частиц, образующихся при разрушении в условиях квазистатического воздействия, составляет ~ 0,1 мкм, доля которых в общем распределении может существенно отличаться для различных материалов. Распределение частиц по размерам содержит важную информацию об условиях и характере протекании процесса разрушения и является его характеристикой для конкретного материала.

Работа выполнена при поддержке РФФИ (Проект 14-05-00446-а).

Список литературы

1. Александров П.А., Калечиц В.И., Хозяшева Е.С., Чечуев П.В. Исследование генерации частиц при разрыве металла / Научная сессия МИФИ.2003. Т. 8. С.296-297
2. Александров П.А., Калечиц В.И., Хозяшева Е.С., Чечуев П.В. Исследования генерации микрочастиц, образующихся при разрыве металла / Проблемы машиностроения и надежности машин. 2003. № 5. С. 95-98.
3. Гиляров В.Л. Кинетическая концепция прочности и самоорганизованная критичность в процессе разрушения материалов /ФТТ.2005.т.47.вып.5.С.808-811
4. Викторов С.Д., Кочанов А.Н. Оценка условий образования и размеров микрочастиц при разрушающих воздействиях на образцы горных пород/Вестник ТГУ.2013. т.18. вып.3. С.1683-1684.

РЕОЛОГИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА АМОРФНЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ КОБАЛЬТА

Федоров В.А., Березнер А.Д.

Тамбовский государственный университет им. Г.Р. Державина,
Россия, Тамбов
qwert1009@mail.ru

В настоящий момент существуют три основные модели, используемые для объяснения процессов, протекающих в аморфных металлических сплавах: модель структурной релаксации, модель свободного объема, а также гидродинамическая модель. В зависимости от масштабов проявления исследуемых явлений применяют соответствующие подходы. Однако в настоящий момент нет результатов, однозначно свидетельствующих о выполнении условий ньютоновского течения для аморфных металлических сплавов. Это обстоятельство не позволяет в дальнейшем обоснованно применять систему уравнений классической гидродинамики ньютоновской жидкости, для объяснения свойств аморфных сплавов. В связи с этим, целями данной работы являются: 1) проверка выполнения условия ньютоновского течения в МС при испытаниях на ползучесть; 2) измерение удельного деформационного сопротивления образцов для проверки опорных предположений.

В экспериментах использовали аморфные металлические сплавы на основе систем элементов Co–Fe–Ni–Si–Mn–B–Cr–Cu–Nb с различным процентным соотношением составляющих. Сплавы получены спиннингованием в виде лент шириной

3,5 мм и толщиной 0,02 мм. Образец, вместе с закрепленным грузом (m = 0.09 кг) помещали в печь и нагревали в воздушной среде в температурном интервале от 300 до 1200 К. Скорость нагрева V составляла 1 К/с и 2 К/с. Температуру образца фиксировали лазерным пирометром Testo-845 и термопарой. Удлинение образцов измеряли лазерным триангуляционным датчиком. Характерный вид экспериментальных кривых ползучести представлен на рис. 1.

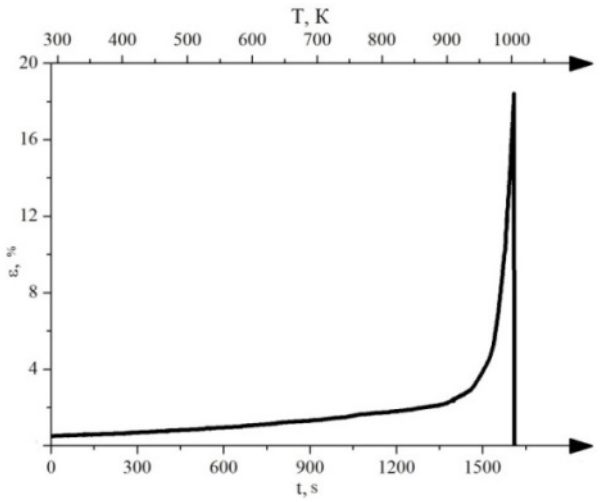


Рис. 1. Стандартный вид кривой ползучести аморфных сплавов

Установлено, что для всех экспериментальных кривых возможен подбор гиперболической зависимости вида:

$$x(t) = x_0 + \frac{Ct}{B^2 - Bt}, \qquad (1)$$

где x_0 – начальное показание датчика; C,B – аналитические параметры, имеющие фиксированные значения. Соответствие между аналитически предложенной функцией (1) и статистическими данными, полученными в эксперименте, проверялось с помощью ковариации и коэффициента корреляции. Было рассчитано значение коэффициента корреляции данных r, которое имеет величину: 0,9 < r < 1 (r_{max} = 0,9972). Значения $x(t)$, отдельно рассчитанные по формуле (1) совпадают с экспериментальными (табличным) данными на 99.97 % (с точностью до погрешностей: триангуляционного датчика ± 0.001 мм, средне-абсолютной погрешности ±0,0000049 мм и относительной погрешности δ_{min} = 0,000244). Таким образом, применение корреляционного метода к выражению (1) и экспериментальным данным является адекватным и предложенная формула (1) действительно описывает процесс ползучести в масштабе, для которого этот процесс имеет смысл (масштабы групповых зеренных перестроек). При анализе зависимости (1) был установлен физический смысл величины B – она принимает значения времени, при котором происходит разрыв ленты и ее величина зависит от начальных условий эксперимента (качества образца и др.), а также от режима нагрева. Анализ размерности величины C показал, что данный параметр является коэффициентом с размерностью м*с и его значения зависят только от начальных условий эксперимента. Для дополнительной проверки аналитического уравнения (1) был проведен прогнозный расчет средней величины удельного сопротивления, по закону Ома, который показал, что удельное сопротивление образцов при ползучести (как функция удлинения, площади поперечного сечения и температуры) уменьшается и варьируется в интервале значений от 10^{-4} до 10^{-5} Ом*м. Данный результат подтверждается экспериментальными проверками, проведенными по методикам мостового и четырех-зондового измерений.

Таким образом, уравнение (1), а также входящие в него параметры C и B не только описывают процесс ползучести, но также позволяют прогнозировать поведение величин, не входящих в первоначальное рассмотрение. Этот результат свидетельствует о практической достоверности предложенной зависимости.

Если линейное уравнение вязкости не выполняется, то рассматриваемые сплавы не могут считаться ньютоновскими растворами. Поскольку процесс ползучести, исследуемый по методике данной работы, является термоактивируемым, то скорость

деформации является функцией температуры и, следовательно, связана с вязкостью, что является недопустимым условием для наличия ньютоновского течения. При этом вязкость является только функцией температуры и не может быть рассчитана по данным эксперимента ползучести, ввиду постоянного изменения угла наклона у графика зависимости нагрузки от скорости деформации: $\sigma(\dot{\gamma})$, имеющего вид прямой линии с фиксированным углом наклона. Из анализа связи сдвигового напряжения со скорость деформации:

$$\sigma(\dot{\gamma}) = \frac{0.9B}{\bar{a}B\sqrt{Cx_0\dot{\gamma}} - \bar{a}C}, \qquad (2)$$

где $\bar{a}$ – среднее значение толщины образца), можно также сделать вывод об отсутствии псевдопластического и тиксотропного течений в процессе ползучести исследуемых образцов.

Таким образом, уравнение (2) аналитически доказывает отсутствие ньютоновского, псевдопластического и тиксотропного течений на всем температурном интервале в условиях термоактивируемой ползучести аморфных сплавов. Наличие неньютоновского течения, также ограничивает применение основных уравнений гидродинамики при исследовании процесса ползучести аморфных сплавов в переменном температурном поле, и накладывает запрет на применение к ним других классических жидкостных моделей (например, модели Максвелла и Фойгта, экспоненциального закона вязкости Френкеля и др.). Это приводит к необходимости поиска иного теоретического подхода в исследовании свойств пластического течения аморфных сплавов.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (грант №15-01-04553-а) и гос. задания (проект №2476)

СТРУКТУРА, МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И РАЗРУШЕНИЕ СТАЛИ 12Х18Н10Т ПОСЛЕ КРИОГЕННОЙ ПРОКАТКИ И ПОСЛЕДУЮЩИХ ОТЖИГОВ

Деревягина Л.С.[1], Панин В.Е.[1], Корзников А.В.[2], Гордиенко А.И.[1]

[1]*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия,* lsd@ispms.tsc.ru

[2]*Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа, Россия,* korznikov@imsp.ru

Измельчение микроструктуры нержавеющих сталей, способствующее повышению механических свойств, может быть достигнуто за счет воздействия интенсивных пластических деформаций или специальных термомеханических обработок. Целью настоящей работы явилось изучение влияния криогенной прокатки (*КП*) и дополнительных отжигов на особенности изменения параметров структуры, а также механические свойства и разрушение коррозионно-стойкой стали 12Х18Н10Т. Применение такой обработки позволяет сочетать прямое и обратное фазовые превращения и динамическую рекристаллизацию.

Прокатку, охлажденных в жидком азоте слитков стали 12Х18Н10Т, осуществляли за 5 проходов с толщины 2,5 мм до 1 мм. Перед каждой проходом заготовку повторно охлаждали до температуры T = –196°С. После *КП* проводили отжиги в течение 30 и 60 минут в температурном интервале от 600 до 1000°С.

Микроструктурные исследования осуществляли в плоскости прокатки с помощью оптического микроскопа марки «Zeiss Axiovert 25», сканирующего электронного микроскопа Quanta 200 3D с приставкой NORDLYS Oxford Instruments HKL Technology для анализа дифракции обратно рассеянных электронов (EBSD). Оценка механических свойств выполнена на установке ИМАШ 20-78, микромеханизмы разрушения стали изучены с помощью растрового электронного микроскопа Philips SEM 515.

В ходе охлаждения до T = –196°С аустенит претерпевает $\gamma \rightarrow \alpha'$-превращение с образованием мартенсита. В результате деформационной обработки при этой же температуре ширина пластинок составляет ≈ 180нм. Согласно данным EBSD-анализа, в результате отжига при 600°С в стали произошло обратное $\alpha' \rightarrow \gamma$ - превращение и в структуре выявляются вытянутые в направлении прокатки зерна аустенита. Фазовое превращение уже произошло, однако рекристаллизация только началась, о чем свидетельствуют «языки» вдоль границ вытянутых зерен – признаки миграции границ зерен, а также мелкие рекристаллизованные зерна.

Структура стали после отжига $T_{отж}$ = 650°С представляет собой полностью рекристаллизованные зерна аустенита с размером $d_{ср} \approx 1{,}25$мкм с формой, близкой к равноосной. В интервале $T_{отж}$ от 650°С до 800–900°С происходит плавный рост зерна ($d_{ср} \approx 2{,}8$–$3{,}4$мкм) по линейному закону. При $T_{отж}$ = 1000°С размер зерна резко увеличивается ~ в 8 раз ($d_{ср} \approx 19$мкм). С ростом $T_{отж}$ суммарная плотность зернограничных поверхностей уменьшается.

Распределение границ зерен в зависимости от угла разориентации δ–θ свидетельствует о том, что максимум распределений δ–θ приходится на интервал углов 2°–10° и 55°–65°, что связано с развитием фрагментации в ходе криогенной обработки и появлением двойников отжига и их низкоэнергетичных границ типа «∑3» с разоориентировкой ≈ 60°. Во всем интервале $T_{отж}$ в структуре стали доля большеугловых границ зерен (БУГ) по отношению к общей длине всех границ является преобладающей. Однако соотношение БУГ и МУГ с ростом $T_{отж}$ меняется. После отжига при 600°С доля БУГ составляет ≈ 60%, а МУГ ≈ 40%. С ростом $T_{отж}$ доля МУГ снижается до 5–10%, а доля БУГ составляет ≈ 90–95%. Это объясняется ростом доли специальных границ типа «∑3» с повышением $T_{отж}$.

После отжига при 650°С в плоскости прокатки очень слабое преимущество имеют кристаллиты типа {101}. С ростом $T_{отж}$ в плоскости прокатки усиливается интенсивность компоненты {101} и, вероятно, компонент {112} и {113}. После отжига при температуре 1000°С – четко фиксируется компонента {101}, а параллельно оси прокатки в решетке аустенита устанавливается направление <100>, то есть формируется типичная для ГЦК материалов текстура рекристаллизации {110} <100, или текстура Госса.

Анализ механических свойств показал, что в стали после *КП* величина предела текучести ($\sigma_{02}^{КП} \approx 945$МПА) значительно выше, чем в стали после *КП* и последующих отжигов ($\sigma_{02}^{650^\circ C} \approx 505$МПА, $\sigma_{02}^{1000^\circ C} \approx 155$МПА). Пределы прочности образцов после *КП* и дополнительных отжигов при 650°С и 800°С отличаются незначительно ($\sigma_B^{КП} \approx 1000$МПА, $\sigma_B^{650^\circ C} \approx 1010$МПА, $\sigma_B^{800^\circ C} \approx 1030$МПА), а после отжигов при 900°С и 1000°С σ_B снижаются до 750–800МПА.

Отношение σ_{02}/σ_B для стали после *КП* $\approx 0{,}94$, тогда как после дополнительных отжигов отношение σ_{02}/σ_B колеблется от 0,19 до 0,5. Это свидетельствует о высокой степени неустойчивости стали после *КП* к локализации пластического течения. Кривые течения для стали после отжигов характеризуются протяженной стадией легкого скольжения, в результате чего величина равномерной деформации $\varepsilon_{рав}^{650^\circ C} \approx 27\%$ и $\varepsilon_{рав}^{1000^\circ C} \approx 43\%$. В образцах после *КП* диаграмма растяжения характеризуется очень короткой стадией равномерного пластического течения (до $\approx 1\%$), при этом величина общей пластичности $\varepsilon_{общ}$ всего $\approx 3{,}5\%$. Таким образом, сочетании *КП* с дополнительными отжигами позволяет повысить прочностные свойства стали почти в 2 раза по сравнению с необработанной сталью ($\sigma_{02}^{исх} \approx 505$МПА, $\sigma_{02}^{исх} \approx 155$МПА) при сохранении высокой пластичности ($\varepsilon_{общ} \approx 40\%$).

Разрушение стали после *КП* происходит вдоль макрополосы локализованной деформации поперечным срезом, что является следствием локализованного характера пластического течения. Изломы стали характеризуются вязким, ямочным микромеханизмом разрушения. Сотовый характер распределения ямок ($d_{ям} \approx 0{,}1$–6мкм) свидетельствует о невысокой энергоемкости процесса разрушения стали.

Поверхность излома стали после *КП* и отжигов свидетельствует о том, что процесс разрушения имеет двухстадийный характер – разрушение на первой стадии путем отрыва, а на второй путем сдвига. При увеличении $T_{отж}$ размер ямок возрастает, коррелируя с размером зерна, что характеризует увеличение вязкости разрушения стали.

Выводы

1. Сочетание метода *КП* и дополнительных отжигов при температуре 650-800°С позволило сформировать в стали 12Х18Н10Т однородную, равноосную структуру со средними размерами зерен $\approx 1{,}25$–2,8мкм.

2. С повышением $T_{отж}$ стали после *КП*: а) общая плотность всех границ зерен уменьшается; б) доля БУГ и специальных границ типа «∑3» увеличивается; в) усиливается «ребровая» текстура Госса {110} <100.

3. Прочностные свойства стали после *КП* и отжигов (при 650-800°С) возрастают почти в 2 раза по сравнению с исходным состоянием при сохранении достаточной пластичности.

ОРГАНИЗАЦИОННО-ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ ОСОБЕННОСТИ ИЗГОТОВЛЕНИЯ ШТАМПОВ С ПЛАЗМЕННОЙ ЗАКАЛКОЙ

Злоказов М.В.[1], Коротков В.А.[2]

[1] *АО «Научно-производственная корпорация «Уралвагонзавод»,*
[2] *Нижнетагильский филиал УрФУ, Нижний Тагил, РФ,*
tnt10@uvz.ru, vk@udgz.ru

В себестоимости штампов работы могут существенно превышать (~ в 1,4 раза) затраты на материалы, поэтому сокращение трудозатрат приносит значительную экономию.

Плазменная закалка, производящаяся перемещением по поверхности электрической дуги, не нуждается в сопутствующем охлаждении водой. Она получила известность в 80 - 90-х годах, но была не пригодной для упрочнения штампов. С изоб-

ретением в 2002 г. установки для ручной плазменной закалки УДГЗ-200, которая в настоящее время выпускается серийно (www.oookompozit.ru), стало возможно преодоление этого недостатка [1-2].

Плазменная закалка увеличивает твердость сталей как и при объемной закалке, но не нуждается в последующем отпуске, снижающем твердость. Она минимально ухудшает шероховатость, поэтому может применяться как финишная операция. Отсюда следует целесообразность применения плазменной закалки штампов, изготовленных по традиционной технологии, с целью дополнительного упрочнения для увеличения долговечности (табл. 1). В этом случае происходит незначительное увеличение трудоемкости. В тоже время существенно увеличивается стойкость (~ 2,5 раза) вследствие чего снижаются затраты на ремонт и покупку новых.

Таблица 1. Технологические операции при изготовлении рабочих частей штампов

С объемной закалкой	С плазменной закалкой в дополнение к объемной закалке
Нормализация поковки	Нормализация поковки
Транспортировка с термического на механический участок	Транспортировка с термического на механический участок
Черновая обработка	Черновая обработка
Транспортировка с механического на термический участок	Транспортировка с механического на термический участок
Объемная закалка с отпуском	Объемная закалка с отпуском
Транспортировка с термического на механический участок	Транспортировка с термического на механический участок
Чистовая обработка	Чистовая обработка
	Плазменная закалка

При замене объемной закалки на плазменную (табл. 2) происходит снижение трудоемкости закалки в ~ 4 раза, сокращение ремонтов вследствие увеличения стойкости ~ 2,2 раза, сокращение транспортных операций ~ в 3 раза.

Таблица 2 . Технологические операции при изготовлении рабочих частей штампов

С объемной закалкой	С плазменной закалкой вместо объемной закалки
Нормализация поковки	Нормализация поковки
Транспортировка с термического на механический участок	Транспортировка с термического на механический участок
Черновая обработка	Черновая обработка
Транспортировка с механического на термический участок	Чистовая обработка
Объемная закалка с отпуском	Плазменная закалка
Транспортировка с термического на механический участок	
Чистовая обработка	

При известной технологии изготовления рабочих частей штампов секционными (табл. 3) применение плазменной закалки взамен объемной снижает трудоемкость закалки в ~ 4 раза, исключает слесарную подгонку при сборке (снижение трудоемкости на 40–50%), сокращает ремонтные затраты в ~ 2,2 раза за счет пропорционального увеличения стойкости штампов.

Таблица 3. Технологические операции при изготовлении рабочих частей штампов секциями

С разрезкой на секции и объемной закалкой	С разрезкой на секции и плазменной закалкой
Нормализация поковки	Нормализация поковки
Транспортировка с термического на механический участок	Транспортировка с термического на механический участок
Черновая обработка	Черновая обработка
Разрезка на секции	Разрезка на секции
Транспортировка с механического на термический участок	Чистовая обработка
Объемная закалка с отпуском	Плазменная закалка
Транспортировка с термического на механический участок	Транспортировка с механического на участок сборки
Чистовая обработка	Сборка секций штампа
Транспортировка с механического на участок сборки	
Сборка штампа со слесарной подгонкой секций	

Выводы

1. Плазменная закалка увеличивает стойкость рабочих частей штампов в 2,2-2,5 раза, что дает пропорциональное сокращение их закупа и ремонта.
2. Замена объемной закалки с отпуском на финишную плазменную закалку в 4 раза снижает трудоемкость термической обработки.
3. Применение плазменной закалки при изготовлении секционных штампов снижает трудоемкость финишной механической обработки и исключает слесарную подгонку при сборке.
4. Плазменная закалка дает существенное сокращение (в 3 раза) транспортировочных операций в технологическом процессе изготовления штампов.
5. Плазменная закалка может производится по месту эксплуатации штампов входе их ремонтов.

Список литературы

1. Коротков В.А., Злоказов М.В. «Исследование износостойкости углеродистых сталей, упрочненных плазменной закалкой» // Трение и износ – 2014, Т. 35 №2, С.178-182
2. Коротков ВА, Злоказов М.В. «Исследование износостойкосси штамповых сталей, прошедших упрочнение плазменной закалкой» // Вестник машиностроения – 2014, № 8. С.59-61.

МИКРОТВЁРДОСТЬ И МОДУЛЬ ЮНГА МОНОКРИСТАЛЛОВ β-Ga_2O_3, ВЫРАЩЕННЫХ ИЗ СОБСТВЕННОГО РАСПЛАВА

Гузилова Л.И.[1,2], Маслов В.Н.[1,2], Васильева Е.С.[3], Николаев В.И.[1,2], Романов А.Е.[1,2]

Университет ИТМО, Санкт-Петербург, Россия
ФТИ им. А.Ф. Иоффе РАН, Санкт-Петербург, Россия
Санкт-Петербургский Политехнический Университет Петра Великого, Санкт-Петербург, Россия
guzilova@hotmail.com

β-Ga_2O_3 – широкозонный полупроводник n-типа с шириной запрещённой зоны E_g = 4.8–4.9 эВ. β-Ga_2O_3 принадлежит к моноклинной сингонии, и имеет следующие параметры элементарной ячейки: a = 1,2214 нм, b = 0,30371 нм, c = 0,57981 нм, β = 103,83° [1]. До настоящего момента сведений в литературе о механических характеристиках кристаллов β-Ga_2O_3 крайне мало. Отсутствуют оценки критических напряжений, которые способны выдержать моно- и поликристаллы β-Ga_2O_3. При этом отмечается, что механическое нагружение может приводить к развитию нежелательных процессов, поскольку кристаллы склонны к двойникованию.

Монокристаллы (рис.1), используемые в работе, были выращены методом свободной кристаллизации на установке «Гранат-2М». При выращивании монокристаллов β-Ga_2O_3 в качестве исходного сырья использовался порошок ЧДА, монокристаллический сапфир служил в качестве материала для тигля [2].

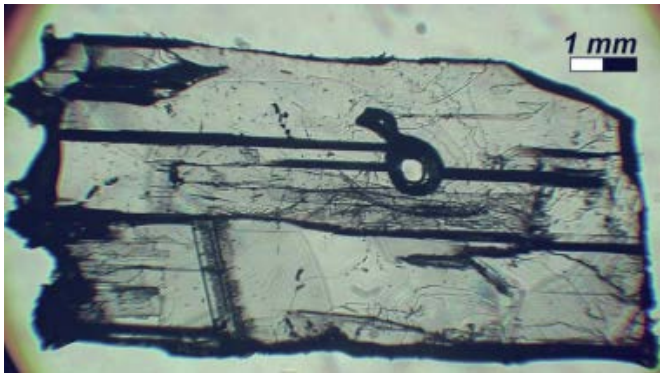


Рис. 1. Изображение монокристалла β-Ga_2O_3

В настоящей работе приводятся результаты исследований механических свойств монокристаллов β-Ga_2O_3 и изменений на его поверхности, связанных с механическим воздействием при микроиндентировании и наноиндентировании. Изучалась поверхность (100) (рис.2), которая является плоскостью спаянности в этом кристалле. Исследование значения микротвёрдости осуществлялось по методу Виккерса на установке ПМТ-3, величина нагрузки на индентор составляла 0,3–1 Н. Среднее значение микротвердости при этом диапазоне нагрузок составило H_V = 8.91 ГПа [3].

Модуль упругости монокристаллов β-Ga_2O_3 был определён по методу Оливера-Фарра [4] путем анализа диаграммы нагружения (рис.2), полученной при наноиндентировании. Участок АВ на диаграмме соответствует нагрузке, ВС – выдержка под постоянной нагрузкой на поверхность образца, CD – разгрузка.образцов алмазной трёхгранной пирамидой Берковича. В эксперименте использовался нанотвердомер Hysitron’s TI 700 Ubi 1 Nanoscratcher. Величина модуля Юнга E равна 234 ГПа.

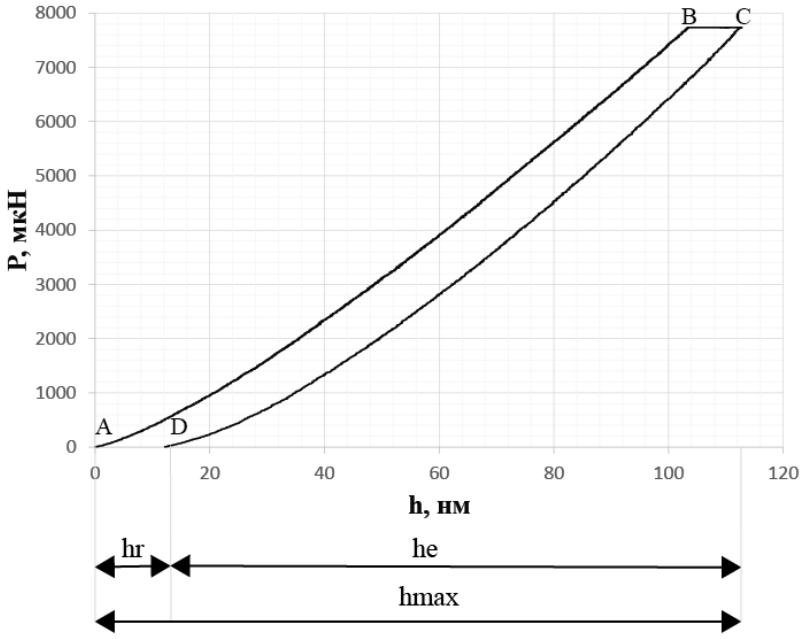


Рис. 2. *P–h* диаграмма нагружения поверхности (100) монокристалла β-Ga_2O_3: *P* – нагрузка на образец, *h* – глубина отпечатка, оставленного индентором на поверхности образца, h_r – глубина остаточного отпечатка, h_e – упругое восстановление, h_{max} – максимальная глубина отпечатка при максимальной нагрузке на индентор

В результате, можно отметить следующее:

1) величины микротвердости для кристаллов, выращенных Tamura Corparation (9.7 ГПа (101), 12.5 ГПа ($\bar{2}$01) [5]) несколько отличаются от величины значения, полученного в нашей работе (H_V = 8.91 ГПа (100)), что можно объяснить наличием анизотропии в кристалле.

2) величина модуля упругости для β-Ga_2O_3, полученная в данной работе, отлично согласуется со значениями для кристаллов, представленными в [5].

3) анализ полученных величин и сравнение их с усреднёнными значениями микротвёрдости и модуля упругости монокристаллов GaN (H_V = 10,2 ГПа, *E* = 302,7 ГПа [6,7]) показывает, что β-Ga2O3 является менее твёрдым, с меньшим модулем упругости чем кристаллы монокристалл GaN.

1. Galazka Z., Uecker R., Irmscher K., Albrecht M., Klimm D., Pietsch M., Brützam M., Bertram R.,
2. Ganschow S., Fornari R. Czochralski growth and characterization of β-Ga2O3 single crystals // Crystal Research and Technology. 2010. V. 45, N.12, P. 1229–1236.
3. 2.Маслов В.Н., Крымов В.М., Блашенков М.Н., Головатенко А.А., Николаев В.И. // Письма в журнал технической физики. 2014. Т. 40. № 7. С. 56–61.
4. 3 Гузилова Л.И., Маслов В.Н., Айфантис К.Е., Николаев В.И., Романов А.Е. // Научно-технический вестник информационных технологий, механики и оптики. 2015. Т.15. №3.С.546-549.
5. Oliver W.C., Pharr G.M. // J. Mater. Res. 1992. V.6, N.7. P.1564-1583.
6. Single-Crystal Gallium Oxide Substrates [Электронный ресурс]. Режим доступа: http://www.tamurass.co.jp/en/release/20131122. Свободный. Яз. англ. (дата обращения 03.04.2015).
7. Yonenaga I., Hoshi T., Usui A. // Jpn. J. Appl. Phys. 2000. Vol. 39. P.L200-L201.
8. Polian A., Grimsditch M., Grzegory I. // J. Appl. Phys. 1996. Vol.79. N.6. P.3343-3344.

ЛЕНТЫ-ПОДЛОЖКИ С ОСТРОЙ КУБИЧЕСКОЙ ТЕКСТУРОЙ ИЗ БИНАРНЫХ СПЛАВОВ МЕДИ С ВАНАДИЕМ ДЛЯ ЭПИТАКСИАЛЬНОГО НАНЕСЕНИЯ БУФЕРНЫХ И СВЕРХРПРОВОДЯЩИХ СЛОЕВ

Хлебникова Ю.В., Родионов Д.П., Гервасьева И.В., Егорова Л.Ю., Суаридзе Т.Р.

Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт физики металлов имени М.Н. Михеева Уральского отделения Российской академии наук, Екатеринбург, Россия,
Yulia_kh@imp.uran.ru

Протяженные ленты из некоторых ГЦК-металлов с высоким и средним значением энергии дефектов упаковки (ЭДУ), таких как: Ni, Cu, Al, Pt, Pd и сплавов этих металлов с кубической текстурой рекристаллизации могут быть использованы как подложки для нанесения многослойных функциональных композиций, в том числе в конструкции высокотемпературных сверхпроводящих проводов второго поколения (2G HTSC). Разработка нового оборудования и опробование линий передачи электроэнергии с низкими потерями с использованием технологии 2G HTSC диктует необходимость создания немагнитных и по возможности дешевых металлических лент-подложек, что осуществимо при использовании сплавов на основе меди. Из-за предельно низкого значения ЭДУ меди (~40-50 эрг/см^2) выбор легирующих элементов для сплавов Cu–Me, в лентах из которых можно было бы реализовать острую кубическую текстуру крайне ограничен. Была рассмотрена возможность получения лент-подложек из сплавов Cu–Fe и Cu–Cr, в которых существует область ограниченной растворимости легирующего элемента в медной ГЦК-матрице, а при низких температурах – протяженная область, состоящая из ГЦК твердого раствора на медной основе и частиц чистого легирующего элемента [1]. В мире, а теперь и в России, постоянно ведется поиск новых составов сплавов на основе меди, которые можно было бы после холодной прокатки и рекристаллизационного отжига применять в качестве лент-подложек.

Ванадий не используется в промышленных сплавах на основе меди как в бинарных, так и в многокомпонентных. Но в силу того, что в системе Cu–V существует область ограниченной растворимости, аналогично изученным ранее бинарным сплавам Cu–Fe и Cu–C, представляется целесообразным исследовать возможность получения лент-подложек из этих сплавов.

Проведенное исследование структуры и текстуры прокатанных со степенью деформации ~99% и отожженных лент из бинарного сплава Cu–0.6%V, демонстрирует возможность реализации в них острой кубической текстуры, что открывает перспективу их использования в качестве подложек для эпитаксиального нанесения пленочных покрытий, в том числе сверхпроводящих слоев в технологии 2G HTSC. Присутствие в сплаве Cu–0.6%V частиц чистого ванадия с ОЦК-решеткой не явилось препятствием для получения в лентах из данного сплава острой кубической текстуры, что обусловлено малым размером включений и их равномерным распределением в металле. Установлен оптимальный температурный режим рекристаллизационного отжига 750°C, 1 час, при котором в сплаве формируется совершенная биаксиальная текстура с содержанием кубических зерен {001}<100>±10° на поверхности текстурованной ленты ~99%. Легирование меди ванадием позволяет повысить прочность текстурованной ленты в 2.5 раза по сравнению с текстурованной медной лентой.

Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ № 16-33-00559.

Список литературы

1. Хлебникова Ю.В., Родионов Д.П., Гервасьева И.В., Егорова Л.Ю., Суаридзе Т.Р. // ЖТФ. 2015. Т. 85. Вып. 3. С. 73-83.

ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ ДЕФОРМАЦИИ НА ЭВОЛЮЦИЮ СТРУКТУРЫ МОНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО ЦИРКОНИЯ ПРИ СДВИГЕ ПОД ДАВЛЕНИЕМ

Пилюгин В.П., Егорова Л.Ю., Хлебникова Ю.В., Пацелов А.М.

Институт физики металлов им. М.Н. Михеева УрО РАН,
Екатеринбург, Россия.
Yulia_kh@imp.uran.ru

Проведено исследование образования и последующей эволюции ω-фазы в монокристаллическом α-цирконии в процессе деформации сдвигом под давлением при температурах от комнатной до 300°С. Образцы исходного монокристалла α-циркония были получены методом бестигельной электронно-лучевой зонной плавки иодидного циркония чистотой 99.9%. Интенсивную пластическую деформацию дисковых образцов осуществляли в твердосплавных наковальнях Бриджмена при давлении 8 ГПа с угловыми скоростями от ω = 0.3 до 1.0 об/мин, углы поворота наковальни варьировали от φ = 0° (деформация осадкой) до N=10 полных оборотов. Степень истинной деформации (e) рассчитывали на середине радиуса образцов. Структурно-фазовое состояние образцов циркония после деформации исследовали методами рентгеновской дифрактометрии на аппарате ДРОН–3 и электронной микроскопии на просвет тонких фольг на микроскопах JEM–200CX и CM–30.

Известно, что цирконий может существовать в трех различных кристаллических модификациях: β, α и ω. Высокотемпературная β-фаза имеет объемно-центрированную кубическую решетку, тогда как низкотемпературная α–фаза – гексагональную плотноупакованную решетку с соотношением параметров *c*/*a* = 1.593 (*a* = 0.5164Å, *c* = 0.3233Å), несколько меньшим, чем для идеальной упаковки (*c*/*a* = 1.633). Наиболее важная для настоящего исследования ω–фаза образуется из α-фазы в условиях воздействия высокого давления и имеет гексагональную (ГП) решетку с параметрами: *a* = 5.053Å, *c* = 3.091Å (*c*/*a* = 0.612).

Структурные исследования показали, что при деформации осадкой φ = 0° (*e* = 0.2) при комнатной температуре в образце исходно монокристаллического циркония наблюдается в основном реечная структура, которая сохраняется вплоть до *N* = 3 об. (*e* = 8). Явление динамической рекристаллизации обнаружено при деформации на *N* = 5 об. (*e* = 8), чего не наблюдалось в других *d*-переходных металлах при аналогичных режимах.

Наблюдаемая при больших деформациях (*e* = 8–10) фрагментация структуры идёт путём образования ячеистой дислокационной структуры и её совершенствования по мере роста величины деформации и завершается формированием нанокристаллических структур, параметры которых определяются фундаментальными свойствами металлов и условиями бародеформационной обработки.

Работа выполнена по теме «Структура» при финансовой поддержке гранта РФФИ № 16-02-00043.

МАТЕРИАЛ НА ОСНОВЕ АЗОТИРОВАННОЙ И ОТОЖЖЕННОЙ НЕРЖАВЕЮЩИХ СТАЛЕЙ, ПОЛУЧЕННЫЙ ГОРЯЧИМ ПРЕССОВАНИЕМ

Рогачев С.О., Хаткевич В.М., Сергейчев А.В.

Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», г. Москва, Россия
csaap@mail.ru

Современное материаловедение изучает и широко использует возможности, заложенные в идею создания композиционных материалов. Слоистыми композиционными материалами называют материалы, структура которых состоит из набора чередующихся двумерных армирующих компонентов – слоев, жестко связанных между собой по всей поверхности [1]. Практический интерес к созданию многослойных композиционных материалов, как новых перспективных материалов, связан с возможностью получения комплекса физико-механических свойств композиционного материала, недостижимых при использовании его отдельных составляющих [2]. Определяющее влияние на механические свойства, наряду с прочностью межслойных границ, оказывает структура, сформированная в слоях композита. Особенно важным при создании такого материала является понимание процессов, протекающих при соединении металлических слоев различного химического состава. Целью настоящей работы являлось получение многослойного материала из чередующихся слоев азотированной и неазотированной коррозионностойкой стали 08Х17Т методом горячего прессования и оценка его прочности.

Азотирование плоских образцов стали 08Х17Т в исходном состоянии (рекристаллизационный отжиг) толщиной 0,5 мм проводили в кварцевой ампуле в среде чистого азота при температуре 1075 ºС, последующий отпуск при температуре 700 ºС проводили в вакууме. Такая обработка привела к формированию по всему сечению стального образца структуры азотистого феррита, выделению дисперсных частиц второй фазы типа Cr_2N преимущественно пластинчатой формы и повышению микротвердости с 180 до 320 HV [3, 4].

Для проведения горячего прессования был сформирован пакет, состоящий из 11 чередующихся листов неазотированной (отожженной) и азотированной стали с толщиной каждого листа 0,5 мм. Затем проводили вакуумирование пакета, нагрев до температуры 800 °С и последующее пластическое деформирование на установке физического моделирования термодеформационных процессов Gleeble System 3800. Нагрев образцов осуществлялся прямым пропусканием регулируемого электрического тока. Температуру контролировали с помощью термопар, припаянных непосредственно к образцу.

В результате прессования были получены плоские образцы толщиной 2,7 мм с прочным сцеплением слоев без видимых границ их раздела на полированной поверхности шлифа. Ламинарная структура полученного материала выявлялась при химическом травлении. Относительное сужение стальных слоев после прессования составило от 30 % (вблизи поверхности) до 55 % (в середине пакета). Таким образом, толщина отдельных стальных слоев после прессования составила 215…350 мкм.

Измерение микротвердости по Виккерсу на поперечном шлифе образцов (нагрузка 1 Н, время выдержки 10 с) проводили на микротвердомере Micromet 5101. Микротвердость образцов после прессования составила 180 HV и 340…420 HV для неазотированных и азотированных слоев стали, соответственно. Кратковременный отжиг в вакууме при температуре 1075 ºС с охлаждением на воздухе приводит к пе-

перераспределению азота между азотированными и неазотированными стальными слоями, при этом значения микротвердости по всему сечению образца повышаются до 550…630 HV в результате закалки. Последующий отпуск при температуре 700 ºС приводит к снижению значений микротвердости до 280-300 HV и их равномерному распределению по сечению образца.

Испытание на сжатие прямоугольных образцов размером 2×2 мм и высотой 3 мм проводили на машине Instron 5966, при этом направление сжатия совпадало с плоскостью слоев образца. Сжатие проводили до степени деформации 50 %. Результаты испытания на сжатие показали, что образцы после горячего прессования и кратковременного отжига при температуре 1075 ºС, а также после последующего отпуска при температуре 700 ºС деформировались как монолитный материал без образования на поверхности трещин и расслоений.

Список литературы

1. Иванов Д.А., Ситников А.И., Шляпин С.Д. Дисперсноупрочненные, волокнистые и слоистые неорганические композиционные материалы. Учебное пособие. Под редакцией проф., д.т.н., акад. РАН Ильина А.А. –М.: МАТИ, 2009.–306 с.
2. С.Ю. Дельгадо Рейна, Т.И. Табатчикова, И.Л. Яковлева, А.И. Плохих. Исследование структуры многослойного материала на основе уержавеющих сталей, полученного методом горячей пакетной прокатки // Вектор науки ТГУ.– 2013.–№ 3.–С. 153-156.
3. S.A. Nikulin, S.O. Rogachev, V.M. Khatkevich, A.B. Rozhnov, T.A. Nechaykina. Effect of heat treatment on the structure and mechanical properties of 0.08%C-17.0%Cr-0.8%Ti steel after "internal" nitriding // Journal of Alloys and Compounds.–2013.–V. 564.–P. 114-116
4. С.А. Никулин, С.О. Рогачев, В.М. Хаткевич, А.Б. Рожнов. Структура и твердость коррозионно-стойких ферритных сталей после высокотемпературного азотирования // Физика металлов и металловедение.–2014.–Т. 115.–№ 2.–С. 198-203.

ВЛИЯНИЕ MgO НА СВОЙСТВА ОКСИДНОЙ КЕРАМИКИ Al_2O_3-MgO

Кретов Ю.Л.[1,2]., Буякова С.П.[1,2,3], Кульков С.Н. [1,2,3]

[1]*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия*, root@ispms.tomsk.ru

[2]*Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск, Россия*, rector@tsu.ru

[3]*Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Томск, Россия*, tpu@tpu.ru

Известно, что наиболее жаропрочные металлические сплавы не способны противостоять механическим нагрузкам уже, как правило, при 1100–1200 °С. Материалы, относящиеся к классу керамик, имеют температуру плавления выше 2500 °С. Керамика не имеет альтернативы в условиях длительных высокотемпературных воздействий в окислительной среде, обладает хорошей износостойкостью, коррозионной стойкостью. В связи с этим, к настоящему времени сложилась устойчивая тенденция смещения приоритета в применении конструкционных высокотемпературных материалов от металлов к керамикам.

Цель настоящей работы - изучение влияния условий спекания на структурно - фазовое состояние пористых керамических композитов системы $Al_2O_3 – MgO$ и устойчивость к термоударным нагружениям.

Образцы композитов были получены спеканием порошковых заготовок с изотермической выдержкой в течение 1 часа при температурах 1450, 1500, 1550, 1600 и 1650 °С. Содержание оксида магния в композитах варьировалось от 5 до 95 вес. %. Плотность полученных композитов составляла от 55 до 85 %. Испытания на термоудар проводились при охлаждении образцов в воде от температуры 1000 °С. Скорость охлаждения составляла 200 °С/сек.

Согласно данным рентгеновской дифракции фазовый состав образцов керамических композитов после спекания представлен фазами: α-Al_2O_3, MgO и алюмомагниевой шпинелью $MgAl_2O_4$.

При увеличении содержания оксида магния в композитах до 20 %, обнаружено уменьшение усадки образцов в процессе спекания. Так например, при содержании оксида магния в композите 5 % усадка образцов при спекании при температуре 1600 °С в среднем составила 16 %, а для образцов с содержанием MgO 20 % усадка не превысила 12 %. С увеличением содержания оксида магния в композитах Al_2O_3 – MgO от 20 % до 90 % усадка образцов при спекании возрастала. Так усадка образцов состава Al_2O_3 – 95 % MgO в процессе спекания при температуре 1600 °С превысила 25 %.

Для пористости в полученных образцах композитов выполнялась обратная зависимость от содержания оксида магния. Так, например, в образцах Al_2O_3 – 5 % MgO, спечённых при температуре 1600 °С пористость составила в среднем 28 %, в композитах состава Al_2O_3–20% MgO, среднее значение пористости составило 40 %. При максимальном содержании оксида магния в композитах 95 % пористость не превышала 14 %.

Детальное изучение структуры образцов после термоудара, показало, что при термоударе от температуры 700°С, на образцах с малым содержанием MgO появились трещины. Композит, Al_2O_3 – 50% MgO, показал наилучший результат. После 60 термонагружений, трещин, как на поверхности, так и в объеме образцов обнаружено не было.

Работа выполнена при финансовой поддержке Минобрнауки, соглашение 14.607.21.0056 (RFMEFI60714X0056).

КЛАССИЧЕСКИЙ ПОТЕНЦИАЛ ДЛЯ МОЛЕКУЛЯРНО-ДИНАМИЧЕСКИХ РАСЧЕТОВ С УЧЕТОМ УГЛОВЫХ ВЗАИМОДЕЙСТВИЙ НА ПРИМЕРЕ ЖЕЛЕЗА

Картамышев А. И., Савельев В.Н.

Научно-образовательный и инновационный центр «Наноструктурные материалы и нанотехнологии» Белгородского государственного национального исследовательского университета, г. Белгород, Россия
andrei_kart@mail.ru

В последние десятилетия возрастает число исследований материалов с использованием методов компьютерного моделирования на основе классических потенциалов межатомного взаимодействия, позволяющих получать детальную информацию о характеристиках процессов в материалах в дополнение к результатам экспериментальных исследований. Современные тенденции в построении потенциалов сосредоточены на все более точном описании угловых зависимостей между атомными свя-

зями. Большинство современных подходов к описанию угловых зависимостей основаны на модельном задании эффективных трехчастичных взаимодействий, таких как модель взаимодействий Стиллинджера-Вебера и модифицированный метод погруженного атома (ММПА), предложенный Баскесом [1]. Однако модельный вид ограничивает возможности трехчастичных вкладов в описании межатомных взаимодействий.

В данной работе представлен новый потенциал межатомного взаимодействия для железа, построенный на основе оригинального подхода, в котором достигнуто последовательное увеличение точности описания вклада эффективных трехчастичных взаимодействий без привлечения моделей химической связи. Взаимодействия между атомами задавались в виде уравнения, в котором первое слагаемое описывает парное взаимодействие между атомами, второе слагаемое описывает вклад трехчастичного взаимодействия с учетом угловой зависимости и, наконец, третье слагаемое описывает вклады всех многочастичных взаимодействий, больших чем трехчастичное. Вид потенциальных функций показан на рис. 1.

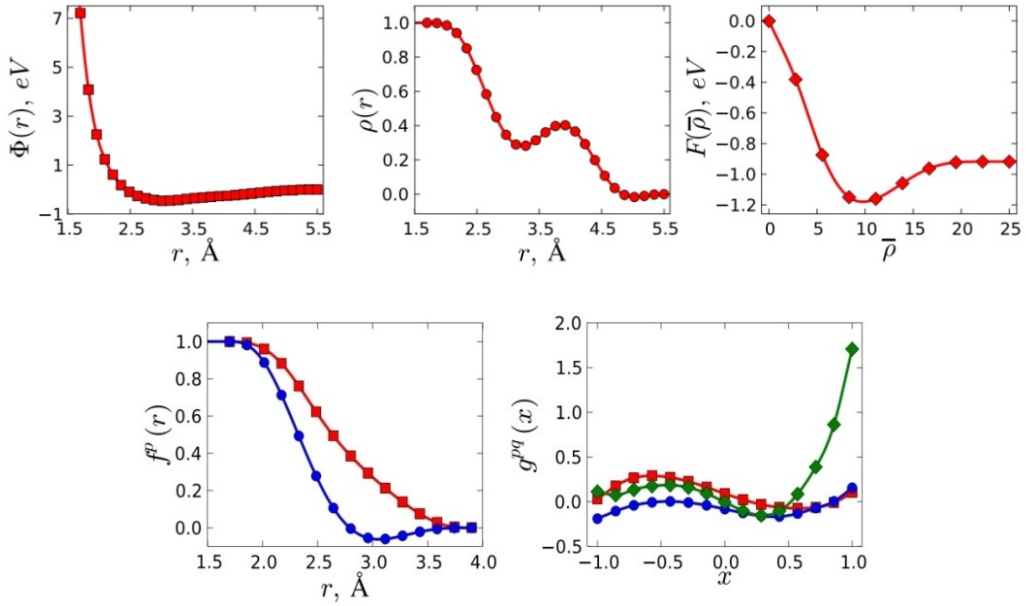


Рис. 1. Потенциальные функции

Расчеты "первопринципных" данных были проведены в рамках теории функционала плотности (ТФП). Метод спроецированных присоединенных волн использовался для описания электрон-ионного взаимодействия как это реализовано в программном пакете ABINIT [2, 3]. Расчеты проводились с использованием спин-поляризации электронной подсистемы и обобщенным градиентным приближением в форме PBE (Perdew-Burke-Ernzerhof) для описания обменно-корреляционной энергии. Для вычислений использовались обрезание базиса плоских волн кинетической энергией 800 эВ и сетка k-точек Монхорста-Пака в зоне Бриллюэна 16×16×16 для ОЦК элементарной ячейки, содержащей 2 атома. Для других структур сетка k-точек подбиралась таким образом, чтобы обеспечить такую же их плотность для всех элементарных ячеек. Использование данных параметров обеспечивает точность расчетов энергии 1.4 мэВ/атом и сил 2.5 мэВ/Å.

Потенциал воспроизводит основные характеристики металла (параметры равновесной ОЦК решетки и модули упругости) в хорошем согласии с известными экспериментальными данными. При этом в хорошем согласии с результатами расчетов методом функционала плотности описываются характеристики модельных атомных

конфигураций: энергии и силы в модельных системах, содержащих собственные точечные дефекты; уравнения состояния модельных A15, ГЦК, ГПУ, простой кубической решеток и решетки алмаза. Результаты тестирования построенного потенциала представлены в табл. 1.

Таблица 1. Сопоставление результатов расчетов и экспериментальных данных для ОЦК решетки. Здесь E_c – энергия сублимации при 0 K, a_0 – параметр решетки, экстраполированный до 0 K с помощью коэффициента термического расширения, C_{ij} – модули упругости при 0 K, экстраполированные от 4.2 K.

Величина	POT_Fe	Эксперимент	Источник
E_c,эВ	4.26	4.28	[4]
a_0, Å	2.860	2.860	[5]
C_{11}, ГПа	227.4	243.1±0.8	[6]
C_{12}, ГПа	149.4	138.1±0.4	
C_{44}, ГПа	110.2	121.9±0.4	

Автор выражает благодарность своему научному руководителю, заведующему лабораторией теоретических исследований и компьютерного моделирования НИУ "БелГУ", доктору физ.-мат. наук Липницкому Алексею Геннадьевичу.

1. M. Baskes. Phys. Rev. B, 1992, 46, 2727.
2. Gonze X. et al. Comput. Mater. Sci. 2002. V. 25. № 3. pp. 478–492.
3. Torrent M. et al. Comput. Mater. Sci. 2008. V. 42. № 2. pp. 337–351.
4. Kittel C. Introduction to Solid State Physics. Berkeley: Wiley New York, 2005. Ed. 8th.
5. Touloukian Y.S. et al. Thermophysical Properties of Matter - the TPRC Data Series. Volume 12. Thermal Expansion Metallic Elements and Alloys. New York: IFI/Plenum, 1975.
6. Rayne J., Chandrasekhar B. Phys. Rev. 1961. V. 122. № 6. pp. 1714–1716.

ЗАКОНОМЕРНОСТИ КОРРОЗИОННОЙ СТОЙКОСТИ АМОРФНОГО СПЛАВА СИСТЕМЫ Co-Fe-Cr-Si-B ПРИ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКЕ

Пермякова И.Е., Черетаева А.О.

ФГУП «ЦНИИчермет им. И.П. Бардина», Москва, Россия,
inga_perm@mail.ru, alice_raduga@mail.ru

В настоящее время актуальной задачей металловедения является, вне зависимости от конкретного механизма кристаллизации аморфных сплавов (АС), выявить оптимальные условия их обработки для получения возможности формирования аморфно-кристаллических композитов, обладающих оптимальным сочетанием физико-химических свойств. Неконтролируемая частичная кристаллизация АС способна как повысить уровень эксплуатационных характеристик, так и в ряде случаев вызвать нежелательные последствия (потеря пластичности, появление локальных концентраторов напряжений, ухудшение сопротивления к коррозии и т.д.). Исследование коррозионных свойств АС представляет большой интерес, так как всюду, где эксплуатируются данные материалы, протекают коррозионные процессы, которые приводят к изменению состава поверхностных слоев и их структурных состояний, к ускорению процессов естественного старения и нестабильности свойств.

Целью данной работы является экспериментальное изучение поведения коррозионностойкости АС на основе кобальта в сопоставлении со структурными превращениями, происходящими при переходе из аморфного в кристаллическое состояние в результате термического воздействия.

Осуществлена предварительная оценка коррозионностойкости комплекса АС (промышленный 24КСР, $Fe_{58}Ni_{25}B_{17}$, $Fe_{70}Cr_{15}B_{15}$, $Co_{70,5}Fe_{0,5}Cr_4Si_7B_{18}$), в ходе которой наилучшее сопротивление коррозии без предварительной обработки показал хромсодержащий сплав $Co_{70,5}Fe_{0,5}Cr_4Si_7B_{18}$, который и стал объектом последующих исследований. Данный АС получен методом спиннингования в виде ленты толщиной 30 мкм. Образцы размером 10 × 20 мм предварительно подвергали отжигу в печи T_{an} = 533-803 К с выдержкой 10 мин при каждой температуре. По данным ДСК температура кристаллизации сплава 803 К. Электрохимические испытания по изучению коррозионной стойкости АС проводили в трехэлектродной ячейке с разделенными пространствами в нейтральном электролите Na_2SO_4 (0,1 моль/л). В качестве электрода сравнения использовали насыщенный хлоридом калия хлоридсеребряный электрод. Хронопотенциометрические и поляризационные кривые снимали с помощью потенциостата IPC - Pro 3A со скоростью развертки V_E = 1 мВ/с. Для определения потенциала свободной коррозии (E_{cor}) образцы выдерживали в коррозионной среде без поляризации в течение 1 часа.

Установлено, что характер зависимости потенциала свободной коррозии исследуемого АС от температуры отжига носит немонотонный характер (рис. 1). Пик сопротивления коррозии приходится на температуру 748 К. Сопоставляя данный результат со структурными исследованиями, проведенными ранее в работе [1] известно, что после отжига АС при 748 К в аморфной матрице наблюдается выделение и оптимальное распределение дисперсных частиц на основе кобальта, т.е. материал представляет собой аморно-нанокристаллический композит. Таким образом, проведение предварительной термообработки в диапазоне $T_{ком} < T_{an} \leq 748$ К способствует увеличению коррозионностойкости сплава как в рамках аморфного, так и последующего аморно-нанокристаллического состояния. Свыше 748 К наблюдается резкий спад устойчивости материала к коррозии, сопровождающейся объемной кристаллизации сплава.

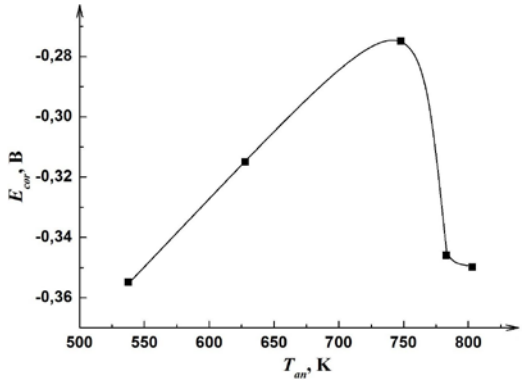


Рис. 1. Изменение потенциала свободной коррозии АС Co–Fe–Cr–Si–B от температуры предварительного отжига.

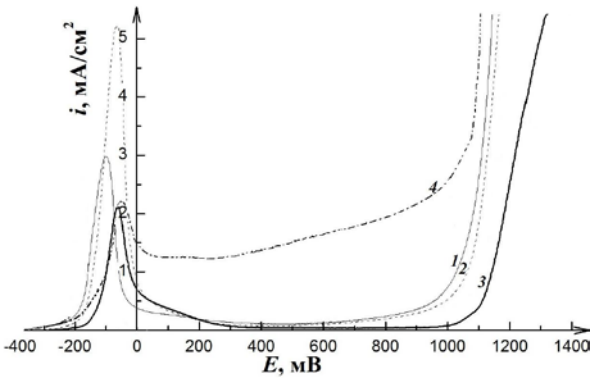


Рис. 2. Поляризационные кривые АС Co–Fe–Cr–Si–B при различных температурах отжига: 538 (1), 628 (2), 748 (3) и 783 К (4)

Следует отметить, что различие коррозионных характеристик, как известно, коррелирует с изменением состава поверхности. По данным оже-спектроскопии АС системы Co–Fe–Cr–Si–B [2] поверхность обогащена атомами металлоидов, при дефиците основного компонента Co. Низкотемпературная обработка способствует перераспределению высокоподвижных атомов металлоидов и частичному уменьше-

нию объема микропор, улучшая качество поверхности [2], что в свою очередь может благотворно сказываться на коррозионностойкости. Кроме того, при электрохимических испытаниях АС в формирующейся защитной пленке, обнаруживается повышенная концентрация хрома, которая обеспечивает высокую устойчивость к воздействию коррозионной среды.

В ходе изучения склонности к пассивации термически обработанных АС при анодной поляризации выявлено, что сплав, отожженный при 748 К, обладает наиболее протяженной площадкой пассивности, указывающей на образование самой стабильной, по сравнению с другими образцами, пассивной пленки, благодаря которой материал не растворяется вплоть до потенциалов 1,1 В (рис. 2).

Таким образом, по характеру корродирования исследуемый АС $Co_{70,5}Fe_{0,5}Cr_4Si_7B_{18}$ может быть отнесен к химически совершенно стойким материалам. Данное поведение объясняется преимуществами структуры, в которой нет границ зерен, линейных дефектов типа дислокаций, кристаллографической анизотропии. В процессе электрохимического воздействия предварительно отожженных АС происходит быстрое образование на поверхности бездефектных оксидных слоев с высокими защитными свойствами и высокой степенью однородности.

Работа выполнена при поддержке РФФИ (грант «А» № 14-02-00075).

1. Федоров В.А., Ушаков И.В., Пермякова И.Е., Калабушкин А.Е. Кристаллизация аморфного металлического сплава $Co_{70,5}Fe_{0,5}Cr_4Si_7B_{18}$ под влиянием термической обработки // Поверхность. Рентгеновские, синхротронные и нейтронные исследования. 2006. № 1. С. 108-112.
2. Пермякова И.Е., Глезер А.М., Иванов А.А., Шеляков А.В. Применение лазерного дизайна аморфных сплавов на основе железа и кобальта для создания аморфно – кристаллических композитов // Известия Высших Учебных Заведений. Физика. 2015. Т. 58. № 9. С. 115-122.

ХИМИЧЕСКИЙ МЕТОД СИНТЕЗА СЕРЕБРЯНЫХ НАНОСТЕРЖНЕЙ В РАСТВОРЕ ЭТИЛЕНГЛИКОЛЯ В ПРИСУТСТВИИ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ НАНОЧАСТИЦ

Соснин И.М. [1], Викарчук А.А. [1], Тюрьков М.Н.[1], Романов А.Е. [1,2,3]

[1]*Тольяттинский Государственный Университет, Россия, Тольятти*
[2]*Университет ИТМО, г. Санкт-Петербург, Россия,*
[3]*Физико-технический институт имени А.Ф. Иоффе, Россия, Санкт-Петербург,*
sim.nanosci@gmail.com

Введение

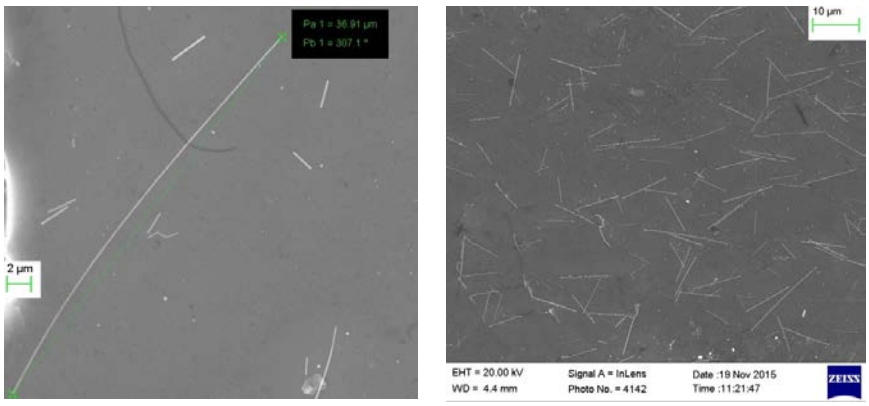
Химические методы получения металлических нанобъектов широко изучаются в последнее время. Основным преимуществом химических методов являются: возможность получения нанообъектов малых размеров (порядка 1–10 нм), обладающих особыми свойствами [1]. Химические методы синтеза позволяют получать нанообъекты разной внутренней структуры и морфологии: икосаэдрические наночастицы [2], сферические наночастицы или наночастицы в форме звездчатых многогранников [3]. Химические методы также позволяют синтезировать одномерные нанообъекты - наностержни [4]. Одномерные нанообъекты имеют важно практическое значение [5], они используются как сенсоры, солнечные батареи, фотодетекторы, катализаторы,

супергидрофобные поверхности и др. Настоящая работа посвящена разработке методики синтеза серебряных наностержней большого отношения длины стержня к толщине.

Методика приготовления наностержней

Синтез серебряных наностержней (Рис. 1) был проведен в жидком растворителе – этиленгликоле ГОСТ 10164-75 "ЧДА". В качестве прекурсора использовался нитрат серебра ГОСТ 1277-75 "ХЧ". Реакция протекала в присутствии поверхностно-активного высокомолекулярного соединения поливинилпирролидона CAS Number 9003-39-8 и наночастиц никеля, полученных химическим способом. В результате химической реакции ионы серебра восстанавливаются до атомарного состояния и кристаллизуются с образованием наночастиц серебра и наностержней. Условия реакции и наличие поверхностно активных веществ влияют на морфологию образующихся нанообъектов. Подобраны условия синтеза большого количества серебряных наностержней, сходных подлине и диаметру. Длина серебряных наностержней достигает 40 микрон, толщина – около 80 нм. На рис. 1 видно, что количество сферических наночастиц серебра очень мало, что говорит о большом выходе наностержней.

Никелевые наночастицы – катализаторы роста наностержней, были получены методом химического восстановления в растворе этиленгликоля при использовании ацетата никеля CAS Number: 6018-89-9 в качестве прекурсора никелевых ионов и лимонной кислоты CAS Number: 77-92-9 в качестве восстановителя. Синтез наночастиц никеля протекал при температуре 160°C при постоянном перемешивании в магнитной мешалке.



а *б*

Рис. 1. Изображение серебряного наностержня, полученное при помощи сканирующего электронного микроскопа. CarlZeiss Sigma

Список литературы

1. Donaji Velasco-Arias, Inti Zumeta-Dube, David Díaz, Patricia Santiago-Jacinto, Víctor-Fabia´n Ruiz-Ruiz, Silvia-Elena Castillo-Blum, and Luis Rendo´n // J. Phys. Chem. C 2012, 116, 14717−14727
2. Y. Gaoa, P. Jiangb, L. Songa, J.X. Wanga, L.F. Liua, D.F. Liua, Y.J. Xianga, Z.X. Zhanga, X.W. Zhaoa, X.Y. Doua, S.D. Luoa, W.Y. Zhoua, S.S. Xie // Journal of Crystal Growth 2006, 289, 376‑380
3. Yan Dai, Xiaoliang Mu, Yueming Tan, Kaiqiang Lin, Zhilin Yang, Nanfeng Zheng, and Gang Fu // J. Am. Chem. Soc. 2012, 134, 7073−7080
4. J. Reyes-Gasga, J.L. Elechiguerra, C. Liu, A. Camacho-Bragado, J.M. Montejano-Carrizales, M. Jose Yacaman // Journal of Crystal Growth 2006, 286, 162‑172
5. Qiaobao Zhang, Kaili Zhang, Daguo Xu, Guangcheng Yang, Hui Huang, Fude Nie, Chenmin Liu, Shihe Yang // Progress in Materials Science, 2013

ВЛИЯНИЕ СТРУКТУРЫ, СФОРМИРОВАННОЙ ПРИ ПРОКАТКЕ СО СДВИГОМ НА ПРОЧНОСТНЫЕ И ПЛАСТИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МЕТАЛЛОВ С ГЦК РЕШЕТКОЙ

Варюхин В.Н., Пашинская Е.Г., Ткаченко В.М., Бурховецкий В.В., Завдовеев А.В.

Донецкий физико-технический институт им. А.А. Галкина, г. Донецк, Украина
v.tkachenko@mail.ru

Применение методов интенсивной пластической деформации с целью модификации структуры металлов вызывает большой интерес благодаря возможности получения в этих материалах уникальных физико-механических свойств. Для получения объемных материалов с модифицированной структурой и измененным соотношением прочностных и пластических свойств авторами [1, 2] развиваются комбинированные методы деформационной обработки, которые дополнительно включают сдвиговую компоненту деформации, обеспечивая формирование регулируемой доли наноструктуры в материале

Предложенный в работе метод прокатки со сдвигом представляет собой усовершенствованную стандартную технологию прокатки, в которой за счет дополнительного перетекания металла в поперечном направлении (относительно оси прокатки) создаются дополнительные сдвиговые напряжения. Исследования структуры и механических свойств проводились на меди марки М1 и техническом алюминии марки АД-1.

Метод прокатки со сдвигом приводит к интенсивной фрагментации структуры и стимулирует развитие релаксационных процессов типа динамической рекристаллизации в ходе деформации. Развитие этого механизма приводит к росту количества рекристаллизованных зерен и к более высокой плотности материала в сравнении со стандартной технологией прокатки.

Внесение дополнительной сдвиговой компоненты деформации при прокатке приводит к уменьшению количества структурных элементов с преимущественной кристаллографической ориентацией кристаллической решетки и способствует снижению анизотропии структуры и свойств материалов в разных сечениях заготовки, по сравнению с прокаткой по стандартной технологии.

Формирование при прокатке со сдвигом мелкозернистой структуры приводит к образованию особых механических свойств ГЦК металлов. При прокатке со сдвигом достигается уровень прочностных свойств в 1.3 – 1.4 раза выше, чем для прокатки по стандартной технологии, что является следствием упрочнения материала благодаря формированию более мелкозернистой структуры. Одновременно с повышенными значениями прочности после прокатки со сдвигом наблюдается уровень пластических характеристик, сопоставимый с материалами, прокатанными по стандартной технологии. Это обусловлено тем, что при формировании структуры во время прокатки со сдвигом происходит более интенсивное развитие релаксационных процессов, в результате чего увеличивается запас пластичности.

1. Pashinska E. Physical and Mechanical Base of Structure Evolution at Combined Plastic Deformation, Veber, Donetsk, 2009. – 352 p.
2. Pahynskaya E.G., Myshlyayev M.M., Varyukhin V.N., Stolyarov V.V., Mironov S.A., Tkachenko V.M. Possibilities of controlling the structure and properties of metal materials under combined loading // Bulletin of the Russian Academy of Sciences: Physics. – 2009. – V.73, Iss. 9. – P. 1249-1252.

РАЦИОНАЛИЗАЦИЯ РЕЖИМОВ СВАРКИ ТРЕНИЕМ С ПЕРЕМЕШИВАНИЕМ ПО КРИТЕРИЮ ДИССИПАЦИИ ЭНЕРГИИ

Барахтин Б.К., Барахтина Н.Н., Высоцкая М.А., Осокин Е.П.

ФГУП «ЦНИИ КМ «Прометей», С.-Петербург, Россия
mail@crism.ru

В методе сварки трением с перемешиванием (СТП) механическое соединение элементов металлоконструкции реализуется специальным вращающимся инструментом, который в зоне стыка кромок соединяемых деталей переводит металл в пластичное состояние и перемешивает его. Прочность СТП соединения обеспечивается адгезионным физико-химическим взаимодействием атомов, активированным пластической деформацией и высокими температурами.

При разработке рациональных режимов СТП большое внимание уделяют конструкции и условиям работы инструмента, которые определяют тепловой эффект процесса. Однако за эксплуатационные свойства соединения ответственна структура металла, которая формируется в сварном соединении в условиях мегапластической деформации в поле температур.

Целью работы являлась апробация использования критерия диссипации механической энергии при поиске рациональных режимов СТП с учетом структурных изменений.

Механическая энергия, вводимая в зону СТП, может быть представлена суммой упругой энергии dW дефектов кристаллического строения, возникающих в процессе пластической деформации, их собственной энергии dV, химической энергии dU в результате фазовых превращений, наведенных пластической деформацией, и выделения теплоты dQ. Мощность механической энергии, подводимой инструментом к единице объема, описывается кинетическим уравнением [1]: $\sigma_{ij}\,(d\acute{\varepsilon}_{ij}/dt) = dW/dt + dV/dt + dU/dt + dQ/dt > 0$, где $\sigma_{ij}(t)$ и $\acute{\varepsilon}_{ij}(t)$ – изменения во времени тензоров напряжений и скоростей деформаций.

Предполагается, что в характерных зонах СТП представительные объемы: допустимо рассматривать в изотропном приближении; характеризуются структурой, ответственной за механическое состояние материала; в условиях термопластического воздействия испытывают работу внешних сил с генерацией, перемещением и взаимодействием носителей пластической моды (дислокаций) между собой и с другими дефектами кристаллического строения.

Полагаем, что в пределах характерных зон СТП допустимы изотермические условия (T~const), обеспечивающие устойчивую пластическую деформацию ($d\sigma/d\acute{\varepsilon}$ >0). Для реологической модели упруго-вязко-пластичной среды в виде: $\sigma = K\,\acute{\varepsilon}^{m}$ суммарная мощность P пластической деформации представляется суммой необратимых слагаемых: $P = \int \sigma_{ij}(t)\,\acute{\varepsilon}_{ij}(t)\,dt = G + J$. Здесь: σ и $\acute{\varepsilon}$ – сопротивление и скорость пластической деформации; K и m>0 – параметры, $G \sim \int \sigma\, d\acute{\varepsilon}$ - часть энергии на макроскопическое формоизменение зоны, обусловленное движением дислокаций и превращением в теплоту; $J \sim \int \acute{\varepsilon}\, d\sigma$ - энергия, расходуемая на формирование и аккомодацию образующихся структур.

По результатам механических испытаний определяется $m = dJ/dG$ и разделяются вклады G и J с вычислением коэффициентов эффективности диссипации механической энергии $2m/(m+1) = \eta(\acute{\varepsilon}, \mathrm{T})$, который изменяется в интервале 0÷100 % и служит критериальной оценкой. Для характерных структур известны интервалы значений $\eta(\acute{\varepsilon},T)$ [2]:

- неустойчивые дислокационные ансамбли → $0 < \eta(\dot{\varepsilon}, \mathrm{T}) < 15$;

- предельно упрочненное (фрагментированное) состояние накануне динамической рекристаллизации → $15 < \eta(\dot{\varepsilon}, \mathrm{T}) < 25$;

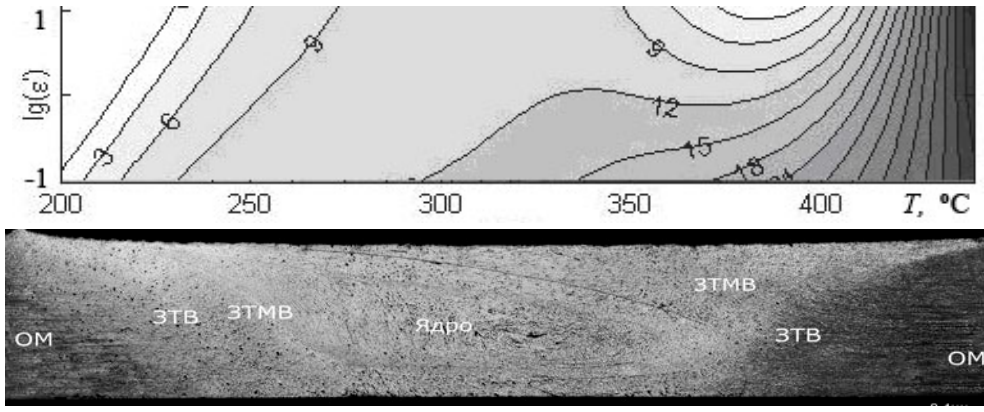
- устойчивая равноосная динамически полигонизованная структура → $25 < \eta(\dot{\varepsilon}, \mathrm{T}) < 35$;

- рекристаллизованное состояние с вероятностью проявления эффекта сверхпластичности → $35 < \eta(\dot{\varepsilon}, \mathrm{T}) \rightarrow 100$.

Оценка структурного состояния по величине η(έ,T) сопоставлена с данными металлографического исследования (рисунок) характерных зон в СТП соединении 3 мм листов алюминиевого сплава из группы магналиев (таблица). Соединение было получено с помощью цилиндрического инструмента, который вращался с частотой n = 450 об/мин (ώ ~ 1 - 10 с-1) и двигался со скоростью v = 120 мм/мин вдоль кромки листов.

Таблица 1. Химический состав сплава 1565ч

Содержание химических элементов, вес.%								
Al	Mg	Mn	Si	Fe	Zn	Cr	Zr	Ti
Основа	5,8	0,8	0,1	0,2	0,7	0,08	0,1	0,03



а)

б)

Рис. Карта распределения η(έ,*T*) для диапазона режимов СТП (*а*) и общий вид структуры металла в объеме СТП с указанием характерных зон (*б*)

По результатам металлографического исследования зон СТП и образцов после горячей пластической деформации:

1. Установлено соответствие структур, выявленных в характерных зонах СТП и классифицированных с помощью карт распределения коэффициентов η(έ,T).

2. Показана целесообразность применения карт η(έ,T) для рационализации режимов СТП.

3. Рекомендован подбор режимов работы инструмента СТП для конкретного материала с учетом структурных изменений, характерных в условиях горячей пластической деформации.

1. Hot Working Guide A Compendium of Processing Maps Edited by Y.V.R.K. Prasad, S. Sasidhara. Department of Metallurgy Indian Institute of Science: Bangalore, 2004.- 560 p.
2. Малышевский В.А., Хлусова Е.И., Барахтин Б.К. Структурно-механическое состояние перспективных ГЦК сплавов в условиях горячей пластической деформации // Вопросы материаловедения, 2010.- №4(64).- С.7 - 20.

РАЦИОНАЛИЗАЦИЯ ПАРАМЕРОВ ИНСТРУМЕНТА В МЕТОДЕ СВАРКИ ТРЕНИЕМ С ПЕРЕМЕШИВАНИЕМ

Барахтин Б.К., Барахтина Н.Н., Высоцкая М.А.

ФГУП «ЦНИИ КМ «Прометей», С.-Петербург, Россия
mail@crism.ru

В методе сварки трением с перемешиванием (СТП) соединение элементов металлоконструкции реализуется специальным вращающимся инструментом (рис.1), который в зоне стыка кромок соединяемых деталей переводит металл в пластичное состояние и перемешивает его.

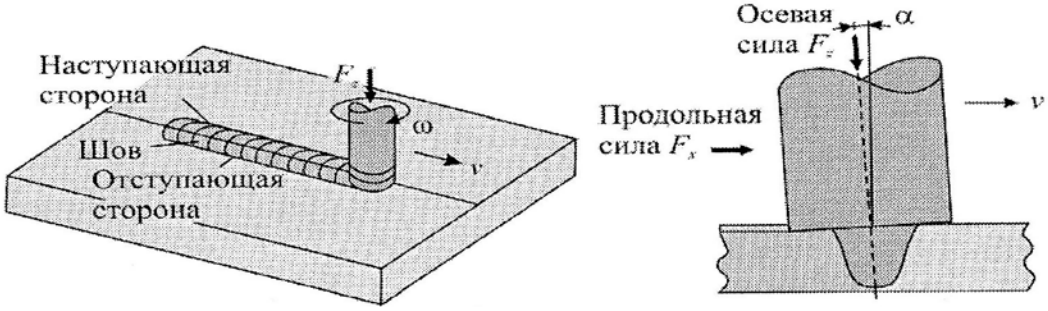


Рис.1. Схема работы вращающегося инструмента в методе СТП. Обозначения символов приведены в тексте

Прочность и качество СТП соединения обеспечивается физико-химическим взаимодействием атомов, активированных пластической деформацией и высокими температурами. При поиске рациональных режимов СТП большое внимание уделяют конструкции и условиям работы инструмента, которые определяют не только тепловой эффект процесса $q \sim \omega, R, F, v$, но и образующуюся структуру соединения.

Целью работы являлось установление взаимосвязи параметров инструмента и структуры металла в зоне СТП соединения.

Опыты проводились с цилиндрическим инструментом, который с наклоном α при вращении с частотой ω = 450 об/мин двигался со скоростью v = 120 мм/мин вдоль кромки листов толщиной 3 мм, изготовленных из алюминиевого сплава группы термически не упрочняемых магналиев (таблица).

Таблица 1. Химический состав сплава 1565ч

Содержание химических элементов, вес.%								
Al	Mg	Mn	Si	Fe	Zn	Cr	Zr	Ti
Основа	5,8	0,8	0,1	0,2	0,7	0,08	0,1	0,03

Исследование структуры СТП соединения выполнено методами металлографии. Структура металла, выявленная химическим травлением шлифов, типична для состояний после горячей или теплой пластической деформации. Определены границы характерных зон (рис.2): ядра, механотермического влияния (ЗМТВ), термического влияния (ЗТВ) и основного металла (ОМ).

Строение ядра характеризуется мелкими (1±0,5 мкм) равноосными зернами. Редкие разрывы длиной до 50 мкм межзеренного типа указывают на схватывание и износ в нанообъемах границ соприкасающихся зерен с генерацией вакансий, микротрещин и ювенильных участков, характерных для неравновесного диссипативного состояния.

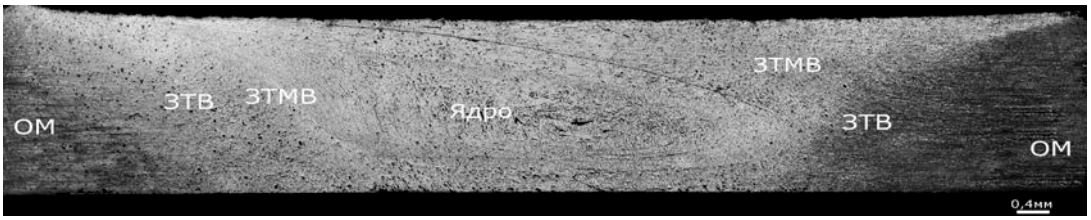


Рис.2. Общий вид структуры металла в объеме СТП с указанием характерных зон

В пределах ЗМТВ зерна объединены в каналы, ориентированные по направлению мегапластической деформации. Поперечные (*a*) и продольные (*b*) размеры каналов меняются, но в отношении этих характеристик *a*/*b* обнаружена закономерность, которая характеризуется максимумом высотой ~0,3±0,1 в медианной области ЗМТВ. Внутри каналов выявлены упорядоченно ориентированные субзерна полосового типа, которые начинаются и оканчиваются на границах и характерны для фрагментированного состояния с динамикой колебательного типа. По мере приближения к границам с ЗТВ или ядра значения *a*/*b* устремляются к единице, что свидетельствует о доминировании динамических равноосных структур релаксационного типа.

В науке о сварке реакцию металла на воздействие вращающегося (ω) и перемещающегося (*v*) под действием усилия (*F*) инструмента диаметром 2*R* связывают с мощностью теплового источника *q*, для которого эффективность тепловыделения дополнительно обеспечивается коэффициентом трения μ(ω, *R*, *F*, *v*) = μ(V) (рис.3). В трибологии значения коэффициента трения рассматриваются в связи с последовательностью статических и динамических структур неравновесного состояния на поверхностях трибоконтактов. С течением времени *t* деградация структур приводит к актам схватывания и образованию микротрещин.

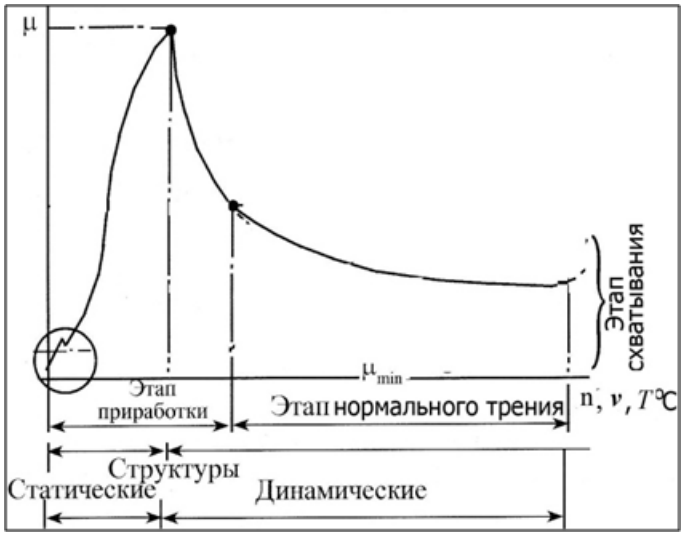


Рис.3 Изменение коэффициента трения μ и типы возможных структур на разных этапах контакта трущихся поверхностей в зависимости от частоты вращения *n*, скорости подачи *v* в поле температур

Низкая скорость вращения инструмента и его быстрое перемещение вдоль стыка приводят к разогреву сплава до относительно низких температур и формированию мелкозернистой, прочной, но нестабильной структуры. Высокая скорость вращения инструмента и низкая скорость его перемещения ведут к высокой температуре и крупнозернистой стабильной структуре. При разработке технологии СТП параметры инструмента, при которых инициируется схватывание, являются критериальными и должны подбираться для конкретного материала с учетом образующихся структур. Существует интервал скоростей $V_{мин}<V_{опт}<V_{макс}$, в котором перемешивание возможно без нарушения сплошности. Тогда $V_{макс}$ является критерием, достаточным для появления трещин износа схватыванием. Величину $V_{опт}$ следует определить как критерий, необходимый для получения прочного (бездефектного) СТП соединения.

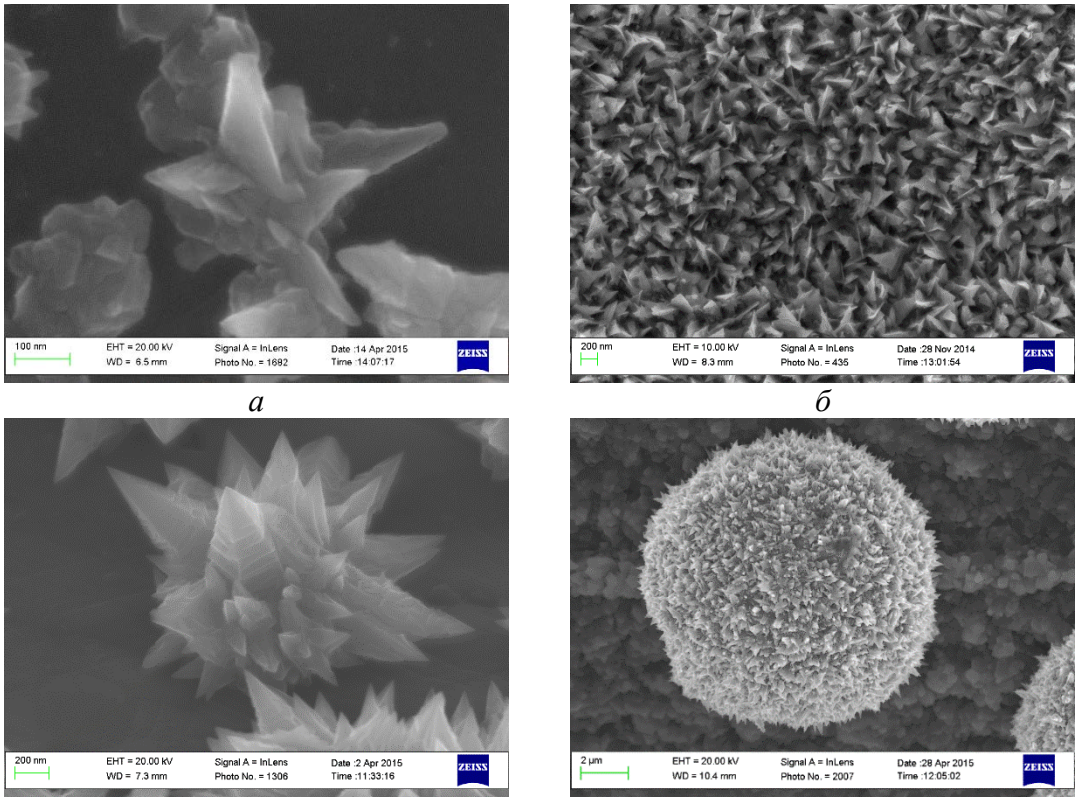
ВЛИЯНИЕ МОРФОЛОГИИ И ФАЗОВОГО СОСТАВА ПОДЛОЖКИ НА РАЗМЕРЫ ЭЛЕКТРООСАЖДЕННЫХ НИКЕЛЕВЫХ ЧАСТИЦ

Шафеев М.Р., Грызунова Н.Н.

Тольяттинский государственный университет, Тольятти, Россия,
shafeevmr@yandex.ru

Никель в настоящее время находит широкое применение как активное вещество в катализаторах окисления углеводородов и получения синтез-газа. В основном никель используют, пропитывая керамику его солями, однако перспективным является нанесение никеля на подложку в виде металлической сетки или ленты методом электроосаждения из раствора. При этом можно варьировать размеры частиц и их форму не только изменением параметров электроосаждения, таких как плотность тока и время осаждения, но и применением другого материала в качестве подложки. В данной работе исследовано влияние подложки на размеры электроосажденных частиц никеля.

При электроосаждении никеля из электролита с модификатором на подложку из нержавеющей стали, никеля и меди отдельные «кластеры» никеля достигают в среднем 250 нм (рис. 1*а*), а при увеличении времени осаждения эти «кластеры» образуют сплошное покрытие, состоящее из конусовидных частиц (рис. 1*б*). Эти конусы в покрытии представляют собой треугольные пирамиды или многогранные пирамиды со спиралевидными ступенями роста (рис. 1*в*).



а *б*

в *г*

Рис. 1. Частицы никеля, полученные в результате электроосаждения:
а) на сетку из нержавеющей стали; *б*) сплошное покрытие из конусов; *в*) многогранные пирамиды со ступенями роста; *г*) на сетку из Cr–Mn шпинели

Однако при осаждении никеля на подложку из Cr–Mn шпинели, полученного при термообработке сетки из нержавеющей стали 12Х18Н10 при различных температурах, картина кардинально меняется.

При тех же режимах осаждения, которые в предыдущих случаях позволяли получать лишь сплошные никелевые покрытия с «конусами», в этом случае образуются отдельные «кластеры» размерами от 2 до 12 мкм (в зависимости от температуры отжига подложки), дискретно расположенные по всей поверхности подложки (рис. 1*г*). «Кластеры» представляют собой шаровидные частицы с иголками-«конусами» на поверхности с радиусом у основания до 150 нм и отношением радиус-высота примерно 1 к 4.

Таким образом, при изменении морфологии и фазового состава подложки максимальный размер отдельных частиц-кластеров значительно увеличивается, достигает микронных размеров, но при этом поверхность таких образований остается развитой за счет многочисленных «конусов», образовавшихся в процессе их роста.

Такие крупные частицы никеля можно механическим способом отделять от подложек и получать никелевые порошки из сферических частиц, которые, в свою очередь, могут быть использованы в различных каталитических процессах.

Работа выполнена при поддержке гранта Министерства образования и науки Российской Федерации, постановление №220, в ФГБОУ ВПО «Тольяттинский государственный университет», договор № 14.B25.31.0011.

СКЕЙЛИНГ ВРЕМЕННЫХ И АМПЛИТУДНЫХ РАСПРЕДЕЛЕНИЙ АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ ПРИ РАЗРУШЕНИИ СТРУКТУРНО-НЕОДНОРОДНЫХ МАТЕРИАЛОВ

Лепендин А.А., Поляков В.В.

Алтайский государственный университет, Барнаул, Россия
andrey.lependin@gmail.com

Развитие новых методов неразрушающего контроля на основе применения явления акустической эмиссии (АЭ) представляет актуальную задачу современной прикладной физики. В структурно-неоднородных материалах акустико-эмиссионное излучение может генерироваться несколькими одновременно работающими механизмами различной природы, что существенно осложняет развитие методов обработки акустико-эмиссионных сигналов и последующую интерпретацию результатов АЭ-диагностики.

В данной работе предложена новая методика обработки сигналов АЭ и выделения их информативных признаков. Она основана на предположении о самоподобии физических процессов, связанных с деформированием и разрушением материалов [1], что влечет за собой предположение о фрактальности характеристик регистрируемого сигнала АЭ. Отдельные ветви в статистических распределениях параметров акустической эмиссии, характеризующиеся разными показателями скейлинга, могут соответствовать отдельным механизмам генерации акустико-эмиссионного сигнала. Это должно позволить идентифицировать моменты включения отдельных механизмов и помочь в оценке их вкладов в суммарную энергию потока актов АЭ.

Построение статистических распределений и расчет коэффициентов скейлинга проведен для двух параметров АЭ-сигнала [2]. Первое распределение, по амплитудам отдельных импульсов АЭ, является интегральной энергетической характеристикой процесса акустической эмиссии. Второе распределение, по временным интервалам между последовательными импульсами, характеризует кинетику процесса разрушения и генерации акустического излучения. Анализ этих распределений показывает, что они могут быть описаны как комбинация нескольких отдельных ветвей со своими показателями скейлинга в различных диапазонах масштабов по амплитуде и по времени соответственно.

На примере двух материалов принципиально разной природы: пористого железа (в широком диапазоне пористостей – от 5% до 30%) и композита (стеклотекстолита марки СТЭФ), - демонстрируется возможность применения предложенной методики. В первом материале происходит пластическая деформация и разупрочнение компактных участков, а также идет рост трещин от концентраторов напряжений [3] при деформировании. Ранее проведенные исследования показали, что именно эти механизмы связаны с формированием основного доли импульсов АЭ излучения. Включение второго из них, роста трещин, сопровождается появлением в рассматриваемых распределениях второй ветви с другим, существенно отличающимся показателем скейлинга. В случае распределения амплитуд это сопровождается выделением отдельного неперекрывающегося диапазона масштабов для второй ветви.

В стеклотекстолитах в разрушении задействованы совершенно иные механизмы, связанные с растрескиванием отдельных компонент материала, а также с отслоением стеклоткани от связующего. Однако анализ распределений амплитуд и временных интервалов показывает [4], что включение новых механизмов при росте деформации материала приводит к усложнению структуры распределений амплитуд и временных интервалов. Аналогично пористым металлам, возникают новые ветви в получаемых распределениях.

Развитый подход к анализу параметров самоподобия сигналов акустической эмиссии может быть применен к широкому спектру материалов, характеризующихся разными механизмами разрушения и генерации АЭ-излучения. Он может представлять интерес при создании новых усовершенствованных методов акустико-эмиссионной диагностики и контроля структурно-неоднородных материалов.

Список литературы

1. Макаров П.В. Самоорганизованная критичность деформационных процессов и перспективы прогноза разрушения // Физическая мезомеханика. – 2010. Т.13. № 5. – С. 97-112.
2. Лепендин А.А., Поляков В.В. Скейлинг характеристик акустической эмиссии при пластической деформации и разрушении // ЖТФ. – 2014. Т. 84. Вып. 7. – С. 96-100.
3. Егоров А.В., Свистун И.Н., Поляков В.В., Лепендин А.А Особенности метода акустической эмиссии при нагружении пористого железа // Труды II Международной конференции «Экспериментальные методы в физике структурно-неоднородных конденсированных сред». Композиционные и порошковые металлические материалы. – Барнаул, 2001. – С. 84-86.
4. Лепендин А.А., Поляков В.В., Салита Д.С. Эволюция статистических характеристик акустической эмиссии при разрушении стеклотекстолита // Письма в ЖТФ. – 2015. Т. 41. Вып. 9. – С. 1-5.

ЭЛЕКТРОННЫЕ СВОЙСТВА ТОНКИХ ИНТЕРМЕТАЛЛИЧЕСКИХ ПЛЕНОК Cu\Sn

Макрушина А.Н., Плотников В.А., Макаров С.В.

Алтайский государственный университет, г. Барнаул, Россия,
makrushina3008@mail.ru

Вопрос об электронном и структурном состоянии нанокристаллических материалов, полученных в неравновесных условиях, - один из самых крупных вопросов физики твердого тела. Поэтому экспериментальные исследования таких материалов имеют определяющее значение для выявления и понимания общих закономерностей, которым подчиняются нанокристаллические вещества, необходмо выяснить природу нанокристаллических материалов и возможные области прикладного использования.

Основным процессом, существенно меняющим структуру и свойства тонкопленочного конденсата является структурная релаксация. Исходное состояние тонкопленочного конденсата характеризуется как состояние, далекое от равновесия, поэтому естественным процессом является стремление системы к равновесному состоянию. Таким образом, протекание релаксационных процессов в пленках является определяющим структуру и свойства пленки в ходе различных внешних воздействий. Релаксация неравновесного состояния к равновесному вызывает возникновение упорядоченных структур, называемых в нелинейной физике «диссипативными структурами»[2]. Вдали от равновесного состояния вещество характеризуется тем, что незначительные изменения параметров системы могут привести к кардинальному изменению его физических свойств [3].

Многочисленные исследования показывают, что в двухслойных и многослойных пленках при нагреве до некоторой температуры могут протекать химические реакции, трансформирующие исходные тонкие слои в новое вещество.

В данной работе исследованы структура и свойства пленок, полученных резистивным методом. Цель работы - исследование структурно-фазового состояния и электрических свойств тонкопленочного конденсата в ходе синтеза интерметаллических соединений.

Тонкопленочные образцы готовились путем конденсации на подложки из стекла толщиной 2 мм из паровой фазы тонкопленочных последовательных слоев системы Cu – Sn. Испарение необходимой порции вещества осуществляли резистивным нагревом на вакуумной установке ВУП-5 в условиях высокого вакуума (остаточное давление в камере установки составляло 10^{-5} торр). После нанесения на подложку тонких слоев исходных веществ проводили отжиг в вакууме путем нагрева в условиях высокоинтенсивного теплового потока, создаваемого вольфрамовым нагревателем резистивного испарителя.

Идентификации продуктов структурной релаксации В том числе и продуктов синтеза была осуществлена рентгенофазовым анализом тонких пленок с помощью рентгеновского дифрактометра ДРОН-3.0, с использованием рентгеновской трубки с медным анодом и излучением λ=1,5405 Å.

Для исследования структуры поверхности тонкопленочного конденсата был использован сканирующий зондовый микроскоп SOLVER NEXT. С его помощью анализировали рельеф поверхности пленки.

В результате протекания эвтектической реакции в нашей тонкопленочной системе могут быть сформированы специальные структуры, представляющие собой чередование слоев олова и интерметаллического соединения Cu_5Sn_6. Мы не можем

отрицать протекание эвтектической реакции, однако фазовый состав свидетельствует о преобладании интерметаллической фазы Cu -55 ат.% Sn.

При тепловом воздействии синтез интерметаллической фазы может развиваться либо в виде волны синтеза, либо в виде объемной реакции. В обоих случаях наблюдаем реакционные островки. Разница состоит в том, что при внешнем тепловом воздействии активируются как процессы эволюции зон реакции, так и процессы зарождения новых островков. В случае объемного зарождения очаги статистически распределяются по границе раздела. В случае волны синтеза процесс генерирования реакционных зон (островков) локализован в виде границы, где концентрация этих островков максимальна. В этой связи тепловой эффект так же локализован в окрестности волны и при достаточном значении его осуществляется процесс множественного зарождения в объемах нашей тонкопленочной системы. Таким образом можно заключить, что скорость роста реакционного островка контролируется аномальными диффузионными процессами массопереноса вещества пленки.

Как оказалось при синтезе интерметаллической фазы наблюдается экспоненциальный рост электросопротивления. Подобное поведение характеризует кинетику процесса структурной релаксации, исследуя такую зависимость, можно определить активационные параметры процесса структурной релаксации и критические температуры. Величина проводимости (электросопротивления) характеризует концентрацию интерметаллической фазы. Чем выше электросопротивление, тем выше концентрация интерметаллической фазы. Нагрев тонкопленочного конденсата приводит к росту электросопротивления примерно в 40 раз, следовательно можно считать что и концентрация интерметаллических островков выросла в 40 раз. Так как структурное сосотояние пленки представляет собой систему реакционных островков интерметаллической фазы случайным образом распределенных в исходной тонкопленочной многослойной матрице, можно сказать, что рост сопротивления отражает рост концентрации реакционных островков. Рентгенофазовый анализ свидетельствует фактически о монофазности тонкой пленки, представляющей собой реакционные островки, в которых шло формирование интерметаллической фазы. Существенный (более чем на порядок) рост электросопротивления пленки свидетельствует, что концентрации электронов в зоне проводимости существенно уменьшилась. В свою очередь это означает, что электронная структура интерметаллических островков существенно отличается от электронной структуры исходных металлических слоев. Как известно, на определенной стадии развития островковой структуры не исключено формирование нанообъектов, электронная структура которых соответствует электронной структуре нульмерных объектов.

Список литературы

1. Рябцев С.В., Чувенкова О.А., Попов А.Е., Чернышов Ф.М., Рябцева Н.С., Домашевская Э.П. Механизмы окисления тонких металлических пленок олова // Конденсированные среды и межфазные границы, 2012, Т. 14, № 3, С. 328—333;
2. Плотников В.А., Макаров С.В., Макрушина А.Н. Структурно-фазовое состояние бинарной тонкопленочной системы Cu-Sn // Фундаментальные проблемы современного материаловедения // 2014. №1. С. 120-126;
3. В.Г. Мягков, Л.Е. Быкова Твердофазный синтез и мартенситные превращения в тонких пленках Al/Ni// Доклады академии наук, 2004, Т. 396, № 2, С. 187-190.

ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ РАСТЯЖЕНИЯ НА ОСОБЕННОСТИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ И РАЗРУШЕНИЯ ВНУТРЕННЕОКИСЛЕННОГО СПЛАВА V–Cr–Zr–W

Смирнов И.В.[1, 2], Дитенберг И.А.[1, 2, 3], Гриняев К.В.[1, 2, 3], Пинжин Ю.П.[1, 3], Тюменцев А.Н.[1, 2, 3], Чернов В.М.[4]

[1]НИ Томский государственный университет, Томск, Россия
[2]Сибирский физико-технический институт им. В.Д. Кузнецова, Томск, Россия
[3]Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия
[4]ОАО "ВНИИНМ им. акад. А.А. Бочвара", Москва, Россия
smirnov_iv@bk.ru

Методами растровой и просвечивающей электронной микроскопии проведено исследование влияния температуры на особенности пластической деформации и разрушения сплава V – 4.23 Cr – 1.69 Zr – 7.56 W (вес. %) после комплексной обработки, включающей стадии термомеханической и химико-термической обработки. Образцы изучаемого сплава деформированы активным растяжением при температурах 20 °C, 800 °C, 900 °C и 1000 °C.

Установлено, что при всех температурах растяжения процессы фрагментации кристаллической решетки преимущественно протекают в областях максимальной локализации пластической деформации, вблизи формирования шейки. При этом показано, что температура растяжения не оказывает влияние на морфологию, размеры и фазовый состав мелкодисперсных (3 – 10 нм) частиц на основе ZrO.

После растяжения при температуре 20 °C внутри крупных зерен (вытянутых в длину до 100 мкм и шириной до 20 мкм) наблюдается высокая плотность малоугловых разориентировок, разбивающих эти зерна на высокодефектные субзерна размерами от 1 мкм до 20 мкм. После растяжения при высоких температурах (800 – 1000 °C) обнаружена аналогичная фрагментация крупных зерен, но при этом в сформированных субзернах наблюдается низкая плотность дефектов кристаллического строения.

Методами просвечивающей электронной микроскопии в крупных субзернах, размерами от 10 до 20 мкм, обнаружено формирование микрополос после всех температур растяжения. Установлено, что при температуре 20 °C их ширина составляет 0.2 – 0.3 мкм. С повышением температуры растяжения до 800 °C и далее до 1000 °C ширина микрополос увеличивается в среднем до 0.6 мкм и 1 мкм соответственно. При этом показано, что скалярная плотность дислокаций с увеличением температуры монотонно уменьшается от 10^{11} $см^{-2}$ (при 20 °C) до 10^{10} $см^{-2}$ (при 1000 °C).

Для объяснения неустойчивости пластического течения в зонах локализации деформации использованы представления дислокационно-вакансионной модели. В качестве механизма пластической деформации в рамках этой модели предполагается механизм движения краевых дислокаций, подвижность которых определяется процессами их переползания при преодолении частиц второй фазы в условиях высокой концентрации точечных дефектов.

Исследования проведены с использованием оборудования Томского регионального центра коллективного пользования Томского государственного университета. Работа выполнена в рамках Программы фундаментальных научных исследований государственных академий наук на 2013-2020 годы с финансовой поддержкой программы повышения конкурентоспособности ТГУ (Tomsk State University Competitiveness Improvement Program).

ВЛИЯНИЕ ТЕРМООБРАБОТКИ НА ДЕФОРМАЦИОННОЕ ПОВЕДЕНИЕ TiNi ПРОВОЛОКИ ДЛЯ КОЛОРЕКТАЛЬНЫХ СТЕНТОВ

[1,2]Рубаник В.В., [1,2]Рубаник В.В.мл., [1]Легкоступов С.А., [3]Денисенко В.Л., [3]Бухтаревич С.П.

[1]ГНУ «Институт технической акустики НАН Беларуси»,
[2]УО «Витебский государственный технологический университет»,
[3]УЗ «Витебский областной клинический специализированный центр»,
г.Витебск, Беларусь

Использование саморасширяющихся стентов из сплава с эффектом памяти формы (ЭПФ) обусловлено их малотравматичностью, эффективностью ликвидации острой непроходимости полых органов.

Для лечения злокачественных новообразований толстого кишечника и прямой кишки в совместной лаборатории «Перспективные материалы и технологии» ИТА НАН Беларуси и ВГТУ в сотрудничестве со специалистами Витебского областного клинического специализированного центра разработана технология изготовления колоректального стента из мононити никелида титана [1] на основе конструкции предложенной в [2].

В качестве материала для изготовления стентов использовали проволоку медицинского никелида титана Ti–55,77 вес.% Ni, изготовленную в ЗАО «Промышленный центр МАТЭК-СПФ» (г. Москва) марки ТН1 диаметром 0,35 мм. Проволоку TiNi предварительно отжигали на проход при 650°С с охлаждением на воздухе. Температура окончания обратного фазового перехода, измеренная методом дифференциальной сканирующей калориметрии, составила Ак = 18°С. Плетение осуществляли путем навивки проволоки на специальную оснастку с последующей термической обработкой в среде инертного газа [1] и химической полировкой. Стент представляет собой плетеную конструкцию в виде цилиндрического каркаса с расширяющимися чашеобразными окончаниями (рис. 1). Диаметр стента составляет 30 мм – рабочая часть и 36 мм – окончания стента, длина стента 135 мм, размер ячейки 4 мм.

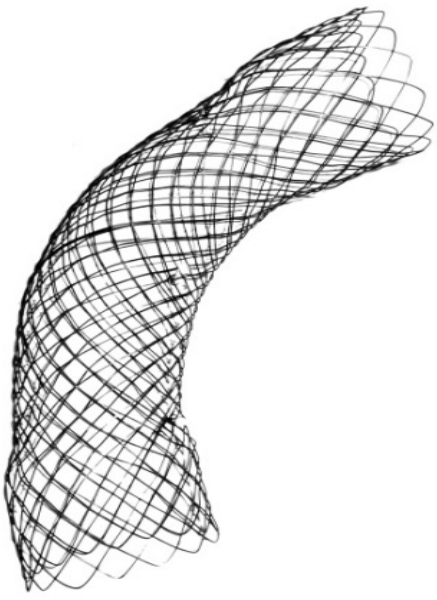


Рис. 1. Внешний вид колоректального TiNi стента

Поскольку термообработка играет важную роль в технологии изготовления стента, были проведены исследования по влиянию различных режимов термообработки проволоки TiNi на её механические и функциональные свойства при комнатной (20°С) температуре и при температуре человеческого тела (36-38°С). Испытания проводили на разрывной машине ИП-5158. Деформационные кривые проволоки стента после различных режимов термообработки представлены на рисунках 2 и 3.

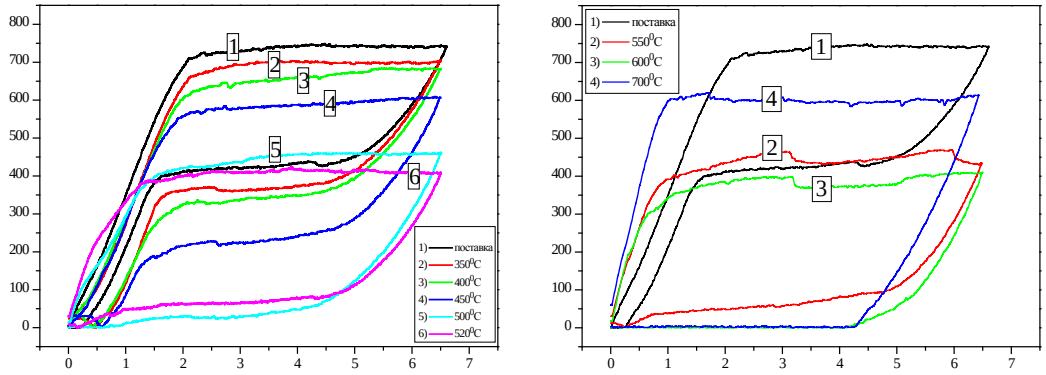


Рис. 2. Деформационная кривая проволоки стента при 20°С после термообработки при температурах 350–700°С

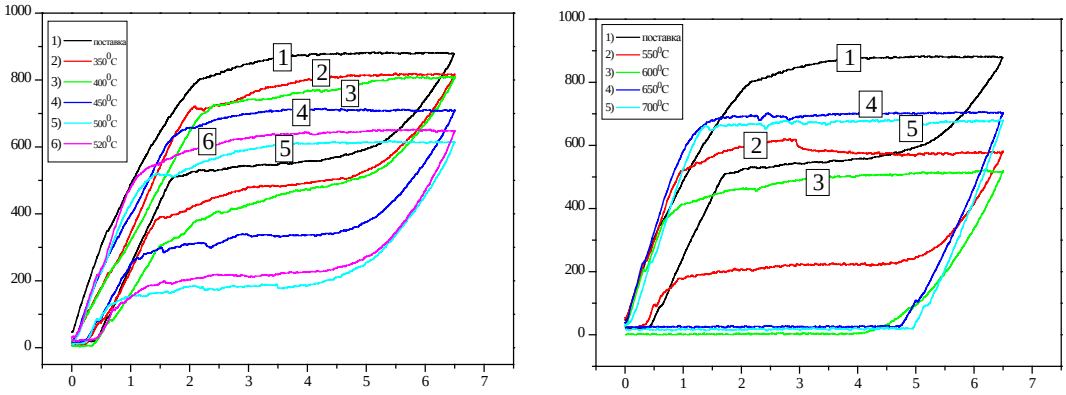


Рис. 3. Деформационная кривая проволоки стента при 38°С после термообработки при температурах 350-700°С

После термообработки стента осуществляли контроль качества поверхности стента и его функциональных свойств. Установлено, что отжиг при 350°С позволяет сохранить достаточно высокие значения фазового предела текучести как при комнатной температуре ($\sigma_м$ = 700 ± 20 МПа), так и при температуре 38°С ($\sigma_м$ = 780 ± 30 МПа). При этом наблюдается полное закрепление формы стента и хорошие псевдоупругие свойства ($\varepsilon_{упр}$ = 5÷6 %)

Список литературы

1. Рубаник В.В., Рубаник В.В. мл., Легкоступов С.А., и др. Колоректальный TiNi стент; Международная конференция «Сплавы с эффектом памяти формы: свойства, технологии, перспективы». 2014г. Витебск. 143-145с.–
2. Стент: пат. 2089131 Росс. Федерация, A61F2/06, A61F2/01 / С.А.Пульнев, А.В. Карев, С.В. Щукин / Заявл. 28.12.93.

ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ ОСНОВЫ ПОЛУЧЕНИЯ СВАРКОЙ ВЗРЫВОМ ДВУХСЛОЙНЫХ ЦИЛИНДРИЧЕСКИХ ИЗДЕЛИЙ С СОЧЕТАНИЕМ СЛОЕВ «СТАЛЬ 37Г2Ф+08Х18Н10Т»

Малахов А.Ю., Сайков И.В.

ФГБУН ИСМАН, г. Черноголовка, Россия,
sir.malahov2009@yandex.ru

В настоящее время остро стоит проблема износа ответственных деталей и узлов оборудования, работающего в нефтедобывающей отрасли. Наибольшему износу подвергаются такие элементы скважинного оборудования, как насосно-компрессорные трубы (далее НКТ) и нефтяные штанги, предназначенные для транспортировки газообразных и жидкообразных веществ, а также для ремонтных и спуско-подъемных работ. В условиях осложненной добычи средняя наработка на отказ НКТ в несколько раз ниже заявленного срока службы завода – изготовителя труб. [1,2]. В связи с этим, повышение коррозионной стойкости, а, следовательно, и долговечности оборудования является актуальной задачей для современной отечественной промышленности. Увеличение срока эксплуатации может быть достигнуто правильным выбором материала, обработкой коррозионных сред, применением защитных покрытий и других мероприятий, применение которых обуславливается экономической целесообразностью для конкретных условий эксплуатации. Одним из самых перспективных путей повышения уровня защиты внутренней поверхности НКТ является плакирование труб из конструкционной стали нержавеющей коррозионностойкой сталью типа 08Х18Н10Т. Данный способ позволит увеличить срок службы изделий и оптимально использовать дорогостоящие марки нержавеющих сталей. С точки зрения прочности сцепления слоев и равномерного соотношения их толщин в биметаллической трубе целесообразно для производства двухслойных трубных заготовок под дальнейшую прокатку в НКТ использовать такой метод получения многослойных металлических материалов, как сварка взрывом (далее СВ).

Цель работы: исследовать особенности получения двухслойных цилиндрических изделий при использовании различных схем сварки взрывом.

В качестве основных исходных материалов для проведения экспериментов использовались трубы: из стали 37Г2Ф размером 108х12 мм и из стали 08Х18Н10Т размером 80х2 мм, длина исходных труб составляла 1000 мм.

Сварка взрывом осуществлялась по трем схемам. Для проведения экспериментов по плакированию взрывом внутренней поверхности трубы из стали 37Г2Ф была опробована схема с двумя зарядами взрывчатого вещества (ВВ), инициируемых одновременно. Назначение внутреннего заряда ВВ - обеспечивать процесс сварки взрывом, наружного - предотвращать разрушение трубы. В ходе экспериментов было установлено, что в процессе сварки взрывом происходит прочное соединение плакирующей трубы с основной. Однако, в ходе процесса нарушается целостность заготовки и происходит разрушение трубы под действием продуктов детонации. Исследования границы соединения фрагментов биметаллической трубы показали, что граница раздела двух слоев имеет характерную для сварки взрывом волнообразную форму с длиной волны 0,3 мм и высотой 0,1 мм. Таким образом, схема с двумя зарядами требует дальнейшей доработки и дополнительного анализа вопроса о синхронном инициировании двух зарядов ВВ при сварке взрывом коаксиально собранных трубных заготовок.

Также, наряду с вышеописанной схемой, коллективом авторов были разработаны еще две технологические схемы внутреннего плакирования стальной трубы коррозионностойкой сталью 08Х18Н10Т, предполагающие использование внутреннего наполнителя (твердо-жидкого и твердого).

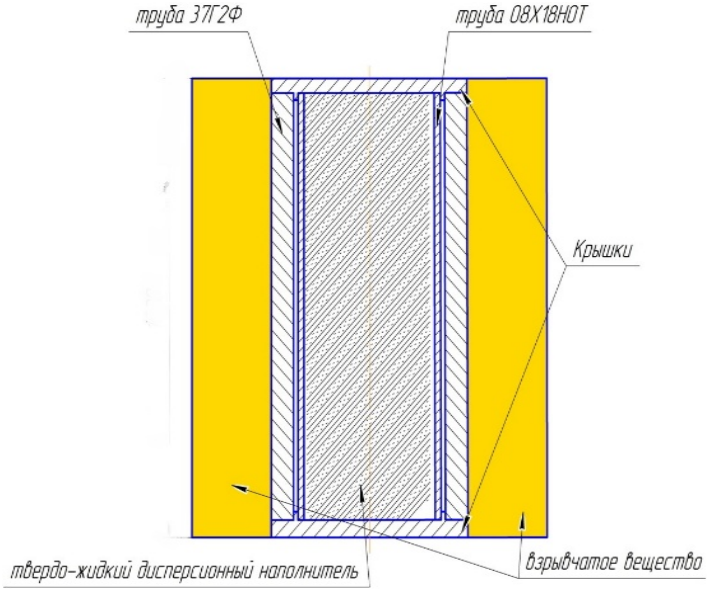


Рис. 1. Схема плакирования взрывом трубной заготовки

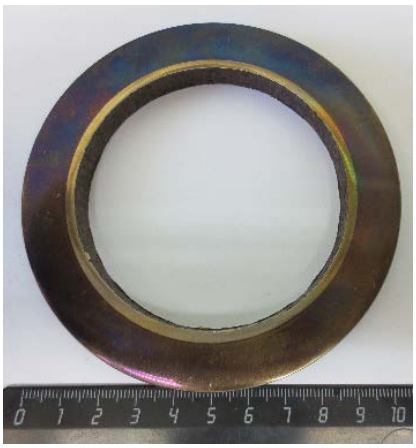


Рис.2. Кольцевой образец 37Г2Ф+08Х18Н10Т, вырезанный из двухслойной трубной заготовки, полученной сваркой взрывом

В результате экспериментальной работы было выявлено, что оптимальной схемой плакирования трубной заготовки с сочетанием слоев: конструкционная сталь 37Г2Ф и нержавеющая сталь 08Х18Н10Т является схема с использованием внутреннего твердо-жидкого наполнителя в виде металлической дроби и воды (рис. 1), который имеет скорость звука близкую к скорости звука в плакирующей трубе (сталь 37Г2Ф). Элементы дроби отводят ударные волны, а жидкость, которая находится в зазорах между твёрдыми частицами, являясь несжимаемой при высокоскоростном нагружении, предотвращает смятие тонкостенной плакирующей трубы. Существенным преимуществом схемы является возможность многократного использования твёрдых частиц, а также лёгкость монтажа при сборке под сварку взрывом и удаления внутреннего элемента после сварки.

В результате экспериментов были получены опытные двухслойные трубные заготовки с внутренним коррозионностойким слоем из нержавеющей стали 08Х18Н10Т (рис. 2). Трубные заготовки прошли 100% ультразвуковой контроль, которые показал удовлетворительную сплошность сцепления слоев.

1. Особенности коррозионного разрушения насосно-компрессорных труб при эксплуатации в средах с повышенным содержанием углекислого газа. С. А. Князькин, А. В. Иоффе, М. А. Выбойщик, А. О. Зырянов // Металловедение и термическая обработка металлов, 2012, № 10, с. 10-14;
2. Ивановский В. Н. Коррозия скважинного оборудования и способы защиты от нее // Инженерная практика, № 3, 2011, с. 18-25;

ОСОБЕННОСТИ ЧИСЛЕННОГО МОДЕЛИРОВАНИЯ ФАЗОВЫХ ДИАГРАММ В ПРОГРАММНОМ ПАКЕТЕ Thermo-Calc

Кириллова И.Н.*, Казанцева Н.В.**

**Уральский федеральный университет им. Первого Президента России Б.Н.Ельцина, г. Екатеринбург*
***Институт физики металлов УрО РАН, г.Екатеринбург*
kazantseva-11@mail.ru

Сегодняшний рынок программного обеспечения способен предложить исследователям целый ряд программ для решения задач в области материаловедения и разработки новых перспективных материалов. В большинстве случаев назначением этих программ является численное моделирование.

В данной работе проведен анализ возможностей построения бинарных и тройных диаграмм состояния в программном пакете Thermo-Calc Software. Показаны положительные и отрицательные стороны данного программного пакета. В основе программы Thermo-Calc заложена модель классической термодинамики, которая имеет дело с системами, находящимися в состоянии равновесия. Thermo-Calc позволяет проводить стандартные расчеты состояния равновесия и термодинамических величин с использованием термодинамических баз данных, а также специальные расчеты, например, моделирование диффузии в многокомпонентных сплавах. При работе с пакетом Thermo-Calc нами обнаружено, что этот программный пакет успешно работает только с известными базами данных, не позволяя их пополнять или видоизменять. На примере бинарной диаграммы состояния Co-Al для которой есть база данных, показано, что использование данного пакета не позволяет наносить температурные границы метастабильных состояний и магнитных превращений. Проведена попытка построения изотермических и политермических разрезов диаграммы Co-Al-W для которой еще не создана база данных (рис.1).

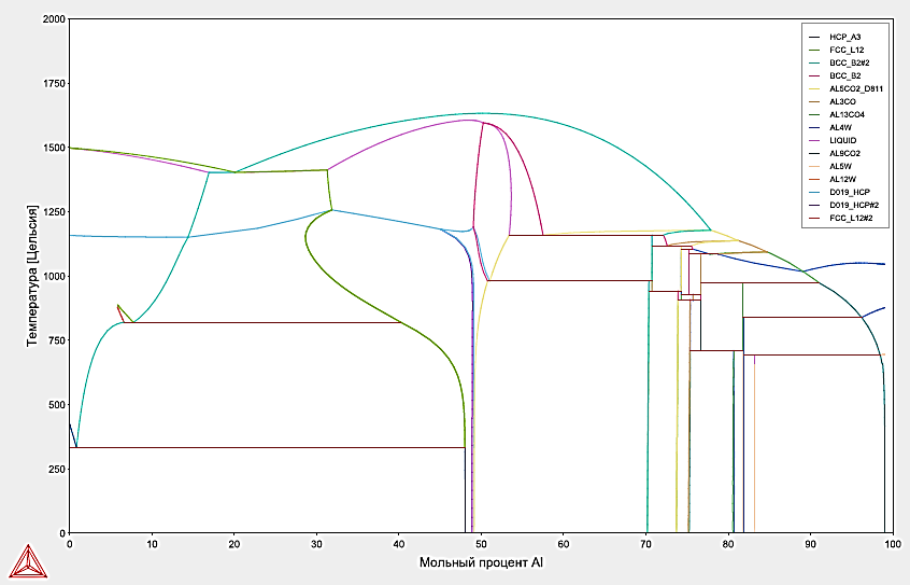


Рис. 1. Политермический разрез диаграммы состояния Co-Al-W

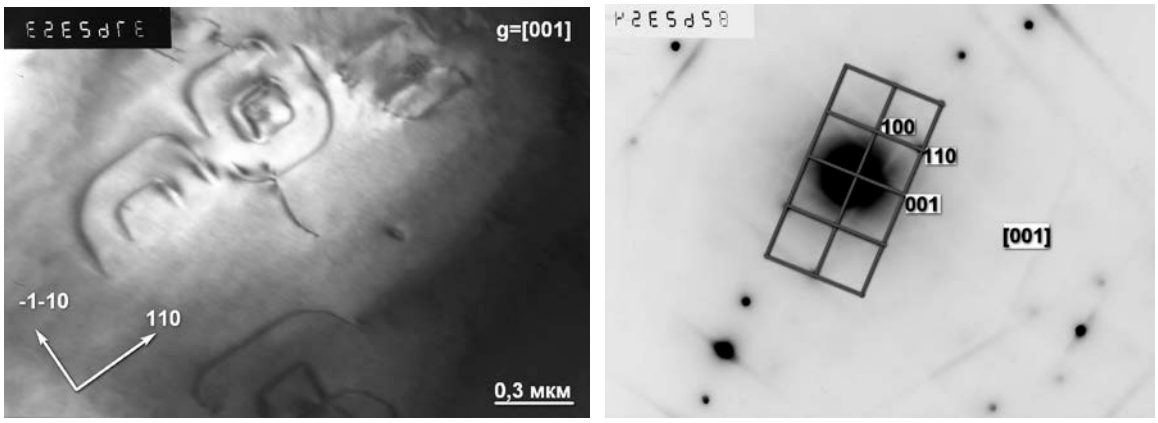
Работа выполнена при финансовой поддержке проекта РФФИ № 14-08-00018

ВЛИЯНИЕ ХИМИЧЕСКОГО СОСТАВА НА ХАРАКТЕР АТОМНОГО УПОРЯДОЧЕНИЯ B2 ФАЗЫ В СИСТЕМЕ Co–Al–Si

Ежов И. В., Казанцева Н. В.

ИФМ УрО РАН, г. Екатеринбург,
igorjok9307@rambler.ru

Исследовано влияние химического состава на характер заполнения атомных позиций в кристаллической решетке интерметаллида CoAl. Были выбраны сплавы тройной системы Co–Al–Si: 57-59ат.%Co–38-41ат.%Al–2-3ат.%Si. По данным рентгенофазового анализа состояние сплавов однофазное (B2 фаза). Определены значение степени дальнего порядка и параметр кристаллической решетки B2 фазы в исследованных сплавах. В сплаве с 58ат.%Co–2ат.%Si степень дальнего порядка составляет 0,96. С увеличением содержания кобальта снижается параметр кристаллической решетки B2 фазы. По магнитным измерениям все сплавы парамагнитные, они не дают сигнала в интервале температур 90–290K. В структуре сплава 58ат.%Co–2ат.%Si обнаружены призматические дислокационные петли (рис.1). Полученные электронно-микроскопические результаты, подтверждают факт присутствия вакансий в упорядоченной решетке B2. Подобная дефектная структура была обнаружена ранее в сплаве Al–47ат.%Ni так же имеющем однофазное состояние (B2 фаза) [1]. Характер заполнения атомами Co, Al, Si кристаллической решетки B2 фазы обсуждаются.



а *б*

Рис.1. Микроструктура сплава 58ат.%Co–2ат.%Si, ПЭМ: а-темнопольное изображение призматической дислокационной петли, полученное в рефлексе (210); *б* – микроэлектронограмма к *а*, ось зоны [001].

Работа выполнена при финансовой поддержке проекта РНФ № 12-15-00001.

Список литературы

1. Marshall G. W. and Brittain J. O. Hot Stage TEM Investigations of Dislocation Climb in NiAI// Metallurgical transactions A. 1976. vol.7a .p.1013-1020.

УДАРНО-ВОЛНОВОЕ КОМПАКТИРОВАНИЕ ПОРОШКА НИКЕЛЕВОГО СПЛАВА, МОДИФИЦИРОВАННОГО НАНОПЛЕНКОЙ ОКСИДА ИТТРИЯ

Первухина О.Л., Сайков И.В.

ФГБУН Институт структурной макрокинетики и проблем материаловедения РАН, г. Черноголовка, Россия,
revan.84@mail.ru

Модификация поверхности частиц порошка жаропрочных никелевых сплавов оксидами иттрия, кобальта или их смесей позволяет получить термобарьерные покрытия. Были модифицированы две партии порошков: в первой в качестве модифицирующего материала использовали окисид иттрия с расчетной толщиной 7 нм; во второй партии использовали смесь оксидов иттрия и кобальта расчетной толщины 7 нм при весовом соотношении Y/Co = 23/13.

Компактирование порошка осуществлялось по цилиндрической схеме на двух режимах нагружения (при скорости детонации 3000 и 4500 м/с). После нагружения ампулы разрезались на образцы. Затем производилось спекание компактов в вакуумной печи при t=875° C. Образцы в печи устанавливались на подложку из графита. В процессе нагрева вследствие прохождения реакции между поверхностью компакта никеля и графитом началась реакция с дополнительным выделением тепла. Повышение температуры привело к оплавлению нижней части ампулы, при этом наиболее сильно оплавились компакты из исходного порошка. Минимальное воздействие претерпели компакты с порошком, поверхность которого была модифицирована иттрием.

Установлено, что нанопленка из модифицирующего покрытия не разрушается при ударно-волновом обжатии. В процессе компактирования взрывом происходит плотная упаковка частиц с их деформацией и активацией поверхности без нарушения целостности наноплёнки оксида иттрия, сохраняется исходная структура порошка. При последующем спекании в ампуле за счёт процессов диффузии и наличия активной поверхности прочность соединения возрастает, о чем свидетельствует значительное увеличение доли вязкого излома. Отметим, что компактирование с использованием энергии взрыва позволяет производить спекание при относительно невысоких температурах (значительно ниже температуры плавления).

В образцах из исходного порошка зафиксировано выделение вольфрама и молибдена внутри частиц и на контактных границах спрессованного порошка. Кроме того, отмечено повышенное содержание железа в массе компакта. По-видимому, этот эффект является результатом перегрева компактов.

Наличия выделений новых фаз и элементов стальной оснастки в компактах из порошка, модифицированного оксидом иттрия, не выявлено. Следовательно, модификация поверхности частиц порошка нанопленкой Y_2O_3 позволяет исключить диффузию элементов внутрь частиц порошка и обеспечивает их прочное соединение как при компактировании, так и при последующем спекании. Нанопленки Y_2O_3 на поверхности частиц изолируют их от взаимодействия с графитом и ампулой. Наблюдаемое частичное взаимодействие компакта из порошка, модифицированного смесью Y_2O_3-CoO, с углеродной подложкой при спекании указывает на наличие локальных участков, где наноплёнка отсутствует.

Результаты работы могут быть рекомендованы для изготовления деталей, которые должны сохранять свои механические свойства, коррозионную стойкость и устойчивость к окислению в агрессивной среде газов с высокой температурой.

ВЛИЯНИЕ ПАРАМЕТРОВ СВАРКИ ВЗРЫВОМ НА СВОЙСТВА ТЕРМОБИМЕТАЛЛА ЛАТУНЬ-ИНВАР

Сайков И.В., Денисов И.В., Малахов А.Ю.

ФГБУН Институт структурной макрокинетики и проблем материаловедения РАН, г. Черноголовка, Россия,
revan.84@mail.ru

Двухслойный материал латунь-инвар – это термобиметалл марки ТБ 1353 (ТБ 130/17), в котором активный слой представляет собой латунь Л63, а пассивный – инвар 36Н. Сочетание металлов с резкоразличающимися коэффициентами термического расширения, сваренных между собой по всей поверхности, обусловливает основное свойство термобиметаллов – термочувствительность. Элемент из термобиметалла в процессе нагрева деформируется за счет неравномерного распределения внутренних напряжений.

Термодинамические параметры в сварочном зазоре впереди точки контакта, характеризующие режим сварки взрывом, являются фактором определяющим процесс образования соединения. После столкновения свариваемых пластин точка контакта движется вдоль них, образуя перед собой область ударно-сжатого газа (УСГ). Воздействие этого потока приводит к прогреву металла вплоть до расплавления его поверхности, что может оказывать существенное влияние на качество соединения [1, 2, 3]. Поскольку в качестве активного слоя использована латунь, содержащая легкоплавкий компонент (37% цинка), выбор режима сварки должен быть проведен с учетом вышеизложенного.

Сварка взрывом осуществлялась метанием латуни зарядом взрывчатого вещества (ВВ) на неподвижный лист инвара по классической схеме с параллельным расположением пластин (рис. 1). В экспериментах варьировались скорости точки контакта и метания листа латуни (табл.1). Расчет температуры УСГ проведен по методике [1]. Размер образцов 300х800 мм.

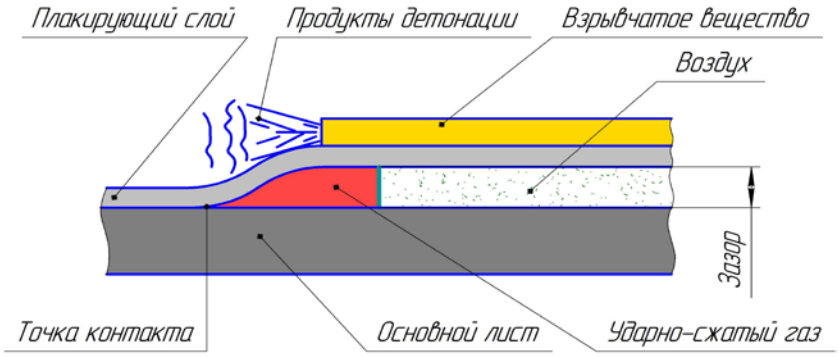


Рис.1. Схема сварки взрывом

Таблица 1. Параметры сварки взрывом

Режим	Скорость точки контакта, м/с	Скорость метаемой пластины, м/с	Температура УСГ, °К
1	2400	550	2628
2	2250	470	2250
3	2050	400	1890

Обнаружено, что режим №1 не обеспечивает достаточную прочность сцепления слоев (составляет 90-100 МПа). На поверхности контакта латуни и инвара обнаружен неравномерный слой, по составу в среднем близкий к латуни. Обнаружены локальные участки с повышенным содержанием цинка, что объясняется его легкоплавкостью. Такая картина свидетельствует о значительном превышении температурой УСГ (2628 °К) в сварочном зазоре оптимального значения.

Участки завихрений в граничной зоне зафиксированы при использовании режима №2 (рис 2 *а*). Высота волны составила порядка 0,45 мм, период – 1,1 мм. Анализ показывает, что участки завихрений содержат в себе смесь из элементов, составляющих свариваемые сплавы. При использовании режима №3 волны в большинстве случаев имеют достаточно ровный и регулярный профиль, практически без зон завихрений и оплавов (рис. 2 *б*). Высота волны снизилась по сравнению со вторым режимом и составила порядка 0,3 мм. Период волны остался прежним 1,1 мм.

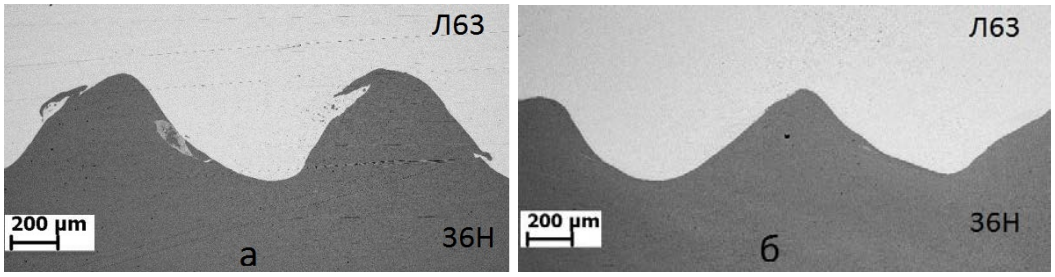


Рис. 2. Микроструктура околошовной зоны термобиметалла латунь-инвар:
а – режим №2; *б* – режим №3

Исходя из микроструктуры, представленной на слайде, можно сделать вывод, что режим номер 3 является более предпочтительным, что свидетельствует об оптимальном значении температуры УСГ (1890 °К) в сварочном зазоре. В результате экспериментов по сварке взрывом по данным ультразвукового контроля получены образцы со 100% сплошностью соединения. Испытания на отрыв плакирующего слоя показали прочность соединения 330 МПа. Образцы выдержали испытания на изгиб без признаков расслоения. Таким образом, экспериментально подтверждены результаты расчетов параметров ударно-сжатого газа и определен оптимальный режим сварки взрывом инвара 36Н с латунью Л63. При этом обеспечена "чистая" граница раздела без оплавлений, т.е. была исключена эжекция легкоплавкой фазы (цинка) с выносом ее в сварочный зазор.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 14-08-00845А.

Список литературы

1. Бондаренко, С. Ю. Определение параметров ударно-сжатого газа в сварочном зазоре впереди точки контакта при плакировании взрывом / С. Ю. Бондаренко, Д. В. Рихтер, О. Л. Первухина, Л. Б. Первухин // Автоматическая сварка. – 2009. – № 11. – с.46 – 48.
2. Л. Б. Первухин, О. Л. Первухина, С.Ю. Бондаренко Очистка свариваемых поверхностей от окислов и загрязнений и их активация в процессе сварки взрывом / Автоматическая сварка. – 2010. – №7. – с. 46-49.
3. Первухина, О.Л. Деформационные и термодинамические условия при плакировании титаном цилиндрических деталей методом сварки взрывом / О. Л. Первухина, И. В. Сайков, Л. Б. Первухин, Ф. Б. Хайдаров // Технология машиностроения. – 2010. – №7. – с. 30–33.

ЭВОЛЮЦИЯ СТРУКТУРЫ И ПРОЧНОСТИ ГИБРИДНОГО МАТЕРИАЛА «СТАЛЬ / ВАНАДИЕВЫЙ СПЛАВ / СТАЛЬ» ПРИ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Рогачев С.О.[1], Сундеев Р.В.[2,3], Хаткевич В.М.[1]

[1]Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», Лаборатория гибридных наноструктурных материалов, Москва, Россия
[2]Федеральное государственное унитарное предприятие «Центральный научно-исследовательский институт черной металлургии им. И.П.Бардина», Москва
[3]Московский государственный университет информационных технологий, радиотехники и электроники, Москва
csaap@mail.ru

Предлагается использовать методы интенсивной пластической деформации (ИПД) для соединения разнородных металлических материалов с целью получения гибридного многослойного материала, с одновременной трансформацией микроструктуры в ультрамелкозернистую или наномасштабную. В данной работе проведено изучение эволюции структуры и прочности гибридного материала «сталь / ванадиевый сплав / сталь» при ИПД кручением под высоким давлением (КВД).

Исходные плоские образцы диаметром 8 мм вырезали из листов стали 08Х17Т и ванадиевого сплава V–10% Ti–5% Cr в рекристаллизованном состоянии. Перед КВД собирали трехслойную заготовку: нижний стальной слой толщиной 0,3 мм (со стороны лунки), средний слой из сплава ванадия толщиной 0,2 мм и верхний стальной слой толщиной 0,5 мм (см. рис. 1). КВД трехслойной заготовки проводили в «лунке» глубиной 0,5 мм при комнатной температуре, при квазигидростатическом давлении P = 6 ГПа и числе оборотов N = ¼; ½; 1 и 5. Дополнительно проводили квазигидростатическое сжатие трехслойной заготовки без оборотов (N = 0).

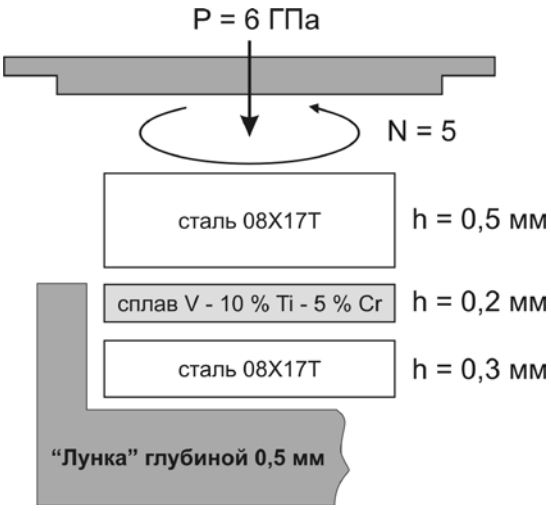
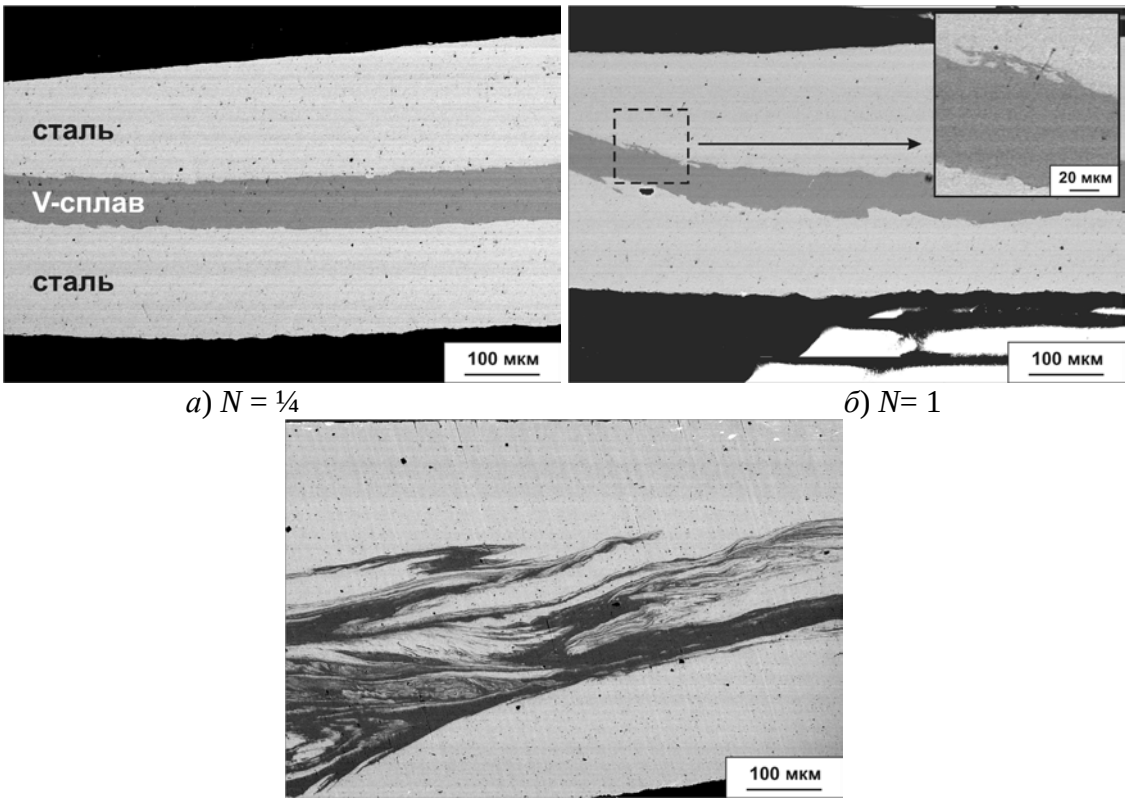


Рис. 1. Схема КВД трехслойной заготовки

КВД трехслойной заготовки с числом оборотов от ¼ до 5 приводит к прочному соединению всех слоев (см. рис. 2). Уже после КВД с числом оборотов N=1 в структуре гибридного образца на границе между стальными слоями и сплавом ванадия начинают формироваться деформационные завихрения (см. рис. 2 *б*).



а) N = ¼ *б*) N= 1

в) N = 5

Рис. 2. Фотография поперечного сечения образца трехслойного материала после КВД при температуре 20 ºС и различном числе оборотов (на рисунке более светлые области соответствуют стали 08Х17Т, а более темные – сплаву V–10% Ti–5% Cr)

После КВД трехслойной заготовки с числом оборотов N=5 наблюдается фрагментация слоя ванадиевого сплава на более тонкие слои, имеющие закругленную, вихреобразную форму, причем при удалении от центра образца их количество увеличивается, а толщина уменьшается (см. рис. 2 *в*). Толщина отдельных слоев не превышает 100 нм.

Использование только квазигидростатического сжатия без сдвиговой деформации (N = 0) не обеспечивает сцепления слоев. Однако их толщина уменьшается (относительное уменьшение толщины стальных слоев составило 22 %, а слоя ванадиевого сплава 16 %). При этом микротвердость стальных слоев повышается с 180 до 255– 280 HV (т.е. в 1,4 – 1,5 раз), а ванадиевого сплава с 230 до 275–300 HV (т.е. в 1,2 – 1,3 раз) из-за повышения плотности дислокаций.

Повышение степени деформации при КВД (т.е. увеличение числа оборотов с ¼ до 5) приводит к увеличению значений микротвердости стальных слоев и слоя ванадиевого сплава, при этом стальные слои упрочняются быстрее, чем ванадиевый сплав. В центре образца микротвердость всех слоев ниже по сравнению с его краями, и ее увеличение с ростом числа оборотов менее заметно, чем на середине радиуса образца и на его краях.

После КВД с числом оборотов N = 5 значения микротвердости стальных слоев (на середине радиуса образца) повышаюся до 570–630 HV (т.е. в 3,2 – 3,5 раз), а слоя сплава ванадия до 440-470 HV (т.е. в ~2,0 раз).

Работа выполнена при финансовой поддержке Минобрнауки РФ (Проект №14.A12.31.0001).

СТРУКТУРНО-ФАЗОВОЕ СОСТОЯНИЕ СПЛАВА Ti-Nb, ПОЛУЧЕННОГО ИЗ КОМПОЗИТНОГО ПОРОШКА МЕТОДОМ СЛС

Химич М.А., Ковалевская Ж.Г., Ерошенко А.Ю., Шаркеев Ю.П.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия
НИ Томский государственный университет, Томск, Россия
khimich@ispms.tsc.ru

Возможность получения β-сплавов с модулем упругости, близким к костной ткани, а также биоинертные свойства сплавов системы Ti–Nb делают их привлекательными для производства медицинских имплантатов. В настоящее время аддитивные технологии находят применение и в изготовлении имплантатов. Особенности методов аддитивных технологий, в частности, метода селективного лазерного сплавления (СЛС), упрощают процесс изготовления изделий сложных форм с необходимой пористостью и минимизируют затраты исходного материала. Однако высокие скорости плавления и охлаждения, связанные с особенностями процесса, приводят к структурно-фазовым превращениям в материале. Конечное структурно-фазовое состояние материала после СЛС является крайне важным, в том числе и для оценки функциональных свойств. Целью данной работы стало исследование структурно-фазового состояния сплава Ti–Nb, полученного из композитного порошка методом СЛС.

В работе исследовался объемный 3D образец, сформированный методом СЛС на установке «ЛУЧ» [1]. Образец был получен из композитного порошка, содержащего 60 мас. % Ti и 40 мас. % Nb [2]. Режим сплавления был следующим: мощность лазерного излучения – 200 Вт; диаметр пятна лазерного луча – 0,1 мм; шаг сканирования – 0,05 мм; толщина насыпки порошка – 0,2±0,05 мм; скорость сканирования луча лазера – 0,01 м/с. Для уменьшения пористости получаемого образца после первого сплавления порошка уже сформированный слой дополнительно обрабатывался лазерным лучом на скорости 0,3 м/с. Перед сплавлением каждого следующего слоя образец поворачивался на 90º. Толщина полученного 3D образца составила 4,2 мм.

Исследование структуры и фазового состава продольной и поперечной поверхностей образца методами рентгеноструктурного анализа, растровой электронной микроскопии, энергодисперсионного микроанализа проводилось на приборах ДРОН-7, LEO EVO 50 в ЦКП «НАНОТЕХ», ИФПМ СО РАН.

Формирование многослойного образца, происходит за счет нанесения отдельных монослоев. То есть структурно-фазовое состояние всего образца напрямую зависит от структуры и фазового состава отдельно-взятого монослоя.

С учетом особенностей и характера поверхности излома можно описать процесс формирования монослоя. При воздействии лазерного луча осуществляется плавление порошкового композита, расположенного в верхней части. В верхней расплавленной части материала теплоотвод при охлаждении направлен в сторону подложки. В обратном направлении от границы со спеченным порошковым материалом происходит кристаллизация с образованием усадочных пор. В нижней части высокие скорости охлаждения обеспечивают формирование мелкозернистой структуры с включениями по границам зерен мелких газовых пор. В верхней части, где теплоотвод в подложку затруднен, условия охлаждения обеспечивают более равновесные условия кристаллизации материала. В результате в верхней части монослоя образуется зона со среднезернистой структурой с невысокой пористостью и зернами большего размера. На границе между верхней и нижней зонами кристаллизации воз-

никают крупные округлые поры. Формирование таких зон зависит от условий расплавления порошка, кристаллизации и охлаждения в процессе СЛС. Nb и Ti равномерно распределены по объему образца.

Метод СЛС позволяет сформировать монослой сплава Ti-Nb из композитного порошка с однородным элементным составом, и содержащий зоны среднезернистой и мелкозернистой структуры. При проведении СЛС для формирования более однородного микроструктурного состояния по объему образца с заданными геометрическими размерами требуется создание определенных условий охлаждения и кристаллизации порошка, при которых весь объем монослоя, а значит и всего изделия, будет иметь идентичную микроструктуру с достаточно мелким зерном и незначительной пористостью.

Исследование поверхности излома 3D образца показало, что в его продольном сечении размер зерен находится в интервале 5-40 мкм. В поперечном сечении наблюдаются зоны вытянутых неравноосных зерен с размерами в интервале 3-30 мкм и зоны с более равноосными зернами с размерами в интервале 2-15 мкм. Концентрация ниобия изменяется в небольших пределах 36-38 мас. %.

Ренгтгеноструктурный анализ показал, что структура 3D образца состоит из β-ОЦК твердого раствора Ti и Nb и неравновесной α''-фазы с орторомбической решеткой. Ее появление объясняется неравновесными условиями кристаллизации материала.

Таким образом, в результате метода СЛС был получен сплав Ti-Nb из композитного порошка Ti и Nb в виде многослойного 3D образа с однородным распределением Ti и Nb. Формирование выраженных зон по сечению образца с мелкозернистой и среднезернистой структурой связано с различными температурно-временными условиями кристаллизации и охлаждения слоя, расплавленного в процессе СЛС. Среднее содержание ниобия по всему объему многослойного образца изменяется в небольших пределах 36-38 мас.%. Сплав Ti-Nb имеет двухфазное состояние, а именно, фазу β-ОЦК твердого раствора Ti и Nb и неравновесную мартенситную α''-фазу.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда, грант № 15-19-00191.

Авторы благодарят сотрудников НОЦ «Современные производственные технологии» ИФВТ НИ ТПУ и сотрудников лаборатории физики наноструктурных биокомпозитов ИФПМ СО РАН.

Список литературы

1. Овчинников В.А. Математическое моделирование взаимодействия лазерного излучения с веществом при селективном лазерном спекании / В.А. Овчинников, Р.Г. Ахметшин, А.В. Разин, Е.С. Порохов, А.Н. Яковлев // Materials of the XI International scientific and practical conference, “Fundamental and applied science”,-2015. – vol. 18. Physics. Technical sciences. Sheffield. – P. 17–24.
2. Шаркеев Ю.П. Исследование строения и фазового состава порошков Ti-Nb после механической активации / Ю.П. Шаркеев, Ж.Г. Ковалевская, М.А. Химич, Е.А. Ибрагимов, А.А. Сапрыкин, В.И. Яковлев, В.А. Батаев // Обработка металлов. – 2016. – №1. – в печати.

ИССЛЕДОВАНИЕ МИКРОСТРУКТУРЫ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ TiNi ПОСЛЕ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЙ ОБРАБОТКИ.

Сенкевич К.С.

Московский авиационный институт (Национальный исследовательский университет), г. Москва, Россия
senkevichks@yandex.ru

В работе изучали влияние термической обработки (ТО) при температурах 1050–1250ºС на микроструктуру сплавов на основе TiNi. Исследование проводили на проволочных образцах из 2 сплавов на основе TiNi полученных разными способами - методом индукционной плавки (сплав 1) и методом гарнисажной плавки с вакуумным дуговым переплавом (сплав 2), в результате чего сплавы обладают различным содержанием примеси кислорода и, как следствие, разной объемной долей интерметаллидных частиц Ti_2Ni/Ti_4Ni_2O. Сплав 1 имеет состав Ti–55,8 масс.% Ni, и содержит 7 % объемной доли частиц фазы Ti_2Ni/Ti_4Ni_2O, а сплав 2 – Ti–55,9 масс.% Ni, и 14 % объемной доли частиц фазы Ti_2Ni/Ti_4Ni_2O.

Термическую обработку проводили в вакуумной печи СШВЭ при температурах 1050-1250 ºС в течении одного часа.

Исследование структуры показало, что после ТО в сплаве 1 происходит резкий рост зерна B2-фазы (рис. 1). После обработки при 1050–1100ºС средний размер зерен составляет примерно 110±115 мкм, при дальнейшем увеличении температуры происходит значительный рост зерна (рис. 1).

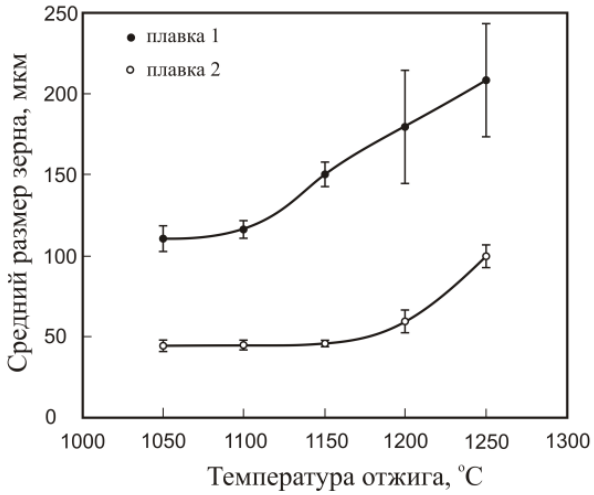


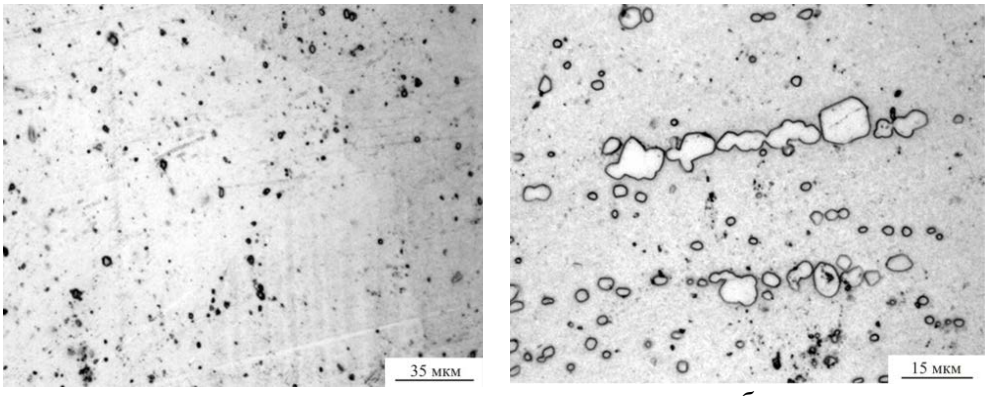
Рис. 1. Зависимость среднего размера зерна сплавов на основе TiNi от температуры термической обработки

В сплаве 2 наблюдаются аналогичные закономерности в формировании крупнозернистой микроструктуры, однако, существует два сильных различия в этом процессе (рис. 1). Во-первых, резкое увеличение размера зерна в сплаве 2 происходит при более высокой температуре, выше 1200ºС. Во-вторых, средний размер B2-зерна в сплаве 2 в два раза меньше, чем в сплаве 1 при тех же температурах. Это связано с более высоким содержанием в сплаве 2 частиц Ti_2Ni/Ti_4Ni_2O и большим их размером.

Формирование крупнозернистой структуры при температурах выше 1100ºС может быть объяснено процессами начала растворения интерметаллидных частиц. Препятствовать росту зерна B2 фазы могут как частицы интерметеллидов Ti_2Ni/Ti_4Ni_2O, так частицы $TiNi_3$, которые также могут присутствовать в сплаве. Однако, поскольку интерметаллидная фаза $TiNi_3$ в исследуемых сплавах не была обнаружена, то основным фактором, сдерживающим рост зерна B2-фазы, являются частицы Ti_2Ni.

В соответствии с диаграммой состояния TiNi, интерметаллид Ti_2Ni должен растворяться при температуре около 1000ºС при протекании обратной перитектиче-

ской реакции TiNi+ Ti_2Ni →L+TiNi. Существует ряд публикаций, в которых было показано, что растворение частиц Ti_2Ni в сплавах на основе никелида титана не происходит ниже 1200ºС [1]. В тоже время наши исследования [2] показали, что объемная доля Ti_2Ni при нагреве в интервале от 700 до 1100 ºС изменяется в сторону уменьшения. Особенно сильное изменение объемной доли Ti_2Ni наблюдается в сплавах с высоким исходным содержанием этих частиц. В соответствии с перитектической реакцией TiNi+Ti_2Ni→L+TiNi частицы фазы Ti_2Ni должны полностью превращаться в жидкую фазу при температуре этой реакции, что неизбежно должно приводить к пережогу. Анализ микроструктуры сплава 1 подвергнутого нагреву при 1050-1250ºС не выявил бесспорных следов образования жидкой фазы. В образцах по-прежнему наблюдаются мелкие частицы Ti_2Ni, форма которых несколько округлилась по сравнению с внешним видом частиц в сплаве в исходном состоянии, что может быть связано как с протеканием перитектической реакции, так и с протеканием диффузионных процессов сфероидизации частиц (рис. 2, *а*). Других перечисленных выше признаков пережога обнаружено не было.



а *б*

Рис. 2. Микроструктура сплавов на основе TiNi после ТО при 1250 ºС:
а – сплав 1, *б* – сплав 2

В сплаве 2 следов образования дендритных структур и пор также не обнаружено. Однако при температурах нагрева выше 1150ºС наблюдаются ярко выраженные следы образования жидкой фазы, связанные с изменением морфологии частиц Ti_2Ni (рис. 2, *б*). Наиболее ярко и очевидно следы жидкой фазы наблюдаются после ТО при 1200-1250ºС: в структуре наблюдаются крупные скопления частиц или их конгломератов, образовавшихся за счет коалесценции. Таким образом, образование жидкой фазы наиболее вероятно в сплавах на основе никелида титана с высокой объемной долей частиц Ti_2Ni/Ti_4Ni_2O, расплавление которых в основном способствует пережогу.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 14-03-31995 мол_а.

Список литературы

1. Tom Duerig, Alan Pelton, and Christine Trepanier. Nitinol: The Book. Part I Mechanisms and Behavior. Chapter 9. Alloying and Composition
2. Гусев Д.Е., Сенкевич К.С., Князев М.И. Влияние высокотемпературной обработки на структуру и свойства сплавов на основе TiNi // Металловедение и термическая обработка металлов. 2012. № 4. с. 33-37.

РЕНТГЕНОГРАФИЧЕСКОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ КИНЕТИКИ НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОГО РАСПАДА МАРТЕНСИТА СРЕДНЕУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ

Гринберг Е. М., Алексеев А. А.

Тульский государственный университет, Тула, Россия,
ant.suv-tula@mail.ru

Цель работы – исследование изменения степени тетрагональности в процессе низкотемпературного распада мартенсита закалённой среднеуглеродистой стали и установление состава образующегося метастабильного карбида железа.

Объектом экспериментального исследования являлась конструкционная сталь 40Х промышленной выплавки. Термическую обработку проводили по режиму: температура нагрева под закалку – 860 °С, охлаждение в 10 %-ом водном растворе NaCl и минеральном масле (далее в соли и масле) и вылеживание при комнатной температуре или низкотемпературный отпуск при 155 °С. Рентгеноструктурный анализ проводили на установке ДРОН–2.0 с использованием Co K_α-излучения, в режиме непрерывной съемки дифракционных максимумов.

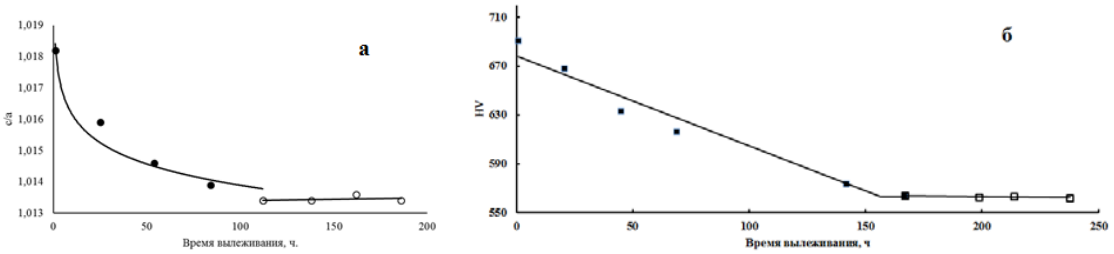


Рис. 1. Зависимости изменения *c/a* (*а*) и *HV* (*б*) от времени вылеживания

В ходе вылеживания закаленных образцов изменение степени тетрагональности мартенситной решетки происходит в два этапа (рис. 1, а). В начале, на первом этапе, происходит ускоренное изменение степени тетрагональности, на втором этапе она не меняется (в пределах погрешности использованной методики ≤ 5 %). Сопоставление изменения степени тетрагональности и микротвердости от времени вылеживания (рис. 1, а, б) показывает, что определяющим процессом, приводящим к изменению микротвердости, является уход углерода из пересыщенного твердого раствора. С ростом скорости охлаждения степень тетрагональности решетки закаленной стали увеличивается, вследствие уменьшения сегрегации углерода на структурных дефектах как аустенита в температурном интервале, предшествующем мартенситному превращению, так и мартенсита в пределах мартенситного интервала при самоотпуске. После завершения первого этапа, степень тетрагональности решетки мартенсита практически перестаёт меняться независимо от скорости охлаждения при закалке.

С повышением температуры низкого отпуска до 155 °С увеличивается диффузионная подвижность углерода, что приводит к увеличению интенсивности изменения степени тетрагональности на первом этапе распада. Разница в интенсивности распада мартенсита образцов, закаленных с разной скоростью охлаждения, исчезает. С помощью растрового электронного микроскопа Carl Zeiss серии EVO®MA10 уста-

новлено, что состав метастабильного ε-карбида, образующегося при низкотемпературном распаде мартенсита описывается формулой Fe_2C.

«Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ и Администрации Тульской области в рамках научного проекта № 15-48-03237 «р_центр_а».

ФОРМИРОВАНИЕ УПРОЧНЕННОГО СЛОЯ ПРИ ЭЛЕКТРОИСКРОВОЙ ЦЕМЕНТАЦИИ

Шевченко О.И., Трекин Г.Е.

НТИ (филиал) УрФУ, г. Нижний Тагил, Россия,
shevchenko_oleg@mail.ru

Традиционные и хорошо изученные способы цементации такие как: цементация в твердом карбюризаторе, жидкой среде, а так же газовая цементация, несмотря на широкое распространение, имеют ряд существенных недостатков. Основными являются: сложность и длительность процесса, высокая температура, приводящая к необходимости дополнительной термической обработки, вследствие роста аустенитного зерна. Значительную технологическую сложность представляет процесс химико-термической обработки крупногабаритных деталей и инструмента деформации.

В последнее время предпринимаются попытки получения цементированного слоя на поверхности деталей с использованием искрового разряда. За основу взят процесс электроискрового легирования (ЭИЛ), сущность которого состоит в том, что искровой разряд разрушает материал анода, продукты эрозии которого переносятся на катод (обрабатываемую деталь). Высокая температура разряда вызывает плавление частиц электродного материала и их частичное испарение. Пары материала расширяются, сбрасывают с поверхности частицы анода, которые проходя через газовую среду, внедряются в катод, образуя упрочнённый слой. Под действием искрового разряда катодная область резко разогревается и сразу же охлаждается за счет теплоотвода в изделие. Таким образом, происходит закалка поверхности до повышенной твердости. Не смотря на привлекательность метода, не решенными вопросами остаются малая глубина цементированного слоя и не высокая степень цементации.

Задачей данного исследования является интенсификация диффузионных процессов электроискровой цементации посредством ультразвуковых колебаний (УЗК). Резонансная схема, использованная в эксперименте, позволяла выявить воздействие ультразвука в областях узлов и пучностей колебаний стоячей волны.

Фазовый анализ упрочненных слоев показал максимальное влияние УЗК в областях близких к узлу колебаний стоячей волны. Существенно увеличивается интенсивность линий цементита и аустенита, хорошо выявляется мартенситный дублет (рис.1). Содержание углерода в мартенсите, оцененное по соотношению *c/a* составило 0,78 % масс. Металлографические исследования показали, что на поверхности образца, подвергнутого цементации методом ЭИЛ, можно выделить четыре характерные зоны: 1 – верхняя зона – «островковое» покрытие с повышенной шероховатостью поверхности; 2 – сплошной «белый» («не травящийся») слой, с микротвердостью HV_{100} до 0.8 ГПа; 2 – диффузионный слой; 3 – основной металл.

Степень развития диффузионных процессов может быть оценена по протяженности переходной зоны Δ,мм (рис.2). Значения параметра Δ максимальны в обла-

стях пучности стоячей волны, и увеличиваются до 0,02 мм при измельчении структурных составляющих подложки. В узле колебаний и при проведении процесса без УЗК значения Δ близки.

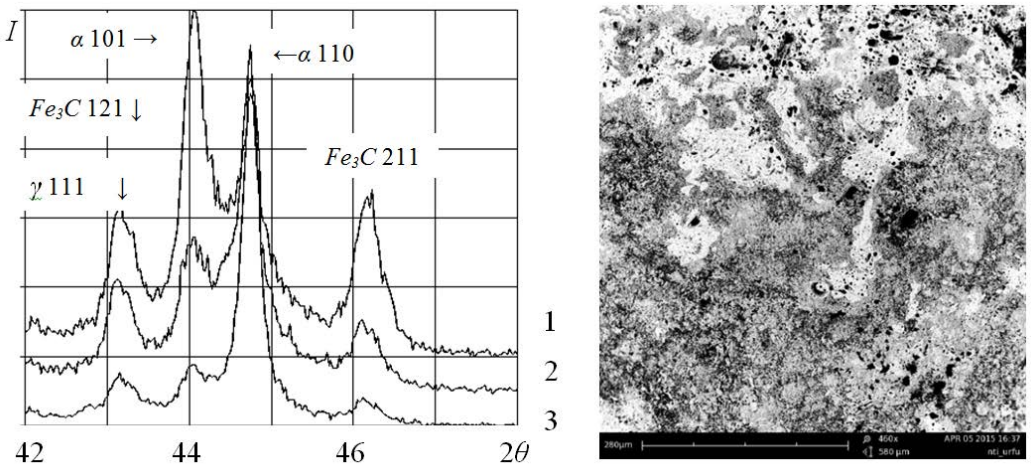


Рис.1. Участки дифрактограмм цементированного слоя (в области узла (1), пучности (2) колебаний стоячей волны, без УЗК (3)) и структура переходного слоя

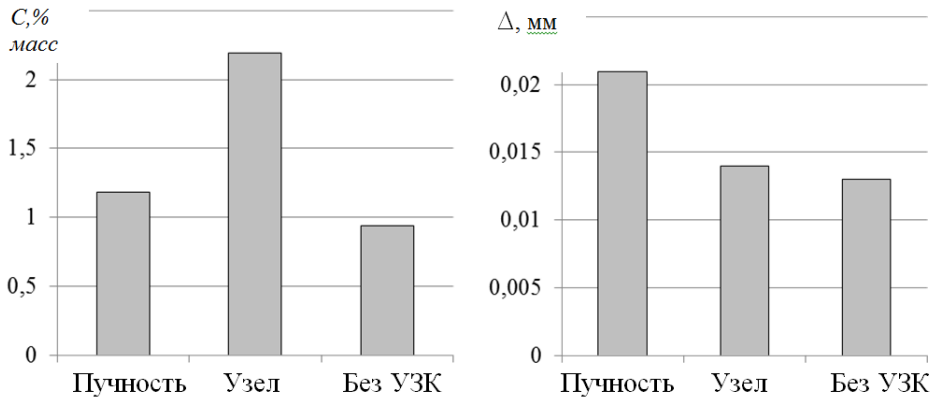


Рис.2. Содержание углерода на поверхности образца (*C*, % масс) и протяженность переходной зоны (Δ,мм) между покрытием и основным металлом в зависимости от режима

Таким образом, способ электроискровой цементации эффективен для обработки поверхностей крупногабаритных изделий и, в отличие от традиционной химико-термической обработки, является финишной операцией. Характеристики упрочненного слоя (степень цементации и глубина) могут быть расширены при ведении процесса в поле ультразвуковых колебаний. Резонансная схема эксперимента позволила установить влияние характерных областей стоячей ультразвуковой волны на параметры цементированного слоя. Наибольшее увеличение степени цементации обнаружено в области узла колебаний стоячей ультразвуковой волны, где циклические растяжения и сжатия способствуют увеличению доли избыточных фаз. Степень развития диффузионных процессов, определяющая глубину цементированного слоя и размеры переходной зоны, в свою очередь максимальна в области пучности УЗК, где под действием колебаний наблюдается наибольшее динамическое смещение частиц подложки. Дисперсность структурных составляющих основного металла также увеличивает глубину упрочненного слоя. В сочетании с ультразвуковым воздействием она достигает значений 0,10±0,02 мм.

РЕШЕНИЕ ЗАДАЧИ ОПТИМИЗАЦИИ РЕЖИМА РЕГУЛИРУЕМОГО ОХЛАЖДЕНИЯ (ЗАКАЛКИ) ПРОКАТНЫХ ВАЛКОВ

Ощепкова Ю.В., Юдин Ю.В.

ФГАОУ ВПО УрФУ им. Первого Президента России Б.Н. Ельцина,
г. Екатеринбург, Россия
Yu.v.oshchepkova@yandex.ru

Осуществлен поиск оптимального режима водокапельного регулируемого охлаждения валка диаметром 600 мм из стали 9ХФ в специализированной установке, обеспечивающей регулируемую закалку с помощью периодического включения - выключения форсунок [1].

Варьируемые параметры охлаждения:

- время работы охлаждающей установки до первого отключения $\tau_{перв}$ 0,17…0,33 ч (10…20 мин);
- суммарное время отключений $\tau_{отогр.}$ 0,05…0,67 ч (3…40 мин), во время которых происходит отогрев поверхностных слоев валка;
- суммарное время циклических включений $\tau_{цикл.\ охл.}$ 0,08…0,5 ч (5…30 мин);
- время последнего охлаждения $\tau_{послед.}$ 0,11…1,00 ч (7…60 мин);
- количество циклов отключений (отогревов) $n_{цикл.}$ 3…9.

Разрабатываемый режим регулируемой закалки валков должен обеспечивать свойства не хуже тех, что получаются при закалке в масло: глубина закаленного слоя 35…55 мм, максимальные растягивающие осевые напряжения в конце закалки не более 480…570 МПа, максимальная величина отношения интенсивности напряжений к пределу текучести (критерий Губера-Мизеса) изменяется в диапазоне 0,84…0,96.

Для выбора оптимального режима водокапельного охлаждения использовался симплекс-метод [2], реализованный с помощью модуля «поиск решения» в программе MS EXCEL 2010.

Целевая функция – глубина закаленного слоя (1), которую необходимо максимально увеличить.

$$h_{з.с.} = 82{,}8 + 5{,}9\tau_{перв} - 1{,}8\tau_{отогр.} + 0{,}67\tau_{цикл.охл.} + 0{,}7\tau_{послед.} - 0{,}006n_{цикл}, \text{ мм} \qquad (1)$$

Ограничивающие ее функции: величина осевых напряжений (2), (не должна превышать 540 МПа) и отношение интенсивности напряжений к пределу текучести (3) не более 0,96.

$$\sigma_z = -180 + 1188\,\tau_{перв} - 163\,\tau_{отогр.} + 563\,\tau_{цикл.\ охл.} + 451\,\tau_{послед.} - 10{,}8\cdot n_{цикл}, \quad \text{МПа}, \qquad (2)$$

$$\sigma_i/\sigma_т = 0{,}98 - 0{,}042\tau_{перв} - 0{,}015\,\tau_{отогр.} + 0{,}016\tau_{цикл.\ охл.} + 0{,}0003\tau_{послед.}. \qquad (3)$$

С помощью симплекс-метода были определены следующие параметры соответствующие оптимальному режиму:

- время первого охлаждения 0,33 ч (20 мин),
- время отогревов 0,016 ч (1 мин),
- время циклических охлаждений 0,05 ч (3 мин),
- время последнего охлаждения 0,11 ч (7 мин),
- количество отогревов 3.

Работа охлаждающей установки представлена циклограммой (рис. 1).

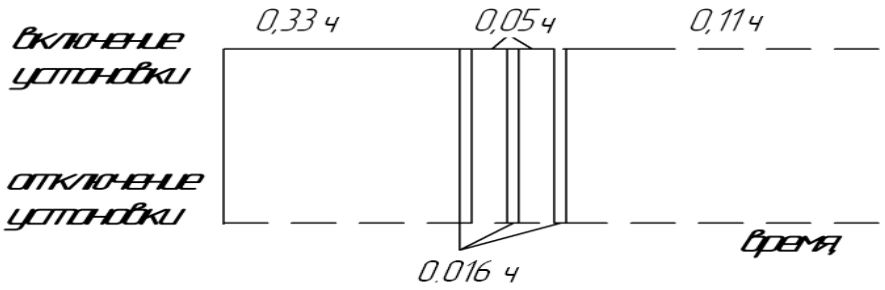


Рис. 1. Циклограмма работы охлаждающей установки по оптимальному режиму

Глубина закаленного слоя валка из стали 9ХФ после регулируемой закалки составляет 54 мм, осевые напряжения в центре валка по окончании охлаждения 195 МПа, условие критерия Губера-Мизеса выполняется, максимальное его значение за весь цикл термообработки 0,96 (рис. 2).

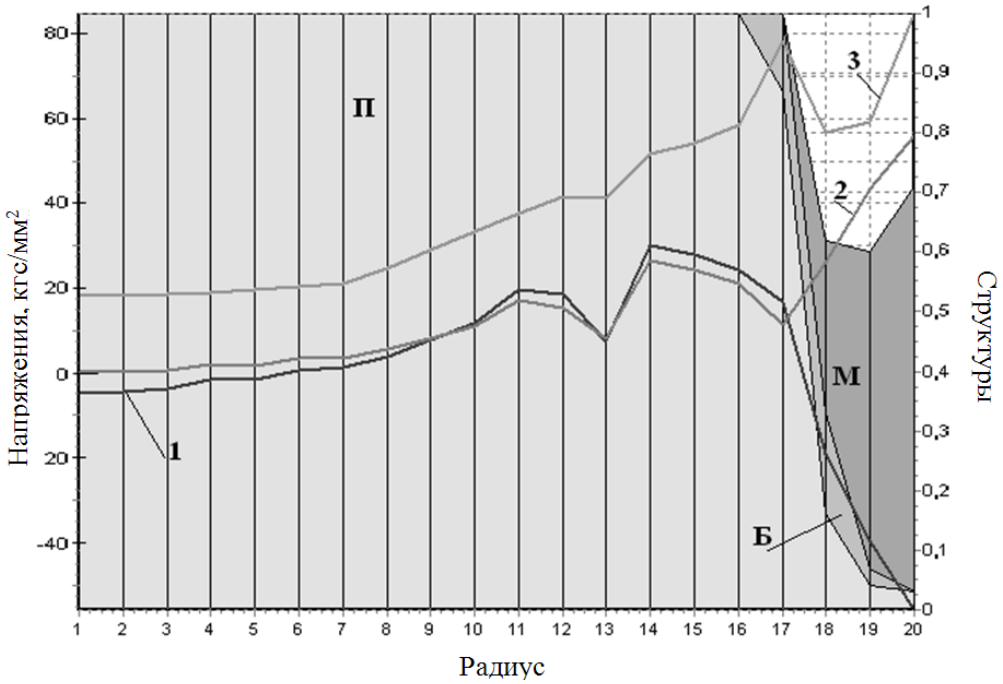


Рис. 2. Структура и напряжения при закалке валка из стали 9ХФ
1 – осевые напряжения, 2 – интенсивность напряжений, 3 – предел текучести

Методом математического программирования рассчитан оптимальный режим регулируемой закалки валка диаметром 600 мм из стали 9ХФ: увеличена глубина закаленного слоя на 30%, уменьшены осевые напряжения в 2,7 раза при допустимом значении критерия Губера –Мизеса.

Список литературы

1. Юдин Ю.В. Разработка конструкции водокапельных охлаждающих устройств для термической обработки валков прокатных станов. / Ю.В. Юдин, М.В. Майсурадзе, Н.П. Ануфриев // МиТОМ. 2013. №3 с. 14…19.
2. Акулич И.Л. Математическое программирование в примерах и задачах/ И.Л. Аулич Учеб. Пособие для студентов эконом. спец. Вузов. – М.: Высш.шк., 1986. 319 с.

МИКРОСТРУКТУРНЫЕ ИССЛЕДОВАНИЯ И ЧИСЛЕННОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ МЕХАНИЧЕСКОГО ДВОЙНИКОВАНИЯ СТАЛИ 12Х18Н10Т В УСЛОВИЯХ ИНТЕНСИВНЫХ ДИНАМИЧЕСКИХ ВОЗДЕЙСТВИЙ

[1-3*]Бородин И.Н., [1]Атрошенко С.А., [2]Майер А.Е.

[1]*Институт проблем машиноведения РАН, Санкт-Петербург, Россия,*
[2]*Челябинский государственный университет, Челябинск, Россия*
[3]*Уральский федеральный университет, Екатеринбург, Россия*
*elbor7@gmail.com

Модель дислокационной пластичности, включающая уравнения для динамики и кинетики дислокаций, была предложена в работах [1,2]. Для многих металлов в условиях интенсивных динамических воздействий доминирующим механизмом пластичности становится механическое двойникование. Двойники, в отличие от дислокаций, являются сложными трехмерными образованиями и все особенности двойникования материала не исчерпываются скалярным параметром их объемной доли. Для более полного количественного описания структуры задвойникованного материала необходимо также учитывать аспектное отношение формирующихся двойников, их ориентацию, долю задвойникованных зерен и др. Среди множества имеющихся в литературе моделей пластичности большая часть имеет феноменологическую природу [3]. Те модели, которые явно конкретизируют механизмы пластической деформации, преимущественно посвящены описанию ГПУ-металлов (Mg, Ti и их сплавы) [4] в квазистатических условиях деформирования.

В работах [5,6] была предложена модель механического двойникования, являющаяся развитием модели дислокационной пластичности и содержащая только один дополнительный параметр – энергию дефекта упаковки. Эта модель показала хорошее качественное и количественное соответствие экспериментальным данным по объемной доле двойников при динамическом нагружении ГЦК и ОЦК металлов [5]. В данной работе мы проводим более детальные микроструктурные исследования двойников в образцах нержавеющей стали 12Х18Н10Т, подвергнутых ударно-волновому нагружению в диапазоне скоростей ударника от 146 м/с до 450 м/с.

Микроструктурные исследования. Исследования предварительно ударно-нагруженных образцов стали 12Х18Н10Т проводились на микроскопе Axio-Observer-Z1-M. Серия экспериментов по ударному нагружению была выполнена Ю.И. Мещеряковым с сотрудниками [7] на газовой пушке. В этих экспериментах стальной ударник толщиной 1.8 мм соударялся с мишенью толщиной 5мм. Особенности двойникования материала при скоростях ударника 229м/с и 298м/с были детально изучены нами в работе [5]. Рассмотрение более широкого диапазона скоростей соударения позволяет обнаружить новые закономерности процесса двойникования при разных амплитудах ударной волны и доработать модель двойникования [5,6] для учета наблюдаемых особенностей.

В таблице представлены данные о средней ширине двойников $\langle h \rangle$ и числе двойников в одном зерне N_d для различных скоростей ударника V_{imp}. Также приведены средний размер зерна материала D и рассчитанная при помощи конечно-разностного численного кода CRS [8] амплитуда ударной волны σ_{ampl}.

V_{imp}, м/с	<h>, мкм	<N_d>	D, мкм	σ_{ampl} ,ГПа
146	3.6	3	55.7	3
229	0.9	6	62.1	4.6
246	0.78	7	63.5	4.9
298	0.66	10	63.5	5.9
450	1.1	9	43.6	8.9

Особо обращает на себя внимание в несколько раз большая средняя ширина двойников при малых скоростях деформации, что энергетически не выгодно. Вероятно, ключевым фактором здесь является наличие в материале областей, ослабленных упругими полями микротрещин или других концентраторов внутренних напряжений. Это позволяет предположить, что при достаточно низких напряжениях двойники зарождаются только в таких областях и затем существенно утолщаются. При повышении внешних напряжений начинает активироваться все большее число мест возможного зарождения двойников и, начиная с некоторого значения напряжения, этот фактор перестает играть заметную роль. В этом случае ослабленные области могут провоцировать рост отдельных крупных двойников, ширина которых (до нескольких десятков микрометров) во много раз превышает среднее значение. Введение дополнительных отрицательных членов для энергии двойника, описывающих поля внутренних концентраторов напряжений, позволяет учесть этот эффект в модели пластичности, расширив ее на больший диапазон условий деформирования.

Работа поддержана грантом РФФИ 16-31-60051 и Минобрнауки РФ в рамках проектной части государственного задания ЧелГУ (3.1334.2014/К).

Список литературы

1. Krasnikov, V.S., Mayer, A.E., Yalovets, A.P. // Int. J. Plasticity 27 (2011) 1294-1308.
2. Mayer, A.E., Khishchenko, K.V., Levashov, P.R., Mayer, P.N. //J. Appl. Phys. 113 (2013) 193508.
3. Lapczyk, I., Rajagopal, K.R., Srinivasa, A.R. //Computational Mechanics, 21 (1998) 20-27.
4. Kumar, M.A., Kanjarla, A.K., Niezgoda, S.R., Lebensohn, R.A., Tome, C.N. //Acta Materialia 84 (2015) 349–358.
5. Бородин, И.Н., Атрошенко, С.А., Майер, А.Е., 2014. //Журнал технической физики 84 (2014) 59-66.
6. Borodin, E.N., Mayer, A.E. //International Journal of Plasticity 74 (2015) 141-157.
7. Meshcheryakov, Yu.I., Divakov, A.K. //DYMAT J. 1 (1994) 271.
8. Mayer, A.E., Borodin, E.N., Krasnikov, V.S., Mayer, P.N. //Journal of Physics: Conference Series 552 (2014) 012002.

ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ ОТЖИГА НА РОСТ ЗЕРНА В ДИНАМИЧЕСКИ РЕКРИСТАЛЛИЗОВАННОЙ МЕДИ

Дегтярев М. В., Чащухина Т. И., Воронова Л. М.

Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург, Россия,
highpress@imp.uran.ru

Ультрадисперсные структуры деформационного происхождения, формирующиеся в чистых материалах, могут иметь принципиально различную термическую стабильность. Например, в железе однородная субмикрокристаллическая (СМК) структура характеризуется низкой скоростью роста зерна при нагреве, а структура смешанного типа, содержащая мало- и высокоугловые границы, существенно менее стабильна [1]. СМК структура в никеле при нагреве [2] ведет себя подобно структуре смешанного типа в железе. Следует отметить, что формирование СМК структуры в железе происходит в условиях непрерывного деформационного упрочнения [3], а в никеле – в условиях преобладания динамического возврата [2]. Таким образом, структурообразующие релаксационные процессы, формирующие СМК структуру, определяют ее термическую стабильность. Ультрадисперсная структура в меди формируется в условиях динамической рекристаллизации (ДР) [4]. В работе исследован рост зерна в динамически рекристаллизованной меди при отжиге.

Исследована бескислородная медь марки М0б (99.97%Cu), деформированная сдвигом под давлением при комнатной температуре. Угол поворота наковальни составлял 45 градусов и 5 оборотов. В первом случае деформация заканчивается в условиях, соответствующих появлению первых ДР зерен размером 0.3-0.4 мкм в деформированной матрице, т.е. образуется частично ДР структура. Во втором случае ДР развивается во всем объеме материала и формируется полностью ДР структура со средним размером зерна 0.2 мкм. Деформированные образцы отжигали при 100°С с выдержкой от 1 до 10 часов, при 150, 200, 300 и 400°С с выдержкой от 3 минут до 1 часа. На основании структурных исследований методами оптической и просвечивающей электронной микроскопии были построены кинетические зависимости роста зерна.

При всех температурах отжига независимо от того, в какой степени при деформации протекала ДР, субмикронный размер зерна сохранить не удается.

Наиболее сильная разнозернистость наблюдается после отжига при 100°С полностью ДР структуры. Средний размер статически рекристаллизованного зерна достигает 20–25 мкм. Размеры элементов структуры нерекристаллизованной матрицы остаются неизменными (0.3–0.2 мкм), ее объемная доля после отжига продолжительностью 10 ч снижается до 10%. В частично ДР структуре такой отжиг также обеспечивает 90% рекристаллизованной структуры, но размер рекристаллизованных зерен заметно меньше (5-15 мкм). Рекристаллизация при 150°С завершается за 1 час. Наиболее крупное статически рекристаллизованное зерно ($d_{ср}$ = 26 мкм) наблюдается в исходно ДР структуре, в то время как в частично ДР структуре формируется существенно более мелкое зерно – $d_{ср}$=9 мкм. Тенденция ускоренного роста зерна в полностью ДР структуре меди сохраняется при 200 и 300°С. При этом средний размер статически рекристаллизованного зерна составляет 15 мкм в полностью ДР и 10 мкм в частично ДР структуре. Однако по завершении рекристаллизации при 400°С средний размер зерна в исходно полностью ДР материале оказывается меньшим (8-10 мкм), чем в частично ДР меди (10–12 мкм) за счет большего количества мелких (до 4 мкм) зерен.

В железе субмикрозернистая рекристаллизованная структура сотового типа была получена посредством низкотемпературной рекристаллизации СМК структуры, которая протекала в соответствие с кинетикой нормального роста зерна [5]. Вследствие неоднородности распределения деформационных дефектов в ДР структуре кинетический закон нормального роста зерна при низкотемпературной статической рекристаллизации меди не выполняется. Низкотемпературная рекристаллизация развивается как рост отдельных центров, и ее полнота может оцениваться по доле рекристаллизованной структуры.

Размер зерна при статической рекристаллизации определяется соотношением скорости зарождения и скорости роста. ДР создает зародыши рекристаллизации, которые начинают расти в процессе отжига без инкубационного периода, и при температуре 100-150°С, когда термоактивируемые зародыши отсутствуют, или их количество невелико, размер рекристаллизованного зерна определяется только скоростью роста. (Температура начала статической рекристаллизации в исследованной меди после умеренной деформации 120°С). При более высоких температурах отжига за счет термоактивированного зарождения плотность центров рекристаллизации резко возрастает и размер зерна уменьшается.

Таким образом, деформация в условиях ДР приводит к формированию наиболее крупнозернистой и размерно неоднородной структуры при низкотемпературной статической рекристаллизации, и напротив, обеспечивает более мелкозернистую структуру после статической рекристаллизации при 400°С.

Работа выполнена в рамках государственного задания ФАНО России (тема «Кристалл» №01201463333) при поддержке проекта УрО РАН №15-17-2-11. Электронно-микроскопическое исследование выполнено в ЦКП «Испытательный центр нанотехнологий и перспективных материалов» ИФМ УрО РАН.

Список литературы

1. Воронова Л.М., Дегтярев М.В., Чащухина Т.И. Рекристаллизация ультрадисперсной структуры чистого железа, сформированной на разных стадиях деформационного наклепа // ФММ. 2007. Т.104. №3. С. 275-286.
2. Voronova L.M., Degtyarev M.V., Chashchukhina T.I., Krasnoperova Yu.G., Resnina N.N. Effect of dynamic recovery on structure formation in nickel upon high-pressure torsion and subsequent annealing //Materials Science&Engineering A. 2015. V.639. P. 155–164.
3. Degtyarev M.V., Chashchukhina T.I., Voronova L.M., Patselov A.M., Pilyugin V.P. Influence of the relaxation processes on the structure formation in pure metals and alloys under high-pressure deformation // Acta Mater. 2007. V.55. P. 6039-6050.
4. Дегтярев М.В., Чащухина Т.И., Романова М.Ю., Воронова Л.М. О связи структуры меди с температурно-скоростными параметрами деформации сдвигом под давлением // ДАН. 2004. Т.397. №2. С. 193-197.
5. Дегтярев М.В., Воронова Л.М., Губернаторов В.В., Чащухина Т.И. О термической стабильности микрокристаллической структуры в однофазных металлических материалах // ДАН. 2002. Т.386. №2. С. 180-183.

ОСОБЕННОСТИ ДИСЛОКАЦИОННОЙ ДИНАМИКИ ПРИ УДАРНЫХ ВОЗДЕЙСТВИЯХ НА ОБЛУЧЕННЫЕ ФЕРРОМАГНИТНЫЕ МАТЕРИАЛЫ

Малашенко В.В.[1,2], Малашенко Т.И.[2]

[1]*Донецкий физико-технический институт им. А.А. Галкина, Донецк, Украина,*
malashenko@fti.dn.ua
[2]*Донецкий национальный технический университет, Донецк, Украина*

Рост интереса к исследованию движения дислокаций в динамической области связан с важностью понимания процессов, происходящих при высокоскоростной обработке либо под действием ударных нагрузок [1], в частности, создаваемых коротковолновым лазерным излучением огромной мощности, а также при использовании сварки взрывом. В 2011 году группой исследователей был получен сплав на основе железа и кобальта, обладающий гигантской магнитострикцией, который может стать основой для создания датчиков и микромеханических устройств нового поколения, контролируемых магнитным полем. Поскольку используемые в микросистемотехнике материалы перестали быть чисто электронными и широко используются как конструкционные, большое значение приобретают их механические свойства, которые в значительной степени определяются движением дислокаций и их взаимодействием с различными структурными дефектами кристалла. В свою очередь наличие гигантской магнитострикции оказывает влияние на взаимодействие дислокаций с другими дефектами структуры, а, следовательно, и на механические свойства кристаллов.

Выражение для силы торможения дислокации точечными дефектами имеет вид [2,3]

$$F_d = \frac{n_L b^2}{8\pi^2 m}\int d^3p\,|p_x|\left|\sigma_{xy}\right|^2 \delta(p_x^2v^2 - \omega^2(p_z)) \qquad (1)$$

где интегрирование производится по всему импульсному пространству, n_L – объемная концентрация дислокационных петель, $\delta(p_x^2v^2 - \omega^2(p_z))$ – это δ - функция Дирака, $\omega(p_z) = \sqrt{\Delta^2 + c^2 p_z^2}$ - закон дисперсии дислокационных колебаний.

Вклад магнитоупругого взаимодействия в формирование спектральной щели, согласно [4], определяется выражением

$$\Delta_M^2 = \frac{B_M^2 b^2 \omega_M}{16\pi m c_s^2}\ln\frac{\theta_c}{\varepsilon_0} \qquad (2)$$

где B_M – константа магнитоупругого взаимодействия; b – модуль вектора Бюргерса; m – масса единицы длины дислокации; $\omega_M = gM_0$; g – гиромагнитное отношение; M_0 – намагниченность, θ_C – температура Кюри. Параметры ε_0 и c_S определяют спектр магнонов в ферромагнетике с анизотропией типа легкая ось, когда магнитное поле направлено вдоль оси анизотропии: $\varepsilon(k) = \varepsilon_0 + c_S^2 k^2$ (k – волновой вектор).

В случае кристаллов с гигантской магнитострикцией вклад магнитоупругого взаимодействия в формирование спектральной щели оказывается самым существенным, т.е. $\Delta = \Delta_M$, поэтому в кристаллах такого типа и величина щели, и величина силы торможения дислокации дислокационными петлями зависит от магнитных характеристик конкретного вещества. Например, для гадолиния, согласно данным работы

[4], вклад магнитоупругого взаимодействия по порядку величины составляет $\Delta_{\text{M}} = 10^{12}$ s^{-1}, то есть в этом металле он является доминирующим.

Воспользовавшись результатами работ [2,3], получим выражение для силы торможения движущейся краевой дислокации неподвижными дислокационными петлями со средним радиусом a в ферромагнетиках с гигантской магнитострикцией

$$F_L = \frac{\pi n_L \mu b^2 ac}{3(1-\gamma)^2 \Delta_{\text{M}}} \tag{3}$$

Здесь μ – модуль сдвига, γ – коэффициент Пуассона. Из полученного выражения следует, что сила торможения в исследуемом случае действительно не зависит от скорости дислокационного скольжения, т.е. имеет место сухое трение дислокаций.

Проведенный анализ позволяет оценить вклад рассматриваемого механизма диссипации в величину предела текучести. Выполним численную оценку этого вклада для гадолиния ($\mu = 2,2 \cdot 10^{10}$ Pa , $\gamma = 0,25$ $c = 3 \cdot 10^3$ m/s). Значение концентрации петель и их размеров возьмем из работы [5]. Для $n_L = 1,7 \cdot 10^{23}$ m^{-3} и $a = 5 \cdot 10^{-9}$ m (доза 4 dpa) получим $\tau_L = 41$MPa . Поскольку предел текучести гадолиния равен 182 MPa, его увеличение за счет рассмотренного механизма составляет 22%.

В облученных кристаллах резко возрастает количество точечных радиационных дефектов. Их коллективное взаимодействие с дислокацией также вносит вклад в формирование спектральной щели, величина которого определяется следующим выражением

$$\Delta_{def} = \frac{c}{b}\left(n_{0d}\chi^2\right)^{1/3} \approx \frac{c}{l_d}, \tag{4}$$

где l_d – среднее расстояние между точечными дефектами, случайным образом распределенными в объеме кристалла, n_{0d} – безразмерная концентрация этих дефектов, χ – параметр несоответствия дефекта.

При высокой концентрации точечных дефектов вклад торможения дислокации петлями в величину предела текучести облученного материала равен

$$\sigma_L = \frac{n_L \mu b_0^2 a}{(1-\gamma)^2 (n_{0d}\chi^2)^{1/3}} \tag{5}$$

Как следует из полученного выражения, этот вклад зависит не только от концентрации петель, но и от концентрации точечных дефектов: увеличение концентрации этих дефектов приводит к увеличению размеров спектральной щели, а, следовательно, к уменьшению силы торможения дислокации петлями.

Численные оценки показывают, что для облученной стали 08Х18Н10Т увеличение предела текучести, обусловленное исследуемым механизмом, составляет около 20 %.

Список литературы

1. Малыгин Г.А. // ФТТ. 2015. Т. **57**, № 1. С. 75- 81.
2. Malashenko V.V. // Physica B: Phys. Cond. Mat. 2009. Vo. 404. P. 3890–3893.
3. Малашенко В.В. // ФТТ. 2011. Т. 53, № 11. С. 2204–2208.
4. Малашенко В.В. // ПЖТФ. 2012. Т. 38. № 19. С. 61-65.
5. Неустроев В.С., Дворецкий В.Г., Островский З.Е., Шамардин В.К., Шиманский Г.А. // ВАНТ. 2003. № 3. С. 73–78.

УПРОЧНЕНИЕ ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ ТИТАНА ПРИ КОМБИНИРОВАННОЙ ОБРАБОТКЕ

Бащенко Л.П., Будовских Е.А., Громов В.Е., Иванов Ю.Ф., Соскова Н.А.

[1)]*Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк, Россия*, luda.baschenko@gmail.com
[2)]*Институт сильноточной электроники СО РАН, г. Томск, Россия*,
[3)]*Национальный исследовательский Томский политехнический университет, г. Томск, Россия*, yufi55@mail.ru

В настоящей работе проведено изучение особенностей формирования структурно-фазовых состояний и повышения физико-механических свойств поверхности технически чистого титана ВТ1-0 при комплексном электровзрывном легировании (ЭВЛ) с использованием порошковых навесок и последующей электронно-пучковой обработке (ЭПО). Комплексное ЭВЛ включало в себя науглероживание поверхности совместно с порошковыми навесками соединений с высокими физико-механическими свойствами, а именно, диборида титана TiB_2, карбида кремния SiC и оксида циркония ZrO_2. Комплексное легирование проводили для повышения микротвердости и износостойкости поверхности обработки. Электронно-пучковую обработку поверхности образцов осуществляли на установке «Соло» Института сильноточной электроники Сибирского отделения РАН при различных значениях плотности энергии пучка (45, 50 и 60 Дж/см^2), длительности импульсов (100 и 200 мкс) и их числа (10 и 20 имп.). Частота импульсов во всех случаях составляла 0,3 Гц.

Структуру упрочненных слоев исследовали с использованием методов световой, электронной сканирующей и просвечивающей дифракционной микроскопии, рентгеноспектрального микроанализа, оптической интерферометрии и рентгенофазового анализа. Упрочнение поверхности оценивали по уровню микротвердости и износостойкости.

Исследования показывают, что упрочнение обусловливается, прежде всего, мелкодисперсными частицами вторых фаз (карбидных, боридных и других), распределенными в вязкой металлической матрице. Импульсный характер ЭВЛ обусловливает неоднородность строения и структуры обработанной поверхности, в зоне легирования сохраняются области структурно-свободных легирующих элементов, например, углерода (в форме графита). В сформированной плазменной струе конденсированные частицы продуктов взрыва и порошковых навесок располагаются в тылу струи и поэтому достигают облучаемой поверхности, когда она уже оплавлена или даже после ее кристаллизации. Такие частицы формируют на облучаемой поверхности развитый рельеф, что может ограничивать область практического использования ЭВЛ и вызывает необходимость осуществления дальнейшей модификации зоны обработки.

Электронно-пучковую обработку с использованием низкоэнергетических сильноточных электронных пучков осуществляли в импульсно-периодическом режиме. При этом увеличивается время нахождения поверхностного слоя в расплавленном состоянии, гомогенизируется его элементный состав, а также сохраняются закалочные эффекты, приводящие к формированию субмикро- и наноразмерной структуры.

Сканирующая электронная микроскопия показала (рис. 1), что на поверхности ЭВЛ титана формируется неоднородное по толщине тонкое покрытие, образованное частицами продуктов взрыва углеродных волокон и частиц порошков.

Поверхность обработки характеризуется неоднородным распределением легирующих элементов. Так, например, после науглероживания с использованием порошка карбида кремния выявлены участки, обогащенные как атомами кремния, так и атомами углерода. Последующая ЭПО приводит к уменьшению ее шероховатости, объединению покрытия с нижележащей зоной легирования.

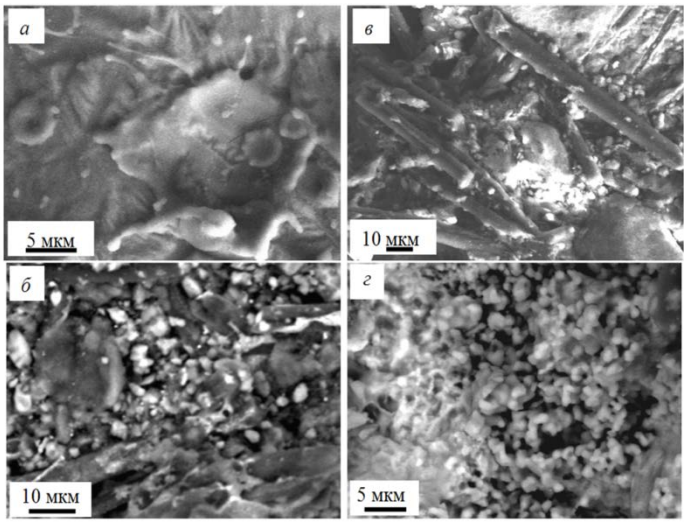


Рис. 1. Морфология поверхности титана после науглероживания с порошковой навеской TiB_2. СЭМ. Изображение получено во вторичных (*а*, *в*) и в обратно отраженных (*б*, *г*) электронах.

Электровзрывное науглероживание титана с использованием порошка диборида титана позволяет более чем в 14 раз увеличить микротвердость поверхности обработки при общей толщине упрочненного слоя 65 мкм. При использовании навески порошка карбида кремния микротвердость увеличивается более чем в 10 раз при общей толщине упрочненного слоя 65 мкм. При использовании навески порошка оксида циркония микротвердость также увеличивается в 10 раз, однако глубина упрочнения составляет только 45 мкм.

После ЭПО повышается износостойкость поверхности обработки и снижается ее коэффициент трения. Так, при легировании с использованием порошка диборида титана и при последующей ЭПО при поверхностной плотности энергии 60 Дж/см^2; длительности импульсов 100 мкс, их количестве 10 имп., износостойкость повышается в 8,2 раза, а коэффициент трения уменьшается 1,2 раза по отношению к показателям исходного материала. При этом глубина упрочненного слоя составляет 100 мкм, а максимум микротвердости достигается не на поверхности, а в объеме зоны упрочнения. Аналогичные эффекты наблюдаются при использовании порошковых навесок карбида кремния и оксида циркония. Установлено, что наибольший эффект упрочнения как после ЭВЛ, так и после ЭПО достигается при легировании поверхности с использованием порошковой навески диборида титана.

Список литературы

1. Влияние электронно-пучковой обработки на структуру и микротвердость поверхности технически чистого титана ВТ1-0 после электровзрывного науглероживания / Л.П. Бащенко, Н.А. Соскова, Ю.Ф. Иванов и др. // Фундам. проблемы соврем. материаловедения. – 2012. – Т. 9. – № 1. – С. 15–22.
2. Electroexplosive carboborating: formation of nanosize structure-phase states in Ti / V.E. Gromov, N.A. Soskova, S.V. Raikov et al. // Фундам. проблемы соврем. материаловедения. – 2012. – Т. 9. – № 1. – С. 71–75.
3. Структура, фазовый состав и свойства поверхностных слоев титана после электровзрывного легирования и электронно-пучковой обработки / Ю.Ф. Иванов Ю.Ф., В.Е. Громов, Е.А. Будовских, С.В. Райков, Л.П. Бащенко, Н.А. Соскова, В.Д. Сарычев, Б.Б. Хаимзон, А.Ю. Грановский, Д.А. Романов, Е.Ю. Сучкова. – Новокузнецк: Изд-во «Интер-Кузбасс», 2012. – 435 с.

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ РАЗЛИЧНЫХ КОНЦЕНТРАЦИЙ ПРИМЕСЕЙ НА ТЕРМОСТАБИЛЬНОСТЬ ВТОРЫХ ФАЗ В СПЛАВЕ ТИТАНА Ti6Al4V

Желнина А.В.[*,], Илларионов А.Г.[*]**

[*]ФГАОУ ВПО «Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина», г. Екатеринбург,
[,**]ПАО «Корпорация ВСМПО-АВИСМА», г. Верхняя Салда,*
avzhelnina@gmail.com

Сплав Ti6Al4V является самым массовым конструкционным титановым сплавом, который используется для изготовления штамповок, поковок, листов, элементов силовых конструкций самолетов.

Примеси (углерод, кислород, азот) являются самыми сильными твёрдорастворными упрочнителями титана. Среднее содержание кислорода в применяемых титановых сплавах составляет не более 0,2 вес.%, углерода и азота – 0,05 вес.%. Изменение содержания примесей влияет на комплекс механических свойств. Однако исследований по установлению влияния различных концентраций примесей на стабильность вторых фаз ранее не проводилось, поэтому целью данной работы является исследовать влияние содержания примесей на термостабильность вторых фаз двухфазного сплава Ti6Al4V.

Материалом для исследования служили промышленные прутковые полуфабрикаты с диапазоном концентрации углерода (0,005 ÷ 0,05) вес.%, кислорода (0,18 ÷ 0,21) вес.%. Объёмная доля вторых фаз выше температуры начала интенсивного роста β-зерна, которая в данных исследованиях в соответствии с производственной практикой принималась за температуру полиморфного превращения ($T_{пп}$) оценивалась с помощью оптического микроскопа методом пробных закалок путём подсчёта пересечения частиц с узлами сетки.

В ходе исследования установлено, что во всех исследуемых случаях, при закалке с температур выше принятой $T_{пп}$, объёмная доля вторых фазсоставляет ≈ 1% и менее.

Результаты исследования показали, что наибольшей термической стабильностью вторые фазы обладают при наибольшем исследуемом содержании углерода и кислорода. Так, при (0,04 ÷ 0,05) вес.% углерода частицы вторых фаз стабильны вплоть до температур $T_{пп}$ + 12 ˚С. При концентрации углерода в диапазоне (0,005 ÷ 0,03) вес.% частицы вторых фаз наблюдаются в структуре исследуемых образцов до температур $T_{пп}$ + (2÷7) ˚С.

Влияние кислорода на термостабильность вторых фаз является аналогичным влиянию углерода, так, при (0,2 ÷ 0,21) вес.% кислорода наблюдается максимальная стабильность частиц (до температур $T_{пп}$ + 12 ˚С). понижение концентрации кислорода до (0,18 ÷ 0,19) вес.% приводит к снижению термостабильности вторых фаз до температур $T_{пп}$ + (2÷7) ˚С.

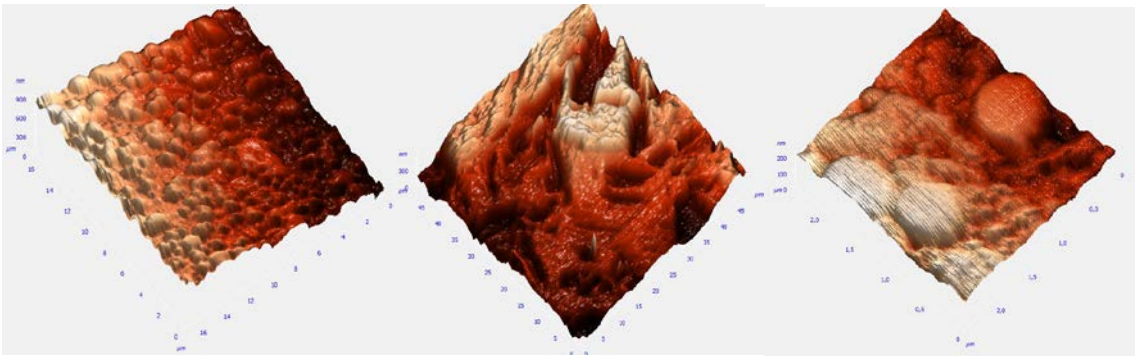
Таким образом, установлено, что повышение концентрации примесей внедрения увеличивает термическую стабильность вторых фаз в сплаве Ti6Al4V.

ОПРЕДЕЛЕНИЕ ПАРАМЕТРОВ СТРУКТУРЫ СТАЛИ 40Х13 ПО ДАННЫМ АСМ

Шляхова Г. В.[1,2], Баранникова С.А.[1,3], Зуев Л.Б.[1,3]

[1]Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, г. Томск, Россия,
shgv@ispmsa.tsc.ru
[2]Северский технологический институт – филиал НИЯУ МИФИ, г. Северск, Россия
[3]НИ Томский государственный университет, г. Томск, Россия

В работе приводятся результаты применения атомно-силовой микроскопии (АСМ) [1-3] для исследований микроструктуры нержавеющей стали 40Х13 (0,4 %C, 0,6 %Si, 0,55 %Mn, 12,5 %Cr) в состоянии поставки и после закалки (нагрев до 1050 ^{0}C, 2 час, охлаждение на воздухе) и отпуска (нагрев до 600^0 C, 3 час, охлаждение с печью).



а *б* *в*

Рис. 1. 3D - АСМ - изображения поверхности стали 40Х13:
а – состояние поставки; *б* –закалка; *в* – отпуск

Для определения геометрических параметров структурных элементов стали (рис. 1) использовали метод АСМ «Grand Analysis». В этом случае каждый структурный элемент на поверхности, пересекаемый секущей плоскостью (Z = constant), интерпретируется как отдельная зона в виде окружности. Одновременно в информационной строке в интерфейсе программы отображаются координаты центра зерна вдоль осей: *X* и *Y*.

В работе показано, что применение АСМ создает новые возможности для детальных структурных исследований сверхпроводящих материалов на разных масштабных уровнях, и выявлять границы раздела элементов стали, не уступая методу просвечивающей электронной микроскопии.

Работа выполнена в рамках Программы фундаментальных исследований Государственной академии наук в 2015-2020 гг. и Программы «Научный фонд им. Д.И. Менделеева Томского государственного университета» в 2015-2016 гг.

1. Зуев Л.Б., Данилов В.И., Шляхова Г.В., Орлова Д.В. Мезо- и макроструктурная локализация пластического течения объемного сумикрокристаллического титана // Изв. вузов. Физика. 2009. № 9/2. С. 48-52.
2. Сизова О.В., Шляхова Г.В., Колубаев А.В. Разрушение доэвтектоидной стали с видманштеттовой структурой // Деформация и разрушение материалов. 2012. № 4. С. 40-43.
3. Зуев Л.Б., Шляхова Г.В., Баранникова С.А., Колосов С.В. Исследование микроструктуры элементов кабеля из сверхпроводящего сплава Nb-Ti // Металлы. 2013. № 2. С. 83-89.

ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ СТАЛИ 40Х13 МЕТОДАМИ АСМ

Шляхова Г. В.[1,2], Баранникова С.А.[1,3], Зуев Л.Б.[1,3]

[1]Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, г. Томск, Россия,
shgv@ispmsa.tsc.ru
[2]Северский технологический институт – филиал НИЯУ МИФИ, г. Северск, Россия
[3]Национальный исследовательский Томский государственный университет, г. Томск, Россия

Поиск новых закономерностей в изменении физико-механических свойств металлов и сплавов после различных внешних энергетических воздействий является одной из важнейших проблем металловедения. Изменение свойств необходимо для получения сбалансированного комплекса характеристик конструктивной прочности сплавов с использованием энергосиловых воздействий, таких как обработка давлением и термическая обработка сплавов. В настоящее время использование трехмерных изображений и рельефа профиля высот, полученных методом атомно-силовой микроскопии (АСМ), открыло новые возможности для исследований структуры поверхностей различных материалов на микро и нанометровых масштабах [1-3].

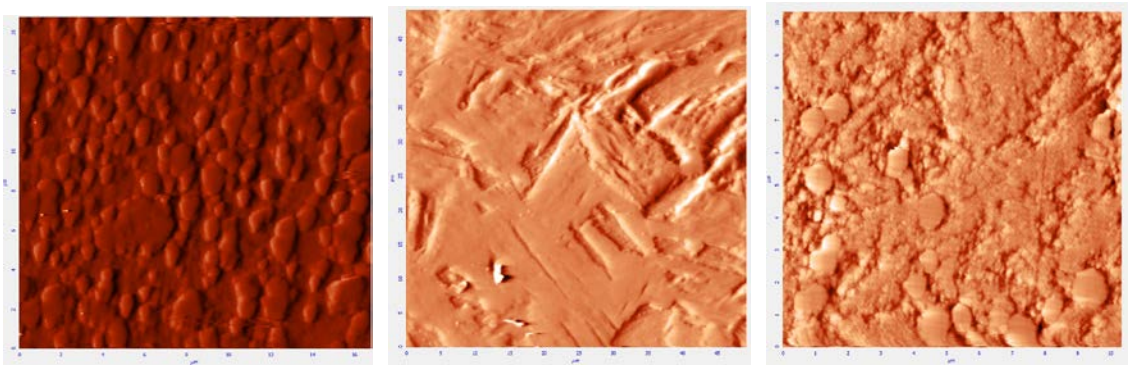
В работе приводятся результаты применения АСМ для исследований микроструктуры нержавеющей стали 40Х13 (0,4 %C, 0,6 %Si, 0,55 %Mn, 12,5 %Cr) после термообработки. Данная сталь после закалки имеет хорошую коррозионную стойкость с температуры, которая способна обеспечить полное растворение карбидов. Образцы в форме двойной лопатки с размерами рабочей части 50×10×2 мм были вырезаны электроискровой резкой из горячекатаного листа в состоянии поставки. Закалка проводилась после гомогенизации при Т = 1050 ºС в течение 3 часов путем быстрого охлаждения на воздухе. Высокий отпуск проводили от температуры 600 ºС с выдержкой в течение 3 часов и охлаждением с печью. Для структурного анализа использовали оптическую микроскопию (Neophot 21) и атомно-силовую микроскопию (Solver PH47-PRO, изготовленный ЗАО «Нанотехнология-МДТ», Зеленоград, Россия) [4]. Программное обеспечение прибора Solver PH47-PRO, конструкция, а также тип используемого кантилевера позволяют использовать разные режимы атомно-силового анализа поверхности твердых тел и наблюдать всевозможные особенности структуры, на изучаемых поверхностях.

На рис. 1*а* показана микроструктура стали 40Х13 в состоянии поставки. Анализ АСМ – изображений показал, что сталь имеет зернистую структуру, состоящую из ферритной матрицы, зернистого перлита и с крупными и мелкими частицами карбида $(Cr, Fe)_{23}C_6$ [5]. В крупных ферритных зернах карбиды встречаются, как правило, вблизи или по границам зерен. Зерна феррита имеют полиэдрическую форму средний размер которых составил ~ 7 мкм. Твердость в исходном состоянии составила ~ 238 HV.

После закалки образуется структура, состоящая из мартенсита, небольшого количества карбидов и остаточного аустенита (рис. 1*б*). Анализ АСМ – изображений показал, что матрица представляет собой мартенсит, в основном игольчатый, но могут встречаться отдельные кристаллы, имеющие форму пластин неправильной формы. Ширина таких пластин, измеренная в поперечном направлении, составила от 100 нм до 3 мкм. Твердость после закалки увеличилась и составила ~ 606 HV.

На рис. 1*в* представлены изображения структуры стали после отпуска. При таком отпуске происходит распад мартенсита на феррито-карбидную смесь и выделе-

ние карбидов типа $Me_{23}C_6$. Структура стали становится гетерогенной, ферритная матрица обедняется хромом, в результате чего образуется сорбит отпуска. При такой температуре отпуска происходит заметное укрупнение карбидных частиц в ферритной матрице. Форма частиц - правильная, округлая или слегка вытянутая, а размер в поперечном направлении не превышал 1 мкм.



а *б* *в*

Рис. 1. АСМ - изображения топографии поверхности стали 40Х13:
а – состояние поставки; *б* – закалка; *в* – отпуск

Таким образом, в настоящей работе показано использование АСМ для исследований микроструктуры высокохромистой стали после различных видов термической обработки. По сравнению с оптической микроскопией АСМ позволяет существенно расширить диапазон «невидимого» разрешения, исследовать структуру материала на микро- и наноуровнях [1-3].

Работа выполнена в рамках Программы фундаментальных исследований Государственной академии наук в 2015-2020 гг. и Программы «Научный фонд им. Д.И. Менделеева Томского государственного университета» в 2015-2016 гг.

Список литературы

1. Зуев Л.Б., Данилов В.И., Шляхова Г.В., Орлова Д.В. Мезо- и макроструктурная локализация пластического течения объемного сумикрокристаллического титана // Изв. вузов. Физика. 2009. № 9/2. С. 48-52.
2. Сизова О.В., Шляхова Г.В., Колубаев А.В. Разрушение доэвтектоидной стали с видманштеттовой структурой // Деформация и разрушение материалов. 2012. № 4. С. 40-43.
3. Зуев Л.Б., Шляхова Г.В., Баранникова С.А., Колосов С.В. Исследование микроструктуры элементов кабеля из сверхпроводящего сплава Nb-Ti // Металлы. 2013. № 2. С. 83-89.
4. Беккер М., Клемм Х. Способы металлографического травления. Справочник, М., Металлургия, 1988, 400 с.
5. Сканирующий зондовый микроскоп Solver PRO. Руководство пользователя. М: ЗАО «Нанотехнология-МДТ», 2006. 341 с.
6. Металлография железа. Атлас сталей в 3 томах. Под редакцией Ф.Н. Тавадзе. – М: Металлургия, 1972.

ОПЫТ ПРОМЫШЛЕННОГО ИЗГОТОВЛЕНИЯ КРУПНОГАБАРИТНОЙ ЗАГОТОВКИ ФЛАНЦЕВОЙ ЧАСТИ КОРПУСА РЕАКТОРА С ПРИМЕНЕНИЕМ СРЕДСТВ КОМПЬЮТЕРНОГО МОДЕЛИРОВАНИЯ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ

Теплухина И.В., Цветков А.С., Голод В.М.

ФГУП «ЦНИИ КМ «Прометей», г. Санкт-Петербург, Россия,
ФГАОУ ВО «СПбПУ», г. Санкт-Петербург, Россия,
a.s.tsvetkow@gmail.com

В настоящее время одним из направлений развития технологий водо-водяных энергетических реакторов (ВВЭР) является создание перспективных атомных энергетических установок (АЭУ) с корпусом реактора (КР) интегрального типа. Для изготовления фланцевых частей корпусов таких АЭУ необходимо иметь заготовки из корпусной стали с толщиной стенки под термическую обработку 660–670 мм и регламентированным комплексом механических характеристик, а именно, категорией прочности на уровне КП-40 или КП-45 в сочетании с критической температурой хрупкости не выше минус 10°С по всему сечению. До настоящего времени ни одна из сталей для корпусов реакторов, как отечественных, так и зарубежных, не обеспечивала указанный уровень свойств в таких толщинах.

Ранее проведенные исследовательские работы показали, что требуемые свойства в заданных толщинах заготовок может обеспечить сталь марки 15Х2МФА-А мод. Б для АЭУ типа ВВЭР, созданная в ЦНИИ КМ «Прометей» [1]. Однако эти работы были проведены только на модельной поковке в виде плиты толщиной 660 мм. Заготовка же фланцевой части корпуса реактора под термическую обработку имеет форму обечайки и иные массогабаритные характеристики, нежели модельная поковка в форме плиты, а, следовательно, и другие характеристики теплоотвода от поверхности заготовки. В связи с этим существовал технический риск неполучения требуемого уровня механических характеристик при проведении термической обработки. Именно по этой причине при освоении производства заготовок больших толщин, как правило, присутствует стадия изготовления натурной опытной поковки и исследования качества металла и механических характеристик в различных ее частях.

Получение однородных механических свойств в заготовках больших толщин является достаточно сложной задачей, решение которой связано как с выбором марки стали для их изготовления, так и с обеспечением при закалке диапазона скоростей охлаждения, в котором формируется однородная бейнитная структура во всем объеме. При закалке толстостенных заготовок формируется сложный характер температурных полей в результате неравновесных фазовых превращений, сопровождающихся выделением теплоты образования различных фаз при нестационарных граничных условиях конвективного теплообмена с закалочной средой, что может явиться причиной получения неоднородных механических свойств по сечению заготовки.

В настоящее время использование современных компьютерных технологий [2-4] позволяет осуществить оценку характера температурных полей и неоднородности получаемой структуры и механических характеристик, дать на их основе обобщенное описание кинетики протекания и пространственного распределения фазовых превращений при закалке в объеме крупногабаритной заготовки, а также

оценить надежность обеспечения требуемого уровня механических характеристик при проведении термической обработки.

Для оценки надежности обеспечения требуемого уровня механических характеристик с участием СПбПУ было выполнено компьютерное прогнозирование структурообразования при закалке по всему объему заготовки фланцевой части КР интегрального типа из стали 15Х2МФА-А мод. Б. Прогнозирование осуществлялось с использованием информационной базы, адаптированной к заводу-изготовителю заготовки – ОМЗ-Спецсталь. Выполненный компьютерный анализ показал возможность изготовления поковки такой толщины с заданными свойствами на ОМЗ-Спецсталь.

По результатам компьютерного прогнозирования было принято решение об изготовлении под контролем ЦНИИ КМ «Прометей» первой в мире заготовки фланцевой части толщиной 660-670 мм в опытно-штатном варианте, минуя стадию изготовления и исследования опытной натурной поковки. Заготовка была изготовлена в условиях ОМЗ-Спецсталь (рис. 1). Исследование механических характеристик и структуры в различных ее частях подтвердило результаты компьютерного прогнозирования в части получения требуемых механических характеристик и их однородности при проведении закалки.

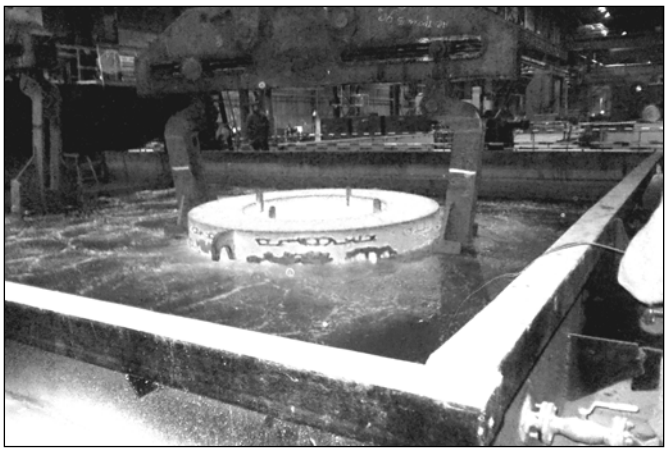


Рис. 1.Закалка опытно-штатной заготовки фланцевой части КР интегрального типа (сталь 15Х2МФА-А мод. Б, толщина заготовки под термическую обработку 670 мм)

Таким образом, компьютерное прогнозирование, выполненное на стадии освоения производства крупногабаритных поковок большой толщины, позволило обеспечить изготовление заготовки фланцевой части корпуса реактора интегрального типа инновационной толщины, минуя стадию изготовления и исследования опытной поковки, что существенно снизило экономические затраты и риски при производстве.

Список литературы

1. Теплухина И.В., Карзов Г.П., Грекова И.И., Савельева И.Г., Бурочкина И.М. Сталь для корпусных конструкций атомных энергоустановок. Патент России № 2448196, 2010 г., бюллетень № 11.
2. Голод В.М., Гюлиханданов Е.Л. и др. Математическое моделирование технологических процессов термической обработки стали. // Сб. Фундаментальные исследования в технических университетах // СПб., СПбГПУ, 2006, с. 341-342.
3. Reti T. et al. Computer simulation of steel quenching process using a multi-phase transformation model // Computational Materials Science, 2001, v.22, p. 261-278.
4. Zhao Hong-Zhuang et al. Progress in modeling of phase transformation kinetics // J. Iron Steel Res. Int., 2006, v.13, № 3, p. 68-73.

РОЛЬ ТЕРМИЧЕСКОГО И ЗАКАЛОЧНОГО ОБОРУДОВАНИЯ В ОБЕСПЕЧЕНИИ ТРЕБУЕМЫХ МЕХАНИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК В ПОКОВКАХ ИЗ СТАЛИ ТИПА 15Х2МФА ТОЛЩИНОЙ ДО 660 ММ

Карзов Г.П., Теплухина И.В., Цветков А.С.

ФГУП «ЦНИИ КМ «Прометей», г. Санкт-Петербург, Россия,
a.s.tsvetkow@gmail.com

В настоящее время в России для изготовления корпусов реакторов (КР) ВВЭР как ледокольного, так и стационарного типа, применяется сталь марки 15Х2МФА-А мод. А, которая имеет беспрецедентно высокую стойкость к эксплуатационным воздействиям - высоким нейтронным потокам и повышенным температурам [1,2].

Стоит отметить, что КР – это наиболее ответственный и, при этом, незаменяемый в течение всего срока службы, элемент реактора типа ВВЭР, определяющий безопасность эксплуатации атомных энергетических установок (АЭУ) при всех рабочих и аварийных режимах. Между тем, безопасность КР в течение всего срока его эксплуатации (60 лет с возможностью пролонгации для современных АЭУ) обеспечивается не только требуемыми механическими и эксплуатационными свойствами применяемой для его изготовления стали, но и металлургическим качеством поковок, однородностью и изотропностью свойств по их объему.

Для изготовления корпусов стационарных атомных энергетических реакторов используются крупногабаритные цилиндрические поковки типа «обечайка» диаметром около 5-ти метров с толщиной стенки до 660 мм, изготавливаемые из слитков массой до 290 тонн. Для корпусов АЭУ ледокольного типа – поковки как цилиндрической, так и ступенчатой формы диаметром 2,5 ÷ 3,5 метра с толщиной стенки в наиболее толстостенной части от 330 до 480 мм. Наиболее массивные из них изготавливаются из слитков массой от 140 до 290 тонн.

Технологический процесс производства таких поковок представляет собой многоступенчатую систему. Каждый этап этой системы вносит свой вклад в обеспечение качества отдельной поковки и в конечном итоге – всего изделия. При этом термическая обработка является завершающей операцией, при которой происходит формирование требуемого сочетания механических характеристик металла и его сопротивления хрупкому разрушению.

Необходимым условием получения гарантированного качества крупногабаритных поковок является формирование однородных механических свойств по всему объему после термической обработки. Обеспечить это условие возможно лишь в случае образования однородной бейнитной структуры во всем объеме поковки при проведении закалки. Достижение этого, в свою очередь, зависит от степени однородности химического состава металла, его зеренной структуры и распределения скоростей охлаждения при закалке по ее объему. Скорость охлаждения в каждой точке закаливаемой поковки, кроме теплофизических свойств стали, определяется температурно-зависимым коэффициентом конвективной теплоотдачи, значения которого зависят от технических параметров конкретного закалочного оборудования.

В работе проведена оценка гарантированного уровня механических характеристик и исходной критической температуры хрупкости (T_{K0}) металла крупногабаритных поковок типа «обечайка» из стали 15Х2МФА-А мод. А для корпусов реакторов типа ВВЭР стационарных и ледокольных АЭУ. Рассмотрены факторы, влияющие на уровень механических характеристик и исходной критической температуры хрупкости в крупногабаритных поковках. Показано, что помимо легирующей композиции,

гарантированный уровень механических характеристик металла и T_{K0} поковок в значительной степени зависит от металлургических технологий их производства, в частности, от технических возможностей применяемого для их термической обработки нагревательного и закалочного оборудования.

Анализ механических свойств металла промышленных поковок для корпусов ледокольных и стационарных реакторов показал, что требуемое сочетание прочности и сопротивления хрупкому разрушению для крупногабаритных поковок из стали 15Х2МФА-А мод. А может гарантированно обеспечиваться только в случае, когда их закалка производится в вертикальном положении, а закалочное оборудование обеспечивает скорости охлаждения не менее ~(0,5÷0,1)°С/с в теплоинерционной зоне термообрабатываемых поковок. При этом термическое оборудование (нагревательные печи) должно обеспечивать равномерный нагрев под закалку и отпуск с точностью поддержания температуры во время технологических выдержек не более ±5°С. Дополнительным и обязательным условием гарантированного получения требуемых механических свойств, а также их однородности по объему термообрабатываемых поковок, является осуществление контроля за температурно-временными параметрами термической обработки с помощью нескольких контактных термопар, установленных на поверхность нагреваемых поковок.

Список литературы

1. Карзов Г.П., Марголин Б.З, Теплухина И.В., Пиминов В.А. Повышение безопасности эксплуатации энергетических установок типа ВВЭР на основе совершенствования стали для корпусов реакторов // Вопросы материаловедения. 2014. № 2 (78). С. 184-198.
2. Margolin B.Z., Nikolaev V.A., Yurchenko E.V., Nikolaev Yu.A., Erak D.Yu., Nikolaeva A.V. Analysis of embrittlement of WWER-1000 RPV materials. // Int. Journ. PVP. 2012. № 89. P. 178-186.

ИССЛЕДОВАНИЕ ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ ДИСПЕРСНЫХ ВЫДЕЛЕНИЙ В ЖАРОПРОЧНОМ СПЛАВЕ СИСТЕМ Х25Н35 (HP type) В ТЕМПЕРАТУРНОМ ИНТЕРВАЛЕ 800-1150 ˚С

Пташник А.В., Петров С.Н., Кондратьев С.Ю.

ФГУП «ЦНИИ КМ «Прометей», Санкт-Петербург, Россия
npk3@crism.ru

Для изготовления высокотемпературных установок нефтехимических и нефтеперерабатывающих предприятий широко применяют жаропрочные жаростойкие железоникелевые сплавы системы Х25Н35. Рабочие температуры такого оборудования находятся в интервале 800-1200 °С. Известно, что эксплуатационные свойства сплавов Х25Н35 определяются наличием в их структуре в литом состоянии упрочняющей сетки дисперсных фаз карбидного или интерметаллидного типа. Исследования последних лет показали, что тип, характер распределения и количественное соотношение упрочняющих фаз в сплавах рассматриваемой группы существенно изменяются в зависимости от температурно-временных параметров эксплуатации.

В литом состоянии основными структурными составляющими сплавов Х25Н35 являются: пересыщенный твердый раствор аустенита γ-Fe–Ni–Cr, карбиды на основе хрома Cr_mC_n и ниобия Nb_mC_n [1, 2].

Установлено, что после испытаний на длительную прочность при 900 °С в течение 3136 ч карбиды ниобия трансформируются в интерметаллидную фазу системы Ni–Nb–Si. Экспериментальные результаты рентгеноспектрального микроанализа и рентгеновской дифрактометрии, полученные с использованием просвечивающей электронной микроскопии, позволили идентифицировать это соединение как G-фазу стехиометрического состава $Nb_6Ni_{16}Si_7$ с ГЦК-решеткой и параметром 1,118 нм [3].

При исследовании фазового состава металла центробежнолитой трубы, отработавшей в составе пиролизной установки 8 циклов по 500 ч с расчетной температурой внутренней стенки от 925 °С в начале цикла и до1025 °С – в конце цикла, G-фазы не было обнаружено по всей толщине стенки трубы. Однако в трубах пиролизных установок производства водорода, отработавших более 30 тысяч часов в температурном интервале 800–850 °С, обнаружены как G -фаза, так и карбид ниобия.

Полученные результаты исследований позволили предположить, что образование G-фазы в структуре сплавов Х25Н35 происходит в интервале температур 800-900 °С.

Для подтверждения температурной области образования G-фазы в структуре сплавов Х25Н35, а также с целью определения возможной обратимости фазового превращения Nb_mC_n→G-фаза в рабочем интервале температур в работе был выполнены экспериментальные исследования. С помощью рентгеновского дифрактометра, оснащенного высокотемпературной камерой, в температурном интервале 700-1150 °С исследовано изменение фазового состава литого сплава. Установлено, что в температурном интервале 800-900 °С карбиды ниобия в структуре литого сплава трансформируются в интерметаллидную G-фазу. При дальнейшем нагреве сплава в область температур выше 1000 °С происходит обратное превращение G-фазы в карбид ниобия.

Исследование также показало, что после предварительной выдержки исходно литого сплава при температурах выше 1000 °С последующий нагрев в область температур 800-900 °С не приводит к образованию G-фазы. Так, например, сплав Х25Н35 с исходной литой структурой был выдержан при 1150 °С в течение 1 ч и затем охлажден со скоростью 4 К/мин до температуры 900 °С, при которой выдержан также в течение 1 часа и охлажден со скоростью 20 К/с до комнатной температуры. Структурно-фазовый и локальный элементный анализы показали, что присутствующие в сплаве после указанной термической обработки дисперсные частицы представляют собой карбиды хрома и карбиды ниобия.

Если в предыдущем случае сплав после предварительного высокотемпературного нагрева ступенчато охлаждали до 900 °С, при которой делали промежуточную выдержку, то в следующем эксперименте было проведено два последовательных нагрева от комнатных температур до температур сначала – выше 1000 °С и затем – в область температур возможного образования G-фазы. Сплав первый раз нагревали до 1150 °С, выдерживали в течение 2 ч и охлаждали со скоростью 20 К/с до комнатной температуры, затем второй раз нагревали до 900 °С с выдержкой 2 ч и охлаждением со скоростью 20 К/с до комнатной температуры. Исследование структуры сплава после повторного нагрева до 900 °С не выявило присутствия G-фазы.

Анализ результатов выполненных экспериментов позволяет заключить, что в исходно литом сплаве системы Х25Н35 при нагреве до температур 800-900 °С образуется G –фаза за счет перехода Nb_mC_n→G. Однако после предварительной высокотемпературной выдержки сплава при 1150 °С последующее снижение температуры до 800–900 °С или его повторный нагрев в эту область температур не приводят к образованию в структуре G-фазы. Таким образом, предварительная кратковременная высокотемпературная обработка сплава Х25Н35 предотвращает образование интер-

металлидной G-фазы в его структуре при последующей эксплуатации в области температур 800–900 °С. Это позволяет управлять фазовым составом и структурой Fe–Cr–Ni аустенитных жаропрочных сплавов в условиях эксплуатации.

Список литературы

1. Орыщенко А.С., Попова И.П., Уткин Ю.А., Одинцов Н.Б. Оценка работоспособности труб реакционных змеевиков установки ЭП-300, изготовленных из новых жаропрочных сплавов, при стационарном режиме нагружения. «Вопросы материаловедения», 2007, № 1, с. 83-89.
2. Орыщенко А.С., Уткин Ю.А.. Влияние изменения микроструктуры при температурах 800-1100 °С на характеристики жаропрочности сплава 45Х26Н33С2Б2. «Вопросы материаловедения», 2009, № 3 (59), с. 17-25.
3. Орыщенко А.С., Уткин Ю.А., Петров С.Н., Нестерова Е.В., Михайлов-Смольняков М.С. Исследование изменения структуры, фазового состава и механических свойств сплава 45Х26Н33С2Б2 при высокотемпературных испытаниях на длительную прочность металла центробежно-литой трубы. «Вопросы материаловедения». 2012, № 2 (70), с. 33-44.

ЭЛЕКТРОННО-МИКРОСКОПИЧЕСКИЕ ИССЛЕДОВАНИЯ СТРУКТУРНО-ФАЗОВОГО СОСТОЯНИЯ И УРОВНЯ РАДИАЦИОННОГО ПОВРЕЖДЕНИЯ АУСТЕНИТНЫХ СТАЛЕЙ, ПРОШЕДШИХ ИМИТАЦИОННЫЕ ИСПЫТАНИЯ НА УСКОРИТЕЛЯХ

Васильева Е.А., Петров С.Н., Марголин Б.З., Михайлов М.С., Пташник А.В.

ФГУП «ЦНИИ КМ «Прометей», Санкт-Петербург
mail@crism.ru ;

В настоящее время срок эксплуатации ядерно-энергетических установок, в основном, определяется ресурсом материалов внутрикорпусных устройств (ВКУ), работающих в экстремальных условиях нейтронного облучения, агрессивной коррозионной среды и высоких температур. Проблема состоит в том, что макроскопические эффекты деградации структуры (распухание, охрупчивание, ползучесть и т.д.), в действительности, возникают из-за микроструктурных изменений, таких как рост вакансионных пор и дислокационных петель, формирование мелкодисперсных вторичных фаз и радиационно-индуцированной сегрегации. Вследствие малой размерности для исследования этих изменений требуются высокоразрешающие и высоколокальные методы, такие как просвечивающая электронная микроскопия (ПЭМ) в сочетании с рентгеноспектральным микроанализом (РСМА).

В ЦНИИ КМ «Прометей» разработаны новые аустенитные материалы для ВКУ, однако, для их внедрения необходима оценка радиационной стойкости. При использовании традиционной технологии образцов-свидетелей, облучаемых в реальных реакторах со скоростью набора дозы около 20 сна в год, данные по радиационной стойкости будут получены лишь через десятки лет.

Альтернативным вариантом является имитация радиационного повреждения при облучении ионами в ускорителях. При этом эксплуатационный цикл имитируется за десятки часов, то есть скорость набора дозы на 4-5 порядков выше по сравнению с нейтронным облучением в условиях эксплуатации. Однако при этом процессы радиационного повреждения инициируются лишь в приповерхностном слое толщиной около 2 мкм. Поскольку имитационное облучение различается по типу высоко-

энергетических частиц и по скорости набора дозы, для переноса полученных данных на условия облучения, типичные для реактора, необходим тщательный подбор температуры и скорости облучения в ускорителе. Исследования структурно-фазового состояния образцов необходимы для коррекции режимов испытаний. Однако приготовить тонкую фольгу для ПЭМ-исследований традиционными методами из поверхностного слоя облученного ионами образца весьма сложно, к тому же вследствие больших градиентов дозы по толщине облученного слоя (свыше 109 сна/м) затруднено построение дозовых зависимостей наблюдаемых микроструктурных изменений. Использование методики прецизионного препарирования сфокусированным ионным пучком на растровом двулучевом электронно-ионном микроскопе позволяет приготовить из приповерхностного облученного слоя тонкую фольгу, плоскость которой параллельна траектории ускоренных ионов. Это позволяет провести исследование структурных изменений по всей глубине облученного слоя.

На образцах стали марки 08Х18Н10Т-ВИ и новых аустенитных материалов, облученных ионами никеля с энергией 3 МэВ на ускорителе ЭПГ-20 (ФЭИ, г. Обнинск), разработана технология изготовления микрообразцов для ПЭМ-исследований с использованием микроскопа FEI Quanta 200 3D FEG. Разработана и опробована методика определения объемной плотности вакансионных пор и их распределения по размерам. Проведен элементный и фазовый анализ вторичных фаз, сформировавшихся в облученном слое. Получены профили распределения инжектированных ионов, позволяющие проводить контроль дозовых режимов облучения.

Полученные результаты позволили скорректировать температурно-дозовые режимы имитационного облучения для дальнейшей оценки радиационной стойкости аустенитных материалов для ВКУ.

КЛАПАН С ИСПОЛНИТЕЛЬНЫМ ЭЛЕМЕНТОМ ИЗ СПФ

Рубаник В.В., Рубаник В.В.мл., Непомнящая В.В.

ГНУ «Институт технической акустики НАН Беларуси»,
УО «Витебский государственный технологический университет»
г. Витебск, Беларусь

В совместной лаборатории перспективных материалов и технологий (ВГТУ, ИТА НАН Беларуси) разработан автоматический термозапорный клапан с TiNi исполнительным элементом, регулирующий поступление воды и срабатывающий при достижении определенной критической температуры.

Разработанный термозапорный клапан позволяет:

- использовать термочувствительный элемент не один раз, а «многоразово», что является экономически эффективным;

- конструкция клапана не имеет сложных механизмов и сборку можно осуществить без специальных навыков и оборудования;

- за счет TiNi элемента запорный клапан прекращает подачу воды, если её критическая температура достигнет определённого значения, в нашем случае 48 ÷ 50 °С.

Изначально термозапорный клапан имел конструкцию, описанную в работе [1]. Однако в связи с расположением исполнительного TiNi элемента по оси симметрии втулки 2 усложнилась его сборка. Поэтому был разработан клапан (рис. 1), в кото-

ром TiNi элемент расположен перпендикулярно направлению перемещения штока 13 и установлен неподвижно в пазах перепускной втулки.

Работа термозапорного клапана описана в работе [2,3].

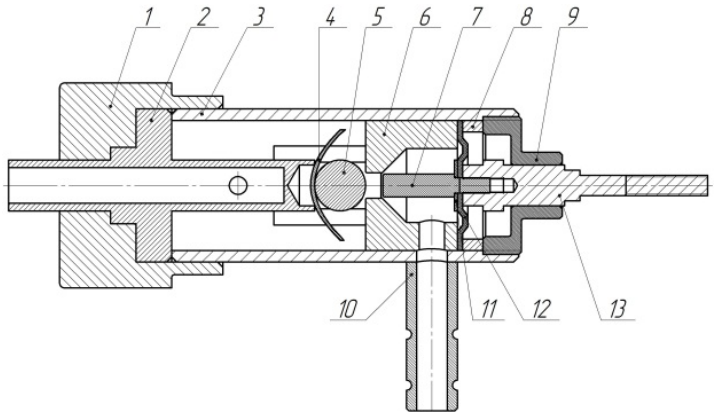


Рис. 1. Клапан. положение «открыто».
1 – винтовая крышка; 2 – втулка; 3 – корпус; 4 – TiNi элемент; 5 – шарик; 6 – перепускная втулка; 7 – винт; 8 – кольцо; 9 – крышка; 10 – ниппель; 11- кольцо; 12 – ниппель; 13 – шток

Поскольку на механические и функциональные свойства никелида титана существенно влияет его термообработка, то предварительно были проведены исследования по выбору режимов задания формы TiNi элементу и термической обработки. Образцы элемента подвергали термической обработке при различных температурах с временем выдержки 30 минут и последующей закалке в воду. Оценивая данные полученные с помощью ДСК кривых (рис. 2) видно, что исполнительный элемент запорного клапана, срабатывает при температурах 40 ÷ 50 °С, после термической обработки TiNi элемента в диапазоне от 450 до 500 °С.

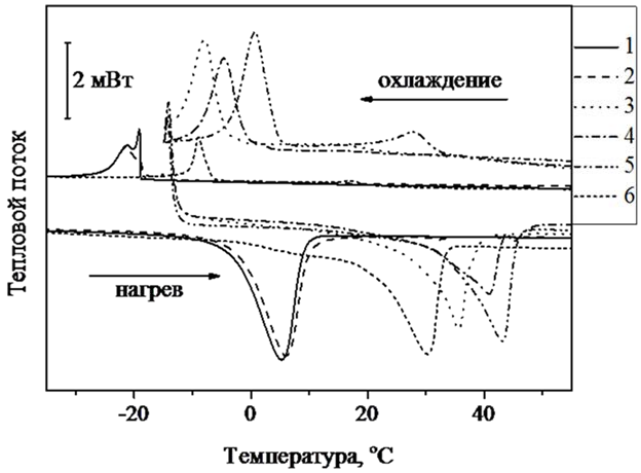


Рис.2. Зависимость теплового потока от температуры образца никелида титана после термообработки при 600°С (1), 550°С (2), 500°С (3), 480°С (4), 450°С (5) и 400°С (6) в течение 30 минут с последующей закалкой

Для окончательного выбора термообработки исполнительного элемента, образцы испытывали на трехточечный изгиб на разрывной машине ИП 5158-5 (рис. 3).

Из анализа полученных данных выбран наиболее оптимальный режим задания формы: нагрев до 500 °С, выдержка 1 час и последующая закалка в воде. Та кой режим обработки обеспечивает минимальное напряжение в образце, которое соответ-

ствует фазовому пределу текучести, т.е. осуществляется переход от упругой деформации к пластической.

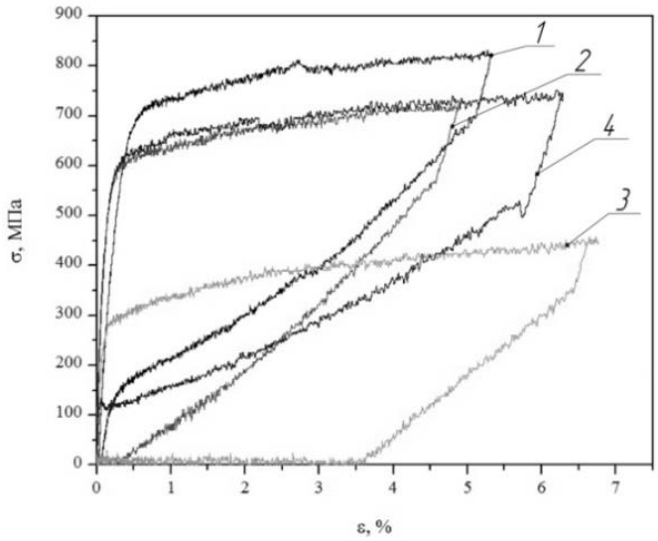


Рис. 3. Кривые напряжение – деформация TiNi элемента. Температура отжига: 1 – 400 ˚С; 2 – 450 ˚С; 3 – 500 ˚С; 4 – 550 ˚С. Время термообработки 1 час

Список литературы

1. Рубаник, В.В., Рубаник, мл., В.В., Непомнящая, В.В. (2014) [Запорный клапан с исполнительным элементом из никелид титана], Вестник Брестского государственного технического университета. Машиностроение, 2014, №4, С. 31-33.
2. Рубаник, В.В.мл., Непомнящая, В.В. (2015), [Термозапорный клапан с исполнительным элементом из никелида титана], Перспективные материалы и технологии, Труды Международного симпозиума, Витебск, 2015, С. 203-204.
3. Рубаник, В.В., Рубаник, мл., В.В., Непомнящая, В.В. (2015) [Автоматический термозапорный клапан], ИННТЕХМАШ-15, Материалы междунар. науч.-техн.конф., Новополоцк, 2015, С. 172-175.

ВОЗДЕЙСТВИЕ ИМПУЛЬСНОГО ТЛЕЮЩЕГО РАЗРЯДА НА ОСАЖДЕНИЕ ПОКРЫТИЙ

Юршев В.И., Мукатдаров Р.И., Юршев И.В.

Оренбургский государственный университет, г. Оренбург, Россия
roman301287@mail.ru

Одним из основных способов повышения износостойкости и долговечности инструмента является процесс осаждения пиролитических карбидохромовых покрытий (ПКХП).

Значительное сокращение времени осаждения ПКХП достигается, когда между катодом и анодом возбуждается тлеющий разряд (ТР).

ТР оказывает влияние на свойства образованных слоев и плотность покрытий, а также приводит к снижению энергетического барьера протекания химических реакций на границе раздела «газ-металл» и ускорению диффузионных процессов в растущем слое. В зависимости от удельной мощности разряда изменяется как скорость, так и характер диффузионного насыщения [1, 2].

Наилучшими свойствами обладают ПКХП, осажденные на подложку

отрицательного потенциала (катод). Это объясняется тем, что при использовании ТР в парогазовой смеси происходит ионизация атомов хрома, за счет чего положительный ион хрома устремляется к отрицательно-заряженной подложке. При этом получаются покрытия более высокого качества, обладающие лучшим сцеплением с подложкой и повышенной коррозионной стойкостью.

Известно, что оптимальным комплексом физико-механических свойств обладают ПКХП с горизонтально-слоистой структурой [2, 3].

Кратковременное зажигание ТР в процессе осаждения приводит к формированию в покрытии горизонтальных однородных темных прослоек параллельных поверхности подложки, визуально не отличающихся от покрытий, полученных по безразрядной технологии.

Таким образом, толщина прослоек зависит от длительности импульсов ТР и понижается с уменьшением длительности импульса.

Следовательно, если подавать импульсы с определенной периодичностью, поддерживая рост широких слоев, возможно осаждение ПКХП с более высокой скоростью осаждения и наиболее эффективное использование МОС.

Для изучения влияния импульсов ТР на поверхность подложки использовали метод косого шлифа. Косой шлиф позволяет расширить визуальное восприятие поверхности, подвергшейся воздействию ТР, и определить наличие химических элементов по слоям покрытия.

Сравнение покрытий, осажденных при воздействии импульсов ТР в оптимальном режиме и в условиях радиационного нагрева подложки без применения ИТР, показывает, что скорость осаждения и коэффициент использования МОС в первом случае в 5,5 раза выше.

Преимущества технологии осаждения ПКХП при импульсном воздействии ТР заключаются в следующем:

- предварительная очистка и активация поверхности подложки;
- улучшение качества и адгезии осаждаемых слоев, и как следствие, повышение защитных и механических свойств ПКХП;
- ускорение процесса осаждения и повышение коэффициента использования исходного МОС за счет ионизации парогазовой смеси в пространстве реактора.

Недостатки:

- применение дорогостоящего вакуумного оборудования;
- длительность процесса;
- использование азотной ловушки («сухой лед»);
- сложность ведения процесса осаждения ПКХП

Таким образом, процесс осаждения ПКХП является управляемым [3], а применение ТР дает возможность предварительной очистки поверхности покрываемого изделия от окисных и других загрязнений, ускорение и улучшение процесса осаждения за счет ионизации газовой среды и активации поверхности, на которую происходит осаждение [1], при этом получается покрытие более высокого качества.

1. Иванов В.Е., Нечипоренко Е.П., Криворучко В.М., Сагалович В.В. Кристаллизация тугоплавких металлов из газовой фазы. М.: Атомиздат, 1974. 264с.
2. Юршев В.И. Разработка технологии осаждения пиролитических хромовых покрытий и оборудования при импульсном воздействии тлеющего разряда: дис. ... канд. техн. наук. М., 1991. 205 с.
3. Юршев В.И., Мукатдаров Р.И., Юршев И.В. Поверхностное упрочнение инструмента нанесением пиролитического карбидохромового покрытия // Металловедение и термическая обработка металлов. 2015. № 2. С. 48-52. ISSN 0026-0819.

ПОЭТАПНАЯ РЕАЛИЗАЦИЯ ЭФФЕКТА ПАМЯТИ В ПРОТЯЖЕННЫХ ПРОВОЛОЧНЫХ ОБРАЗЦАХ НИКЕЛИДА ТИТАНА

[1,2]Рубаник В.В., [1,2]Рубаник В.В. мл., [1]Лесота А.В., [3]Шадурский А.В.

[1]ГНУ «Институт технической акустики НАН Беларуси»
[2]УО «Витебский государственный технологический университет»
[3]УО «Полоцкий государственный аграрно-экономический колледж»

Управление процессом реализации эффекта памяти формы в протяженных образцах возможно за счет использования различных механизмов нагрева материала, теплопередачи ультразвукового воздействия, электрического тока и др. В зависимости от геометрии образца и параметров внешнего воздействия эффект памяти может развиваться одновременно или поочередно на его различных участках. Это может приводить к изменению поведения проволоки и траектории движения ее элементов, тем самым расширяя круг технических задач, решение которых осуществимо за счет использования ЭПФ.

Исследование проводили на проволочном образце никелида титана эквиатомного состава диаметром 2 мм и длинной 40 см. В образце были сформированы участки длиной в 1 см разного диаметра: 0,7 мм, 1,25 мм, 1,5 мм и 1,7 мм. Общее сопротивление проволочного образца составляло 1,8 Ом. При проведении эксперимента на проволочный TiNi образец подавали постоянный электрический ток от 4,6 А до 10 А при этом с помощью тепловизора NEC TN9100 регистрировали температуру на поверхности образца с точностью ±2ºС.

Установлено, что при токовом нагреве температура вдоль проволочного образца переменного сечения неравномерна (рис.1) и зависит от диаметра соответствующего участка и величины пропускаемого тока (рис.2). С уменьшением диаметра проволочного образца увеличивается температура соответствующей области в образце. Например, при силе тока в 4,6 А на участке диаметром 2 мм температура составляет 47ºС, в то время как на участке диаметром 0,7 мм соответственно 105 ºС.

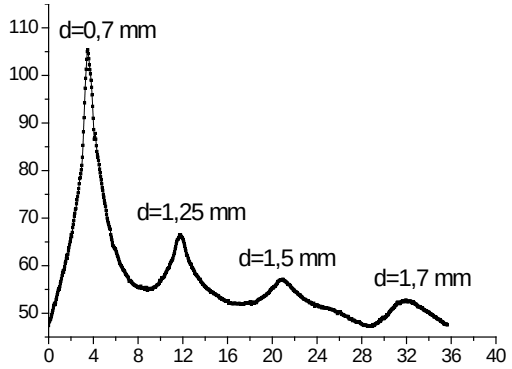


Рис. 1. Распределение температуры вдоль проволочного образца переменного сечения

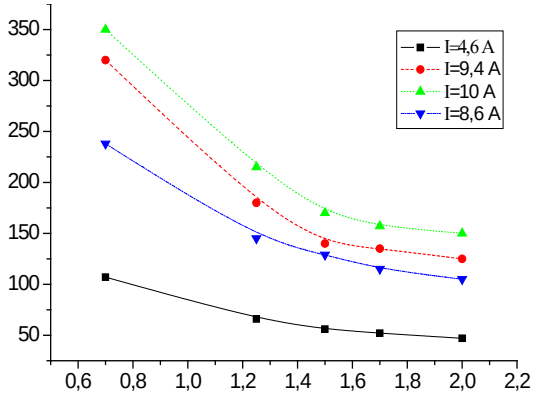


Рис.2. Зависимость температуры участков проволочного TiNi образца от диаметра при различной силе тока

Скорость изменения температуры со временем для участков проволоки разного диаметра одинакова, однако за счет того, что максимальная температура нагрева при

постоянном токе на участках разного диаметра различна, то за одинаковое время участки нагреваются до разной температуры (рис.3). К примеру, при токовом нагреве 3 А за 20 с температура участка диаметром 1,25 мм равна 32ºС, а на участке диаметром 1,7 мм только 27ºС.

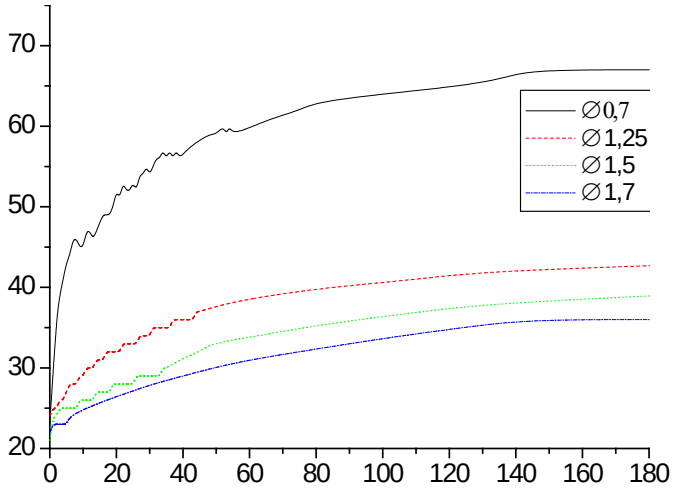


Рис. 3. Зависимость температуры от времени токового нагрева в проволочном образце никелида титана на участках различного диаметра

Также проводили исследования времени реализации эффекта памяти формы при токовом нагреве в зависимости от диаметра образца переменного сечения. Для этого участки проволочного образца TiNi разного диаметра были деформированы изгибом. Затем образец нагревали за счет пропускания электрического тока и регистрировали время, за которое происходит полное восстановление первоначальной формы образца (табл.5). Установлено что при одинаковой силе тока на участках меньшего диаметра реализация ЭПФ происходит быстрее. К примеру, во втором опыте участок диаметром 1,25 мм восстанавливает исходную форму за 6 с, в то время как участок диаметром 1,7 мм при меньшей величине деформации за 20 с. Таким образом, задавая различный диаметр проволочного образца, можно задавать разную скорость реализации эффекта памяти формы на разных его участках.

Таблица 5. Зависимость восстановления деформации от времени для различных диаметров проволочного образца

№	*d*, mm	ε, %	*I*, A	*t*, c
1	0,7	2.5	13	1
	1,25	4.1	13	4
	1,5	3.4	13	7
	1,7	2.7	13	10
2	0,7	2,5	9,7	2
	1,25	5,6	9,7	6
	1,5	5,3	9,7	14
	1,7	4,8	9,7	20

Установлено, что последовательную реализацию обратного термоупругого превращения в исполнительных элементах из нитинола при токовом нагреве воз-

можно осуществлять, задавая различный диаметр проволочного образца, на котором будет реализован ЭПФ. В зависимости от геометрии образца и параметров внешнего воздействия эффект памяти может развиваться одновременно или поочередно на его различных участках. Это может приводить к изменению поведения проволоки и траектории движения ее элементов, тем самым расширяя круг технических задач, решение которых осуществимо за счет использования ЭПФ.

ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ СВОЙСТВА ОРТОДОНТИЧЕСКИХ ДУГ ИЗ TiNi СПЛАВА С ЗАЩИТНО-ДЕКОРАТИВНЫМИ ПОКРЫТИЯМИ НИТРИДА ТИТАНА

Багрец[1] Д.А., Рубаник[1] В.В., Рубаник[1] В.В. мл., Дородейко[2] В.Г.

[1]ГНУ «Институт технической акустики Национальной академии наук Беларуси», г. Витебск, Республика Беларусь,
ita@vitebsk.by
[2] ЗАО «Медицинское предприятие Симург», г. Витебск, Республика Беларусь

Ортодонтические дуги из сплава никелида титана (TiNi) применяются в стоматологии с 1977 г. и к настоящему времени наиболее широко представлены в ортодонтии благодаря эффекту сверхупругости – способности восстанавливать значительные деформации (6÷8 %) в изотермических условиях.

В ГНУ «ИТА НАН Беларуси» совместно с ЗАО "Медицинское предприятие «Симург» (г. Витебск, Беларусь) разработан способ задания формы для ортодонтических дуг из TiNi сплава с одновременным нанесением биоинертного покрытия нитрида титана. Целью работы являлось исследование и сравнительный анализ функциональных свойств ортодонтических TiNi дуг, полученных как по стандартной технологии термического задания формы, так и по способу, разработанному авторами настоящей работы [1].

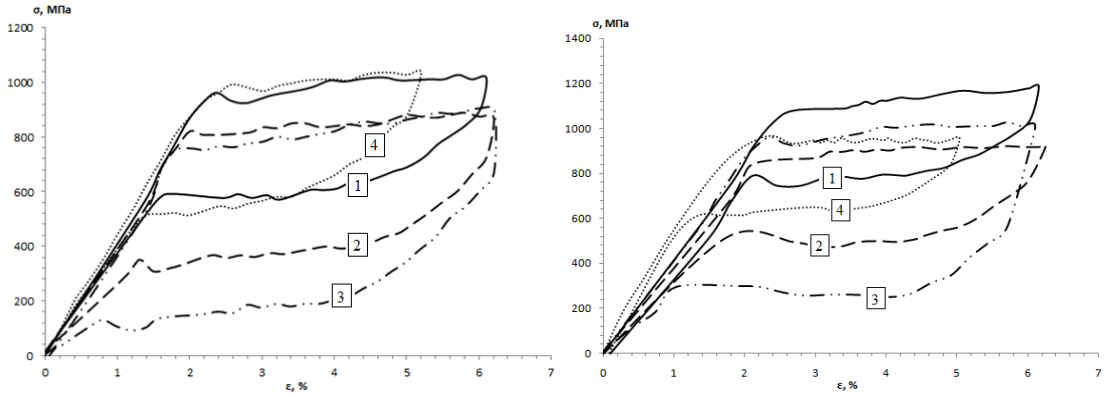
Для проведения исследований использовали проволочные образцы диаметром 0,5 мм из медицинского сплава никелида титана Ti-50,8 ат.% Ni (табл. 1).

Таблица 1. Технологические режимы обработки проволочных TiNi дуг

	Номер режима
Режим поставки	1
Термообработка при 550 °С в течение 15 мин с закалкой в воду	2
Ионно-плазменное осаждение TiN покрытия с одновременным заданием формы	3
Зарубежный аналог производства «Morelli» (Бразилия)	4

Механические характеристики проволочных TiNi дуг, определенные по разгрузочным кривым деформирования по схеме трехточечного изгиба (рис. 1), дают представление о развиваемых дугой усилиях при ортодонтическом лечении.

В работах [2, 3] обоснованы наиболее важные для практического применения функциональные характеристики сверхупругих дуг: главное усилие σ_c – напряжение, соответствующее точке на середине разгрузочного плато; коэффициент сверхупругости R_{se} – определяемый отношением тангенса угла наклона упругого участка (E) к тангенсу угла наклона разгрузочного плато ($\mathrm{tg}\ \varphi_u$); параметры разгрузочного плато ($\Delta\sigma$, $\Delta\varepsilon$).



а *б*

Рис. 1. Диаграмма деформирования на изгиб проволочных TiNi дуг при температурах 18±1 °С (*а*) и 36±1 °С (*б*)

Исследование функциональных свойств ортодонтических дуг из TiNi сплава выявило существенные различия в кинетике обратимых мартенситных превращений в зависимости от способа задания формы и состояния исходной проволоки. Разработанный авторами данной работы способ характеризуется наиболее оптимальным комплексом функциональных свойств (табл. 2): величиной главного усилия σ_c=413 МПа, что существенно ниже усилий импортных TiNi дуг; максимальным коэффициентом сверхупругости R_{se}=8, а также узким гистерезисом мартенситных превращений, температуры которых легко достижимы в бытовых условиях.

Таблица 2. Функциональные свойства проволочных TiNi дуг

Т, °С	Технологический режим	$\sigma_м$, МПа	Е, ГПа	$\Delta\sigma$, МПа	$\Delta\varepsilon$, %	tg φ_u, ГПа	R_{se}	σ_c±10%, МПа	σ_{max}, МПа	ε_{max}, %	ε_{res}, %
18±1	1	962	41,8	297	4,35	6,8	6,15	739±73,9	1036	6,12	0,02
	2	824	41,2	352	4,75	7,4	5,57	526±52,6	893	6,22	0,07
	3	749	42,8	508	5,48	9,3	4,6	384±38,4	909	6,22	0,06
	4	950	41,3	356	3,63	9,8	4,21	698±69,8	1040	5,18	0,02
36±1	1	1061	40,5	218	3,83	5,7	7,11	909±90,9	1186	6,15	0,01
	2	849	39,9	218	4,1	5,3	7,53	639±63,9	919	6,25	0,04
	3	960	41,6	246	4,74	5,2	8	413±41,3	1017	6,1	0,02
	4	954	47,7	217	3,52	6,2	7,69	728±72,8	957	5,04	0,08

Указанные преимущества позволяют рекомендовать режим задания формы изделию из TiNi сплава с одновременным осаждением покрытия нитрида титана к использованию на начальных этапах ортодонтического лечения с комфортными и безопасными для пациента усилиями.

Список литературы

1. Пат. № 19507 Рэсп. Беларусь. Способ изготовления биоинертного изделия из материала с эффектом памяти формы на основе никелида титана / В.В. Рубаник, В.В. Рубаник мл., В.Г. Дородейко, Д.А. Багрец; заявители: ГНУ «ИТА НАН Беларуси» и ЗАО «Медицин-

ское предприятие Симург». – № a 20130042; опубл. 30.10.2015 // Афіцыйны бюл. / Нац. цэнтр інтэлектуал. уласнасці. – 2015. – №5. – С.43.
2. Segner D., Ibe D. Properties of superelastic wires and their relevance to orthodontic treatment // European Journal of Orthodontics. – 1995. – Vol. 17, Issue 5. – P. 395-402.
3. Meling T. R., Odegaard J. The effect of temperature on the elastic responses to longitudinal torsion of rectangular nickel titanium archwires // Angle Orthodontist. – 1998. – Vol. 68, Issue 4. – P. 357-368.

ИССЛЕДОВАНИЕ ВОЗМОЖНОСТИ ПОЛУЧЕНИЯ НИТРИДНОЙ КОМПОЗИЦИИ AlN-BN В РЕЖИМЕ СВС-АЗ

Кондратьева Л.А., Богатов М.В.

Самарский государственный технический университет, г. Самара, Россия,
schiglou@yandex.ru

Целью данной работы являлось исследование влияния количества исходных компонентов (x и y) в системе «$x$$Na_3AlF_6$–$NaN_3$–$y$$NaBF_4$» на конечный синтезированный продукт.

Для исследования зависимостей $T,U,pH = f(x)$ и $T,U,pH = f(y)$ были выбраны следующие условия: давление азота в реакторе – 4 МПа, плотность исходной шихты – насыпная (δ = 0,34), диаметр образца D = 30 мм.

Результаты по синтезу нитридной композиции AlN-BN в системах «$x$$Na_3AlF_6$-$NaN_3$-$NaBF_4$» и «$Na_3AlF_6$-$NaN_3$-y$NaBF_4$» в зависимости от содержания x и y, представлены в таблицах 1 и 2.

Таблица 1. Результаты исследования зависимости $T,U,pH = f(x_{Na3AlF6})$ при получении нитридной композиции AlN-BN в системе «$x$$Na_3AlF_6$-$NaN_3$-$NaBF_4$»

№	Содержание $x_{Na3AlF6}$, моль	Тем-ра горения, T, °C	Скорость горения, U, см/с	pH
1	1	1000	0,50	8
2	2	950	0,50	9
3	3	900	0,50	10
4	4	800	0,50	10

Таблица 2. Результаты исследования зависимости $T,U,pH = f(y_{NaBF4})$ при получении нитридной композиции AlN-BN в системе «Na_3AlF_6-NaN_3-$y$$NaBF_4$»

№	Содержание y_{NaBF4}, моль	Тем-ра горения, T, °C	Скорость горения, U, см/с	pH
1	1	1000	0,50	8
2	2	1000	0,50	8
3	3	1000	1,00	8
4	4	1100	1,00	8

Из представленных в таблице 1 данных видно, что с увеличением содержания Na_3AlF_6 в смеси «Na_3AlF_6+NaN_3+$NaBF_4$» температура горения снижается, скорость горения постоянна, кислотно-щелочной баланс промывной воды повышается с 8 до 10. Из представленных в таблице 2 данных видно, что с увеличением содержания

$NaBF_4$ в смеси «Na_3AlF_6+NaN_3+$NaBF_4$», скорость и температура горения возрастают, кислотно-щелочной баланс промывной воды постоянен и равен 8.

Рентгенофазовый анализ конечного продукта проводили с помощью дифрактометра ARL X'trA-138. Дифрактограммы конечных промытых продуктов синтеза системы «xNa_3AlF_6-NaN_3-y$NaBF_4$» с разным соотношением x и y в системе представлены на рисунке 1.

Результаты рентгенофазового анализа продуктов горения системы «xNa_3AlF_6-NaN_3-y$NaBF_4$», свидетельствуют о наличии нескольких фаз: AlN, BN и Na_3AlF_6, при следующем соотношении:

- при x = 1 моль и y = 1 моль: AlN = 32 %, BN = 20 %, Na_3AlF_6 = 48 %;
- при x = 3 моль и y = 1 моль: AlN = 30 %, BN = 20 %, Na_3AlF_6 = 50 %.
- при x = 1 моль и y = 3 моль: AlN = 25 %, BN = 23 %, Na_3AlF_6 = 52 %.

Результаты рентгенофазового анализа говорят о том, что увеличение Na_3AlF_6 или $NaBF_4$ в исходной шихте «Na_3AlF_6 + NaN_3 + $NaBF_4$» практически не влияет на соотношение фаз в конечном продукте. Температуры горения (800-1100 °C) не достаточны для образования чистого конечного продукта состоящего из AlN и BN, но все-таки в конечном продукте образуется примерно 50% нитридной композиции AlN-BN, остальные 50% целевого продукта представляют собой побочный продукт Na_3AlF_6.

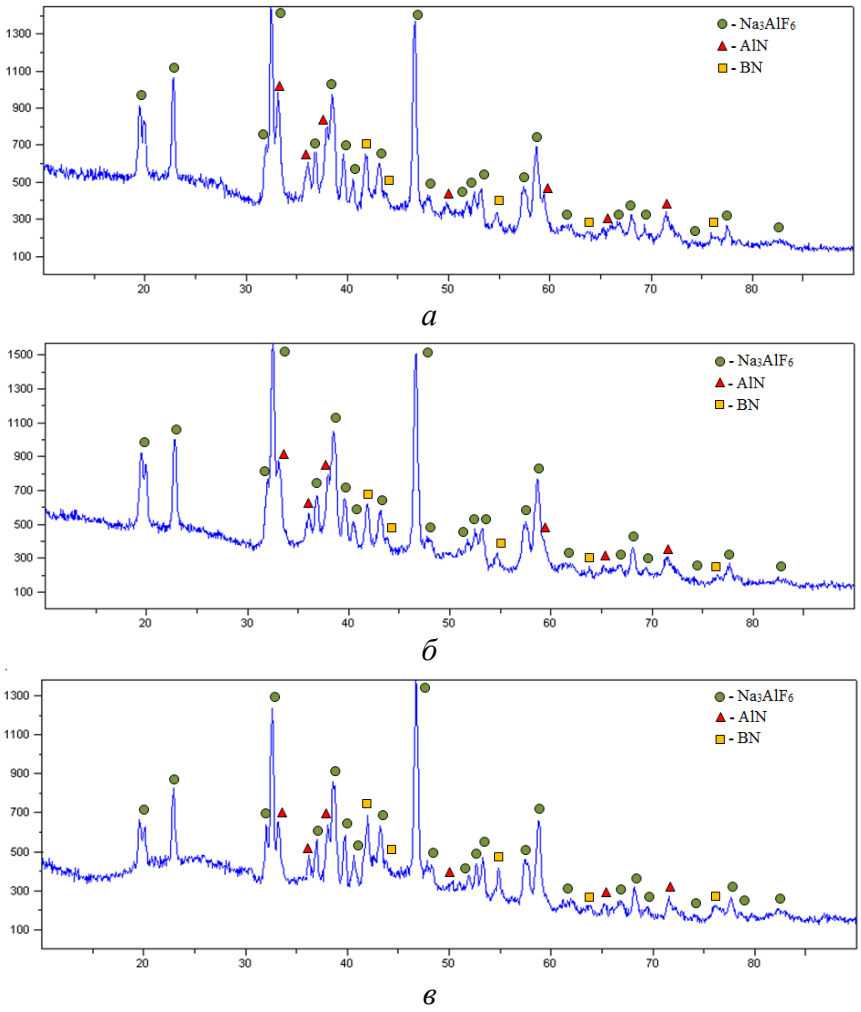


Рис. 1. Дифрактограммы конечных промытых продуктов синтеза системы «xNa_3AlF_6-NaN_3-y$NaBF_4$» с разным соотношением компонентов:

а) x = 1 моль; y = 1 моль; *б*) x = 3 моль, y = 1 моль; *в*) x = 1 моль, y = 3 моль

Исследование размера и морфологии порошков нитридных композиций проводилось с помощью растрового электронного микроскопа JSM-6390A фирмы «Jeol». Установлено, что форма частиц нитридной композиции, синтезированной в системе «xNa_3AlF_6-NaN_3-y$NaBF_4$» при x = 1 моль и y = 1 моль имеет неправильную форму и средний размер частиц 90-140 нм. Форма частиц нитридной композиции, синтезированной в системе «xNa_3AlF_6-NaN_3-y$NaBF_4$» при x = 3 моль и y = 1 моль имеет неправильную форму и средний размер частиц 90-140 нм. Форма частиц нитридной композиции, синтезированной в системе «xNa_3AlF_6-NaN_3-y$NaBF_4$» при x = 1 моль y = 3 моль имеет неправильную форму и средний размер частиц 100-150 нм. Такой композиционный порошок можно классифицировать как тонкодисперсный (субмикрокристалический) порошок.

ФОРМИРОВАНИЕ ПОСЛОЙНОЙ НЕОДНОРОДНОСТИ ТЕКСТУРЫ И СТРУКТУРЫ В ГОРЯЧЕКАТАНЫХ ФЕРРИТНЫХ СТАЛЯХ

Перлович Ю.А., Исаенкова М.Г., Доброхотов П.Л., Столбов С. Д.

НИЯУ МИФИ, Москва, Россия
pldobrokhotov@mephi.ru

Известно [1], что горячекатаные материалы характеризуются существенной послойной неоднородностью структуры и текстуры, обусловленной как варьированием температуры по сечению листа в процессе его прокатки, так и перераспределением элементного состава деформируемого материала. Развитие слоев с разной преимущественной кристаллографической ориентацией зерен относительно внешних направлений пластины в существенной степени предопределяет функциональные свойства таких листов. Выявление причин развития послойной структурной и текстурной неоднородности, а также установление закономерностей формирования структуры, текстуры и свойств горячекатаных листов ферритной высокопрочной стали 55ХН2МА-Ш явилось целью данной работы. Возможность управления такой послойной неоднородностью позволит целенаправленно изменять свойства изделия и стабилизировать режимы процесса его изготовления.

Исследования проводились на дифрактометрах Bruker D8 Discover и ДРОН-3 производства «Буревестник». При обработке полученных данных использовано как собственное программное обеспечение, так и программы фирмы Bruker. Восстановление функции распределения ориентаций (ФРО) по частичным прямым полюсным фигурам (ППФ) проведено с использованием программы «LABOTEX». Построение ФРО использовано для последующего расчета обратных полюсных фигур (ОПФ).

В работе использован также метод построения обобщенных прямых полюсных фигур (ОППФ) [2], позволяющий рассматривать субструктурное состояние зерен – мелкодисперсность структуры и микроискажения кристаллической решетки – в зависимости от их преимущественной ориентации.

В процессе рентгеновского исследования обнаружена послойная неоднородность исследуемых листов. При съемке прямых полюсных фигур для поверхностных и внутренних слоев листа обнаружено, что текстура внешнего слоя характеризуется компонентой {011}<111>, тогда как во внутреннем слое (на половине толщины листа) наблюдается двухкомпонентная текстура {001}<011> и {111}<011> (рис. 1).

Закономерности перехода текстуры внешнего слоя в текстуру внутренних слоев в горячекатаных листах изучены при использовании экспрессной рентгеновской методики, заключающейся в регистрации отражений (002) и (222) от последовательных слоев листа для сечения, перпендикулярного его поперечному направлению. На всех этапах изучения послойной неоднородности также измерены структурные характеристики и микротвердость материала с нормального направления.

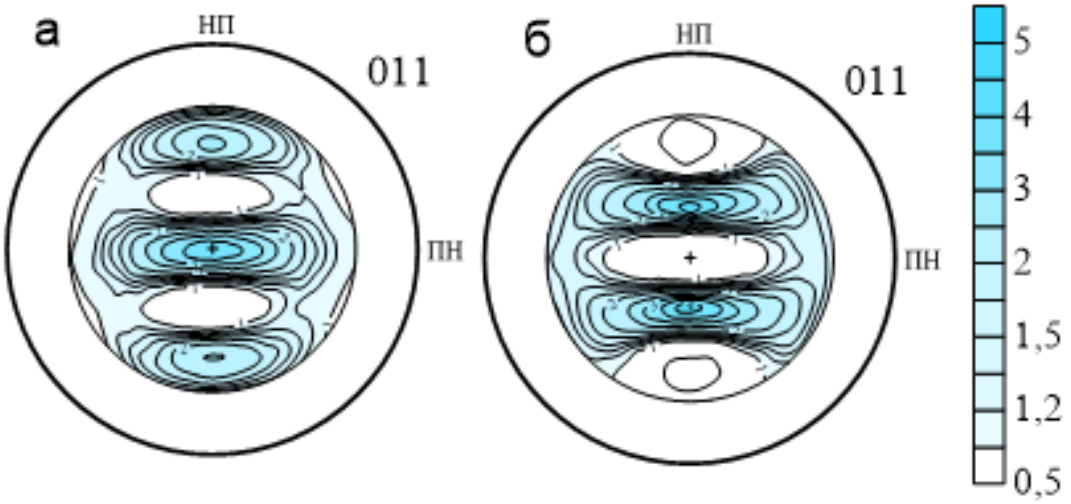


Рис. 1. ППФ {011} листа из стали 55ХН2МА-Ш после горячей прокатки для внешнего (*а*) и внутреннего (*б*) слоев

Ответственным за возникновение в горячекатаной стали послойной неоднородности является выдвинутый ранее [1] механизм, связанный с процессом динамического деформационного старения (ДДС) и активизирующийся в условиях реализации градиента повышенных температур деформации. Перераспределение примесных атомов внедрения в матрице, происходящее вследствие ДДС, приводит к изменению механизма деформации. Вместо типичного для пластической деформации ОЦК металлов скольжения дислокаций по системам {011}<111> или {112}<111>, блокирующегося повышенной концентрацией примесных атомов, активизируется коллективное переползание дислокаций. Таким образом, переориентация зерен при прокатке происходит в соответствии с переползанием дислокаций, что обусловливает формирование текстуры с нетипичной для ОЦК металлов плоскостью прокатки {011}.

Список литературы

1. Perlovich Yu., Isaenkova M. Effects of dynamical deformation ageing on structure and texture of hot-rolled sheets from alloyed bcc metals. // Int J Mater Form, 2010, Vol. 3, Suppl 1, p.1143-1146.
2. Perlovich Yu., Isaenkova M., Fesenko V. Use of generalized pole figures in the X-ray study of textured metal materials - Zietschrift fur Kristallographie, suppl.26 (2007), s. 327-332.

ТЕКСТУРА ГОРЯЧЕЙ ПРОКАТКИ МАТЕРИАЛОВ С КУБИЧЕСКИМИ РЕШЁТКАМИ

Данилов С. В., Лобанов М. Л.

Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н.Ельцина, г. Екатеринбург, Россия,
s.v.danilov@bk.ru

В процессе горячей деформации металлов, помимо изменения геометрических размеров, формируется их текстурное состояние. Причем данная текстура, при последующих обработках (отжигах, деформациях), через механизмы наследственности, оказывает существенное влияние на ориентационно-зависимые свойства готового изделия. Вследствие, этого возникает задача получения взаимоувязанной информации об эволюции текстурного состояния в процессе структурных и фазовых превращений.

Причина возникновения текстуры – это деформация в стесненных условиях, вследствие скольжения дислокаций по системам, имеющим максимальную активность. Реальная схема деформации при прокатке является достаточно сложной. При холодной прокатке напряженное состояние упрощенно можно рассматривать как растяжение вдоль направления прокатки (НП) и сжатие по нормали (НН) к плоскости листа, таким образом, что максимальные касательные напряжения лежат под углом 45° к НП. Основные отличия горячей прокатки (ГП) от холодной заключаются в существенно большей толщине полосы и действии трения между валками и поверхностью полосы. В различных слоях полосы при ГП могут реализоваться разные напряженные состояния.

При ГП на формирование текстуры могут оказывать влияние не только процессы деформации, но и процессы рекристаллизации. В работе [1] показано, что связь между деформационными и рекристаллизационными ориентировками может быть представлена как строго кристаллографическая и, соответственно, описана через формирование специальных границ.

Данная работа была посвящена изучению закономерностей формирования текстуры в металлах с ОЦК (Fe–3%Si, Mo) и ГЦК (Al, γ-фаза в сталях) решетками при ГП со степенью деформации более 70 % по всей толщине полос. Исследование текстуры проводилось с помощью растровых электронных микроскопов ZEISS Cross Beam AURIGA и Jeol JSM-6490 LV с приставкой EBSD HKL Inca и системой анализа Oxsford Instruments.

В результате текстурного анализа образцов установлено, что в центральных слоях всех образцов текстура состояла из дискретных наборов стабильных ориентировок (таблица), соответствующих текстуре холодной прокатки [2]. В поверхностных слоях Fe-3%Si и Al текстура состояла из наборов дискретных ориентировок, соответствующих текстуре сдвига [2]. Отличие в текстурном состоянии центрального и поверхностного слоев являлось результатом определенного напряженного состояния. На текстуру поверхностного слоя существенное влияние оказывала величина трения. В «жестких» материалах (Mo, аустенит) трение было минимальным, то есть разница в напряженных состояниях поверхностного и центрального слоев была незначительной. Для «мягких» материалов (Fe-3%Si, Al), величина трения значительно выше (происходит «прилипание» металла к валкам). Можно предполагать, что реализуется напряженное состояние, приводящее к деформации сдвигом [2].

Современные методы ориентационной микроскопии, основанные на дифракции обратно рассеянных электронов (EBSD), позволяют разделить текстуру на деформационные и рекристаллизационные фракции. Ориентировки рекристаллизации повторяют деформационные компоненты (таблица).

Формирование подобного рода многокомпонентных текстур, где присутствуют как деформационные, так и рекристаллизационные ориентировки, может быть объяснено исходя из гипотезы, что подвижными в рекристаллизационных процессах являются кристаллографически обусловленные границы, формирующиеся между стабильными деформационными ориентировками.

Таблица. Деформационные (Д) и рекристаллизационные (Р) ориентировки в структуре металлов после ГП, выявленные методом EBSD

Слой	Образец / ориентировка	Fe-3%Si (ОЦК)		Mo (ОЦК)		Al (ГЦК)		γ-фаза (ГЦК)	
		Д	Р	Д	Р	Д	Р	Д	Р
Поверхностный	(110)[001]	+	+	-	-	-	-	+	+
	{110}<112>	+	+	-	-	-	-	+	+
	{112}<111>	+	+	-	-	-	-	+	+
	{110}<111>	+	+	-	-	-	-	+	+
	(100)[010]	-	-	-	-	+	+	+	+
	(001)[110]	-	-	+	+	+	+	-	-
	{112}<110>	-	-	+	+	+	+	-	-
	{111}<112>	-	-	+	+	+	+	-	-
	{111}<110>	-	-	+	+	+	+	-	-
Центральный	(110)[001]	-	-	-	-	+	+	+	+
	{110}<112>	-	-	-	-	+	+	+	+
	{112}<111>	-	-	-	-	+	+	+	+
	{110}<111>	-	-	-	-	+	+	+	+
	(100)[010]	-	-	-	-	+	+	+	+
	(001)[110]	+	+	+	+	-	-	-	-
	{112}<110>	+	+	+	+	-	-	-	-
	{111}<112>	+	+	+	+	-	-	-	-
	{111}<110>	+	+	+	+	-	-	-	-

Работа выполнена при финансовой поддержке постановления № 211 Правительства Российской Федерации, контракт № 02.A03.21.0006 и в рамках государственного задания Министерства образования и науки РФ, проект №11.1465.2014/К.

Список литературы

1. Русаков Г. М. Специальные разориентации и текстурная наследственность в техническом сплаве *Fe-3%Si* / Г. М. Русаков, М. Л. Лобанов, А. А. Редикульцев, А. С. Беляевских // Физика металлов и металловедение, 2014. Т. 115. №8. С. 827–838.
2. Hölscher M. Relationship Between Rolling Textures and Shear Textures in F.C.C. And B.C.C. Metals / M. Hölscher, D. Raabe, K. Lücke // Acta metall. 1994. Vol. 42. No. 3. P. 879–886.

ВЛИЯНИЕ ЛЕГИРОВАНИЯ ВОДОРОДОМ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И ХАРАКТЕР РАЗРУШЕНИЯ ВЫСОКОАЗОТИСТОЙ ХРОМОМАРГАНЦЕВОЙ СТАЛИ

Майер Г.Г.[1], Астафурова Е.Г.[1], Мельников Е.В.[1], Гальченко Н.К.[1], Захаров Г.Н.[2]

[1]ФГБУН Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия
[2]ФГБОУ ВПО Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск, Россия
galinazg@yandex.ru

В работе исследовали влияние легирования водородом на механические и пластические свойства, характер разрушения поликристаллов высокоазотистой аустенитной стали Fe–19Cr–22Mn–1.5V–0.6N–0.2C (мас. %) при статическом растяжении. Исходные образцы стали закаливали от 1100 °C в воду, после закалки сталь имела структуру преимущественно аустенита (5 % феррита). Образцы электролитически наводороживали в 1N растворе H_2SO_4 с добавлением CH_4N_2S при плотности тока 50 мА/см^2 и продолжительности наводороживания ($t_{навод}$) – 2, 10 и 40 ч. Механические испытания проводили при комнатной температуре методом одноосного растяжения со скоростью 5.6×10^{-4} с$^{-1}$.

Изучение кривых течения исследуемой стали до наводороживания показало, что пластическая деформация развивается в одну линейную стадию с пределом текучести $\sigma_{0.2}$ = 586 МПа, пределом прочности σ_B = 1084 МПа и удлинением ε = 20 %. При легировании водородом характер кривых течения изменяется слабо. Наводороживание продолжительностью 2 ч. приводит к уменьшению значений предела текучести и предела прочности исследуемой стали до $\sigma_{0.2}$ = 568 МПа и σ_B = 989 МПа. Дальнейшее увеличение $t_{навод}$ до 10 и 40 ч. слабо влияет на величину предела текучести $\sigma_{0.2}$ = 563 МПа ($t_{навод}$= 10 ч.) и $\sigma_{0.2}$ = 559 МПа ($t_{навод}$= 40 ч.) по сравнению с $t_{навод}$=2 ч., но способствует существенному понижению предела прочности до σ_B = 902 МПа ($t_{навод}$=10 ч.) и 838 МПа ($t_{навод}$=40 ч.) по сравнению с состоянием без водорода и после наводороживания $t_{навод}$=2 ч.

Насыщение исследуемой стали водородом сопровождается существенным снижением значений ε в сравнении с исходным состоянием. После $t_{навод}$ = 2 ч удлинение ε составляет 17 %, после $t_{навод}$=10 ч. – 14 % и после $t_{навод}$ = 40 ч. – 11 %.

Расчет коэффициента охрупчивания $K_H = [(\varepsilon_0 - \varepsilon_H)/\varepsilon_0]\times100$ % (ε_0 и ε_H – удлинение до и после наводороживания) показал, что K_H с увеличением продолжительности наводороживания возрастает и составляет 15, 30 и 45 % после $t_{навод}$ = 2, 10 и 40 ч. соответственно. Значения коэффициента деформационного упрочнения $\Theta = d\sigma/d\varepsilon$ с увеличением $t_{навод}$ до 10 ч. не изменяется (2800 МПа), а после $t_{навод}$=40 ч. наблюдали повышение Θ до 3140 МПа.

Обнаружено, что легирование водородом сопровождается сменой характера разрушения стали от преимущественно интеркристаллитного к преимущественно транскристаллитному и приводит к образованию хрупкого слоя на поверхности образцов, толщина которого увеличивается со временем наводороживания до 1.5 мкм, 3.5 мкм и 6 мкм после $t_{навод}$=2, 10 и 40 ч. соответственно.

Работа выполнена при финансовой поддержке стипендии Президента РФ (СП-160.2016.1). Работа выполнена с использованием оборудования ЦКП «Нанотех» (ИФПМ СО РАН, Томск).

ОЦЕНКА МЕТАЛЛОГРАФИЧЕСКИХ СКОРОСТЕЙ ОХЛАЖДЕНИЯ МЕТЕОРИТА ЧЕЛЯБИНСК В ОБЛАСТЯХ С РАЗЛИЧНОЙ ЛИТОЛОГИЕЙ

Брусницына Е. В., Муфтахетдинова Р. Ф., Яковлев Г. А., Гроховский В. И.

ФГАОУ ВПО «УрФУ имени первого Президента России Б.Н. Ельцина», г. Екатеринбург, Россия
jeka_bru@list.ru

Метеорит Челябинск выпал 15 февраля 2013 года на Южном Урале и был классифицирован, как обыкновенный хондрит, тип LL5 S4 W0. Метеорит Челябинск имеет силикатную матрицу, в которой наблюдаются металлические включения и сульфиды железа. Более подробно минералогический состав ранее описан в работах [1]. Вещество метеорита Челябинск состоит из нескольких структурных типов - литологий, определяемых визуально [2]. В зависимости от степени ударного метаморфизма авторы работы [3] выделяют слабо деформированную светлую и ударно-переплавленную темную области. В темной области присутствуют две зоны – серая с переплавленными силикатами и черная с переплавленными сульфидами. Целью данной работы является определение металлографических скоростей охлаждения фрагментов метеорита Челябинск в различных литологиях.

Образцы были изготовлены из нескольких фрагментов данного метеорита, содержащих в структуре темную и светлую литологии. После стандартной металлографической подготовки образцы травились 2%-ным раствором HNO_3 в спирте. Исследования микроструктуры проводились на оптическом микроскопе Axiovert 40 MAT и электронном микроскопе FE-SEM ∑IGMA VP с использованием приставок EDS и EBSD.

Метеоритный металл представляет собой сплавы Fe–Ni–Co с различным содержанием никеля и кобальта. Выделяют следующие фазы и структуры: камасит α-Fe (Ni, Co), содержание Ni варьируется от 4% до 7,5%; тэнит γ-Fe(Ni, Co), содержание Ni от 7,5% до 50%; тетратэнит γ’ – соединение FeNi с упорядоченной структурой $L1_0$; мартенсит α_2 и плессит (α + γ) с различной морфологией. Все вышеперечисленные фазовые и структурные составляющие были выявлены в исследуемых фрагментах метеорита Челябинск.

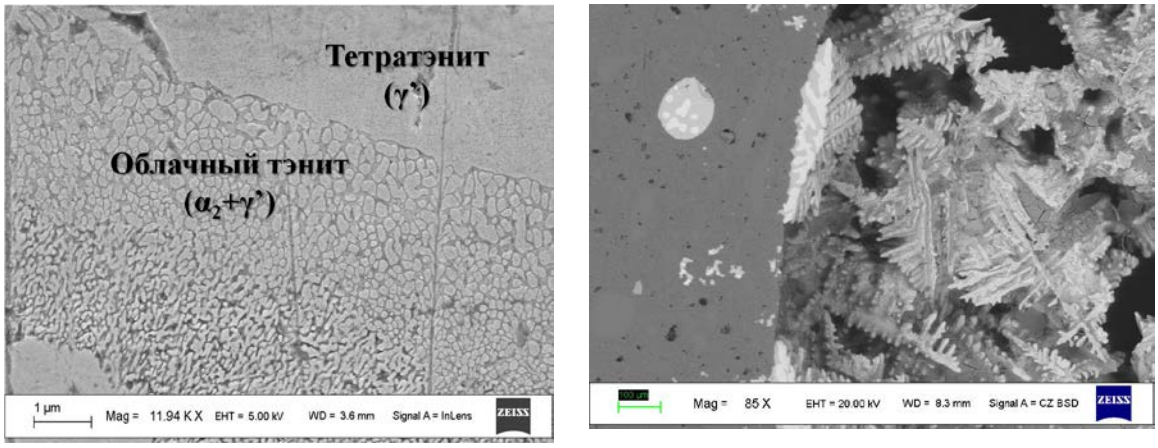
Образцы со светлой литологией характеризуется большим количеством металлических зерен с зональным тэнитом, структура которого формируется в процессе медленного охлаждения (порядка нескольких градусов в миллион лет) и имеет различное содержание Ni в периферийной и центральной части зерна. Такой градиент по Ni принято называть «М-профиль». В зависимости от содержания Ni можно выделить [4] до семи структурных зон. В диапазоне концентраций от 30 до 42 вес.% Ni наблюдается двухфазная область ($\alpha_2 + \gamma'$), предположительно формирующаяся в результате спинодального распада. Округлые светлые частицы тетратэнита γ’ располагаются в темной матрице камасита α-Fe(Ni, Co) (рис. 1, *а*). С уменьшением скорости охлаждения размер частиц тетратэнита увеличивается, на этом основана методика определения металлографической скорости охлаждения ниже 400 °С [5]. Средний размер высоконикелевых частиц в исследуемом фрагменте метеорита Челябинск со светлой литологией составил 146 нм, что соответствует металлографической скорости охлаждения 6 °С/млн. лет. В образцах с темной литологией в серой зоне присутствует значительное количество газовых пор, образовавшихся вследствие усадочных процессов при кристаллизации ударного расплава. Внутри газовых пор были обнаружены дендриты, состоящие преимущественно из тэнита γ-Fe(Ni, Co) [6].

Экспериментальные работы на сплавах Fe–Ni [7 – 9] показали, что расстояние между вторичными осями дендритов обратно пропорционально скорости охлаждения (R) в кристаллизационном интервале. В работе [10] предложено следующее соотношение между R в °C/с и расстоянием d в мкм: $R = 5.3 \times 10^5 \, d^{-2.9}$.

Существует и другое соотношение для сплавов Fe–Ni и Fe–P в широком диапазоне скоростей охлаждения, зависимость линейна в двойных логарифмических координатах [8] и имеет аналитический вид: $L = 60 \cdot V^{-0.32}$, где L, мкм – расстояние между вторичными осями дендрита или размер ячеек, V, °C/с – скорость охлаждения в кристаллизационном интервале.

Оценка скоростей охлаждения по дендритной структуре серой зоны темной литологии в обыкновенном хондрите Челябинск LL5 (рис. 1, б) произведена с использованием двух разных формул. При среднем расстоянии между вторичными осями дендритов 28 мкм с использованием расчетных формул [10] и [8] скорость охлаждения составляет 33 °C/с и 10,6 °C/с соответственно.

Скорости охлаждения, рассчитанные по двум разным формулам, находятся в пределах одного порядка. Возможно, различия связаны с тем, что вышеперечисленные формулы описывали ситуацию для определенных концентраций никеля и серы, отличных от тех, что имеют место в хондрите Челябинск. Все полученные результаты скоростей охлаждения согласуются с известными ранее данными для других метеоритов.



а *б*

Рис. 1. Электронная микрофотография фрагментов метеорита Челябинск: *а*) светлая литология, двухфазная область ($\alpha_2 + \gamma'$); *б*) серая зона темной литологии, дендриты в газовых порах

В данном исследовании получены две металлографические скорости охлаждения: первая – при медленном остывании во время формирования родительского тела и вторая – в результате кристаллизации расплава после ударного события.

Работа выполнена при частичной поддержке гранта РФФИ № 15-35-21164 мол_а_вед.

1. Петрография, минералогия и строение метеорита Челябинск. Метеорит Челябинск – год на Земле: материалы Всероссийской научной конференции. Челябинск, 2014.
2. Badyukov D. D., Raitala J., Kostama P., Ignatiev A. V. Chelyabinsk Meteorite: Shock Metamorphism, Black Veins and Impact Melt Dikes, and the Hugoniot. Petrology. 2015. V. 23. P. 103–115

3. Grokhovsky V. I., Kohout T., Gritsevich M., Koneva E. V. Physical properties, structure and fracturing of the Chelyabinsk LL5 meteorite body. Meteorit. & Planet. Sci. 2014. V. 49. P. 5364
4. Гроховский В. И., Жиганова Е. В., Глазкова С. А., Волосникова А. С., Солодовских М. А. Морфологические разновидности плессита в метеоритах. Вестник УГТУ-УПИ №5 (35) Современные технологии: проблемы и решения: Сборник научных трудов: В 2ч. Екатеринбург: ГОУ ВПО УГТУ-УПИ. 2004. Ч.2.263 с.
5. Goldstein J. I., Yang J., Kotula P. G., Michael J. R. and Scott E.R. D. Thermal histories of IVA irons from transmission electron microscopy of the cloudy zone microstructure. Meteorit. Planet. Sci.44, 2009, 343–358.
6. Sharygin V.V., Grokhovsky V.I., Yakovlev G. A., Sobolev V.S. Mineral condensates in black lithology of Chelyabinsk chondrite. Meteorit. & Planet. Sci. 2015. V. 50. P. 5274
7. Blau P. J., Axon H. J., and Goldstein J. I. Investigation of the Canyon Diablo metallic spheroids and their relationship to the breakup of the Canyon Diablo meteorite. Journal of Geophysical Research. 1973. 78:363–374.
8. Flemings M. C., Poirier D. R., Barone R. V., and Brody H. D. Microsegregation in iron-based alloys. Journal of Iron Steel Institute. 1970. 208:371–381.
9. Flemings M. C. Solidification processing. New York:McGraw-Hill. 1974. 416
10. Scott E. R. D. Origin of rapidly solidified metal-troilite grains in chondrites and iron meteorites. Geochimica et Cosmochimica Acta. 1982.46:813–823.

ВЛИЯНИЕ ПРЕДВАРИТЕЛЬНОЙ (НАВЕДЕННОЙ) ДЕФОРМАЦИИ НА ХАРАКТЕРИСТИКИ ВОССТАНОВЛЕНИЯ ФОРМЫ ИНТЕРМЕТАЛЛИДА TiNi

Барынин В. В., Дружинин А. Н.

Тульский Государственный Университет, Тула, Россия
leha.druzhinin2016@yandex.ru

Целью данной работы явилось на основе анализа литературных данных и собственных исследований установить влияние предварительной (наведенной) деформации на характеристики восстановления формы интерметаллида TiNi.

В данной работе был исследован классический сплав с эффектом памяти формы (ЭПФ) на основе никелида титана Ti–50,6 % (ат.) Ni (промышленный сплав ТН1).

Сплав Ti–50,6 % (ат.) Ni использовали для исследования в виде проволоки, которая была получена теплым волочением. Образец сплава перед испытанием подвергли отжигу в вакууме при t = 650 °C и провели травление в смеси кислот: $1HF + 3HNO_3 + 6H_2O_2$ в течение 7 минут для снятия поверхностного окисленного слоя**.** В последующем произвели измерения внутреннего трения, которые показали, что образец находится в однофазном состоянии (М).

Для измерения ЭПФ в сплаве TiNi использовали установку, работающую по принципу обратного крутильного маятника, разработанную на кафедре ФММ ТулПИ [1].

Образец подвергали деформации кручением (от 1 до 7 %) при комнатной температуре $T_{комн}$ = 25 °C. Затем производился нагрев образца до 170 ºС со скоростью 1°С/мин с последующим охлаждением до комнатной температуры.

По полученным экспериментальным данным строили графики зависимостей $\gamma(T)$, по которым определяли критические точки начала и конца прямого и обратного мартенситного превращения (МП), а также характеристики формовосстановления.

На рисунке 1 представлены две кривые восстановления формы при нагреве и охлаждении.

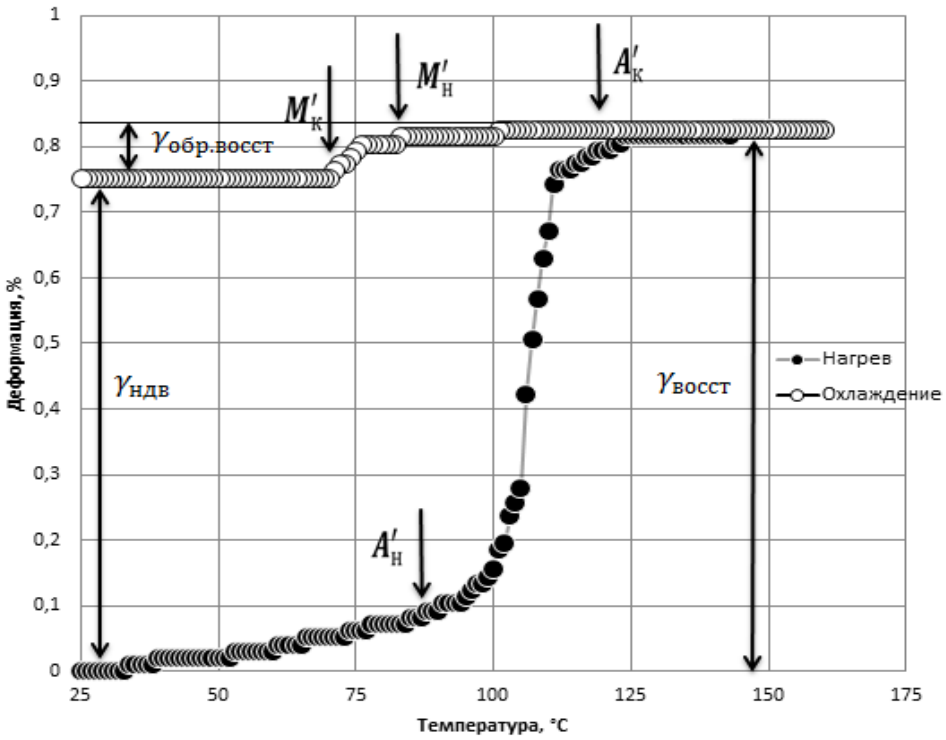


Рис. 1. Зависимость деформации от температуры при ($\boldsymbol{\gamma_{пред} = 2\%}$)

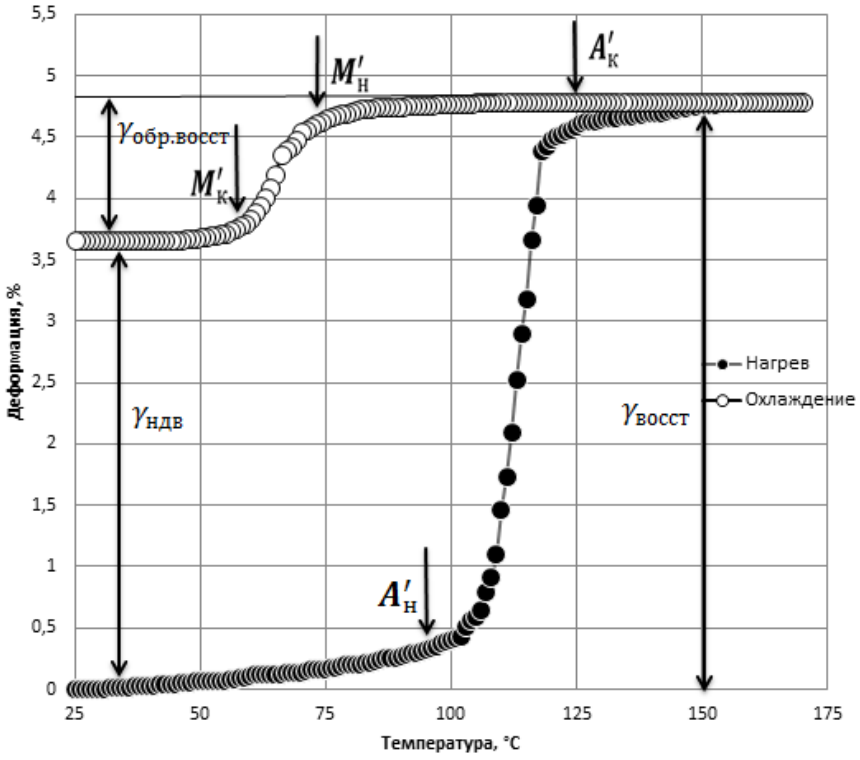


Рис. 2. Зависимость деформации от температуры при ($\boldsymbol{\gamma_{пред} = 6\%}$)

При нагреве формовосстановление начинается с 85 °С и заканчивается при 120 °С. Интенсивное формовосстановление наблюдается в интервале от 105 до 120 °С. При дальнейшем нагреве образца от 120 до 160 °С формовосстановление прекращается.

При охлаждении образца обратное формовосстановление начинается с 80 °С и заканчивается при 65 °С. В дальнейшем формовосстановление не наблюдается.

Вид зависимостей $\gamma(T)$ объясняется тем, что при нагреве происходит обратное МП (ОМП) в результате которого в интервалах температур $A'_н - A'_к$ кристаллы мартенсита исчезают и превращаются в аустенит, а при охлаждении происходит прямое МП (ПМП) в результате которого в интервалах температур $M'_н - M'_к$ начинают зарождаться и растут кристаллы мартенсита.

Аналогичный характер зависимостей $\gamma(T)$ при нагреве и охлаждении наблюдается и при других степенях предварительной деформации.

На рисунках 3 и 4 обобщены результаты измерений, полученных при различных степенях деформации ($\gamma_{пред}$).

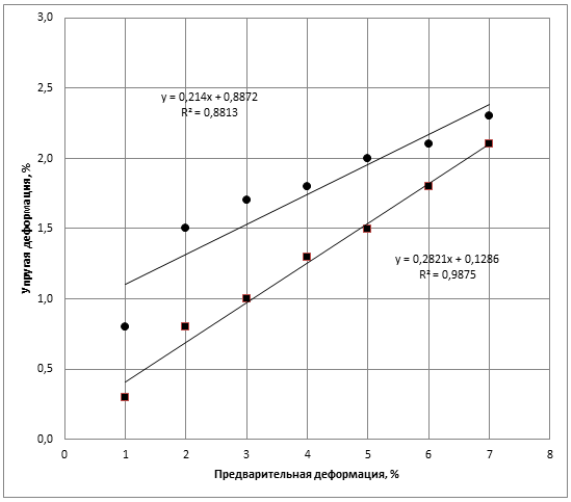


Рис. 3. Зависимость упругой деформации ($\gamma_{упр}$) от предварительной деформации ($\gamma_{пред}$)
● – экспериментальные данные
■ – литературные данные [2]

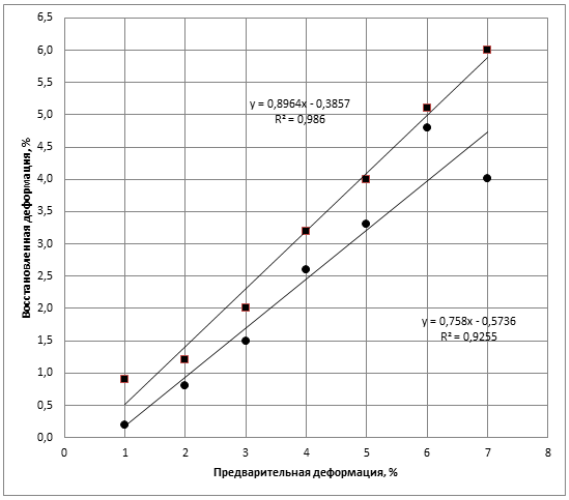


Рис. 4. Зависимость восстановленной деформации ($\gamma_{восст}$) от предварительной деформации ($\gamma_{пред}$)
● – экспериментальные данные
■ – литературные данные [2]

Из рисунка 3 видно, что с увеличением степени предварительной деформации ($\gamma_{пред}$) упругая увеличивается ($\gamma_{упр}$) по линейному закону, что соответствует литературным данным полученным на сплаве Ti–50,7 % (ат.) Ni [2]. Максимальное значение $\gamma_{упр}$ составляет 2,3 % (при $\gamma_{пред}$ = 7 %). Это свидетельствует о том, что материал обладает эффектом сверх упругости, который характерен для сплавов с ЭПФ, в отличие от сталей в которых $\gamma_{упр}$ не превышает 0,2 %.

Обнаруженное повышение $\gamma_{восст}$ при росте $\gamma_{пред}$ объясняется увеличением доли мартенситных (или аустенитных) кристаллов, благоприятно ориентированных по отношению к внешней нагрузке.

Таким образом, показано, что исследованный сплав демонстрирует формовосстановление как при нагреве, так и при охлаждении. Установлено, что величина вос-

становленной деформации при нагреве увеличивается по линейному закону до 4,8 % с повышением $\gamma_{пред}$, а упругая деформация возрастает до 2,3 % (при $\gamma_{пред}$ = 7 %).

1. Патент РФ № 92538 Опублик. БИ №8 от 20.03.2010, МПК8 G01N 3/38, Устройство для измерения параметров восстановления формы в материалах, Архангельский С.И., Лабзова Л.В., Маркова Г.В., Чуканов И.В.
2. Ильин А.А. Исследование механизмов формоизменения при деформации и нагреве титановых сплавов с эффектом запоминания формы / А.А. Ильин, М. Ю. Коллеров, И. С. Головин, А. А. Шинаев //Металловедение и термическая обработка металлов. Машиностроение. – 1998. – № 4. – С. 12-16.

ПРОГНОЗИРОВАНИЕ ПИТТИНГОСТОЙКОСТИ АУСТЕНИТНЫХ КОРРОЗИОННОСТОЙКИХ СТАЛЕЙ, СОДЕРЖАЩИХ АЗОТ И УГЛЕРОД

Меркушкин Е.А., Березовская В.В.

УрФУ им. первого Президента России Б.Н. Ельцина,
Екатеринбург, Россия
evgenmerk89@mail.ru

Во всем объеме ежегодного производства сталей аустенитные коррозионностойкие стали (АКСС) составляют значительную долю. АКСС обладают хорошей коррозионной стойкостью, механическими свойствами и технологичностью. Однако в хлоридных растворах они обладают склонностью к питтинговой коррозии. Кроме того, при нагреве в область 550–800°С в них по границам зерен выделяются карбиды типа $Cr_{23}C_6$, при этом скорость процесса выделения определяется содержанием углерода. Стабилизация титаном сталей с азотом не устраняет их склонности к МКК, так как в них возможно образование нитридов хрома Cr_2N. В этой связи для предотвращения МКК в АКСС требуется понижать содержание углерода ниже 0,03 % [1].

Оценки затрат общества, связанных с коррозией, показывают, что они составляют в развитых странах 2–4% от ВВП в год. Часть этих затрат неизбежна, но можно значительно сократить потери за счет более эффективного использования той информации, которой мы располагаем, и, согласно одной из оценок [2], около 15% коррозионных затрат относятся к этой категории. Прогнозирование коррозионных свойств сталей – один из таких путей для решения данной проблемы.

Целью работы является установление корреляционной зависимости потенциала питтингообразования $E_{по}$ от химического состава АКСС, легированных азотом и углеродом в пределах равновесного содержания, и оценка возможности ее использования для высокоазотистых сталей, наряду с показателем MARC [3].

Исследования АКСС, химический состав которых приведен в табл. 1, проводили после горячей прокатки и последующей закалки от 1050°С.

Для испытаний использовали образцы размером 100×10×1 мм. Исследования питтинговой коррозии (ПК) проводили по ГОСТ 9.908-85 на приборе VoltaLab 10-PGZ100 с программным обеспечением VoltaMaster 4 в 3,5%-ном водном растворе хлорида натрия (NaCl) комнатной температуры в электрохимической ячейке с хлорсеребряным (Ag/AgCl) электродом сравнения.

Таблица 1. Химический состав исследованных сталей

№ п/п	Марка стали	Содержание элементов, масс. % *								$E_м$	$E_{по}$, В
		C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	N	Cu		
1	02Х16Н10ГМ2	0,018	1,38	0,51	16,12	10,17	2,04	0,037	-	-16,6	0,29
2	04Х18Н8ГД	0,040	1,42	0,39	18,30	8,15	-	0,043	0,1	-15,3	0,18
3	05Х16Н4Г6Д2	0,050	6,15	0,35	16,15	4,1	-	0,085	1,65	-12,3	0,07
4	08Х15АГ10Д2	0,08	9,78	0,32	14,5	0,16	-	0,163	1,62	-9,8	-0,02
5	06Х15АГ9НМ2	0,06	9,20	0,32	14,8	0,95	1,68	0,166	-	-11,2	0,05
6	03Х17АГ7Н4	0,028	7,21	0,38	16,90	4,19	0,09	0,162	0,03	-15,0	0,19
7	09Х15АГ9НД2	0,094	8,98	0,34	15,35	1,16	0,10	0,133	1,66	-11,3	0,07
8	09Х16АГ9Н2Д2	0,092	8,61	0,23	16,13	1,73	0,06	0,169	2,15	-13,4	0,04
9	02Х16Н10ГМ2Д	0,015	1,18	0,30	16,48	10,10	2,04	0,035	0,38	-16,5	0,27
10	06Х18Н8ГД	0,062	0,84	0,34	18,04	8,04	0,19	0,035	0,28	-15,0	0,21
11	07Х16Г8Н4Д2	0,071	7,54	0,32	16,10	4,07	0,18	0,085	1,78	-13,9	0,10
12	01Х14Г10Д2	0,013	10,19	0,421	13,85	0,232	0,0016	0,150	1,93	-12,0	-0,01

*- остальное Fe

Полученные в результате электрохимических исследований значения потенциалов питтингообразования ($E_{по}$) приведены в табл. 1. Установление зависимостей $E_{по}$ от параметров химического состава сталей: % C, N, (C+N), Cu, Si, Cr, Mo, а также эквивалента феррито- и мартенситообразования $E_ф$ и $E_м$, учитывающих совместное влияние элементов, показало, что они достаточно достоверно аппроксимируются линейными уравнениями, но наибольшая степень достоверности ($R^2 = 0,86$) получена для зависимости «$E_{по} - E_м$» (рис.1). В табл. 1 приведены также значения никелевого эквивалента мартенситообразования ($E_м$), рассчитанные по уравнению Я.М. Потака и Е.А. Сагалевич [4]:

$$E_M = 20 - (\mathrm{Cr} + 1{,}5\mathrm{Ni} + 0{,}7\mathrm{Si} + 0{,}75\mathrm{Mn} + \mathrm{K_м}(\mathrm{C} + \mathrm{N}) + 0{,}6\mathrm{Mo} + \mathrm{V} + 1{,}1\mathrm{W} + 0{,}2\mathrm{Co} + 0{,}2\mathrm{Cu} + 1{,}9\mathrm{Ti} - 0{,}1\mathrm{Al}), \% \quad (1)$$

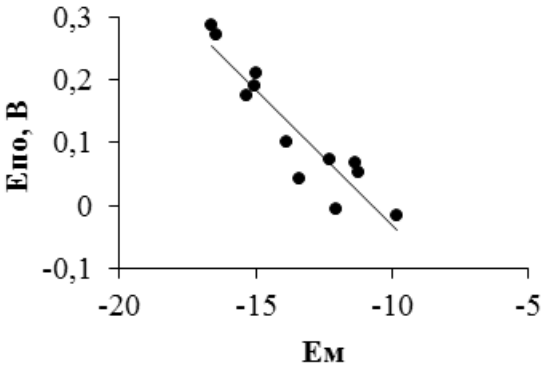


Рис. 1. Аппроксимация значений $E_{по}$ линейной зависимостью от аргумента $E_м$

Используя уравнение (1), получили корреляционную зависимость $E_{по}$ от химического состава сталей, содержащих углерод и азот в исследованном интервале концентраций:

$E_{по} = -\ 0{,}0436$

$$\mathrm{E_{по}} = -0{,}0436 \times [20 - (\mathrm{Cr} + 1{,}5\mathrm{Ni} + 0{,}7\mathrm{Si} + 0{,}75\mathrm{Mn} + \mathrm{K_м}(\mathrm{C} + \mathrm{N}) + 0{,}6\mathrm{Mo} + \mathrm{V} + 1{,}1\mathrm{W} + 0{,}2\mathrm{Co} + 0{,}2\mathrm{Cu} + 1{,}9\mathrm{Ti} - 0{,}1\mathrm{Al})] - 0{,}469, \mathrm{В} \quad (2)$$

Таким образом, полученное расчетным путем на основе проведенных электрохимических исследований уравнение (2) предлагается использовать для прогнозирования питтингостойкости АКСС, в значительной степени подверженных этому виду разрушения на практике.

Показано, что данная аппроксимация не дает удовлетворительных результатов для прогнозирования питтингостойкости сталей со сверхравновесным содержанием азота (ВАС), и требует дополнительных исследований большого количества составов сталей, выплавленных по одной технологии.

Список литературы

1. Joseph Ki Leuk Lai, Kin Ho Lo, Chan Hung Shek. Stainless Steels: An Introduction and Their Recent Developments, 2012, Bentham Science Publishers, eISBN: 978-1-60805-305-6. 168 p.
2. Шпайдель М.О. Новые азотосодержащие аустенитные нержавеющие стали с высокими прочностью и пластичностью. МиТОМ. №11 (605). 2005 г.
3. Матссон. Э. Электрохимическая коррозия. Пер. со шведск. /Под ред. Колотыркина Я.М. – М.: Металлургия, 1991. 158 с.
4. Гольдштейн М.И., Грачев С.В., Векслер Ю.Г. Специальные стали: Учебник для вузов / М.И. Гольдштейн, С.В. Грачев, Ю.Г. Векслер. – 2-е изд., перераб. и доп. – М.: «МИСИС», 1999. 408 с.

ГИДРОСТАТИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА МЕТАЛЛОВ С ЛЕГИРУЮЩИМИ ДОБАВКАМИ

Малашенко В.В.[1,2], Малашенко Т.И.[2], Белых Н.В. [3]

[1]*Донецкий физико-технический институт им. А.А. Галкина, Донецк, Украина,*
malashenko@fti.dn.ua
[2]*Донецкий национальный технический университет, Донецк, Украина*
[3]*Донбасская государственная машиностроительная академия,*
Украина, Краматорск,
nataliya.belykh@mail.ru

Обработка металлов высоким гидростатическим давлением является одним из наиболее перспективных методов получения новых функциональных материалов, в частности, наноматериалов, демонстрирующих уникальные физические свойства [1]. Гидростатическая обработка позволяет получать материалы, сочетающие высокую прочность с высокой пластичностью. Известно, что кристалл, подвергнутый сильному гидростатическому сжатию, проявляет нелинейные упругие свойства [2, 3]. Однако при практически используемых гидростатических давлениях в большинстве случаев деформации, созданные дефектом в кристалле, малы по сравнению с деформациями всестороннего сжатия давлением. В этом случае описание внутренних напряжений в гидростатически сжатом кристалле сводится к обычной линейной теории упругости с перенормированными упругими модулями. В частности, дислокации и точечные дефекты описываются обычным образом с заменой геометрических параметров дефектов их значениями в гидростатически сжатых кристаллах [3]. Высокое гидростатическое давление не создает силу, действующую на дислокацию, однако изменяет величину взаимодействия дислокаций как между собой, так и с точечными дефектами. Воспользовавшись моделью, предложенной в работах [4-8], приходим к выводу, что высокое гидростатическое давление оказывает существенное влияние на спектр дислокационных колебаний: с увеличением давления увеличивается спектральная щель, созданная коллективным воздействием дефектов на дислокацию, в результате чего сила динамического торможения становится функцией давления. В области независимых столкновений дефекта с дислокацией сила тор-

можения возрастает сильнее, чем в области коллективного взаимодействия, а область динамической неустойчивости дислокационного движения уменьшается. Увеличение силы торможения приводит к росту величины деформирующих напряжений. Численные оценки, выполненные для алюминия, молибдена, магния и вольфрама, показали, что при давлении 10^9 Па рост примесного вклада в напряжение может составлять 10% и более.

Список литературы

1. V. Varyukhin, Y. Beygelzimer, R. Kulagin, O. Prokof'eva, A. Reshetov, Materials Science Forum, 667 (2011).
2. Косевич А.М. Дислокации в теории упругости. Киев: Наукова думка, 1978, 220 с.
3. Косевич А.М., Токий В.В., Стрельцов В.А. ФММ. Т.45. № 6. С. 1135 (1978).
4. V.V. Malashenko, Physica B: Phys. Cond. Mat., 404, 3890 (2009).
5. V.V. Malashenko, Modern Phys. Lett. B., 23, 2041 (2009).
6. В.В. Малашенко, ФТТ, 53, 2204 (2011).
7. В.В. Малашенко, ЖТФ, 9, 67 (2011).
8. В.В. Малашенко, ФТТ, 57, 2388 (2015).

УСЛОВИЯ НАБЛЮДЕНИЯ ДВУСТОРОННЕГО ЭФФЕКТА ПАМЯТИ ФОРМЫ И ЕГО ЦИКЛИЧЕСКАЯ СТАБИЛЬНОСТЬ В [001]-МОНОКРИСТАЛЛАХ CoNiAl

Ефтифеева А. С., Панченко Е. Ю., Чумляков Ю. И.

Национальный исследовательский Томский государственный университет, г. Томск, Россия

anna_eftifeeva@rambler.ru

За счет создания специальных условий в сплавах с термоупругими мартенситными превращениями (МП), например, термомеханических обработок, способствующих возникновению внутренних дальнодействующих полей в материале, можно вызвать двусторонний эффект памяти формы (ДЭПФ) [1]. Использование материалов с ДЭПФ в современной технике дает возможность упростить конструкцию устройств, а также сократить количество составных частей, подверженных поломке. Однако, материалы с ДЭПФ не находят широкого практического применения, т. к. демонстрируют малые обратимые деформации и имеют низкую циклическую устойчивость параметров данного эффекта, по сравнению с односторонним ЭПФ. Поэтому целью данной работы является на монокристаллах $Co_{35}Ni_{35}Al_{30}$, ориентированных вдоль [001]-направления, создать условия для проявления ДЭПФ и исследовать его циклическую стабильность. Кристаллы CoNiAl, испытывающие B2-$L1_0$ МП, являются перспективным материалами, вследствие высокой стойкости к окислению и широкого интервала рабочих температур от 200 до 573 К [2,3].

Монокристаллы $Co_{35}Ni_{35}Al_{30}$ выращивали по методу Бриджмена. Образцы отжигали 1613 К/8,5 ч и закаливали в воду комнатной температуры, а затем старили при 673 К/0,5 ч без нагрузки и под сжимающей нагрузкой 100 МПа вдоль [011]-направления. Подробно методика эксперимента представлена в [3].

Закаленные кристаллы имеют двухфазное состояние: B2-матрица содержит частицы γ-фазы микронного размера с объемной долей около 2 %. Старение при

673 К/0,5 ч без и под нагрузкой приводит дополнительно к выделению в B2-матрице сферических частиц размером до 3 нм и вытянутых вдоль <111>-направления частиц ε-Co с ГПУ структурой размером до 20 нм. В состаренных без нагрузки кристаллах наблюдается четыре кристаллографических варианта частиц ε-Co, а старение под нагрузкой способствует ориентированному росту частиц ε-Co вдоль одного кристаллографического направления типа <111>.

Установлены условия для проявления ДЭПФ в закаленных и состаренных монокристаллах $Co_{35}Ni_{35}Al_{30}$. В закаленных и состаренных без нагрузки монокристаллах ДЭПФ наблюдается только после дополнительных термомеханических тренировок. Например, тренировка в условиях сверхэластичности при сжатии (100 циклов нагрузка/разгрузка при Т=293 К с максимальной обратимой деформацией 6 %) приводит к появлению ДЭПФ в закаленных [001]-кристаллах $Co_{35}Ni_{35}Al_{30}$. Максимальная величина ДЭПФ составляет $\varepsilon_{ДЭПФ}$=(-3,1±0,3) % при минимальных сжимающих напряжениях $|\sigma_{вш}|$=1 МПа, необходимых для закрепления образца в захватах машины (рис. 1). Физической причиной появления ДЭПФ в закаленных кристаллах является создание внутренних дальнодействующих полей напряжений за счет деформационного наклепа вблизи частиц γ-фазы. Данное состояние не обладает достаточной циклической стабильностью ДЭПФ. Увеличение числа циклов охлаждение/нагрев до 100 приводит к смещению температуры начала прямого МП M_s=256 К в сторону низких температур на 20 К и уменьшению обратимой деформации в 1,5 раза по сравнению с 1 циклом (рис. 1).

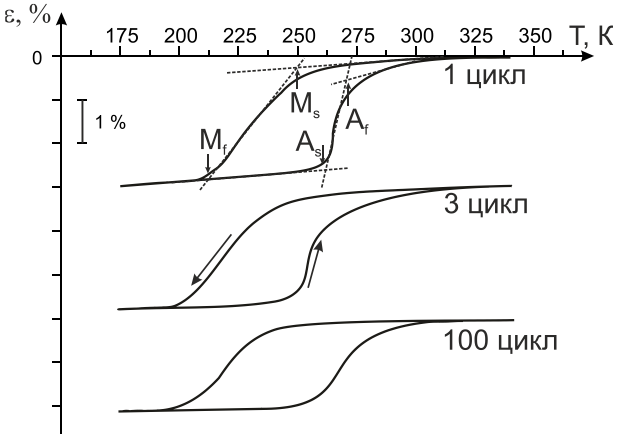


Рис. 1. Зависимость «деформация-температура» при охлаждении/нагреве под действием сжимающих напряжений 1 МПа для закаленных [001]-кристаллов $Co_{35}Ni_{35}Al_{30}$

В состаренных под нагрузкой [001]-кристаллах созданы условия для проявления ДЭПФ без дополнительных тренировок (рис. 2*а*). Величина ДЭПФ составляет $\varepsilon_{ДЭПФ}$ = (+2,2±0,3) % и имеет положительный знак. Это связано с тем, что внутренние дальнодействующие поля напряжений при ориентированном расположении частиц, приводят к росту вариантов мартенсита, которые увеличивают размеры образца вдоль [001]-направления. С увеличением внешних сжимающих напряжений деформация превращения уменьшается и при $|\sigma_{вш}|$ = 30 МПа становится равной нулю, т. е. противоположно направленные внутренние и внешние напряжения становятся равны друг другу. Величину 30 МПа можно принять за значение внутренних полей напряжений. При $|\sigma_{вш}|$ > 30 МПа растут варианты мартенсита под действием внешних сжимающих напряжений и размеры образца уменьшаются (рис. 2*а*). В состаренных под нагрузкой [001]-кристаллах термоциклирование через интервал прямых и обратных МП под действием противодействующих сжимающих напряжений $|\sigma_{вш}|$ = 250 МПа не оказывает существенного влияния на температуру M_s = 210 К и величину ДЭПФ (рис. 2 *б*).

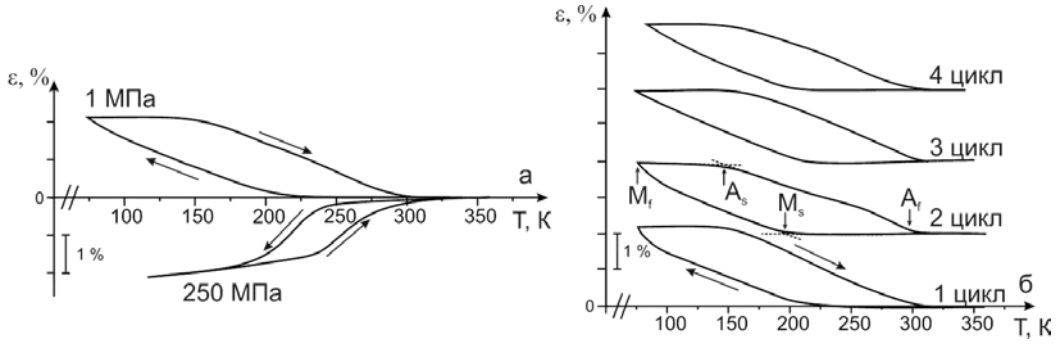


Рис. 2. Зависимость «деформация-температура» при охлаждении/нагреве под действием сжимающих напряжений 1 и 250 МПа (*а*); 1 МПа (*б*) для состаренных 673 К/0,5 ч под нагрузкой [001]-монокристаллов $Co_{35}Ni_{35}Al_{30}$

Таким образом, определены условия наблюдения ДЭПФ с величиной обратимой деформации $\varepsilon_{ДЭПФ}$=(-3,1±0,3) % в закаленных и $\varepsilon_{ДЭПФ}$=(+2,2±0,3) % в состаренных 673 К/0,5 ч под нагрузкой [001]-монокристаллах $Co_{35}Ni_{35}Al_{30}$. Продемонстрирована высокая циклическая стабильность ДЭПФ в состаренных под нагрузкой [001]-кристаллах $Co_{35}Ni_{35}Al_{30}$ при ориентированном росте наноразмерных частиц.

Работа выполнена при поддержке Программы «Научный фонд им. Д. И. Менделеева Томского государственного университета».

1. Ооцука К., Симидзу К., Судзуки Ю. и др. Сплавы с эффектом памяти формы. – М.: Металлургия. – 1990. – 222 С.
2. Dadda J., Maier H. J., Karaman I., Chumlyakov Y. I. // Acta Mater. − 2009. – V. 57(20). – P.6123-6134.
3. Панченко Е. Ю., Чумляков Ю. И., Maier H. И др. // Известие вузов. Физика. – 2012. – Т. 55. – С. 19-27.

НИТРИДНОЕ ПОКРЫТИЕ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ МЕДЬ-НИКЕЛЬ

Бараз В.Р., Герасимов С.С.

Уральский федеральный университет, Екатеринбург, Россия
vrbaraz@mail.ru

Медно-никелевые сплавы характеризуются высокими механическими свойствами, что позволяет применять их в различных областях техники: для изготовления деталей приборов точной механики, разменных монет, медицинского инструмента, специальных изделий в морском судостроении. Благодаря особым электро- и теплофизическим свойствам медно-никелевые сплавы составляют также специальную группу материалов электротехнического назначения. Кроме того, эти сплавы нашли широкое применение для производства разнообразных изделий бытового назначения (столовые приборы), а также в ювелирно–художественной отрасли [1].

В последнем случае привлекает внимание применение этих материалов благодаря возможности нанесения на поверхность подобных изделий покрытий из благородных металлов (серебрение, золочение и т.п.). Использование подобных декоративных покрытий позволяет, с одной стороны, придать изделию приятный потребительский цвет, а с другой, обеспечить повышенную стойкость против коррозионного воздействия внешней среды.

Вместе с тем применение благородных металлов для указанных целей имеет очевидные ограничения (дефицит этих материалов, их высокая стоимость), поэтому вполне актуальной является проблема, связанная с заменой драгоценных металлов на покрытия из менее дорогих материалов, позволяющие, однако, сохранить необходимые эстетические и потребительские свойства.

В настоящей работе рассматривается возможность получения на медно-никелевом сплаве типа мельхиор (МН19) износостойких покрытий на основе нитридов металлов переходной группы – титана и циркония. Пленка нитрида титана/циркония наносилась ионно-плазменным методом, суть которого заключалась в распылении материала мишени (соответственно титановая или цирконивая пластина) за счет бомбардировки ее поверхности ионами рабочего газа (азота), образующимися в плазме тлеющего разряда. Для напыления использовалась промышленная установка "Булат", давление в рабочей камере составляло p = 0,25 *Па*. Обработка проводилась при 500°С.

Для оценки микротвердости покрытий была использована методика, описанная в [2], позволяющая даже в случае получения тонкого поверхностного слоя дифференцировать микротвердость как основы, так и самого покрытия. Полученные данные приведены в таблице, в которой для случая обработки мельхиора с получением покрытия из нитридов TiN и ZrN были использованы образцы, которые напылялись в течение соответственно 20 и 70 мин.

Видно, что микротвердость покрытия $HV_{\text{покр}}$ (нитрида) почти в 4-5 раз превышает микротвердость материала-основы $HV_{\text{осн}}$ (мельхиора) и почти в 3 раза твердость композиции $HV_{\text{комп}}$ (покрытие + основа).

Таким образом, проведенные измерения микротвердости нитридных покрытий показали, что при такой обработке формируется весьма твердый поверхностный слой. Вывод достаточно ожидаемый, поскольку известно [3], что нитриды на основе переходных металлов, представляющие собой типичные фазы внедрения, обладают высокой твердостью.

Таблица. Микротвердость нитридных покрытий сплава МН19

Тип нитрида	Толщина слоя, мкм	$HV_{\text{осн}}$	$HV_{\text{комп}}$	$HV_{\text{покр}}$
TiN	1,5	80	205	640
ZrN	4,0	80	195	560

Заключение

Показано, что указанный метод напыления с получением нитридных соединений на основе титана и циркония дает возможность на медных сплавах систем Cu–Ni получать тонкий (1,5–5,5 мкм) высокотвердый защитный слой, по цвету имитирующий эффект золочения.

Полученные результаты могут представлять интерес при изготовлении ювелирно–художественных изделий, отличающихся разнообразным колоритом и повышенной механической сохранностью (износостойкостью).

1. Осинцев О.Е., Федоров В.Н. Медь и медные сплавы. Отечественные и зарубежные марки. Справочник. М.: Машиностроение, 2004. 336 с.
2. Быков Ю.А., Карпухин С.Д., Панфилов Ю.В., Бойченко М.К. и др. Измерение твердости тонких пленок. МиТОМ. 2003, №10, с. 32-35.
3. Грачев С.В., Бараз В.Р., Богатов А.А., Швейкин В.П. Физическое металловедение. Екатеринбург: Изд-во УГТУ-УПИ, 2009. 548 с.

СВОЙСТВА ПОРОШКОВОГО СПЛАВА НА ОСНОВЕ ИНТЕРМЕТАЛЛИДА Nb_3Al, ПОЛУЧЕННОГО РАЗЛИЧНЫМИ МЕТОДАМИ ПОРОШКОВОЙ МЕТАЛЛУРГИИ

Юдин С.Н.[1], Касимцев А.В.[2], Свиридова Т.А.[3], Московских Д.О.[3] Титов Д.Д.[4]

[1] *ТулГУ, г. Тула, Россия,* Sergey-USN@mail.ru
[2] *ООО «Метсинтез», г. Тула, Россия,* metsintez@yandex.ru
[3] *НИТУ «МИСиС», г. Москва, Россия*
[4] *ИМЕТ РАН, Россия,* mitytitov@gmail.com

Соединение Nb_3Al имеет температуру плавления 2060 °С и относительно низкую плотность (7,29 г/см^3), что позволяет рассматривать данное соединение и сплавы на его основе в качестве нового жаропрочного материала. Кристаллическая решётка интерметаллида Nb_3Al упорядочена по типу А15, что ведёт к довольно высокой его хрупкости при комнатной температуре.

В открытой печати немного сведений, касающихся различных свойств интерметаллида Nb_3Al и сплавов на его основе. Поэтому, целью данной работы явилось определение некоторых физических и механических свойств компактных образцов Nb_3Al, полученных различными методами порошковой металлургии (искровое плазменное спекание и прессование + вакуумное спекание).

Исходный порошковый полуфабрикат Nb_3Al получали гидридно-кальцевым методом [1]. Показано, что данным способом можно получить гомогенный порошок интерметаллида Nb_3Al (~100 % фазы Nb_3Al типа А15) с относительно низким уровнем газообразующих примесей (0 < 0,4, N < 0,1, C < 0,1 % масс.).

Консолидацию порошка осуществляли искровым плазменным спеканием (ИПС) при 1550 °С и методом гидростатическое прессование + вакуумное спекание при 1900 °С. Была замечена особенность: в процессе консолидации происходит некоторое испарение алюминия, в результате чего из исходного гомогенного порошка Nb_3Al (~6,45 % масс. Al) формируется сплав с двухфазной структурой Nb_3Al + твёрдый раствор алюминия в ниобии Nb(Al) с меньшей концентрацией алюминия.

В ранее выполненной работе [2] для сплава Nb_3Al с содержанием ~ 10 % масс. Nb(Al) был определён температурный коэффициент линейного расширения в интервале температур от комнатной до 1550 °С, который составил $12{,}48 \cdot 10^{-6}$ град$^{-1}$.

В рамках настоящей работы оценивали предел прочности при одноосном сжатии, а также удельное электросопротивление сплава Nb_3Al + Nb(Al) при комнатной температуре. Образцы для испытаний на сжатие получали ИПС, для определения удельного электросопротивления – по схеме прессование + вакуумное спекание. Плотность полученных образцов, определённая методом гидростатического взвешивания, в относительном выражении близка к 100 %.

Образцы Nb_3Al после ИПС, по данным рентгенофазового анализа, содержали 85% масс. Nb_3Al и 15 % масс. Nb(Al), после вакуумного спекания – 80 % масс. Nb_3Al + 20 % масс. Nb(Al). Отличие в фазовом составе образцов, полученных различными методами порошковой металлургии, связано с более высокой температурой вакуумного спекания (1900 °С) по сравнению с температурой спекания при ИПС (1550 °С).

Испытания на сжатие (цилиндрические образцы ø6 и высотой 9 мм) проводили на универсальной испытательной машине Zwick Z250 при комнатной температуре. Скорость деформирования составила $\dot{\varepsilon} = 10^{-3}$, с$^{-1}$. Удельное сопротивление образцов

(бруски квадратного сечения 50×5×5 мм) измеряли четырехзондовым методом в потенциостатическом режиме с помощью потенциостата Solartron 1285F при 25 °С.

Ниже представлены результаты испытаний.

$\sigma_в^{сж}$, МПа	ρ, Ом·см
1700	$5 \cdot 10^{-5}$

При механических испытаниях образцы разрушались хрупко. Прочность на сжатие имеет довольно большую величину, которая превзошла ранее полученный результат в 1330 МПа [3]. Данного эффекта удалось добиться за счёт использования другого режима консолидации.

Удельное электросопротивление сплава Nb_3Al + 20 % масс. Nb(Al) выше, чем для чистых алюминия и ниобия ($2{,}69 \cdot 10^{-6}$ Ом·см, при 20 °С и $13{,}1 \cdot 10^{-6}$ Ом·см, при 18°С соответственно [4]).

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (проекты №13-03-12117 офи_м, №16-33-50018 мол_нр).

Список литературы

1. Свойства интерметаллида Nb_3Al, полученного гидридно-кальциевым методом / А. В. Касимцев, С. Н. Юдин, А. И. Логачёва, Т. А. Свиридова // Неорганические материалы, - 2015. - №1. – Т. 1, С. 49 – 56.
2. Определение температурного коэффициента линейного расширения сплава на основе интерметаллида Nb_3Al / Юдин С.Н., Касимцев А.В., Свиридова Т.А., Каргин Ю.Ф., Титов Д.Д. // VI Международная конференция «Деформация и разрушение материалов и наноматериалов». Сборник материалов. – М.: ИМЕТ РАН, 2015. – С. 691 – 692.
3. Прочность гидридно-кальциевого интерметаллида Nb_3Al, полученного искровым плазменным спеканием / Юдин С.Н., Касимцев А.В., Свиридова Т.А., Московских Д.О. // XV Международная научно-практическая конференция: «Научное обозрение физико-математических и технических наук в XXI веке». – М.: Prospero, 2015. - №3 (15). – С. 76 – 80.
4. Таблицы физических величин. Справочник. Под ред. акад. И.К. Кикоина. – М.: Атомиздат, 976. – 1008 с.

КОНТРОЛЬ СТРУКТУРЫ И МАГНИТНЫХ СВОЙСТВ МАГНИТОМЯГКИХ ПРОВОДНИКОВ МЕТОДОМ МАГНИТОИМПЕДАНСНОЙ СПЕКТРОСКОПИИ

Моисеев А.А., Немирова В.А., Васюхно Н.В., Деревянко М.С., Семиров А.В.

Иркутский государственный университет, Иркутск, Россия,
nemirovarvara@mail.ru

В последнее время для анализа магнитной структуры магнитомягких проводников стал использоваться эффект магнитоимпеданса, заключающийся в изменении комплексного электрического сопротивления при изменении внешнего магнитного поля [1]. Зависимость толщины скин-слоя от частоты *f* переменного тока позволяет применить эффект магнитоимпеданса для послойного детектирования, как магнит-

ной структуры проводника, так и процессов его структурной релаксации. Использование частотной зависимости импеданса в магнитном поле для анализа атомной и магнитной структур сплава рассматривалось ранее [2]. Для увеличения информативности метода магнитоимпедансной спектроскопии было предложено использовать компонентный анализ импеданса [3]. Ввиду аксиальной симметрии цилиндрического проводника представляет интерес исследовать частотные зависимости импеданса и его компонент в циркулярном магнитном поле.

Исследования проведены на отрезке аморфного магнитомягкого провода состава $Co_{66}Fe_4Nb_{2.5}Si_{12.5}B_{15}$ диаметром 170 мкм и длиной 30 мм. Намагниченность насыщения провода составляла $M_S = 3.2 \cdot 10^5$ А/м, константа магнитострикции $\lambda_S = 2 \cdot 10^{-7}$, удельное электросопротивление $\rho = 8 \cdot 10^{-7}$ Ом·м.

Для изменения структуры образца, применялась изотермическая выдержка на воздухе (мягкая термообработка (МТО)) в течение 100 часов при температурах 100 ^{0}C, 150 ^{0}C и 200 ^{0}C. Для исследований влияния подмагничивающего тока на частотные зависимости действительной Z' и мнимой Z'' компонент импеданса использован автоматизированный измерительный комплекс магнитоимпедансной спектроскопии на базе прецизионного анализатора импеданса Agilent 4294A. Измерения проводились при действующем значении переменного тока 1 мА в частотном диапазоне
$10^{-3} \div 10^2$ МГц и воздействии постоянного подмагничивающего тока $I_{DC} \sim \pm 60$ мА.

МТО, при максимальной исследованной температуре 200 ^{0}C, несущественно влияет на низкочастотные индукционные петли магнитного гистерезиса и рентгенодифрактограмму (рис.1).

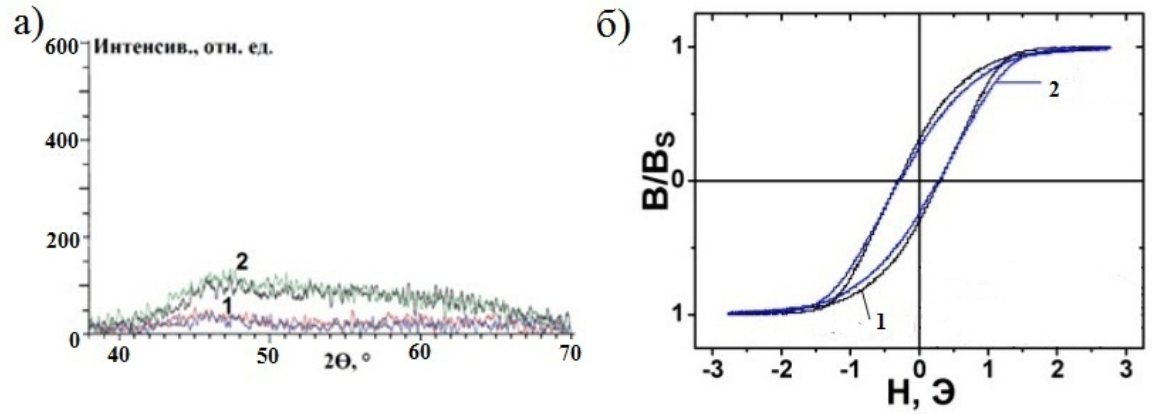


Рис.1. *а*) рентгенодифрактограмма; *б*) индукционные петли гистерезиса на частоте 2 кГц аморфного провода состава $Co_{66}Fe_4Nb_{2.5}Si_{12.5}B_{15}$: 1 – в исходном состоянии, 2 – после термообработки при 200 ^{0}C в течение 100 часов

В свою очередь, магнитоимпедансные характеристики демонстрируют значительную чувствительность к МТО. В исходном состоянии относительные изменения действительной компоненты импеданса $\Delta Z'$ в циркулярном магнитном поле достигают 80% на частотах свыше 1 МГц. В результате МТО аналогичные изменения $\Delta Z'$ значительно снижаются и уже не превышают 50% (рис.2*а*). Такое изменение может быть связанно со структурной релаксацией аморфного провода вследствие МТО. При воздействии температуры дефекты вытесняются из центральной части провода ближе к его поверхности. Перераспределение дефектов приводит к изменению магнитной структуры, и как следствие изменению магнитной проницаемости. О вытеснении дефектов из центральной части в приповерхностную область свидетельствуют

и относительные частотные зависимости мнимой компоненты импеданса *ΔZ′′*. Как видно на рисунке 2*б*, в результате МТО наблюдается уменьшение диапазона значений мнимой компоненты с 85% до 45% на частотах до 1 МГц, что соответствует толщинам скин-слоя более 10 мкм.

Изменение магнитного поля с циркулярного на аксиальное значительно влияет на относительные изменения компонент импеданса. На рисунке 2 частотные зависимости $\Delta Z'$ и $\Delta Z''$ (кривые 2, 2*) получены в аксиальном магнитном поле напряженностью 1,4 Э, что соответствует напряженности циркулярного магнитного поля на поверхности исследуемого провода, создаваемого подмагничивающим током силой 60 мА.

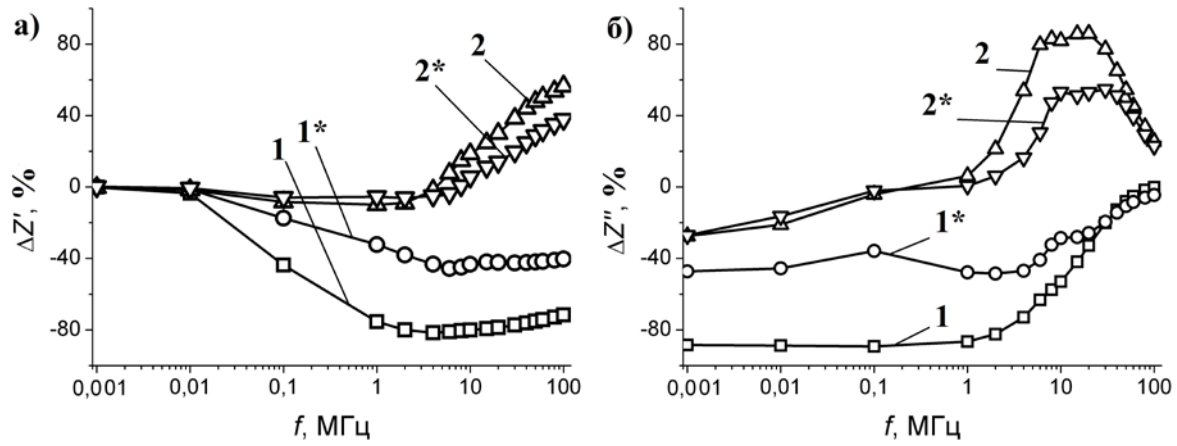


Рис.2. Частотные зависимости относительных изменений а) действительной компоненты импеданса $\Delta Z' = (Z'_H - Z'_0)/Z'_0$; б) мнимой компоненты импеданса $\Delta Z'' = (Z''_H - Z''_0)/Z''_0$: 1 – в циркулярном магнитном поле, 2 – в аксиальном магнитном поле, «*» – образец после термообработки при 150 ^{0}C в течение 100 часов

Исследования частотных зависимостей компонент импеданса цилиндрических магнитомягких проводников в цикулярном магнитном поле способствуют получению дополнительной информации о термоиндуцированных структурных превращениях, тем самым расширяют область применения и повышают чувствительность метода магнитоимпедансной спектроскопии.

Список литературы

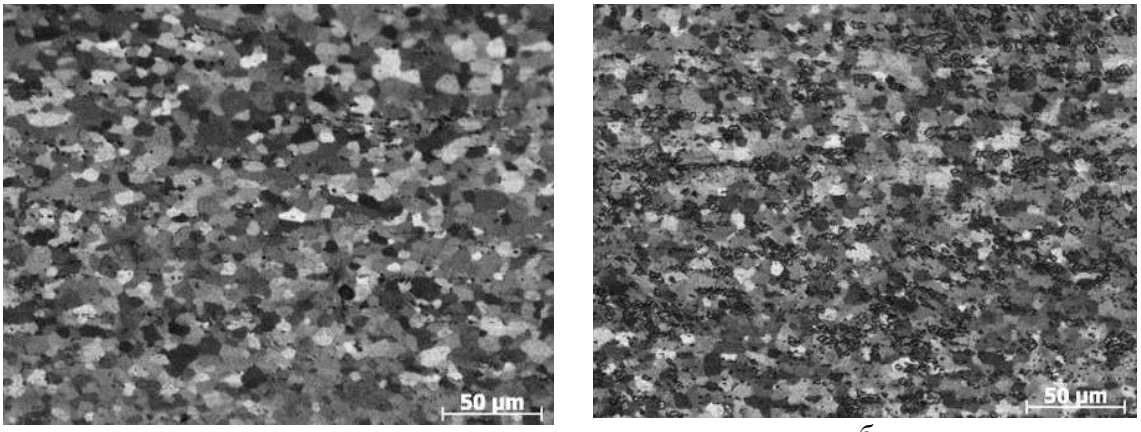
1. Г.В. Курляндская, Н.Г. Бебенин, В.О. Васьковский. Гигантский магнитный импеданс проволок с тонким магнитным покрытием // ФММ. 2011. №2. С. 136-158.
2. А.В. Семиров, А.А. Моисеев, Д.А. Букреев, В.О. Кудрявцев, Г.В. Захаров, А.А. Гаврилюк, А.Н. Сапожников. Магнитоимпедансное детектирование структурной релаксации аморфных ферромагнитных сплавов. // Дефектоскопия, 2010, № 12, с. 26-31.
3. А.В. Семиров, А.А. Моисеев, В.О. Кудрявцев, Д.А. Букреев, Н.П. Ковалева, Н.В. Васюхно. Компонентный анализ комплексного сопротивления магнитомягкого провода состава CoFeNbSiB с неоднородной магнитной структурой. // ЖТФ, 2015, Т. 85, вып. 5, с. 137-141.

ВЛИЯНИЕ ПЕРЕХОДНЫХ МЕТАЛЛОВ НА ПОКАЗАТЕЛИ СВЕРХПЛАСТИЧНОСТИ В СПЛАВАХ СИСТЕМЫ Al-Mg

Кищик А.А., Лобачев В.В., Котов А.Д., Михайловская А.В.

НИТУ «МИСиС», Москва, Россия
aza-357@rambler.ru

В настоящее время алюминиевые сплавы широко используются в промышленности. Сплавы алюминия отличаются малой плотностью, повышенной (по сравнению с чистым алюминием) коррозионной стойкостью и высокими технологическими свойствами: высокой тепло- и электропроводностью, жаропрочностью, прочностью и пластичностью [1]. Сплавы системы Al–Mg имеют хорошие показатели сверхпластичности, но достаточно высокие температуры ее проявления, около 530–550 ^{o}C при скорости деформации порядка 10^{-3} $с^{-1}$, например, для сплава АА5083, который сейчас активно используется для получения деталей сверхпластической формовкой. Повышение скорости деформации и снижение температуры возможно реализовать при достижении микрозеренной структуры (менее 10 мкм) [2]. Работа посвящена анализу закономерностей влияния переходных металлов на структуру и сверхпластичность сплавов системы Al–Mg.



а *б*

Рис. 1. Структура листов после отжига при 540 ^{o}C 20 минут сплава 3 (*а*) и сплава 5 (*б*)

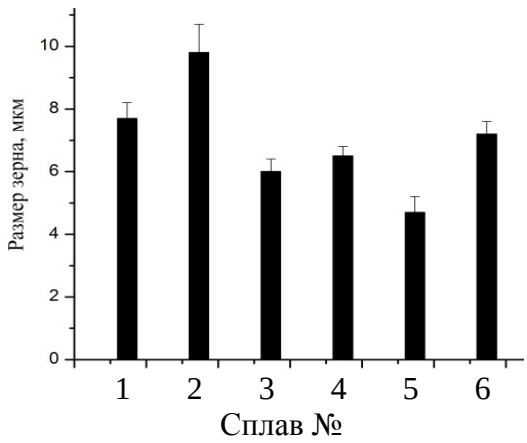
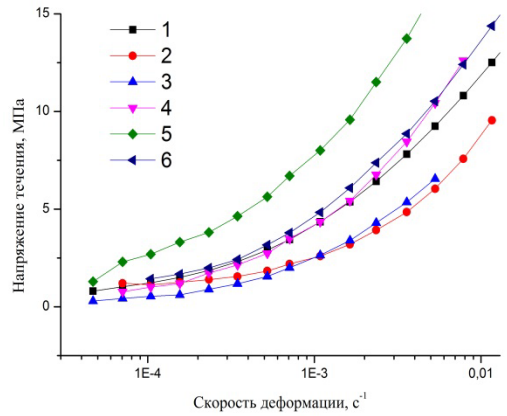


Рис. 2. Средний размер зерна в сплавах

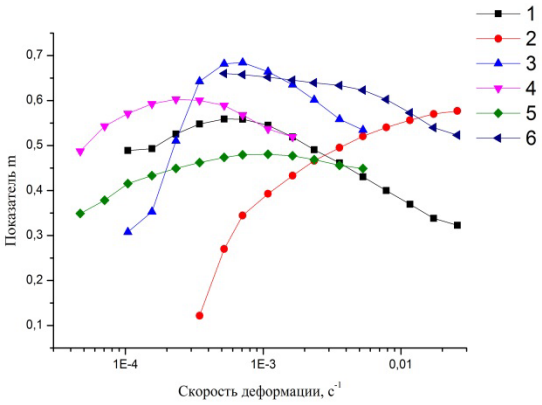
Сплавы легировали для создания структуры с бимодальным распределением частиц разных фаз по размерам: со средним размером 50 нм и 1 мкм. Листы получали с использованием традиционной для промышленности термомеханической обработки, включающей гомогенизационный отжиг и прокатку при 420°C и комнатной температуре.

Размер зерна в исследованных сплавах после рекристаллизационного отжига при 0,97 от $T_{пл}$ имитирующего микроструктуру перед началом сверхпластической деформации составил 4–10 мкм (рис. 1).

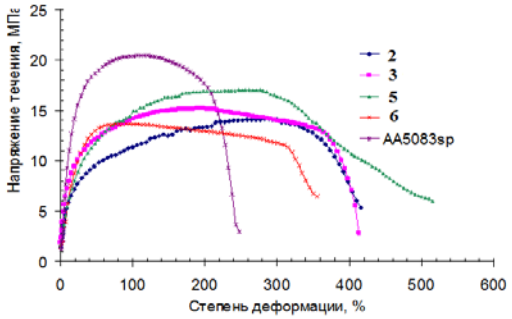
Для определения показателей сверхпластичности были проведены два типа испытаний: со скачковым повышением скорости деформации и при постоянной скорости деформации. По результатам испытаний со скачковым повышением скорости деформации строили зависимости напряжения течения (рис. 3, *а*) и показателя *m* (рис. 3, *б*) от скорости деформации. В сплавах с меньшим средним размером зерна снижается напряжение течения и увеличиваются скорости деформирования. Сплавы имеют относительные удлинения в пределах 400–500 % при скоростях 5×10^{-3} – 1×10^{-2} $с^{-1}$ (рис. 3, *в*).



а



б



в

Рис. 3. Зависимость напряжения течения от скорости деформации (*а*), зависимость показателя m от скорости деформации (*б*) и кривые растяжения листов исследуемых сплавов при оптимальной скорости деформации (*в*)

Проведены испытания на определение механических свойств исследуемых сплавов. По результатам испытаний можно отметить, что механические свойства сплавов на очень высоком уровне и превосходят сплавы той же системы, применяемые сейчас в промышленности. К примеру, сплав АА5083, активно используемый для сверхпластической формовки, по пределу текучести уступает исследуемым сплавам в 1,5 раза, а предел прочности меньше на 100 МПа.

Коррозионную стойкость оценивали по стандарту ASTMG 110–92. Все экспериментальные сплавы обладают хорошей коррозионной стойкостью: потемнения поверхности образцов после вылеживания в коррозионно-агрессивной среде и снижения величины механических свойств при испытаниях на одноосное растяжение не происходит.

Работа выполнена при поддержке автономной некоммерческой образовательной организации высшего профессионального образования «Сколковский институт науки и технологии»

1. С.Г. Алиева, М.Б. Альтман и др. Промышленные алюминиевые сплавы: Справ. изд. – М.: Металлургия, 1984.– 528 с.
2. Новиков И. И., Портной В. К. «Сверхпластичность сплавов с ультрамелким зерном». Москва «Металлургия» 1981.

ВЛИЯНИЕ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ОПЕРАЦИЙ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА ЛИСТОВЫХ ПОЛУФАБРИКАТОВ СПЛАВА СИСТЕМЫ Al-Mg

Кищик М.С., Кищик А.А., Яковцева О.А., Михайловская А.В.

Национальный исследовательский технологический университет МИСиС, Москва, Российская Федерация,
tanais61@bk.ru

На сегодняшний день большой объем научных работ посвящен разработке технологий получения изделий, отвечающих высоким как технологическим, так и экономическим требованиям. Одним из эффективных способов изготовления тонкостенных деталей при мало – и среднесерийном производстве является сверхпластическая формовка (СПФ). Это вызвано необычными свойствами сверхпластичных материалов: очень высокая равномерная пластическая деформация без образования шейки. В режиме сверхпластичности можно осуществить такие технологические процессы, которые характеризуются большой трудоёмкостью, либо считаются вообще неосуществимыми из-за хрупкости или из-за высокого сопротивления деформации. Благодаря использованию метода СПФ можно значительно снизить массу конструкций, получить цельные полые изделия с глубоким и сложным рельефом за одну технологическую операцию. СПФ позволяет уменьшить количество стыков и швов в изделиях, что повышает их качество и уменьшает вес. СПФ обладает рядом технологических преимуществ по сравнению с традиционными процессами листовой штамповки такими, как сокращение затрат на инструмент (до 10 раз), короткие сроки изготовления оснастки и увеличение коэффициента использования металла.

Для реализации сверхпластической формовки необходимы листы, имеющие микрозеренную структуру с размером зерна менее 10 мкм, и чем меньше этот параметр, тем выше показатели сверхпластичности. Технологии получения микрозеренной структуры разработаны для разных групп алюминиевых сплавов (2XXX, 5XXX, 7XXX серий), но наиболее широкое применение в транспортном машиностроении, приборостроении и других отраслях промышленности за рубежом нашли листы сплава AA5083 (США) [1] или его аналога ALNOVI-1 (Япония) [2]. Недавно разработанный и внедренный в производство компанией ALCOA Россия сплав 1565ч [3] обладает более высокими прочностными характеристиками при сохранении хорошей свариваемости, коррозионной стойкости и технологичности и является перспективным для получения сверхпластичных листов. Цель данного исследования – анализ и оптимизация технологических операций для получения микрозёренной структуры в листах в сплаве 1565ч, обеспечивающих увеличение эффективности сверхпластической формовки и повышение механический свойств. Наиболее простой и универсальный способ получения мелкого зерна - рекристаллизационный отжиг после холодной пластической деформации. Гетерофазная структура обеспечивает протекание рекристаллизации из большого числа центров и ограничение роста рекристаллизованного зерна. Для увеличения числа центров рекристаллизации сплавы должны содержать крупные частицы вторых фаз (около 1 мкм) [4].

В данной работе проведено исследование влияния режимов гетерогенизационного отжига в интервале температур 130–230 ^{o}C и времени выдержки 6–24 часа перед холодной прокаткой на размер зерна после рекристаллизационного отжига. Показано, что при комбинация гетерогенизационного отжига с холодной прокаткой позволяет получить структуру с размером зерна около 8 мкм (рис. 1), относительное

удлинение 230-270% при скорости сверхпластической деформации (СПД) $1\times10^{-3}с^{-1}$ и температуре 450 ^{o}C (рис. 2).

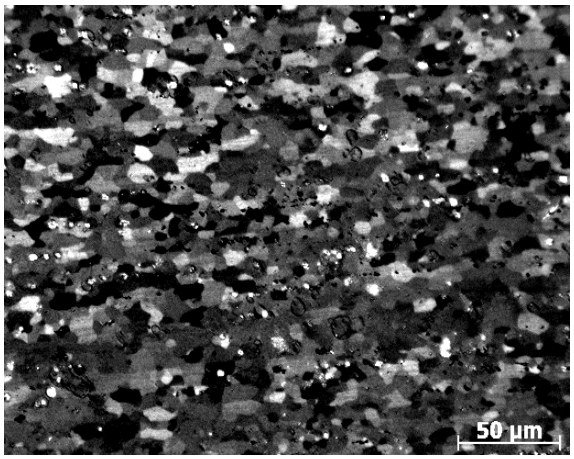


Рис. 1. Микроструктура полученного листа после рекристаллизационного отжига при 450 ^{o}C 20 мин.

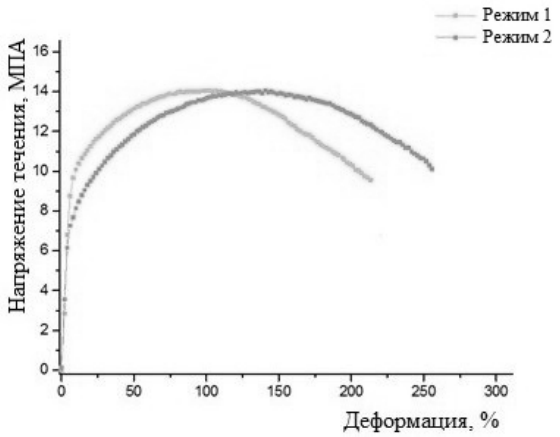


Рис. 2. График зависимости напряжения течения от деформации при скорости СПД $1\times10^{-3}с^{-1}$ и температуре 450 ^{o}C

Также проведено исследование влияния размера зерна на механические свойства листов и оптимизация существующей технологии получения промышленных листов из сплава 1565ч толщиной 3 – 5 мм. Выявлено, что для достижения наибольшего относительного удлинения при одноосном растяжении необходимо достижение равноосной микроструктуры с минимальным средним размером зерна. Для получения листов с вышеописанными параметрами необходима технология, содержащая в себе высокие степени холодной деформации на конечном этапе в сочетании с кратковременным высокотемпературным отжигом или длительным гетерогенизационным.

Работа выполнена при поддержке Министерства образования и науки РФ в рамках государственных заданий на 2014–2016 гг.

Список литературы

1. B.J. Dunwoody. The Production of Automotive Body Panels in 5083 SPF Aluminium Alloy. Trans. Tech. Publications, Switzerland. Material Science Forum, Vol. 357-359 (2001), p. 59-64.
2. Superplastic 5083 Aluminum Alloy Sheet “ALNOVI-1” was approved by Airbus // Furukawa Review, Vol. 26 2004 p. 60-61.
3. А. С. Орыщенко, Е. П. Осокин, Н. Н. Барахтина, А. М. Дриц, С. М. Соседков, Алюминиево-магниевый сплав 1565ч для криогенного применения, Цветные металлы, 2012, №11
4. Новиков И.И., Портной В.К. Особенности сверхпластической деформации некоторых алюминиевых сплавов. Известия вузов «Цветная металлургия», 2001, №4, с. 4-11.

ОПРЕДЕЛЕНИЕ ПАРАМЕТРОВ КИНЕТИЧЕСКОГО УРАВНЕНИЯ ИЗОТЕРМИЧЕСКОГО БЕЙНИТНОГО ПРЕВРАЩЕНИЯ СТАЛИ 50ХМФА

Куклина А.А.[1], Майсурадзе М.В. [1,2], Рыжков М.А. [1] Юдин Ю.В. [1]

[1]ФГАОУ ВПО УрФУ, г. Екатеринбург, Россия
[2]ЗАО «Машиностроительный Холдинг», г. Екатеринбург, Россия
kuklina.aleksandra@rambler.ru

Определение параметров уравнения Колмогорова–Джонсона–Мейла–Аврами (КДМА) проведено для изотермического бейнитного превращения в среднеуглеродистой низколегированной стали 50ХМФА. Данная сталь используется в аэрокосмической, машиностроительной отраслях для ответственных тяжело нагруженных деталей. Сталь содержит: 0,5 % C; 1,0 % Cr; 0,9 % Mo; 0,45 % Ni; 0,12 % V; 0,8 % Mn; 0,25 % Si; <0,15 % P, S.

Исследование кинетики распада переохлажденного аустенита проведено на дилатометре Linseis L78 «R.I.T.A.». Цилиндрические образцы диаметром 3…4 мм и длиной 10 мм нагревали до температуры аустенитизации t_γ = 925 °C, выдерживали в течение 15 мин., а затем охлаждали со скоростью 30 °C/c до температур изотермических выдержек при 300, 330, 360, 390 °C.

Для описания изотермической кинетики бейнитного превращения использовалось уравнение Колмогорова–Джонсона–Мейла–Аврами (КДМА):

$$P = 1 - \exp(-k*\tau^n) \qquad (1)$$

где P – объемная доля образованной фазы; τ – время изотермической выдержки, с; k, n – температурно-зависимые параметры уравнения.

Для исследуемой стали по экспериментальным данным установлена немонотонная зависимость коэффициентов уравнения (1) n и $-\ln(k)$ от времени (рис. 1, 2).

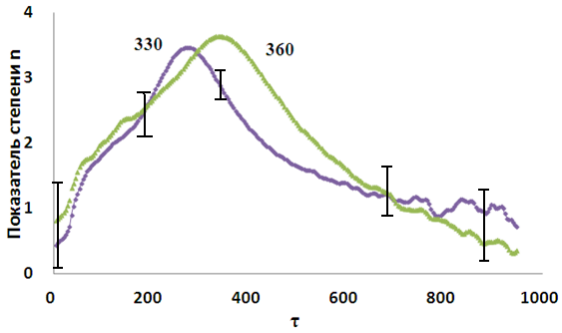


Рис. 1. Зависимость показателя степени n от времени; сталь 50ХМФА

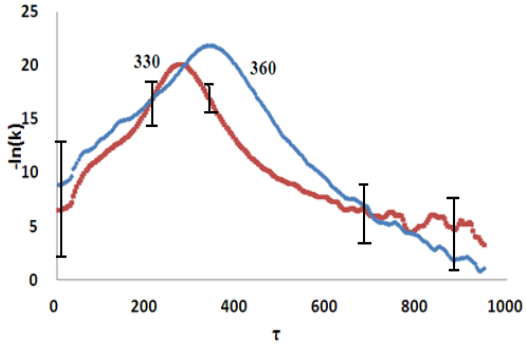


Рис. 2. Зависимость логарифма коэффициента k от времени; сталь 50ХМФА

Увеличение коэффициентов уравнения (1) n и $-\ln(k)$ происходит от начала изотермического бейнитного превращения и длится около 300 … 400 секунд. После достижения максимума наблюдается уменьшение коэффициентов. Погрешность определения коэффициентов уравнения (1) n и –ln(k) немонотонно изменяется во времени. Максимальная погрешность наблюдается в начале бейнитного превращения (объемная доля 1 … 5 %). Минимальная погрешность соответствует 35 … 45% бейнитного превращениям. Далее погрешность увеличивается.

Визуальное совпадение графиков изменения коэффициентов n и $-\ln(k)$ (уравнение (1)) от логарифма времени и значение коэффициента корреляции $r_{n-\ln(k)}$ = 0,9957

приводит к заключению, что между значениями n и $-\ln(k)$ существует зависимость, близкая к линейной (рис. 3). Это дает возможность несколько видоизменить уравнение (1), сведя его к однопараметрическому, зависящему только от коэффициента n (уравнение 2):

$$P = 1 - \exp(-\exp(\alpha * n(t, \tau) + \beta) * \tau^{n(t,\tau)}) \quad (2)$$

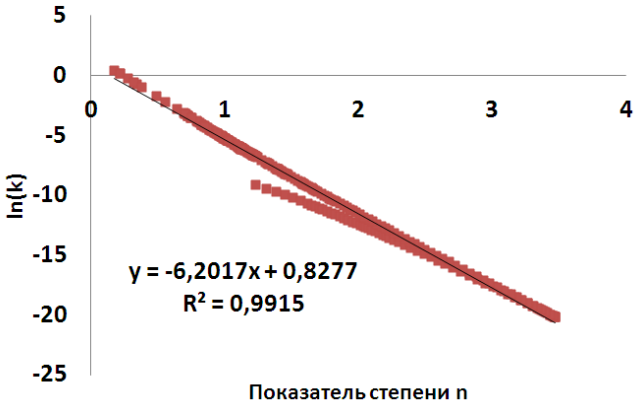


Рис. 3. Зависимость коэффициента $\ln(k)$ от показателя степени n уравнения КДМА; температура изотермической выдержки 330 °С

Коэффициент n имеет, помимо температурной, также временную зависимость. В дальнейшем планируется разработать аналитическое описание кинетики распада переохлажденного аустенита при непрерывном охлаждении с учетом данного фактора.

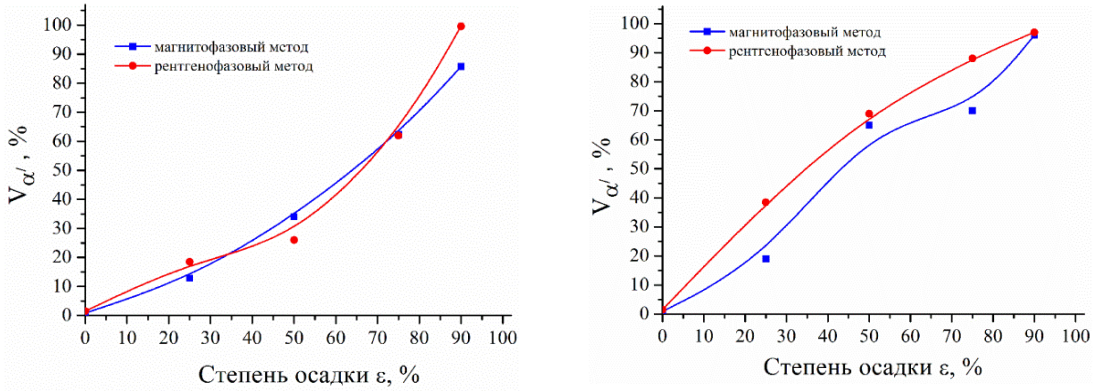
ФАЗОВЫЙ СОСТАВ, СТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ЛЕГИРОВАННОЙ ВОДОРОДОМ СТАЛИ 08Х18Н9Т ПОСЛЕ ДЕФОРМАЦИИ ПРОКАТКОЙ

Мельников Е.В., Астафурова Е.Г., Майер Г.Г.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия
melnickow-jenya@yandex.ru

Методами рентгеноструктурного, рентгенофазового и манитофазового анализа, просвечивающей электронной микроскопии, дифракции обратнорассеянных электронов, микроиндентирования и одноосного растяжения исследовали фазовый состав, структуру и механические свойства легированной водородом стали 08Х18Н9Т после деформации прокаткой. Образцы (пластины 10×15×1 мм) электролитически насыщали водородом при комнатной температуре в 1N растворе серной кислоты (H_2SO_4) с добавлением тиомочевины (CH_4N_2S) в течение 5 часов при плотности тока 200 мА/см^2. Прокатку проводили при комнатной температуре непосредственно после наводораживания с обжатием (ε) на 25, 50, 75 и 90 %. Одноосное статическое растяжение образцов, в форме двойных лопаток проводили при комнатной температуре со скоростью 4.2×10^{-4} с$^{-1}$.

Прокатка, с предварительным введением водорода и без него, приводит к измельчению структуры до ультрамелкозернистого состояния. Структура приобретает ориентированный характер, деформация реализуется дислокационным скольжением и механическим двойникованием, происходит формирование полос локализованного течения различного масштаба, а также реализуется наведенное деформацией γ-α'-фазовое превращение. Объемная доля α'-фазы нелинейно возрастает при увеличении степени обжатия (рис. 1 *а*). Введение водорода перед прокаткой способствует образованию ε-мартенсита в структуре стали и увеличению доли α'-фазы по сравнению с состоянием после прокатки без наводороживания (рис. 1 *б*).



а *б*

Рис. 1. Объемное содержание α'-фазы в структуре стали 08Х18Н9Т после прокатки без наводороживания (*а*) и с предварительным наводороживанием (*б*).

Фрагментация структуры, фазовые превращения, накопление дефектов кристаллического строения сопровождается повышением микротвердости, предела текучести и прочности, снижению пластичности стали по сравнению с исходным состоянием. Введение водорода перед деформацией слабо влияет на микротвердость стали, но приводит к уменьшению предела текучести и прочности и увеличению пластичности при растяжении.

Работа выполнена при финансовой поддержке стипендии Президента (СП-419.2015.1).

ВЛИЯНИЕ ЛЕГИРОВАНИЯ ВОДОРОДОМ НА ОРИЕНТАЦИОННУЮ ЗАВИСИМОСТЬ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ, МИКРОСТРУКТУРЫ И ХАРАКТЕРА РАЗРУШЕНИЯ МОНОКРИСТАЛЛОВ СТАЛИ ГАДФИЛЬДА

Астафурова Е.Г.[1], Майер Г.Г.[1], Мельников Е.В.[1], Захаров Г.Н.[2]

[1]ФГБУН Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия
[2]ФГБОУ ВПО Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск, Россия
galinazg@yandex.ru

Методами просвечивающей и сканирующей электронной микроскопии, одноосного растяжения исследовали влияние исходной ориентации оси растяжения и режима наводороживания на стадийность пластического течения, механические свойства, механизмы деформации и разрушения <144>, <001> и <113> монокристаллов

стали Гадфильда (Fe–13Mn–1.3C, мас. %). Образцы электролитически наводороживали в 10% растворе NaCl с добавлением аммония роданистого при плотности тока 10 мА/см^2 и продолжительности наводороживания 0.5–25 ч. После наводороживания образцы подвергали одноосному статическому растяжению со скоростью 5×10^{-4} с$^{-1}$.

Наводороживание продолжительностью до 1 часа вызывает усиление ориентационной зависимости критических скалывающих напряжений $\tau_{кр}$ в монокристаллах стали Гадфильда $\tau_{кр<144>} < \tau_{кр<113>} < \tau_{кр<001>}$: в закаленном состоянии разница $\tau_{кр}$ для <144> и <001> ориентации составляла 20 МПа, а после наводороживания в течение 1 часа – 45 МПа. С увеличением продолжительности насыщения ориентационная зависимость становится слабее (как в закаленном состоянии). Зависимость напряжений $\tau_{кр}$ от ориентации кристалла вызвана ориентационной зависимостью величины расщепления полных дислокаций a/2<110> на частичные дислокации Шокли a/6<211> в поле внешних напряжений (за счет различия в факторах Шмида для ведущей и ведомой дислокаций Шокли). Легирование водородом приводит к понижению равновесной энергии дефекта упаковки стали, и, как следствие, при наводороживании до 1 часа эффекты расщепления дислокаций в поле напряжений проявляются сильнее, а с увеличением времени наводороживания независимо от ориентации кристалла величина расщепления остается высокой настолько, что с атомами внедрения взаимодействуют частичные Шокли или сильно расщепленные полные дислокации. Это сопровождается изменением характера дислокационной структуры <001> и <113> монокристаллов, после наводороживания в структуре появляются элементы планарного скольжения, в то время как в закаленном состоянии структура представляет собой однородное распределение дислокаций с тенденцией к образованию ячеек. Также при наводороживании становится возможным вязкое движения водорода с дислокациями и дефектами упаковки, так что скопления из атомов водорода могут экранировать их поля напряжений и подавлять ориентационную зависимость напряжений $\tau_{кр}$.

На первой стадии пластического течения (удлинение менее 20%) при растяжении <113> монокристаллов, которая определяется скольжением в одной системе (основной механизм деформации) и образованием невысокой плотности микродвойников деформации (дополнительный механизм упрочнения), наводороживание в течение 0.5–2 часов приводит к уменьшению линейной плотности двойниковых границ и увеличению средней толщины двойниковых ламелей, а увеличение времени наводороживания до 5–15 часов, напротив, способствует увеличению плотности двойниковых границ, формированию пакетов с двойниками толщиной 10-60нм. Образование невысокой объемной доли тонких двойников деформации слабо влияет на скорость деформационного упрочнения <113> монокристаллов на стадии развития преимущественно скольжения, но способствует хрупкому разрушению стали при наводороживании в течении 15 часов. При деформации более 20% в <113> монокристаллах происходит изменение основного механизма деформации от скольжения к двойникованию, а легирование водородом способствует уменьшению степени деформации, при которой происходит этот переход, микролокализации сдвига и преобладанию одной системы двойникования в <113> монокристаллах.

Легирование водородом не приводит к изменению основных закономерностей деформации и упрочнения <144> монокристаллов стали Гадфильда. В монокристаллах, легированных водородом, коэффициент упрочнения на стадии одиночного двойникования снижается до θ_I = 390 МПа в сравнении с закаленными кристаллами θ_I = 610 МПа, на кривой течения наблюдаются динамические эффекты – срывы нагрузки, которые подтверждают данные структурных исследований о микролока-

лизации сдвига на этой стадии упрочнения, при этом упрочнение на стадии множественного двойникования слабо зависит от времени наводороживания. Наводороживание <144> монокристаллов стали Гадфильда до 25 часов не приводит к заметному изменению пластичности (как это наблюдалось в <113> ориентации).

Наводороживание <001> монокристаллов, которые в закаленном состоянии деформируются преимущественно скольжением в нескольких системах (с образованием ячеистой дислокационной структуры), способствует развитию двойникования. Таким образом, после 5 часов наводороживания оба этих механизма деформации определяют пластическое течения этих кристаллов. Активация двойникования преимущественно в одной системе при легировании водородом сопровождается увеличением пластичности <100> кристаллов по сравнению с закаленным состоянием.

Наводороживание способствует усилению вклада хрупкой составляющей и появлению вторичных микротрещин на поверхностях излома монокристаллов, а также вызывает формирование немногочисленных микро- и макротрещин на поверхности деформированных образцов вблизи зоны разрушения при продолжительном наводороживании (более 10 часов). Формирование тонких двойников деформации (как дополнительного скольжению механизма) препятствует аккомодации сдвига при скольжении и способствует разрушению <113> монокристаллов стали Гадфильда при наводороживании в течение 15 часов, в то время как микролокализация сдвига преимущественно в одной системе при деформации двойникованием в остальных ориентациях делает их устойчивыми к водородному охрупчиванию по используемым в работе режимам.

Таким образом, наводороживание не изменяет основных закономерностей и механизмов деформации монокристаллов стали Гадфильда, но приводит к изменению морфологических особенностей структуры и определяет появление ориентационной зависимости эффектов водородного охрупчивания.

Работа выполнена при поддержке РФФИ (15-38-20056). Исследования проведены с использованием оборудования ЦКП «Нанотех» (ИФПМ СО РАН, Томск). Авторы благодарны профессору Ю.И. Чумлякову за монокристаллы, предоставленные для исследования.

ПОЛУЧЕНИЕ СВЕРХПЛАСТИЧНОГО СОСТОЯНИЯ В СПЛАВАХ НА ОСНОВЕ СИСТЕМЫ Al–Mg–Si

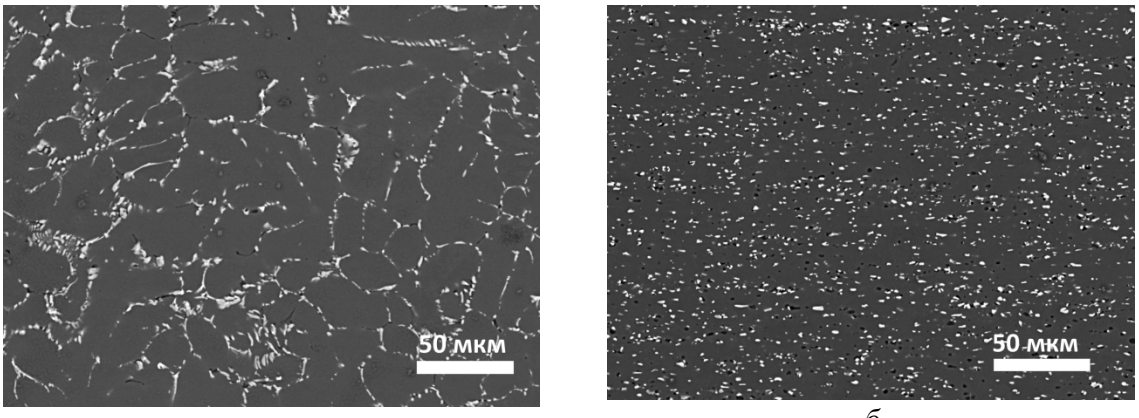
Мочуговский А.Г., Мякишев Н. И., Котов А.Д., Михайловская А.В.

Федеральное государственное автономное образовательное учреждение высшего профессионального образования "Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»", г. Москва, Россия
mochugovskiy@mail.ru

Для изготовления ответственных деталей для авиа- и космической промышленности необходимы сплавы, детали из которых можно было бы получать сверхпластической формовкой. Высокие показатели сверхпластичности у сплавов на основе алюминия обеспечиваются наличием микрозерненной (МЗ) структуры [1-2]. Основной принцип формирования МЗ структуры в алюминиевых сплавах основан создании гетерогенной структуры с частицами вторых фаз различной дисперсности. Дисперсные частицы образуются, благодаря способности переходных металлов, та-

ких как Mn, Cr, Zr, Sc образовывать с алюминием аномально пересыщенный твердый раствор при кристаллизации, в процессе распада которого при последующей термической и деформационной обработке формируются дисперсоиды размерами 5–100 нм, препятствующие миграции межзеренных границ, и как следствие росту зерен при высокотемпературном отжиге и во время сверхпластической деформации [3-4]. Крупные частицы размерами более 1 мкм служат местами предпочтительного зарождения зерен при рекристаллизации, тем самым, увеличивая количество зародышей новых зерен и обеспечивая меньший размер зерна [5]. В настоящее время нет сплавов типа «авиаль» на основе системы Al–Mg–Si, для которых разработана технология получения сверхпластичного листа. При этом сплавы этой группы обладают хорошим комплексом механических свойств и способностью самозакаливаться при охлаждении на воздухе с температуры горячей обработки давлением, что исключает коробление сложнорельефных изделий, полученных сверхпластической формовкой. Цель исследования – получение сверхпластичного листа сплава на основе системы Al–Mg–Si, дополнительно легированных переходными элементами, образующими как дисперсоиды, так и крупные частицы эвтектического происхождения.

За основу взят сплав AA6013 системы Al–Mg–Si с добавками переходных металлов в различных комбинациях. Сплавы обработаны по нескольким режимам, включающим гомогенизационный отжиг, горячую, холодную прокатку и гетерогенизацию. Анализ микроструктуры на различных этапах обработки показал, что, образующаяся в процессе кристаллизации эвтектика фрагментируется и сфероидезируется при термомеханической обработке (рис. 1). В результате в холоднокатаном состоянии в структуре наблюдали частицы размером около 1 мкм (рис. 1 *б*) и объемной долей около 7 %, которые обеспечивают формирование более мелкого зерна после рекристаллизации в сравнение с промышленным сплавом AA6013, содержащим значительно меньшее количество крупных эвтектических частиц (рис. 2). Однако, зеренная структура остается нестабильной при высокотемпературной деформации и сплав имеет низкие показатели сверхпластичности.



а *б*

Рис. 1. Микроструктура сплава AA6013, легированного Fe и Ni в гомогенизированном (*а*) и деформированном (*б*) состояниях (СЭМ)

Дополнительно измельчить зерно и обеспечить сверхпластичность сплаву позволяют небольшие добавки дисперсоидообразующих элементов; дисперсные частицы стабилизируют зеренную структуру при сверхпластической деформации. По результатам испытаний сплавов на растяжение с постоянными скоростями деформации установлено, что листы нового сплава проявляют сверхпластичность в интервале температур (420–500) ^{o}C при скоростях (1· 10-3–1·10-2) с-1 с удлинением (400 – 450) % (рис. 2).

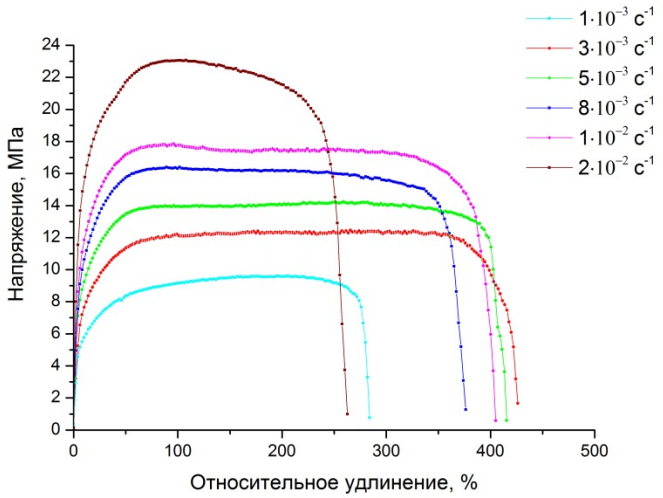


Рис. 2. Кривые растяжения разработанного сплава при постоянных скоростях деформации и температуре 460 °С

1. D.Y. Maeng, J.H. Lee, S.I. Hong, The effect of transition elements on the superplastic behavior of Al-Mg alloys, Materials Science and Engineering A, 357 (2003) 188 - 195
2. R. Verma, A.K. Ghosh, S. Kim, C. Kim, Grain refinement and superplasticity in 5083 Al, Materials Science and Engineering, A191 (1995) 143-150
3. J. D. Robson and P. B. Prangnell, Dispersoid precipitation and process modeling in zirconium containing commercial aluminium alloys, Acta materialia, 49 (2001) 599–613
4. Ling-Mei Wu, Wen-Hsiung Wang, Yung-Fu Hsu, Shan Trong, Effects of homogenization treatment on recrystallization behavior and dispersoid distribution in an Al–Zn–Mg–Sc–Zr alloy, Journal of Alloys and Compounds, 456 (2008) 163–169
5. L.P. Troeger, E.A. Starke Jr, Particle-stimulated nucleation of recrystallization for grain-size control and superplasticity in an Al – Mg – Si – Cu alloy Materials Science and Engineering A293 (2000) 19 - 29

РАЗРАБОТКА ВЫСОКОУГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЕЙ СО СТРУКТУРОЙ МЕТАСТАБИЛЬНОГО АУСТЕНИТА С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ РАБОТ А.А. ПОПОВА ПО МАРТЕНСИТНОМУ ПРЕВРАЩЕНИЮ

Филиппов М.А., Никифорова С.М., Жилин А.С.

Уральский федеральный университет им. первого Президента России Б.Н. Ельцина, Екатеринбург, Россия
s.m.nikiforova@urfu.ru

Использование мартенситных превращений при охлаждении служит основным методом упрочнения сталей при термической обработке. Протекание деформационных мартенситных превращений (ДМП) за последние полвека приобретает всё более широкое распространение для повышения прочностных свойств, а иногда и всего комплекса механических свойств, в сталях различного функционального и структурного классов. Примером таких сталей служат ТРИП (ПНП)-стали, в которых развитие ДМП обеспечивает рекордно высокие значения сочетания прочностных, пластических и вязких свойств, или МСС стали, которым метастабильный аустенит в качестве структурной составляющей придаёт также высокий комплекс

механических свойств. В нержавеющих аустенитных сталях переходного класса этот эффект также используется при наклёпе для упрочнения. Особую группу материалов составляют МАС с высокой контактной прочностью, предназначенные для работы в условиях механических видов изнашивания (кавитационного, абразивного, эрозионного), в которых под действием изнашивающих нагрузок формируется структура мартенсита деформации, обеспечивающая высокую прочность и износостойкость рабочей поверхности.

Для разработки состава износостойких сталей с метастабильным аустенитом и режимов их термической обработки принципиальное значение имеет как положение температуры $M_н$, так и кинетика мартенситного превращения, которое развивается при охлаждении ниже температуры $M_н$ Температура $M_н$ служит одной из важнейших расчетных характеристик, поскольку она должна находиться ниже минимальной температуры эксплуатации стали во избежание охрупчивания вследствие образования даже небольшого количества углеродистого мартенсита охлаждения. С другой стороны, для реализации ПНП-эффекта важно, чтобы температура Мд находилась выше температуры эксплуатации детали, чтобы было термодинамически возможным образование мартенсита при нагружеиии.

По мнению В.Д.Садовского [1] применительно к углеродистым сталям с 0,2 – 0,8 % С, наиболее точной является формула А.А.Попова, в соответствии с которой уменьшение содержания марганца на 1 % в стали с 1 % С повышает температуру $M_н$ на 50°С, а уменьшение концентрации углерода на 0,1 % — на 32°С [1]. Для компенсации уменьшения количества основного аустенитообразующего элемента – марганца – износостойкие МАС необходимо легировать хромом, который также снижает мартенситную точку, но действие его в этом направлении примерно вдвое слабее [1].

Оказалось, что эта формула достаточно адекватно описывает положение температуры $M_н$ в хромомарганцевых сталях переходного класса, содержащих 0,6 – 1,0 % С, при небольшой корректировке коэффициентов влияния хрома и марганца с учётом из взаимного влияния совместно с углеродом. Подставив в формулу А.А.Попова найденные нами экспериментальные зависимости значений коэффициентов влияния марганца и хрома на положение мартенситных точек для содержания углерода 0,6; 0,8 и 1,0 % в работе получили аналитические выражения для определения температуры $M_н$ (°С) хромомарганцевых углеродистых сталей: В работе с помощью магнитометрического метода и рентгеноструктурного анализа получили данные о кинетике мартенситных превращений в этих сталях с различным уровнем дефектов упаковки аустенита [2].

На основе учёта кинетических и структурных особенностей мартенситных правращений углеродистые хромомарганцевые стали переходного класса можно условно разделить на три группы: стали с относительно низкой (0,5—0,6 % С), промежуточной (0,7—0,9 % С) и высокой (≥1,0 % С) ЭДУ аустенита. Для сталей первой группы характерна вялая кинетика образования мартенсита охлаждения и интенсивное развитие ДМП, для сталей третьей группы, наоборот, активная кинетика мартенситного превращения при охлаждении сочетается с малой интенсивностью образования мартенсита деформации.

1. Садовский В.Д., Фокина Е.А. Остаточный аустенит в закалённой стали. М.: Наука, 1986. 112 с.
2. Филиппов М.А., Луговых В.Е., Студенок Е.С., Попцов М.Е. Особенности кинетики мартенситных превращений сталей переходного класса на основании. углеродистого марганцевого аустенита при охлаждении и деформации. Физика металлов и металловедение. 1988, т. 66, вып. 3, с. 579-584.

ПРИЗМАТИЧЕСКИЕ ДИСЛОКАЦИОННЫЕ ПЕТЛИ РАЗЛИЧНОЙ ФОРМЫ В ШИРОКОЗОННЫХ ПОЛУПРОВОДНИКОВЫХ НАНОСТРУКТУРАХ

Гуткин М.Ю., Колесникова А.Л., Красницкий С.А., Колодезный Е.С., Смирнов А.М., Романов А.Е.

Университет ИТМО, Санкт-Петербург, Россия,
e.kolodeznyy@gmail.com

Разработка, изучение и использование композитных наночастиц, нанопроволок и плоских наноструктур представляют собой обширные области на переднем крае развития современных нанотехнологий. Эти наноструктуры вызывают большой интерес [1,2], благодаря электронным, магнитным и оптическим свойствам, которые зависят от размера, формы, химического состава, типа кристаллической решётки и наличия дефектов. Неоднородность фазового состава композитных наночастиц приводит к появлению остаточных упругих деформаций и напряжений, вызванных несоответствием параметров кристаллической решетки и коэффициентов теплового расширения. Согласно существующим теоретическим моделям [3-8], в сплошных наночастицах типа «ядро-оболочка» возможны различные механизмы релаксации напряжений несоответствия, включающие образование дислокаций несоответствия вокруг ядра, призматических и скользящих дислокационных петель в оболочке, трещин в ядре или в оболочке, отслоение ядра от оболочки и смещение ядра из центра наночастицы.

Как правило, в теоретических моделях, посвященных определению критических условий появления призматических петель в наноструктурах, не рассматривается сам механизм образования петель и, соответственно, не учитываются энергетические барьеры, связанные с их зарождением. В настоящее время имеются приближенные и точные расчеты критических условий образования круговых и прямоугольных призматических дислокационных петель (ПДП) [3-8], которые, однако, не дают общей картины релаксации напряжений несоответствия в нанообъектах. Поскольку образование прямоугольных ПДП не обязательно ведет к формированию круговых ПДП, и, с другой стороны, формирование круговых ПДП не обязательно проходит по механизму расширения и замыкания изначально прямоугольных ПДП, образование тех и других может рассматриваться, в первом приближении, как два независимых способа релаксации напряжений в композитных наноструктурах. Поэтому данная работа посвящена более детальному анализу начальной стадии релаксации напряжений несоответствия в композитных наноструктурах.

Сравнение механизмов релаксации напряжений несоответствия (зарождение круговой или прямоугольной ПДП) проводилось путем сравнения зависимостей критической толщины оболочки h_c от несоответствия f. Эти зависимости наиболее интересны с практической точки зрения, поскольку могут служить ориентиром при выращивании оболочек наночастиц или нанопроволок.

Применительно к системе широкозонных полупроводников GaN/β-Ga_2O_3, эксперименты по выращиванию слоев GaN на плоских подложках β-Ga_2O_3 дают величины несоответствия $f_1 \approx 0{,}026$ (2,6%) [9] и $f_2 \approx 0{,}047$ (4,7%) [10]. Исходя из полученных зависимостей критической толщины оболочки нанопроволоки или наночастицы от параметра несоответствия можно сказать, что при $f_1 = 0{,}026$ возможно образование только круговых ПДП, тогда как при $f_2 = 0{,}047$ возможно образование и

прямоугольных, и круговых ПДП, причем круговые ПДП могут быть образованы путем расширения прямоугольных петель, а не только коалесценцией вакансий.

Для плоских наноструктур (подложка-пленка, пленка-подложка-пленка) определены толщины пленок h_c и параметры несоответствия *f,* при которых возможно: 1) зарождение лишь прямолинейных дислокаций, 2) зарождение лишь прямоугольных ПДП, 3) образование прямолинейных дислокаций на границе подложка-пленка через расширение прямоугольных ПДП со свободной поверхности. Двухслойные пластины более устойчивы к зарождению прямоугольных ПДП и прямолинейных дислокаций, чем трехслойные. Это связано с тем, что в двухслойной пластине существует дополнительный способ релаксации напряжений несоответствия – это макроскопический изгиб пластины, который приводит к уменьшению уровня напряжений несоответствия в двухслойной пластине по сравнению с трехслойной, поэтому дислокациям выгоднее образовываться в трехслойных пластинах.

Если рассматривать систему широкозонных полупроводников GaN/β-Ga_2O_3, то оказывается, что при $f_1 = 0{,}026$ возможно образование только прямолинейных дислокаций, а при $f_2 = 0{,}047$ возможно образование как прямоугольных ПДП, так и прямолинейных дислокаций.

Таким образом, был произведен теоретический анализ моделей релаксации напряжений несоответствия в композитных наноструктурах (наночастицах, нанопроволоках, двух- и трехслойных пластинах) путем зарождения круговых и прямоугольных призматических дислокационных петель, прямолинейных дислокаций несоответствия. Определены критические параметры наносистемы, влияющие на образование дефектных структур. Проведено сравнение наноструктур, в частности наноструктур GaN/β-Ga_2O_3, на основе предпочтительности зарождения дефектов (круговых и прямоугольных ПДП, прямолинейных дислокаций). Показано, что трехслойные пластины наименее устойчивы к образованию ПДП. Наночастицы более устойчивы к зарождению круговых и прямоугольных ПДП, по сравнению с нанопроволоками. Самой устойчивой к образованию ПДП наноструктурой является двухслойная пластина.

Работа поддержана Российским научным фондом (грант РНФ № 14-29-00086).

Список литературы

1. S. Behrens, Nanoscale 3 (2011) 877.
2. C.M. Lieber, MRS Bull. 28 (2003) 486.
3. L.I. Trusov, et al., J. Cryst. Growth 114, 133 (1991).
4. M.Yu. Gutkin. Int. J. Engng. Sci. 61, 59 (2012).
5. М.Ю. Гуткин, А.М. Смирнов, ФТТ 56 (2014) 703.
6. M.Yu. Gutkin, A.M. Smirnov, Acta Mater. 88 (2015) 91.
7. М.Ю. Гуткин, и др., ФТТ 56 (2014) 695.
8. M.Yu. Gutkin, , et al., Scripta Mater. 83 (2014) 1.
9. Víllora E. G., et al. Thin solid films. 500 (2006) 209.
10. Muhammed M. M. et al., Applied Physics Letters. 105 (2014) 042112.

ИЗУЧЕНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТЫХ ИНТЕРМЕТАЛЛИДНЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ TiAl

Никитина М.А., Исламгалиев Р.К.

Уфимский государственный авиационный технический университет
Институт физики перспективных материалов
г.Уфа, Россия
nik.marina.al@gmail.com, saturn@mail.rb.ru

Возрастающий интерес к интерметаллидным сплавам на основе TiAl обусловлен возможностью их применения в качестве легких и прочных конструкционных материалов, работающих при повышенных температурах. К настоящему времени установлено, что наилучшим сочетанием свойств обладают сплавы, состоящие из смеси γ-TiAl и α_2-Ti_3Al [1,2]. На их основе были разработаны сплавы, дополнительно легированные ниобием и молибденом, получившие название сплавы TNM. Однако, широкое применение этих сплавов в промышленности ограничивается низкой технологической пластичностью при комнатной температуре. Целью работы является развитие научных основ наноструктурирования интерметаллидов. Ожидается, что применение методов интенсивной пластической деформации и формирование ультрамелкозернистой (УМЗ) структуры позволит снизить температуру хрупко-вязкого перехода, повысить пластичность при комнатной температуре и устранить недостатки присущие сплавам на основе TiAl.

В работе исследовались два сплава на основе TiAl различного хим.состава (TNM-B1 -42.3Al; 3,98 Nb; 0.96Mo; 0,1 B и АТУ- 44,97 Al; 1,28Nb; 1.7Cr; 0.2B% вес.) Для измельчения зеренной структуры был использован метод интенсивной пластической деформации (ИПД), который базируется на применении больших деформаций в условиях высоких давлений и низких гомологических температур. Перед деформацией была проведена осадка при температуре 850^0C на 30%. ИПДК обработку образцов с исходным диаметром 10 мм и толщиной 2,5 мм проводили под давлением 0,5 ГПа при температуре 850°C. Отжиги ИПДК образцов были проведены в диапазоне температур 150–1000^0C, с шагом 50^0C и выдержкой в течение 30 минут.

Установлено, что в результате деформации методом ИПДК в обоих сплавах формируется УМЗ структура. В образцах сплава TNM-B1 образовалась бимодальная структура, в которой присутствуют равноосные зерна α2 фазы со средним размером 250 нм, в структуре видны также колонии пластин γ- и α2 фаз со средним межпластинчатым расстоянием 150–200 нм, объемная доля которых не превышала 70%. На большей части структуры сплава АТУ-1 наблюдали УМЗ структуру со средним размером зерна α_2-фазы 300 нм. Вместе с тем на 30% поверхности образца были выявлены колонии пластин γ- и α_2 фаз с межпластинчатым расстоянием 100-300 нм. Формирование УМЗ структуры способствует значительному повышению микротвердости на 40-50% по сравнению с исходным состоянием. Повышенные значения микротвердости сохраняются в диапазоне температур 20–850^oC, что свидетельствует о высокой термической стабильности УМЗ структуры.

1. Schloffer M., Iqbal F., Gabrisch H., et al.// Intermetallics. 22 (2012) P.231.
2. Clemens H., Mayer S.// Advanced Engineering Materials. 15, 4 (2013) P.191.

ОПРЕДЕЛЕНИЕ ТЕМПЕРАТУРНЫХ ИНТЕРВАЛОВ РАСПАДА ПЕРЕОХЛАЖДЕННОГО АУСТЕНИТА ПРИ НЕПРЕРЫВНОМ ОХЛАЖДЕНИИ СТАЛИ 25Г2С2Н2МА

Майсурадзе М. В., Рыжков М. А., Юдин Ю. В., Сурнаева О. А., Куклина А. А.

ФГАОУ ВПО УрФУ, г. Екатеринбург, Россия
spirallog@gmail.com

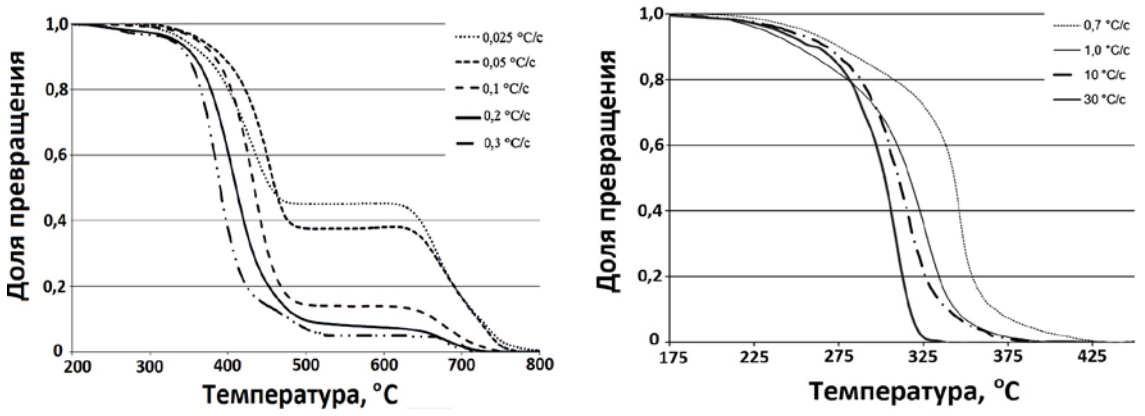
Изучено формирование микроструктуры при непрерывном охлаждении стали 25Г2С2Н2МА, используемой в авиастроении и горном машиностроении. Химический состав стали, масс. %: C – 0,24; Mn – 1,38; Si – 1,55; Ni – 1,69; Mo – 0,4; Cr – 0,34. Исследование кинетики превращения переохлажденного аустенита производилось при помощи дилатометра Linseis L78 «R.I.T.A.». Цилиндрические образцы диаметром 3…4 мм длиной 10 мм нагревали до температуры аустенитизации $t_{\text{Н}}$ = 925 °С, выдерживали при данной температуре в течение 15 мин., а затем охлаждали с постоянной скоростью в интервале 0,025…70,0 °С/с. После этого производили измерение твердости образцов по методу Роквелла, а также исследована микроструктура и осуществлено измерение микротвердости отдельных структурных составляющих.

Кинетика превращения переохлажденного аустенита определена из исходных зависимостей удлинения образцов от температуры по формуле [1, 2]:

$$P = \frac{\Delta l_{\gamma}(t) - \Delta l_{\text{ТЕК}}}{\Delta l_{\gamma}(t) - \Delta l_{\alpha}(t)}, \qquad (1)$$

где P – доля превращения аустенита; $\Delta l_{\gamma}(t)$ – удлинение образца в аустенитном состоянии; $\Delta l_{\alpha}(t)$ – удлинение образца после завершения превращения аустенита; – текущее значение удлинения образца.

Установлены зависимости доли превращения переохлажденного аустенита в исследуемой стали от температуры для всех рассмотренных скоростей охлаждения (рис. 1).



а *б*

Рис. 1. Зависимость доли превращения переохлажденного аустенита в стали 25Г2С2Н2МА от температуры при непрерывном охлаждении

Точки перегиба на данных графиках позволили определить температурные интервалы протекания превращений, а анализ микроструктуры и микротвердости – оценить долю образующихся структурных составляющих.

Согласно дилатометрическим данным, при скоростях охлаждения от 0,025 до 0,30 °С/с в структуре стали присутствуют продукты превращения аустенита по первой ступени (феррито-перлитная смесь) и продукты бейнитного превращения (рис. 1, *а*).

Температурный интервал формирования феррито-перлитной смеси составляет 780…610 °С при скорости охлаждения 0,025 °С/с, а при скорости охлаждения 0,30 °С/с – 720…640 °С. Превращение по второй ступени в интервале скоростей охлаждения 0,025…0,30 °С/с начинается при температуре 480…500 °С.

Таким образом, при непрерывном охлаждении исследуемой стали существует область относительной устойчивости переохлажденного аустенита, характерная для легированных сталей, содержащих молибден [3]. В данной области происходит охлаждение метастабильного аустенита без протекания каких-либо превращений, фиксируемых дилатометрическим методом. Температурный интервал области относительной устойчивости аустенита для данной стали весьма широк и составляет более 100 °С: от 610…640 °С до 480…500 °С.

При скоростях охлаждения 0,20…0,30 °С/с в структуре наряду с феррито-перлитной смесью и бейнитом образуется незначительное количество мартенсита (порядка 1…3 %). Температура начала мартенситного превращения, фиксируемая дилатометрически при данных скоростях охлаждения, составляет 275…295 °С. Повышение температуры мартенситного превращения при увеличении скорости охлаждения, вероятно, связано с меньшим обогащением аустенита углеродом при образовании феррита и бейнита вследствие уменьшения их доли[2].

При увеличении скорости охлаждения выше 0,30 °С/с диффузионное превращение в стали полностью подавляется, и процесс превращения аустенита идет только с образованием бейнита и мартенсита (рис. 1, б). Температура начала бейнитного превращения при повышении скорости охлаждения понижается: 490…500 °С при скорости охлаждения 0,30 °С/с; 445…455 °С при скорости охлаждения 0,70 °С/с; 390…400 °С – при 1,0 °С/с; 380…390 °С при 10,0 °С/с.

Полностью мартенситная структура в исследуемой стали формируется только при охлаждении со скоростью более 10 °С/с. Температура начала мартенситного превращения в исследуемой стали, определенная при охлаждении со скоростью 30 и 75 °С/с, составила 340…345 °С.

Список литературы

1. Майсурадзе М.В., Юдин Ю.В., Рыжков М.А. Численное моделирование перлитного превращения в стали 45Х5МФ // Металловедение и термическая обработка металлов. 2014. №9. С. 54…59.
2. Kop T. A., Sietsma J., Van Der Zwaag S. Dilatometric analysis of phase transformations in hypo-eutectoid steels // Journal Of Materials Science. 2001. Vol. 36. PP. 519…526.
3. Попова Л.Е, Попов А.А. Диаграммы превращения аустенита в сталях и бета-раствора в сплавах титана. М.: Металлургия, 1991. 503 с.

ИССЛЕДОВАНИЕ СООТНОШЕНИЯ СТРУКТУРНЫХ СОСТАВЛЯЮЩИХ СТАЛИ 25Г2С2Н2МА ПРИ НЕПРЕРЫВНОМ ОХЛАЖДЕНИИ

Майсурадзе М. В., Куклина А. А., Рыжков М. А., Юдин Ю. В.

ФГАОУ ВПО УрФУ, г. Екатеринбург, Россия
spirallog@gmail.com

Химический состав исследуемой стали 25Г2С2Н2МА, масс. %: C – 0,24; Mn – 1,38; Si – 1,55; Ni – 1,69; Mo – 0,4; Cr – 0,34. Исследование производилось при помощи дилатометра Linseis L78 «R.I.T.A.». Цилиндрические образцы диаметром 3…4 мм длиной 10 мм нагревали до температуры аустенитизации 925 °C, выдерживали при данной температуре в течение 15 мин., а затем охлаждали с постоянной скоростью в интервале 0,025…75,0 °C/c. Измерение твердости производили по методу Роквелла, исследована микроструктура и осуществлено измерение микротвердости отдельных структурных составляющих.

Установлены зависимости доли превращения переохлажденного аустенита в исследуемой стали от температуры для всех рассмотренных скоростей охлаждения, а также определены температурные интервалы диффузионного, бездиффузионного и промежуточного превращения аустенита. Результаты дилатометрических экспериментов дополнены исследованием микроструктуры стали 25Г2С2Н2МА. Определено, что бейнит имеет различную морфологию: «верхний» бейнит имеет пластинчатое строение и формируется при скоростях охлаждения от 0,025 до 1,0 °C/c; «нижний» бейнит имеет игольчатое строение и формируется при скоростях охлаждения от 0,2 до 10,0 °C/c.

Проведено измерение микротвердости отдельных структурных составляющих изучаемой стали. Для удобства расчетов значения микротвердости по Виккерсу $HV_{0,5}$ были переведены в значения твердости по Роквеллу HRC. Установлено, что феррито-перлитная смесь имеет твердость 25 ±2 HRC, верхний бейнит – 38 ±1 HRC, нижний бейнит – 46 ±1 HRC; мартенсит – 50 ±1 HRC. Используя допущение об аддитивном вкладе отдельных структурных составляющих в общую твердость стали, по формуле (1) была определена зависимость доли структурных составляющих от скорости охлаждения (рис. 1).

$$HRC_O = \Sigma HRC_i \times P_i, \quad (1)$$

где HRC_O – твердость образца; HRC_i – твердость *i*-ой структурной составляющей; P_i – доля *i*-ой структурной составляющей; *i* – структурная составляющая (феррито-перлитная смесь, верхний бейнит, нижний бейнит, мартенсит).

Зная долю образовавшихся структурных составляющих, и сделав допущение о непрерывно-последовательном их образовании, можно, используя зависимость доли превращения аустенита от температуры, определить условные температурные границы формирования той или иной составляющей при непрерывном охлаждении. На рис. 2 приведен пример использования данной методики для определения температурных интервалов образования верхнего бейнита (450…355 °C), нижнего бейнита (355…320 °C) и мартенсита (320…180 °C) при охлаждении стали 25Г2С2Н2МА со скоростью 0,7 °C/c. Использование вышеописанной методики позволило построить термокинетическую диаграмму превращения переохлажденного аустенита в стали 25Г2С2Н2МА с обозначенными областями формирования отдельных структурных составляющих (рис. 3).

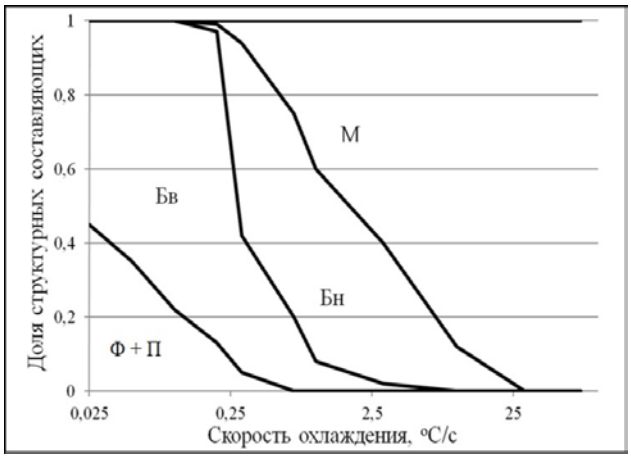


Рис. 1. Изменение доли структурных составляющих в стали 25Г2С2Н2МА при охлаждении со скоростью 0,025…30,0 °С/с

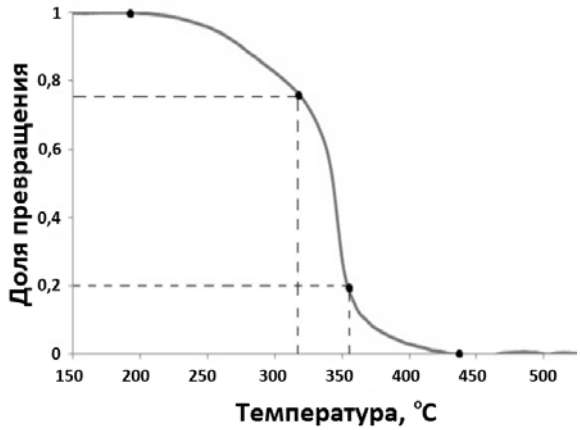


Рис. 2. Определение температурных интервалов последовательного превращения аустенита в верхний бейнит ($P_{ВБ}$ = 0,2), нижний бейнит ($P_{НБ}$ = 0,55) и мартенсит ($P_М$ = 0,25) при скорости охлаждения 0,7 °С/с

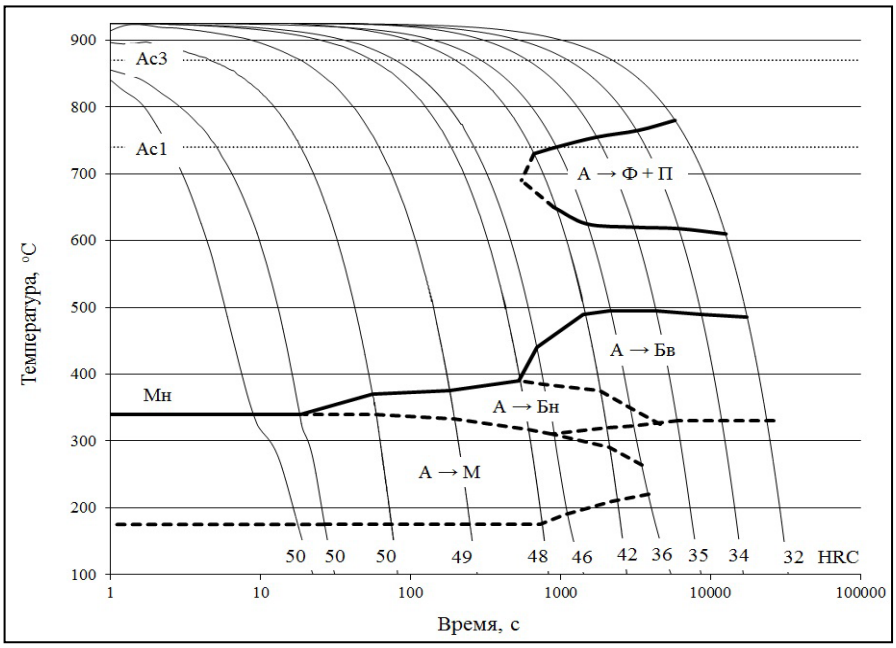


Рис. 3. Термокинетическая диаграмма превращения переохлажденного аустенита стали 25Г2С2Н2МА

АНАЛИЗ ПРИЧИН ОТКАЗА ИЗДЕЛИЯ ИЗ КОНСТРУКЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ

Лабзова Л. В., Альбрехт П. А.

ФГБОУ ВО «Тульский Государственный Университет», Тула, Россия
alpa18@mail.ru

В современном обществе установление причин отказов является важным мероприятием. Это обусловлено тем фактом, что выход из строя тех или иных устройств или оборудования достаточно часто приводит к тяжелым последствиям, а также может угрожать нормальной жизнедеятельности и здоровью человека. Многие изделия производятся для построения каких-либо конструкций. Поэтому следует тщательно следить за перечнем свойств, которыми должно обладать изделия, чтобы оно отвечало всем критериям надежности. Надёжность — свойство объекта сохранять во времени в установленных пределах значения всех параметров, характеризующих способность выполнять требуемые функции в заданных режимах и условиях применения, технического обслуживания, хранения и транспортирования [1]. Наиболее важными, в большинстве случаев, являются такие параметры как прочность и пластичность. Данный факт можно рассмотреть на проделанной экспертизе отказа материалов изделия типа устройство контроля схода железнодорожного подвижного состава (УКСПС) [2].

УКСПС предназначено для обнаружения схода подвижного состава поезда, а так же для остановки поезда перед станцией у входного светофора, при наличии в составе сошедших с рельс колесных пар или свисающих частей, выходящих за пределы габаритов снизу вагона, способных повредить стрелочные переводы.

Для проведения материаловедческой экспертизы исследовано изделие УКСПС с изломом одного из кронштейнов детали посередине (рис. 1), а также с деформированной верхней полкой устройства.

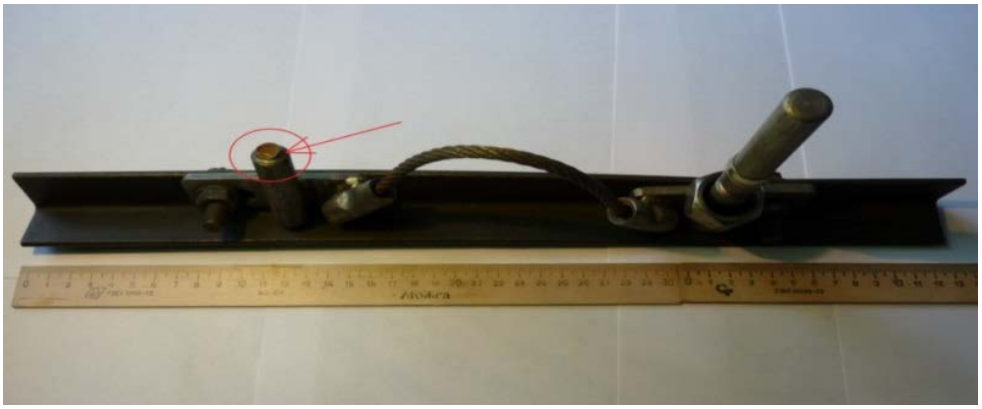


Рис. 1. Место локализации разрушения УКСПС

Экспертиза проводилась на кронштейне, как одной из основных конструкционных частей механизма. В целях установления причин отказа изделия были произведены следующие исследования: химический анализ, макрофрактографический анализ, микроструктурный анализ, а так же дюрометрический анализ.

Макрофрактографический анализ показал, что излом в области разрушения имеет вязкий характер и типичную для растяжения малоуглеродистых сталей

геометрию фрагментов – “чашка-конус”, что говорит о том, что деформация была велика.

Химический анализ проводили на эмиссионном спектрометре “МСА”. Анализ, который предназначен для измерения интенсивностей аналитических спектральных линий различных элементов. Анализ показал, что изделие содержит 0,41 % углерода. Кронштейн УКСПС по техническим условиям должен быть изготовлен из конструкционной стали Ст3 [3].

При проведении микроструктурного анализа было выявлено, что структура изделия феррито-перлитная (рис. 2). Методом количественной металлографии было определено количество углерода. Оно составило в сумме 0,43 %.

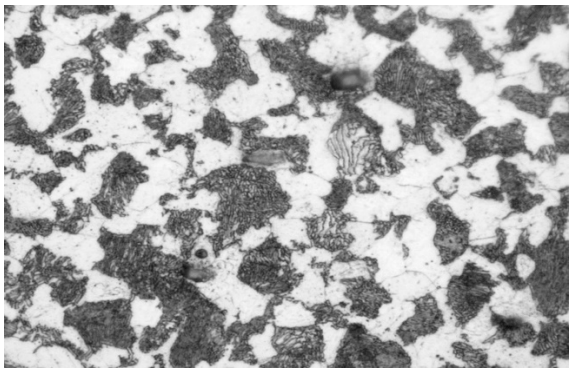


Рис. 2. Структура кронштейна УКСПС (шлиф сделан поперек сечения)

Дюрометрический анализ проводили методом Роквелла (HRB) на приборе ТК-2М [4] при нагрузке 100 МПа. Измерения повторялись 5 раз в разных точках приготовленного шлифа. Средние значение твердости ~77 HRB, что соответствует 151 НВ. При изучении технической документации выяснили, что твердость подобного изделия должна составлять не более 112 НВ [5].

При проведении анализа на этапе измерения твердости можно сказать, что изделие выполнено не по стандартам, прописанных в ТУ. Между прочностью и твердостью существует прямая зависимость, описывающаяся формулой (1),

$$G_{\text{в}} = k * HB, \quad (1)$$

где $G_{\text{в}}$– предел прочности изделия, k– коэффициент для различных материалов, HB - значение твердости про Бринелю [4].

Исходя из указанной выше зависимости, можно сказать, что прочность изделия серьезно превышает прочность прописанную в ТУ, а за счет превышенной твердости так же страдает такое свойство как пластичность материала.

После проведенной работы были сделаны следующие выводы:

Кронштейн датчика УКСПС был изготовлен не по ТУ, о чем свидетельствует химический состав, твердость и структура стали.

Химический состав материала изделия показал, что оно изготовлено из стали 40, хотя должно изготавливаться из стали Ст3. Этот же факт подтверждает количественный анализ структуры материала и его твердость.

Список литературы

1. ГОСТ 27.002-89. Надежность в технике. Основные понятия. Термины и определения. - Москва: Изд-во стандартов, 1981. – 31 с.
2. ГОСТ 380-2005. Сталь марки Ст3:Свойства и применение. - Москва: Изд-во стандартов, 1981. – 45 с.
3. Колмаков А. Г. Методы измерения твердости [Книга] / А. Г. Колмаков, В.Ф. Терентьев. - Москва : Итермет Инжиниринг, 2005. - Т. 2-е изд. – 34 с.
4. Скрынченко Ю.М. Работоспособность и свойства инструментальных сталей [Книга]/.Ю.М. Скрынченко Л. А. Позняк - Киев : Наукова думка, 1979. – 125 с.

АМПЛИТУДНЫЕ ЗАВИСИМОСТИ ВНУТРЕННЕГО ТРЕНИЯ В СПЛАВАХ Fe–Mn–Si

Лабзова Л. В., Берикян С. С.

ФГБОУ ВО «Тульский Государственный Университет», Тула, Россия
Dreygo@bk.ru

Сплавы с высокими демпфирующими свойствами представляют огромный интерес, так как имеют высокий уровень затухания упругих колебаний. Эффективным способом борьбы с вибрацией, безусловно, следует считать устранение самой причины вибрации и демпфирующие сплавы, конструкционного назначения, наиболее целесообразно использовать там, где снижение вибраций имеет существенное значение. Однако, если это сделать затруднительно или невозможно, то приходится прибегать к подавлению возникающих по той или иной причине колебаний конструкции, в том числе путем применения демпфирующих материалов [1].

Ярким представителем данного класса материалов являются сплавы системы Fe–Mn. Помимо высоких демпфирующих свойств, сплавы системы Fe–Mn имеют ряд других свойств – эффект памяти формы, коррозийная стойкость и т д.

Связи с этим, целью данной работы являлось изучение амплитудных зависимостей внутреннего трения (АЗВТ) в сплаве Fe–23Mn, дополнительно легированных 5% Si от различных температур закалки и фазового состава.

Для исследования АЗВТ материалов служили образцы состава Fe–23Mn–5Si. Образцы представляли собой проволоку с прямоугольным поперечным сечением размерами 1×1,25×60 мм. Термообработку образцов исследуемого сплава проводили в вакуумированной кварцевой трубке в лабораторной трубчатой печи по следующим режимам: отпуск 650 °С время выдержки 1 ч; закалка от 500 °С и 800 °С соответственно, охлаждение в воде. Измерения температурных и амплитудных зависимостей внутреннего терния были проведены в вакууме на установке обратный крутильный маятник типа РКМ-ТулПИ с полуавтоматической регистрацией результатов измерений [2].

По полученным экспериментальным данным строили графики амплитудных (АЗВТ) и температурных зависимостей внутреннего трения (ТЗВТ), по результатам которых определяли интервалы критических точек начала и конца прямого и обратного мартенситного превращения (МП).

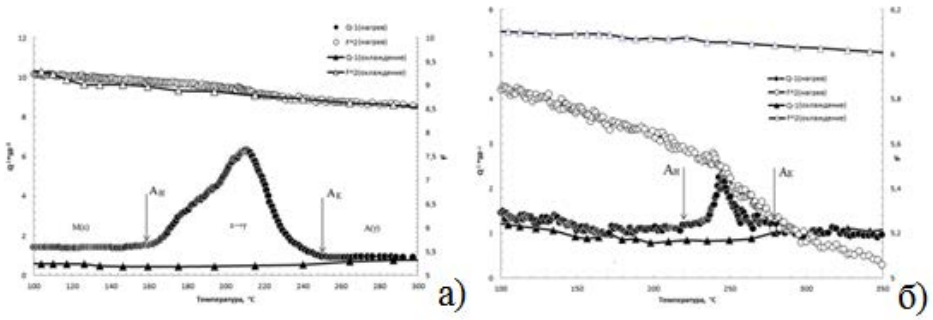


Рис. 1. Температурная зависимость внутреннего трения (Q^{-1}) сплава Fe–23Mn–5Si при нагреве и охлаждении после закалки от 500 °С *(а)* и 800 °С (*б*)

При обратном мартенситном превращении (ОМП) в результате нагрева в интервалах температур $A_н - A_к$ кристаллы мартенсита распадаются и выделяются кристаллы аустенита, а при охлаждении до температуры 30 °С не прямое мартенситное

превращение (ПМП) не происходит связи с тем, что ПМП начинается в области отрицательных температур (рис. 1*а, б*).

На рис. 2 представлены графики АЗВТ для сплава Fe–23Mn–5Si для образцов, закаленных от 500 °С и 800 °С, соответственно.

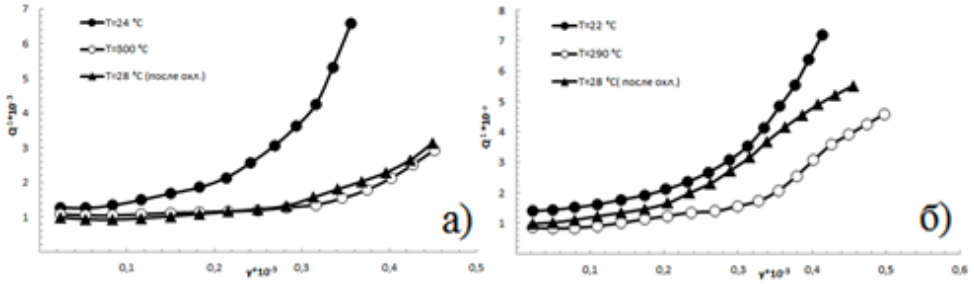


Рис. 2. АЗВТ сплава Fe–23Mn–5Si после закалки от 500 °С (*а*) и 800 °С (*б*)

На рисунках 2*а* и 2*б* видно, что АЗВТ имеет наибольшую интенсивность в мартенситной фазе, меньше в двухфазной, а наименьшая интенсивность проявляет в аустенитной области. На всех кривых АЗВТ имеется перегиб, а, следовательно, и $\gamma_{кр}$ (критическая амплитуда деформации амплитуднозависимого внутреннего трения) т. е. на всех кривых имеются амплитудно-зависимые и амплитудно-независимые области. Линейная область связана с отрывом точечных дефектов от дислокации, но по мере увеличения деформации этот процесс приобретает лавинный характер, т. к. достигали точки $\gamma_{кр}$ и наблюдали область 2, которая соответствует микропластичности. Параметр $\gamma_{кр}$ соответствует деформации, при которой происходит размножение дислокации и появляются свободные дислокационные петли. Рост параметра $\gamma_{кр}$ зависит от двух факторов: закрепления дислокации и образования центров дислокации при термообработке.

Нетрудно заметить, что АЗВТ от разных температур закалки идут с насыщением. Это связано с наличием множества точек закрепления (рис. 2).

На рисунках 2*а* и 2*б* видно, что максимальное значение $\gamma_{кр}$ имеет в аустенитной области (γ-фаза) независимо от температуры закалки, а минимальное в двухфазной области после термической обработки отжиг + закалка 800 °С (ε+γ-фаза).

При сравнении полученных экспериментальных данных (рис. 1) были сделаны следующие выводы:

1) От температуры закалки 500 °С внутренняя трения (ВТ) Q^{-1} почти 3 раза выше чем от температуры закалки 800 °С.

2) Из рисунка 1 видно, что с увеличением температуры закалки наблюдается смещение начала и конца ОМП в сторону более высоких температур.

3) При медленном охлаждении образцов до комнатной температуры ПМП не обнаружили ни от температуры закалки 500 °С ни от 800 °С, что говорит о том, что температура закалки не влияет на температуру начала ПМП.

Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ р_центр_а 13-08-97545.

1. Крахмалев В. И. О демпфирующих сплавах. – СПб: 2013 – 7 с.
2. Архангельский С.И., Лабзова Л.В., Маркова Г.В., Чуканов И.В. Устройство для измерения параметров восстановления формы в материалах. -Патент РФ № 92538 Опублик. БИ №8 от 20.03.2010, МПК8 G01N 3/38.

ИОННОЕ АЗОТИРОВАНИЕ ДЕТАЛЕЙ ИЗ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ В ПЛАЗМЕ ТЛЕЮЩЕГО РАЗРЯДА С ЭФФЕКТОМ ПОЛОГО КАТОДА

Рамазанов К.Н., Будилов В.В., Золотов И.В.

Уфимский государственный авиационный технический университет (УГАТУ), г. Уфа, Россия,
zolotov.ugatu@gmail.com

Наряду с положительными свойствами титановых сплавов имеют место и свойства, которые ограничивают их применение в качестве конструкционного материала: низкая твердость поверхности и низкая износостойкость.

Эффективным способом модификации поверхности титановых сплавов является процесс ионного азотирования. Однако данный процесс является длительным, и вопрос о повышении его производительности на сегодняшний день достаточно актуален. Для интенсификации процесса ионного азотирования и снижения продолжительности насыщения эффективно применяют плазму повышенной плотности с эффектом полового катода (ЭПК).

Целью работы является исследование влияния азотирования в тлеющем разряде с ЭПК на структуру, фазовый состав и микротвердость поверхностного слоя титанового сплава ВТ6.

Результаты исследования вольтамперных характеристик показали, что в условиях проявления ЭПК ток разряда в несколько раз выше, чем без проявления ЭПК при одинаковом напряжении горения разряда. Установлено, что в катодной полости, образованной поверхностью детали и экраном увеличивается генерация заряженных частиц осциллирующими электронами.

Результаты измерения микротвердости поверхности исследуемых образцов показали, что после азотирования в тлеющем разряде с ЭПК микротвердость на поверхности увеличилась в 2,5 раза, а без ЭПК в 2 раза. Установлено, что повышение микротвердости обусловлено образованием нитридов титана и легирующих компонентов на поверхности образцов.

Анализ микроструктур образцов из титанового сплава ВТ6 после азотирования показал наличие нитридных слоев и диффузионных зон. Установлено, что азотирование с проявление ЭПК по сравнению с азотированием без ЭПК, имеет большую толщину азотированного слоя. Так, с проявление ЭПК, нитридный слой и диффузионная зона составили соответственно 20-25 и 60-80 мкм, а без ЭПК 17 и 19 мкм.

Анализ дифрактограмм образцов после азотирования показал, что азотирование с ЭПК привело к образованию на поверхности сплава ВТ6 нитридов титана различного стехиометрического состава (TiN, Ti_2N).

Испытания на износ образцов, прошедших традиционное ионное азотирование и азотирование в тлеющем разряде с ЭПК, показали, что применение ЭПК при ионном азотировании приводит к более эффективному повышению износостойкости поверхности сплава ВТ6.

Из анализа полученных экспериментальных данных установлено, что азотирование с проявлением ЭПК, является эффективным инструментом для повышения механических и, как следствие, эксплуатационных свойств деталей из титанового сплава ВТ6.

ИСПОЛЬЗОВАНИЕ ЭФФЕКТА ПОЛОГО КАТОДА ДЛЯ ЛОКАЛЬНОГО ИОННОГО АЗОТИРОВАНИЯ ДЕТАЛЕЙ МАШИН

Рамазанов К.Н., Хусаинов Ю.Г., Золотов И.В., Есипов Р.С.

Уфимский государственный авиационный технический университет (УГАТУ), г. Уфа, Россия,
uldash990@mail.ru

Известно, что при эксплуатации деталей машиностроения часто нагрузке подвергаются только отдельные участки ее поверхности, например, контактная поверхность зубьев зубчатого колеса, место посадки подшипника на валу и др. В данной работе предлагается способ локального ионного азотирования, сущность которого заключается в создании ЭПК только на участках интенсивного изнашивания поверхности обрабатываемой детали.

В работе изучено влияние локального ионного азотирования в тлеющем разряде с ЭПК на структуру, микротвердость, фазовый состав диффузионного слоя конструкционной стали 16Х3НВФМБ-Ш.

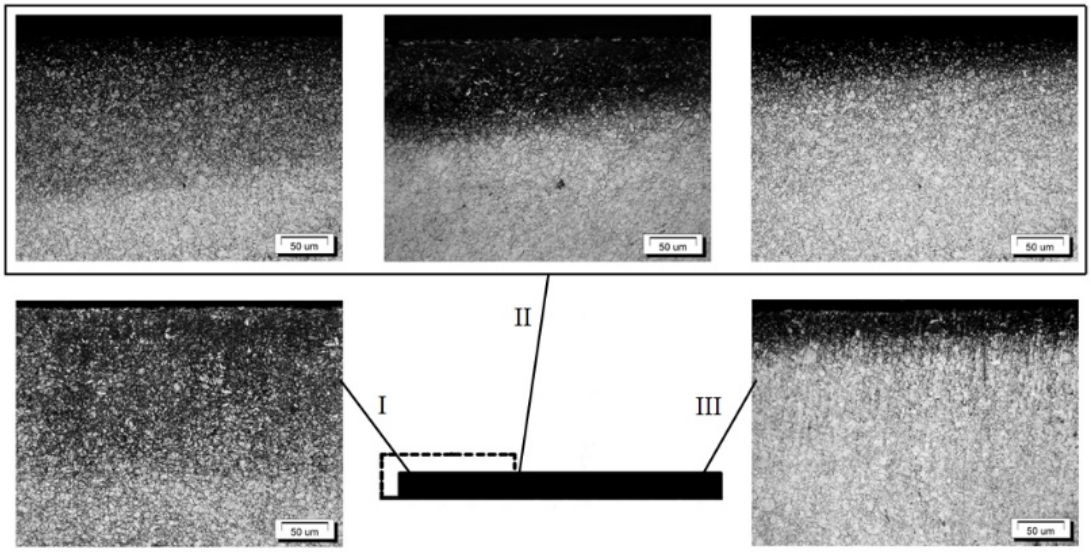


Рис. 1. Микроструктуры стали 16Х3НВФМБ-Ш после локального ионного азотирования с ЭПК при T = 550°С, t = 12 ч., P = 60 Па, U = 500В, h = 5 мм: I – ионное азотирование с ЭПК; II – переходная зона; III – ионное азотирование без ЭПК

Исследование микроструктуры образца после локального ионного азотирования с ЭПК (рис. 1) показало наличие 3-х темных диффузионных зон: 1 – зона, находившаяся под влиянием ЭПК; 2 – переходная зона, 3 – зона не подверженная влиянию ЭПК. Максимальный размер переходной зоны для данной стали достигал 3-х мм.

Измерения микротвердости по глубине диффузионного слоя показали, что на участке ионного азотирования с ЭПК толщина диффузионного слоя в 2,5 раза больше по сравнению с участком ионного азотирования без ЭПК при температуре T = 550°С и длительности процесса 12 ч.

Рентгеноструктурный анализ с поверхности образца из стали 16Х3НВФМБ-Ш после локального ионного азотирования с ЭПК показал наличие рефлексов ε-фазы $Fe_{2-3}(N)$, $Fe_{2-3}(N, C)$, γ'-фазы Fe_4N, $Fe_4(N, C)$, а также фазы состоящие из нитридов и карбонитридов хрома (CrN, Cr(N,C), Cr_2N, $Cr_2(N,C)$). При этом на участках ионного

азотирования с ЭПК интенсивность линий ε-фазы, γ'-фазы, а также нитридов и карбонитридов хрома, выше чем на участках ионного азотирования без ЭПК, что указывает на увеличение объемной доли данных фаз на поверхности стали.

ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ ИНСТРУМЕНТАЛЬНЫХ ХРОМИСТЫХ СТАЛЕЙ, ИЗНОСОСТОЙКИХ ПРИ АБРАЗИВНОМ ИЗНАШИВАНИИ

Филиппов М.А., Гервасьев М.А., Никифорова С.М., Хадыев М.С., Михайлов С.Б., Жилин А.С., Эстемирова С.Х.

Уральский федеральный университет им. первого Президента России Б.Н. Ельцина, Екатеринбург, Россия
s.m.nikiforova@urfu.ru

Абразивное изнашивание узлов и деталей машин остается одной из основных проблем материаловедения, так как является наиболее распространённой причиной преждевременного выхода из строя многих деталей. Эффективными материалами для эксплуатации в условиях изнашивания являются сплавы с карбидным упрочнением и металлической основой, состоящей из мартенсита и некоторого количества остаточного аустенита, например высокоуглеродистые коррозионно-стойкая подшипниковая и инструментальная стали 95Х18 и Х12МФЛ. Цель работы состояла в изучении влияния температуры нагрева под закалку образцов из высокоуглеродистых сталей ледебуритного класса 95Х18 и Х12МФЛ на достижение максимальной износостойкости в сочетании с конструктивной прочностью.

Исходная структура образцов стали Х12МФЛ состоит из карбидно-аустенитной эвтектики по границам первичных кристаллов аустенита и избыточных карбидов. При закалке от 900 ^{0}С–1000 ^{0}С в структуре мелкодисперсный мартенсит и избыточные карбиды обеспечивают высокую твёрдость (61-64 HRC), однако при этом не достигается максимальная износостойкость в условиях абразивного изнашивания.

Повышение температуры нагрева под закалку сталей 95Х18 и Х12МЛ до 1100 – 1170 ^{0}С существенно влияет на структуру обеих сталей. Вызывает прогрессирующее снижение исходной твёрдости (до 44 и 49 HRC соответственно) в связи с растворением части карбидов и соответствующим увеличением количества остаточного аустенита (до 95 и 60 % соответственно). Это сопровождается ростом износостойкости обеих сталей при абразивном изнашивании, особенно большим для стали 95Х18. Такой эффект обусловлен образованием значительного количества мартенсита деформации при изнашивании

Остаточный аустенит, получаемый в результате высокотемпературной закалки в сталях 95Х18 и Х12МФЛ (1100 – 1170 ^{0}С), метастабилен и превращается в высокоуглеродистый мартенсит деформации в процессе изнашивания, что придаёт сталям максимальную износостойкость вследствие обеспечения высокой способности к фрикционному упрочнению рабочей поверхности.

1. Счастливцев В.М., Филиппов М.А. Роль принципа Богачёва-Минца при выборе износостойких материалов. МиТОМ. 2005, № 1. С. 6-9.
2. Бернштейн М.Л., Займовский В.А., Капуткина Л.М. Термомеханическая обработка стали. М.: Металлургия. 1983. 480 с.

УСТАЛОСТНОЕ ПОВЕДЕНИЕ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОГО Ti-6Al-4V СПЛАВА ДЛЯ ИНЖЕНЕРНЫХ ПРИЛОЖЕНИЙ

Поляков А.В., Валиев Р.Р., Семенова И.П., Модина Ю.М.

ФГБОУ ВПО "Уфимский государственный авиационный технический университет", г. Уфа, Россия,
deathex@mail.ru, rovaliev@gmail.com

Как известно, сопротивление усталости конструкционных титановых материалов является критически важным свойством для применения их в авиации и двигателестроении. Детали и конструкции, такие как лопатки и диски, испытывают сложные нагрузки, например, высокую амплитуду напряжений и низкую частоту, а также высокочастотные вибрационные нагрузки обычно при достаточно высоких напряжениях [1]. Титановый сплав Ti–6Al–4V(ВТ-6) широко применяется для изготовления лопаток и дисков газотурбинных двигателей (ГТД) [2], поэтому повышение его усталостных свойств в современных двигателях является актуальной задачей. Существует известная корреляция предела выносливости и предела прочности на растяжение для разных материалов [3]. Данная корреляция указывает, что наиболее прямой путь повышения усталостных свойств – это повышение прочности материала. Исследования последних лет свидетельствуют о повышении усталостных свойств металлов и сплавов путем формирования в них ультрамелкозернистой (УМЗ) структуры методами интенсивной пластической деформации (ИПД) [3,4]. В большинстве случаев это связано, прежде всего, с увеличением статической прочности в результате измельчения структуры. При этом зависимость предела выносливости (σ_R) от размера зерна часто выражают формулой, аналогичной зависимости Холла-Петча для предела текучести: $\sigma_R = \sigma_{iR} + K_R \cdot d^{-1/2}$, где σ_{iR} *и* K_R – константы для данного материала. На примере технически чистого титана, полученного разными методами ИПД, данная закономерность вполне подтверждена [5-8].

Работа посвящена исследованию усталостного поведения сплава Ti–6Al–4V, подвергнутого комбинированному СПД, в том числе равноканальному угловому прессованию, экструзии и отжигу. Образцы с бимодальной микроструктурой и с УМЗ структурой были испытаны по схеме изгиба с вращением. Предел усталостной выносливости УМЗ сплава почти на 40% выше, чем усталостная прочность сплава с бимодальной микроструктурой. Рассматриваются основные различия в поведении УМЗ сплава Ti–6Al–4V с помощью фрактографического анализа поверхности изломов. Обсуждается эффект УМЗ структуры на сопротивление сплава инициированию и распространению усталостных трещин.

Список литературы

1. D. Lanning, G. K. Haritos, T. Nicholas and D. C. Maxwell. Low-cycle fatigue/high-cycle fatigue interactions in notched Ti–6Al–4V (2001) Blackwell Science Ltd. Fatigue Fract Engng Mater Struct 24, 565–577.
2. C. Veiga, J.P. Davim and A.J.R. Loureiro. Properties and applications of titanium alloys // *Rev.Adv. Mater. Sci.* 32 (2012) 133-148
3. H.W. Höppel, M. Kautz, C. Xu, M. Murashkin, T.G. Langdon, R.Z. Valiev, H. Mughrabi, An overview: Fatigue behaviour of ultrafine-grained metals and alloys (2005) International Journal of Fatigue.; V. 28.pp. 1-10.
4. R. Z. Valiev, Y. Estrin, Z. Horita, T. G.Langdon, M. J. Zehetbauer, Y. T. Zhu (2006), *JOM* 58 (4), 33–39.

5. Stolyarov V.V., Alexandrov I.V., Kolobov Yu.R., Zhu M., Zhu Y., Lowe T.// Fatigue'99, Proceeding of the 7th Int.Fatigue Congress, Beijing, P.R.China. Vol.3, (1999),1345.
6. A.Y. Vinogradov, V.V. Stolyarov, S. Hashimoto, R.Z. Valiev, Cyclic behavior of ultrafine-grain titanium produced by severe plastic deformation. // Materials Science Engeneering A 2001. V. 318. pp. 163-173.
7. Semenova I.P., Salimgareeva G.Kh., Latysh V.V., Valiev R.Z., Lowe T. Enhanced fatigue strength of commercially pure Ti processed by severe plastic deformation. Materials Science and Engineering: A. 2009. Т. 503. № 1-2. С. 92-95
8. Semenova, I.P., Polyakov, A.V., Raab, G.I., Lowe, T.C., Valiev, R.Z. Enhanced fatigue properties of ultrafine-grained Ti rods processed by ECAP-Conform (2012) Journal of Materials Science 47 (22) PP. 7777 - 7781

КОРРОЗИОННАЯ СТОЙКОСТЬ НАСОСНО-КОМПРЕССОРНЫХ ТРУБ ИЗ СТАЛИ 20Х13

Иоффе А.В.[1], Выбойщик М.А.[2], Зырянов А.О.[1]

[1] *ООО «ИТ-Сервис», г. Самара, Россия,*
ioffeav@its-samara.com
[2] *Тольяттинский государственный университет,*
vma@land.ru

В последнее время происходит увеличение доли использования насосно-компрессорных труб из нержавеющих сталей для снижения количества отказов на месторождениях с высокой коррозионной агрессивностью транспортируемой среды.

В транспортируемой среде могут присутствовать следующие коррозионные агенты: углекислый газ, сероводород, хлориды, бактерии нефтяного биоценоза. Так же при эксплуатации скважины могут проводиться соляно-кислотные и другие виды обработок.

В данной работе показаны результаты лабораторных и промысловых испытаний насосно-компрессорных труб из стали 20Х13 в различных коррозионно-активных средах. В качестве сравнения приведены результаты испытаний широко распространенных НКТ из стали 35Г2С и опытных НКТ из стали 15Х5МФБЧ.

В ходе работы проведен сравнительный анализ коррозионной стойкости НКТ из указанных марок сталей при эксплуатации в условиях нефтепромыслов и в процессе лабораторных испытаний.

Проведены исследования состояния внутренней (и при необходимости внешней) поверхности НКТ из сталей 20Х13, 15Х5МФБЧ и 35Г2С после эксплуатации в скважинах с повышенной агрессивностью транспортируемой среды. Комплекс исследований включал в себя: оценку глубины коррозионных повреждений, фазовый анализ продуктов коррозии, анализ строения и состава продуктов коррозии при помощи сканирующего электронного микроскопа.

В лабораторных условиях проведены испытания сталей на стойкость к сульфидному коррозионному растрескиванию по NACE TM0177 метод А, на стойкость к углекислотной и бактериальной коррозии, а также на стойкость к коррозии в H_2S насыщенной среде с добавлением соляной кислоты.

Лабораторные испытания на стойкость в CO_2-содержащей среде проводили при температуре 60°С в емкости с CO_2 насыщенной средой, в течение 120 часов. Парциальное давление CO_2 в системе составляло 1,5 атм.

Для испытаний в H_2S насыщенной среде с добавлением соляной кислоты (имитация соляно-кислотных обработок в скважине), предварительно взвешенные и обезжиренные образцы (размер 40*10*4мм) помещали в герметичную емкость для испытаний. Герметичная емкость заполняется коррозионным раствором, насыщенный сероводородом, через 24 часа в испытательную емкость с образцами подается раствор соляной кислоты (ρHCl=1,068г/см3) до содержания 2% в объеме раствора. Длительность испытаний составляет 48ч с момента добавления соляной кислоты в раствор. Температура испытательного раствора составляла 22±3°С.

Для оценки стойкости к бактериальной коррозии в стерильные флаконы помещали отшлифованные, обезжиренные образцы размером 40*10*4. В емкости вносили по 80см^3 специально подготовленной среды Постгейта «С» и инокулировали ее 1 см^3 культуры сульфатвосстанавливающих бактерий.. Флаконы с образцами выдерживали в термостате при 30ºС в течение 500 суток.

По окончанию каждого вида испытаний образцы промывали, сушили и взвешивали повторно для оценки потери массы. Часть образцов отчищали от отложений для оценки состояния поверхности. Из других образцов были изготовлены металлографические шлифы для оценки степени коррозионного поражения металла и изучения строения и химического состава продуктов коррозии.

Основные выводы и результаты работы:

1. НКТ из стали 20Х13 ожидаемо показали высокую стойкость к углекислотной коррозии, как при эксплуатации в скважине, так и в лабораторных условиях. Скорость коррозии не превышает десятых долей миллиметра в год, когда в аналогичных условиях скорость коррозии стали 15Х5МФЧ может достигать 1-2мм/год, а стали 35Г2С 4-10мм/год.
2. В отдельных случаях имеет место развитие язвенной коррозии на внешней поверхности НКТ из стали 20Х13 при наличии следующих условий: выпадение осадка на поверхности труб, отсутствие движения среды, высокая температура среды.
3. Наряду с высокой стойкостью к углекислотной коррозии, сталь 20Х13 характеризуется низкой стойкостью к коррозионному растрескиванию под напряжением (СКРН) в присутствии сероводорода. Образцы из стали 20Х13 разрушились менее чем за 50 часов (стандартная длительность испытаний 720 часов) при испытаниях по методу А стандарта NACE TM0177 с нагрузкой σ_{th} равной 40% от минимально гарантированного предела текучести. При этом сталь 15Х5МФБЧ выдерживает испытания при нагрузке σ_{th} равной 75%. Сталь 35Г2С показала низкую стойкость к СКРН.
4. Испытания в модельной среде с добавлением соляной кислоты показали, что в таких условиях сталь 20Х13 подвержена выраженной язвенной коррозии и коррозионному растрескиванию. Скорость язвенной коррозии достигает 10мм/год. Сталь 15Х5МФБЧ в таких же условиях проявляет склонность к общей коррозии, скорость которой не превышает 3,5мм/год. Сталь 35Г2С по результатам данного эксперимента показала склонность, как к язвенной коррозии, так и к выраженной общей коррозии. Скорость язвенной коррозии достигает 12мм/год.
5. При испытаниях на стойкость к бактериальной коррозии была показано склонность стали 20Х13 к выраженной язвенной коррозии. На исследуемых образцах были обнаружены сквозные язвенные повреждения. Продукты коррозии в язвах представлены рыхлыми хромсодержащими и серосодержащими соединениями. Для сравнения на стали 15Х5МФБЧ язвенные поражения после выдержки обнаружены не были.

6. Использование НКТ из стали 20Х13 требует тщательного анализа условий эксплуатации с целью исключения контакта со средами, содержащими сероводород и средами, зараженными бактериями нефтяного биоценоза. Так же к выходу из строя НКТ из стали 20Х13 может привести контакт с соляной кислотой в процессе соляно-кислотных обработок.

К ВОПРОСУ ОБ ОЦЕНКЕ ЛОКАЛЬНОГО НАПРЯЖЕННОГО СОСТОЯНИЯ У ВЕРШИНЫ ТРЕЩИНЫ В УМЗ МАТЕРИАЛАХ С ОЦК И ГЦК РЕШЕТКОЙ РЕНТГЕНОВСКИМ МЕТОДОМ

Клевцов Г.В.[1], Клевцова Н.А.[1], Валиев Р.З.[2], Пигалева И.Н.[1]

[1)] Тольяттинский государственный университет, Тольятти, Россия,
klevtsov11948@mail.ru
[2)] Институт физики перспективных материалов УГАТУ, Уфа, Россия,
RZValiev@mail.rb.ru

Известно, что наиболее объективную информацию о локальном напряженном состоянии материала в момент разрушения дает анализ количества, размеров и формы пластических зон, образующихся у вершины трещины. Однако указать чёткую границу перехода локального напряженного состояния материала от плоской деформации (ПД) в переходную область или плоское напряженное состояние (ПН) не представляется возможным из-за непрерывности процесса эволюции размера и количества пластических зон. В работах [1, 2], предложен количественный критерий оценки локального напряженного состояния материала как отношение максимальной глубины пластической зоны под поверхностью изломов h_{max} к толщине образца или детали t, то есть h_{max}/t.

Целью настоящей работы является установление связи критерия локального напряженного состояния h_{max}/t с критериями механики разрушения и механизмами разрушения крупнозернистых (КЗ) и ультрамелкозернистых (УМЗ) материалов с ОЦК и ГЦК решеткой.

Материалы и методики исследования. Исследовали материалы с ОЦК решеткой (сталь 10) и ГЦК решеткой (аустенитная сталь AISI 321 и алюминиевый сплав АК4-1) в КЗ и УМЗ состояниях. УМЗ структура стали 10 было получена путем равноканального углового прессования (РКУП) [3] при температуре 200 ^{0}С, 4 прохода, маршрут Вс, угол $\varphi = 120^o$. Средний размер зерна составил $d_{ср} = 300$ нм. УМЗ структура аустенитной стали AISI 321 была получена путем РКУП при температуре 20 ^{0}С, 4 прохода, маршрут Вс, угол $\varphi = 120^o$; $d_{ср} = 300$ нм. Алюминиевый сплав АК4-1 исследовали в состоянии Т6 (закалка + старение) и после РКУП (температура 160 ^{0}С, 6 проходов, угол $\varphi = 90^0$); $d_{ср} = 300$ нм.

Для оценки трещиностойкости материала образцы испытывали на машине Instron 8802. Микрорельеф изломов исследовали в РЭМ JSM-6490LV и SIGMA фирмы «ZEISS». Количество и глубину пластических зон под поверхностью изломов определяли рентгеновским методом [1, 4]. Съемку поверхности изломов проводили на рентгеновском дифрактометре ДРОН-2.0 в Fe и Co Kα излучениях.

Результаты исследования. Как видно из таблицы 1, РКУП по вышеуказанным режимам неоднозначно влияет на трещиностойкость исследуемых материалов. Определение глубины пластических зон под поверхностью изломов: h_{yh} и h_y [1, 2, 4],

а также расчет отношения h_{max}/t (табл. 1) позволяет заключить [1, 2], что разрушение стали 10 произошло при ПД; стали AISI 321, независимо от состояния, – в условиях ПН, а сплава АК4-1 – в переходной области от ПД к ПН. Однако, механические испытания показывают, что разрушение сплава АК4-1 произошло при ПД.

Сопоставление критерия h_{max}/t и критерия механики разрушения $t/(K_{1C}/\sigma_{0,2})^2 \geq 2,5$ позволяет уточнить критерий механики разрушения с учетом типа кристаллической решетки материала. В материалах с ОЦК решеткой условие ПД реализуются при $t/(K_{1C}/\sigma_т)^2 \geq 5$, а в материалах с ГЦК решеткой – при $t/(K_{1C}/\sigma_{0,2})^2 \geq 10$.

Таблица 1. Трещиностойкость K (K_{1C} или K_C) исследуемых материалов, глубина пластических зон h_{yh} и h_y под поверхностью изломов и отношение h_{max}/t

Материал	Состояние	K, МПа$\sqrt{м}$	h_{yh}, 10^{-4} м	h_y, 10^{-4} м	h_{max}/t
Сталь 10	После РКУП	31,0 (K_{1C})	-	0,5	$5,00 \cdot 10^{-3}$
Сталь AISI 321	После РКУП	106,4 (K_C)	1,0	25	$4,17 \cdot 10^{-1}$
	Горячекатаное	99,8 (K_C)	1,8	35	$5,65 \cdot 10^{-1}$
Сплав АК4-1	После РКУП	25,0 (K_C)	1,4	4,5	$3,75 \cdot 10^{-2}$
	Т6	27,5 (K_C)	1,8	5,0	$4,00 \cdot 10^{-2}$

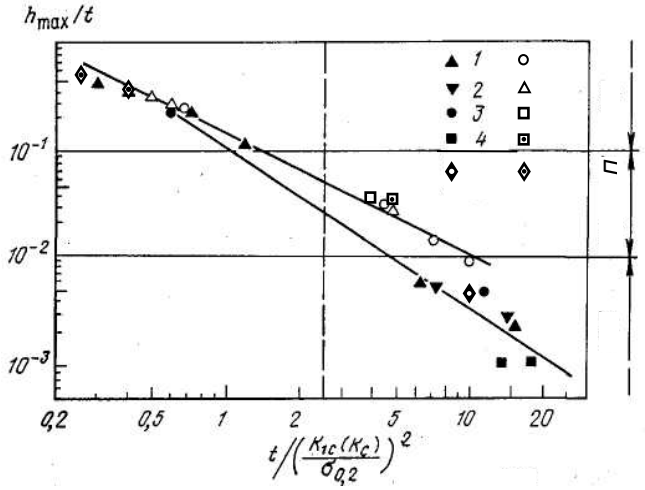


Рис. 1. Связь критериев h_{max}/t и $t/(K_{1c}(K_c)/\sigma_{0,2})^2$ для материалов с ОЦК решеткой (темные точки) и ГЦК решеткой (светлые точки) при испытании на статическую трещиностойкость материалов с КЗ (1–4, 6–8) и УМЗ (5, 9, 10) структурой. Пунктиром отмечен критерий $t/(K_{1C}/\sigma_{0,2})^2 \geq 2,5$: 1 – сталь 20; 2 – сталь 40; 3 – 15Х2МФА; 4 – сталь 15; 5 – сталь 10 (после РКУП); 6 – Д16; 7–03Х13АГ19; 8 – АК4-1; 9–АК4-1 (после РКУП); 10–АК4-1 (после РКУП)

Выводы

1. Для более корректной оценки локального напряженного состояния материалов с крупнозернистой (КЗ) и ультрамелкозернистой (УМЗ) структурой у вершины трещины предложено использовать критерий h_{max}/t.

2. При испытании материалов с КЗ и УМЗ структурой на статическую трещиностойкость (K_{1C}) оценку условия плоской деформации (ПД) по критерию механики разрушения $t/(K_{1C}/\sigma_{0,2})^2$ необходимо проводить с учетом типа кристаллической решетки материала. В материалах с ОЦК решеткой условие ПД реализуются при $t/(K_{1C}/\sigma_т)^2 \geq 5$, а в материалах с ГЦК решеткой – при $t/(K_{1C}/\sigma_{0,2})^2 \geq 10$.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (проект 14-08-00301_а).

Список литературы

1. Клевцов Г.В., Ботвина Л.Р., Клевцова Н.А., Лимарь Л.В. Фрактодиагностика разрушения металлических материалов и конструкций. - М.: МИСиС, 2007.- 264 с.
2. Р 50-54-52/2-94. Расчеты и испытания на прочность. Метод рентгеноструктурного анализа изломов. Определение характеристик разрушения металлических материалов рентгеновским методом. - М.: ВНИИНМАШ Госстандарта России, 1994. - 28 с.
3. Валиев Р.З., Александров И.В. Объемные наноструктурные металлические материалы: получение, структура и свойства. - М.: ИКЦ «Академкнига», 2007.-398 с.
4. Р 50-54-52-88. Расчеты и испытания на прочность. Метод рентгеноструктурного анализа изломов. Определение глубины зон пластической деформации под поверхностью разрушения. - М.: ВНИИНМАШ Госстандарта СССР, 1988.- 24 с.

СТАДИИ ОБРАЗОВАНИЯ АУСТЕНИТА ПРИ НЕПРЕРЫВНОМ НАГРЕВЕ ИСХОДНО ХОЛОДНОДЕФОРМИРОВАННОЙ НИЗКОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ В МЕЖКРИТИЧЕСКОМ ИНТЕРВАЛЕ ТЕМПЕРАТУР

Панов Д.О., Смирнов А.И., Спивак Л.В., Симонов Ю.Н.

Пермский национальный исследовательский политехнический университет, г. Пермь, Россия,
dimmak-panov@mail.ru

В работе исследованы процессы аустенитизации при непрерывном нагреве в межкритическом интервале температур низкоуглеродистой стали 10Х3Г3МФ в исходно холоднодеформированном методом радиальной ковки со степенью 60 % состоянии.

Дилатометрический анализ проводили с использованием закалочного дилатометра Linseis L78 R.I.T.A., дифференциальную сканирующую калориметрию - дифференциального сканирующего калориметра STA-449 Jupiter, просвечивающую электронную микроскопию - электронного микроскопа Tecnai 20 G2 TWIN.

В результате проведенного комплекса дилатометрических, калориметрических и электронно-микроскопических исследований показано, что процесс аустенитизации исследованной стали в холоднодеформированном состоянии состоит из трех стадий. На первой стадии α→γ-превращения образование аустенита происходит на границах полигонов, которые сформировались при нагреве до температуры A_{c1}; на второй стадии превращение развивается за счет образования и роста аустенитных зародышей по границам рекристаллизованных зерен α-мартрицы; на третьей стадии превращение развивается в объеме рекристаллизованных зерен.

Наблюдается хорошее соответствие между данными дилатометрического и калориметрического анализа стадийности α→γ-превращения при непрерывном нагреве в МКИТ.

Построена термокинетическая диаграмма образования аустенита в исходно холоднодеформированной стали 10Х3Г3МФ. Установлено, что при увеличении скорости нагрева наблюдается расширение температурного интервала α→γ-превращения при нагреве в МКИТ за счет снижения температуры A_{c1} при неизменном положении A_{c3}. При увеличении скорости нагрева наблюдается расширение и смещение вниз по температурной шкале интервалов первой, второй и третьей стадии образования аустенита.

Предложена схема структурообразования при α→γ-превращении в МКИТ при непрерывном нагреве исходно холоднодеформированной низкоуглеродистой стали 10Х3Г3МФ.

Обнаружено, что положение температур пиков всех трех стадий превращения при непрерывном нагреве исходно холоднодеформированной стали 10Х3Г3МФ при увеличении скорости нагрева смещается вниз по температурной шкале, что, прежде всего, вызвано снижением температуры A_{c1}, но при этом наблюдается уменьшение доли превращения на первой и второй стадии и, соответственно, рост доли превращения на третьей стадии α→γ-превращения.

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ФАЗОВОГО СОСТАВА СПЛАВА ЭК77 НА ВЯЗКОСТЬ РАСПЛАВА И ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ СТРУКТУРЫ СЛИТКА

Беликов С.В., Загороднова Л.И., Гудов А.Г., Бурмасов С.П., Жиляков А.Ю.

ФГАОУ ВПО «УрФУ имени первого Президента России Б.Н. Ельцина», г. Екатеринбург. Россия
s.v.belikov@urfu.ru

Многочисленными исследованиями установлен факт влияния температуры перегрева жидкого метала на особенности процессов кристаллизации и формирования структуры слитков. Также есть данные о влиянии исходных шихтовых материалов на свойства расплавленных металлов и сплавов. Однако в литературе редко встречаются данные о систематических исследованиях, посвященных этому вопросу. В современной металлургии практически всегда в шихтовых материалах присутствует доля металлического лома, предыстория которого не всегда известна. Поэтому практически важным является установить закономерности между состоянием материала перед переплавкой и последующими особенностями его поведения в жидком состоянии и при кристаллизации.

На примере аустенитного сплава ЭК77 склонного к выделению σ-фазы при отжиге в интервале температур 600...1000 °С показано влияние исходного состояния (фазового состава), воздействия на жидкий металл ВТОР на структуру слитка. В литературных источниках подробно рассмотрено влияние колебаний состава и степени предварительной ХПД на кинетику и морфологию выделения σ-фазы, также в последние годы появились данные о влиянии ВТОР на эти процессы. В этих работах перед переплавкой сплав ЭК77 находился в однофазном аустенитном состоянии [1]. В настоящем исследовании перед переплавкой в исходной структуре была сформирована двухфазная структура: аустенит + σ-фаза.

Для этого материала была определена температура ликвидус $T_л$, которая составила около 1355 °С. Режимы обработки расплавов представлены в таблице 1.

Ход кривых вязкости расплавов №1 и №01* при нагреве совпадает до температур порядка 1520 °С. При дальнейшем нагреве поведение вязкости, исходного однофазного сплава имеет аномалии, в то время как вязкость исходного двухфазного сплава продолжает монотонно уменьшаться.

При охлаждении расплавов вязкость исходного двухфазного сплава практически совпадает с ветвью нагрева, а исходно однофазный сплав имеет гистерезис на кривой вязкости.

Таблица 1. Режимы обработки расплавов

Режим № п/п	Температура, ºС	Время, мин	Перегрев относительно $T_л$, ºС
1	1675	15	320
2	1410	15	55
01*	1673	15	305
02*	1411	15	43

* Данные для исходно однофазного сплава из работы [1].

Как предполагают в работе [1] аномалии поведения вязкости связаны со структурными изменениями расплава, в частности измельчением икосаэдрических геликоидов, составленных из 14-вершинных полиэдров Франка-Каспера, которые в свою очередь являются элементами структуры сигма-фазы. Отсутствие таких аномалий в случае исходно двухфазного слава говорит о том, что каких-либо серьезных изменений жидкий металл не претерпевает.

Методами оптической и растровой электронной микроскопии показано различие в дендритной структуре слитков №1 и №2. Как отмечалось в работе [1] высокий перегрев над $T_л$ приводит к уменьшению концентрационного переохлаждения, что сказывается на характере кристаллизации. В слитках, закристаллизованных после предварительной ВТОР практически нет дендритов с длинными (несколько сот мкм) осями первого порядка. Соответственно, в целом структура измельчается, а разница в химическом составе дендритов и междендритного пространства уменьшается.

Аналогичная зависимость наблюдается и в доле второй фазы, которая была оценена методами количественной металлографии. В слитке №1 содержание второй фазы составило 0,8…0,9 %, в слитке №2 – порядка 1,7 %.

После кристаллизации слитки были подвергнуты гомогенизирующему отжигу при 1200 °С в течение 6 часов с последующим охлаждением в воде. После такой обработки в образцах сформировалась однофазная аустенитная структура. Затем было проведено старение при 900 °С в течение 5 часов. В результате проведенной термообработки в образцах слитков №1 и №2 произошло выделение большого количества второй фазы. Хотя в случае слитков №01 и №02 после обработки по такому же режиму выделений было значительно меньше. Причем отмечалось, что выделения в слитке №02 тяготеют к участкам бывшего междендритного пространства. Здесь же в слитке №2 частицы второй фазы относительно равномерно распределены на плоскости шлифа. В слитке №1, подвергнутом ВТОР интерметаллиды выделились неоднородно: здесь наблюдается их склонность к выделению в бывшем междендритном пространстве.

Таким образом, показано, что исходная структура сплава ЭК77 оказывает значительное влияние на вязкостные характеристики расплава. Более того, наличие в исходном состоянии кроме аустенита сигма-фазы приводит к резкому снижению устойчивости сплава к выделению интерметаллида даже после переплавки с применением ВТОР, последующей гомогенизации и старения. Этот факт необходимо учитывать при создании нормативной документации технологических процессов металлургического передела.

1. Жиляков А.Ю., Попов А.А., Беликов С.В. и др. Исследование влияния температурных режимов выплавки на особенности структурных и фазовых превращений в коррозионно-стойком сплаве ЭК77 при отжиге и старении//МиТОМ. 2015.№8. С. 32-38.

ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ ЭЛЕКТРОИСКРОВОГО ИЗМЕНЕННОГО СЛОЯ

Трекин Г.Е., Шевченко О.И., Астафьев Г.И.

Нижнетагильский технологический институт (филиал) Уральского Федерального Университета имени Первого Президента России Б.Н. Ельцина
trekin1963@yandex.ru

При электроискровом легировании термическое воздействие на поверхность металла происходит за счет многочисленных электрических разрядов микросекундной длительности, что приводит к быстрому нагреву до плавления, переносу материала электрода на поверхность, охлаждению с высокими скоростями и формированию разнообразных структур. В данной работе исследовано формирование электроискрового измененного слоя на пластинах стали 20.

Электроискровое легирование производилось на установке разработанной на кафедре «Металлургической технологии» НТИ (ф) УрФУ на режимах обеспечивающих удовлетворительнее формирование измененного слоя, колеблющимися стержневыми и вращающимися цилиндрическими электродами из алюминия и твердого сплава ВК6. Исследование микроструктуры производилось на косых и перпендикулярных шлифах с помощью электронного микроскопа Phenom G2 Pure и JSM 6490, в режимах контраста по атомному номеру и топографии поверхности. Рентгеноструктурный фазовый анализ выполнялся на дифрактометре Bruker D8 Advance в Cu-Kα излучении с вращением образца в лаборатории «Структурных методов анализа и свойств материалов и наноматериалов», центра коллективно пользования УрФУ.

Анализ микроструктуры показал, что формируется измененный слой, состоящий из островкового нанесенного слоя, из материала электрода перемешанного с основным металлом, ямок проплавления, следов от единичных разрядов и зоны термического влияния. Перемешивание с основным металлом и окисление нанесенного слоя увеличиваются с ростом энергии разрядного импульса, что приводит к формированию широкой гаммы структур. Высокие скорости охлаждения обуславливают наличие сетки трещин в нанесенном слое. В зоне термического влияния непосредственно за нанесенным слоем, образуется сплошной тонкий слой структуры с мартенситной морфологией, ниже которого располагается феррит с участками линзовидного мартенсита на месте бывших перлитных колоний.

Рентгеновский фазовый анализ измененного слоя позволил выявить группы линий относящиеся к твердым растворам железа с гранецентрированной и объемноцентрированной решеткой. Менее интенсивные линии других фаз накладываются на линии матричных фаз, поэтому по отдельным линиям, кроме цементита, можно предположить наличие интерметаллидов железа и вольфрама.

Таким образом, электроискровое легирование алюминиевым электродом и электродом из сплава ВК6 стали 20 приводит к образованию измененного слоя состоящего из островкового нанесенного слоя с широкой гаммой структур и зоны термического влияния содержащей мартенсит и остаточный аустенит.

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ВОДОРОДА НА ИЗМЕНЕНИЕ СКОРОСТИ УЛЬТРАЗВУКА В НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛИ

Бочкарёва А. В.[1], Баранникова С. А.[1,2], Лунев А. Г.[1], Ли Ю. В.[1], Зуев Л. Б.[1,2]

[1]*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН*
[2]*НИ Томский государственный университет,*
Томск, Россия
avb@ispms.tsc.ru, bsa@ispms.tsc.ru, agl@ispms.tsc.ru, jul2207@mail.ru

Изменение структуры и химического состава металлов и сплавов приводит к изменению их акустических свойств, к которым, в том числе, относится скорость распространения ультразвуковых релеевских волн. Одновременно данная характеристика является чувствительной к меняющейся дислокационной структуре в деформируемых материалах. В присутствии водорода изменяется интенсивность и скорость накопления дефектов на стадиях однородного и локализованного повреждения материала. В настоящей работе представлены результаты исследования влияния времени насыщения водородом нержавеющей стали мартенситного класса. Коррозионно-стойкие высокохромистые стали мартенситного класса обладают благоприятным соотношением прочностных и пластических характеристик, а также повышенной стойкостью в коррозионных средах, однако склонны к водородной коррозии и в ряде случаев требуют контроля напряженно-деформированного состояния.

Для проведения испытаний была выбрана высокохромистая сталь 40Х13. Образцы для исследований были изготовлены в форме двухсторонней лопатки с размерами рабочей области 10×2,4×50 мм. Образцы подвергались закалке на воздухе T = 1050 °С и последующим высоким отпуском при T = 600°С в течение 3 часов с последующим охлаждением в печи.

Механические испытания проводились по схеме одноосного растяжения со скоростью $6{,}67 \cdot 10^{-5} с^{-1}$ на универсальной машине LFM-125. Наводороживание образцов осуществляли в трехэлектродной электрохимической ячейке при постоянном катодном потенциале U = – 600 мВ, в 1N растворе серной кислоты с добавлением тиомочевины 20 мг/л при температуре 50 °С в течение 6, 12, и 24 часов. Скорость распространения рэлеевских волн определялась как отношение длины пути волны в образце ко времени задержки сигнала на приемном преобразователе относительно излучающего.

Показано, что электролитическое насыщение водородом оказывает существенное влияние на скорость распространения ультразвуковых волн в образцах стали 40Х13. Уменьшение скорости звука в материале связано с сорбцией атомов водорода вблизи дислокаций при времени насыщения до 12 часов, а при увеличении времени насыщения до 24 часов возможно образование областей сегрегации молекулярного водорода, приводящее к возникновению сжимающих напряжений, и, как следствие, увеличению скорости звука в контролируемом объекте.

Работа выполнена в рамках Программы фундаментальных исследований Государственной академии наук в 2015-2020 гг. и Программы «Научный фонд им. Д.И. Менделеева Томского государственного университета» в 2015-2016 гг.

ВЛИЯНИЕ СКОРОСТИ НАГРЕВА НА АКУСТИЧЕСКУЮ ЭМИССИЮ ПРИ МАРТЕНСИТНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЯХ В СПЛАВЕ TiNi

Вьюненко Ю.Н., Черняева Е.В.*

ООО «Оптимикст Лтд», Санкт-Петербург,
**Санкт-Петербургский государственный университет.*
lena@smel.math.spbu.ru

Использование металлов с эффектом памяти формы (ЭПФ) в качестве силовых элементов устройств, применяемых в производстве, требует разработки способов контроля физико-механических свойств таких материалов. Одним из возможных средств регистрации и оценки процессов фазовых переходов в материалах с ЭПФ может служить акустическая эмиссия (АЭ). В настоящей работе изучалось влияние скорости нагрева консольно закрепленных плоских образцов сплава TiNi (рис.1) на поведение АЭ при фазовых переходах.

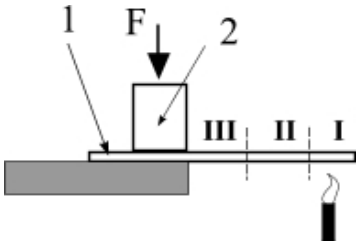


Рис.1. Схема эксперимента. 1 – образец из сплава TiNi, 2 – датчик АЭ, F – прижимное усилие, I–III – зоны нагрева

Для исследования были взяты образцы $Ti_{49,6}Ni_{50,4}$ (масс.%) 63x9,5x2 мм с характеристическими температурами A_f = 311 К, A_s = 301 К. Нагрев производили пламенем свечи, охлаждение – на воздухе при комнатной температуре. Для регистрации АЭ применяли датчик MSAE1300WB-C и усилитель MSAE FA010 с общим усилением 80дБ. Результаты эксперимента приведены на рис. 2 и в табл.1.

Как видно из полученных данных, общее количество сигналов АЭ и их энергия при мартенситных превращениях (МП) существенно зависят он зоны нагрева. Это может быть связано с тем, что регистрируются, в основном, сигналы, генерируемые в объеме материала вблизи датчика. Поскольку АЭ зависит от скорости протекания фазовых превращений [1], на нее должна влиять скорость прогрева материала в зоне «слышимости» АЭ, зависящая от расстояния до источника тепла и определяющая скорость прохождения обратного МП. Отмечено также влияние этого фактора и на АЭ при последующем охлаждении. Таким образом, чем дальше от датчика АЭ располагается зона нагрева, тем медленнее прогревается материал в зоне датчика, тем более «растянутым во времени» получается фазовый переход, тем меньше дает он сигналов АЭ как при нагреве, так и при дальнейшем охлаждении. Большое количество сигналов при охлаждении может быть связано с разными условиями прохождения волн напряжения в материале в аустенитном и мартенситном состояниях. Возможно, при охлаждении регистрируются сигналы не только от материала под датчиком, но и от более удаленных областей.

Для оценки длительности МП в материале непосредственно под датчиком АЭ в зависимости от удаления от источника тепла была решена задача о теплопроводности стержня в отсутствии теплообмена с окружающей средой

$$\frac{\partial u}{\partial t} = \frac{k}{\rho c}\frac{\partial^2 u}{\partial x},$$

где u – температура, ρ – плотность, t – время, k – коэффициент теплопроводности, c – теплоемкость материала, x – координата.

В интервале превращения

$$c(u) = c_0 + c_1\frac{(u - A_s)(A_f - u)}{(A_f - A_s)^2},$$

где c_0 и c_1 – постоянные материала,

$$\int_{A_s}^{A_f} c_1 \cdot \frac{(u - A_s)(A_f - u)}{(A_f - A_s)^2} du = Q,$$

где Q – скрытая теплота превращения.

Постоянные материала для расчетов были взяты из работ Корнилова, Белоусова, Качура [2]. Результаты расчетов приведены в таблице 1.

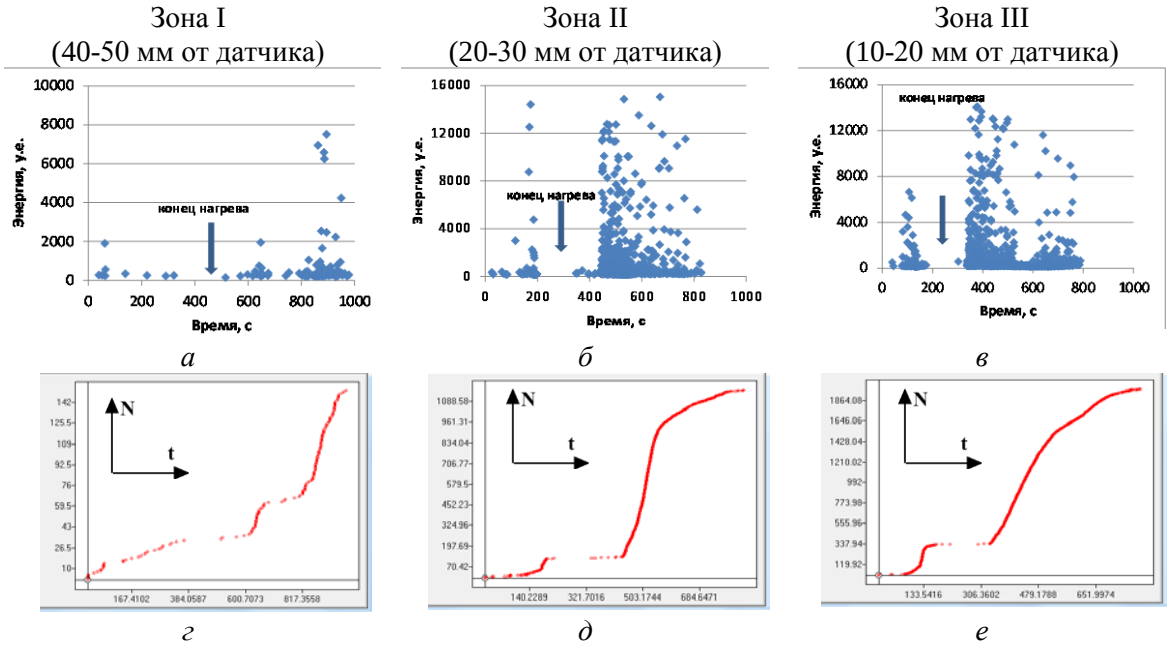


Рис.2. Акустическая эмиссия при нагреве плоских образцов TiNi в зонах I – III и охлаждении на воздухе. *а–в* – распределение сигналов АЭ во времени; *г – д* – общий счет АЭ (N – количество сигналов АЭ, t – время).

Таблица 1

	АЭ. Эксперимент				Расчет		
Зона	$N_{общ}$	$N_{нагр}$	$\Delta t_{нагр}$, с	$E_{ср}$, у.е.	τ_1,с	τ_2,с	$\Delta\tau$, с
I	145	23	317	846	310	533	223
II	1152	112	108	1241	87	233	146
III	1978	320	68	1320	20	123	103

$N_{общ}$ – общее количество сигналов АЭ, $N_{нагр}$ – количество сигналов АЭ к концу нагрева (при обратном МП), $\Delta t_{нагр}$ – время обратного МП, $E_{ср}$ – средняя энергия сигналов АЭ, τ_1 – время достижения температуры A_s в материале у переднего края датчика АЭ, τ_2 – время достижения температуры A_f в материале у заднего края датчика АЭ, $\Delta\tau$ – время МП в материале под датчиком.

Таким образом, при нагревании сплава TiNi регистрируются, в основном, сигналы АЭ, генерируемые при фазовом превращении в материале в непосредственной близости от датчика. АЭ зависит от скорости протекания МП. С увеличением скорости прогрева материала увеличивается количество сигналов АЭ и их энергия. Разные условия нагрева образца (расстояние от источника тепла до датчика АЭ) приводят к различию в АЭ и при последующем охлаждении. Расчеты показали увеличение дли-

тельности МП при удалении источника тепла от датчика, что согласуется с данными АЭ.

1. Потекаев А.И., Плотников В.А. Акустическая диссипация энергии при термоупругих мартенситных превращениях. Томск: Изд-во НТЛ, 2004.- 196 с.
2. Корнилов И.И., Белоусов О.К., Качур В.В. Никелид титана и другие сплавы с эффектом «памяти». – М.: Наука, 1975. – 178 с.

ИССЛЕДОВАНИЯ ДИНАМИКИ ВЫДЕЛЕНИЯ γ’-ФАЗЫ В ПРОЦЕССЕ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОГО ОТЖИГА МЕТОДОМ ПРОСВЕЧИВАЮЩЕЙ ЭЛЕКТРОННОЙ МИКРОСКОПИИ

Рынденков Д.В.*, Рыбанцова Е.*, Казанский П.Р., Дмитриева Т.Г.****

** ОАО «Ступинская Металлургическая компания», г.Ступино МО, РФ*
*** ООО «Системы для Микроскопии и Анализа», г. Москва, РФ*
kazansky@microscop.ru

Жаропрочные никелевые сплавы, или, как из называют в зарубежной литературе, «суперсплавы» относятся к многокомпонентным системам. В состав наиболее легированных может входить более десятка основных и до пяти микролегирующих элементов.

Уникальные свойства суперсплавов связаны с их фазовым составом. Матрица суперсплавов представлена плотноупакованной аустенитной γ-фазой с г.ц.к. решеткой. Упрочняющая γ’-фаза, представляющая собой интерметаллидное соединение Ni_3(Al, Ti) также имеет г.ц.к. решетку и когерентна матрице. В зависимости от степени несоответствия параметров решетки матрицы и γ’-фазы, её выделения могут иметь сферическую, кубическую, пластинчатую и иную форму [1, 2]. При повышении температуры γ’-фаза растворяется в матрице и сплав переходит в однофазную область. Для наибольшего количества сплав эта температура составляет 1100-1200 ^{o}C [3].

Сплав ЭП741НП был разработан начале 80-х годов прошлого века специально для изготовления дисков и других элементов турбины авиационного двигателя методом металлургии гранул. В настоящее время это самый массовый отечественный гранулируемый сплав, используемый в двигателестроении. Его получают путём однократного либо двойного вакуумного переплава, после чего распыляют в аргоно-гелиевой смеси на гранулы размером 50-140 мкм, из которых методом горячего изостатического прессования получают заготовку диска, максимально приближенную по форме к конечному изделию. Температура полного растворения γ’-фазы у него составляет 1190 ^{o}C [4].

Изучаемый образец взят от кольцевого припуска серийного диска, прошедшего полный технологический цикл, включая термическую обработку, заключающуюся в закалке из однофазной области и последующем двухступенчатом старении.

Для приготовления образца использовалась двухлучевая установка FEI Helios 660i, оснащенная электронной и ионной колоннами (FIB/SEM), газоинжекционной системой и микроманипулятором для извлечения и перемещения образца. Финальное доутонение образца осуществлялось фокусированным ионным пучком на нагревательном элементе МЭМС чипа DENSsolutions.

Готовый образец на МЭМС чипе крепился в специальном держателе DENSsolutions, оснащенном четырехконактными вводами для нагрева и контроля температуры образца. Система управления экспериментом обеспечивает динамический нагрев / охлаждение образца с произвольной скоростью (до > 300°С/мс) при точности контроля температуры < 0,5°С.

Проведенное в колонне просвечивающего электронного микроскопа FEI Tecnai G2 F20 структурное исследование температурно-временных особенностей фазовых превращений в сплаве ЭП741НП в температурном диапазоне 900 - 1300°С позволило получить следующие результаты:

- Описана динамика формирования γ'-фазы на начальных стадиях старения.
- Проведено уточнение построенной ранее диаграммы фазовых превращений при старении (ДФПС), установлены температурно-временные области существования фаз с определением фазовых областей реализации максимальных жаропрочных свойств. Это позволяет в перспективе получать различные фазовые композиции, соответствующие требуемому комплексу свойств и обосновывает применение ступенчатых режимов термообработки

Список литературы

1. Ч. Симс, В. Хагель Жаропрочные сплавы. Пер. с английского. М., Металлургия, 1976, 568с.
2. Суперсплавы II: жаропрочные материалы для аэрокосмических и промышленных энергоустановок / Под. ред. Симса Ч.Т., Столлофа Н.С., Хагеля У.К. Пер. с английского. в 2-х книгах. Кн. 1 / Под ред. Шалина Р.Е. – М., Метеллургия, 1995. 384 с.
3. Логунов А.В., Шмотин Ю.Н. Современные жаропрочные никелевые сплавы для дисков газовых турбин (материалы и технологии). – М.: Наука и технологии, 2013.
4. Л.Б. Бер, В.И. Еременко, Е.Ю. Пономорёва и др. Влияние режимов закалки на морфологию частиц g'-фазы и предел текучести заготовок турбинных дисков из гранулированного сплава ЭП741НП // Технология лёгких сплавов, №1, 2008, с. 37-46.

ИССЛЕДОВАНИЕ СТАЛИ 08Х14 ПОСЛЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ

Мукатдаров Р.И., Юршев В.И., Юршев И.В., Краснов Д.В.

Оренбургский государственный университет, г. Оренбург, Россия
roman301287@mail.ru

Рассмотрены технологические особенности термической обработки деталей из стали 08Х14. Исследованы микроструктуры, полученные при различных параметрах и условиях термической обработки, и приведены основные свойства деталей.

Для экспериментов были взяты образцы из стали 08Х14 без термической обработки в виде поставки. Один образец оставили как исходный (без термической обработки в виде поставки), а остальные - подвергли термической обработке. В табл. 1 представлены основные режимы проведения термической обработки и измеренные значения твердости (взяты средние значения по 10 точкам).

Таблица 1. Основные параметры и условия термической обработки и результаты измерения твердости

Номер образца, п/п операции с образцом		Вид и последовательность термической обработки	Твердость по Роквеллу, HRC (сред.)
1		Без термообработки (поставка)	32
2		Отжиг 1110 ^{0}C в течение 1,5 часа, охлаждение на воздухе при подаче аргона в контейнер садки	30,5
3	3.1	Отжиг 1110 ^{0}C в течение 1,5 часа, охлаждение на воздухе при подаче аргона в контейнер садки	32,6
	3.2	Закалка 980 ^{0}C в течение 1 часа, охлаждение на воздухе при подаче аргона в контейнер садки	
4	4.1	Отжиг 1110 ^{0}C в течение 1,5 часа, охлаждение на воздухе при подаче аргона в контейнер садки	35,5
	4.2	Закалка 980 ^{0}C в течение 1 часа, охлаждение на воздухе при подаче аргона в контейнер садки	
	4.3	Отпуск 460 ^{0}C в течение 3 часов, охлаждение на воздухе	
5	5.1	Отжиг 1110 ^{0}C в течение 1,5 часа, охлаждение на воздухе при подаче аргона в контейнер садки	36,7
	5.2	Закалка 980 ^{0}C в течение 1 часа, охлаждение на воздухе при подаче аргона в контейнер садки	
	5.3	Отпуск 360 ^{0}C в течение 3 часов, охлаждение на воздухе	
	5.4	Обработка холодом (-50 ^{0}C) в течение 2 часов, нагревание на воздухе до комнатной температуры	
	5.5	Старение 460 ^{0}C в течение 2 часов, охлаждение на воздухе	

По результатам испытания на ударную вязкость и растяжение образцов были определены их механические свойства, значения которых представлены в табл. 2

Таблица 2. Механические свойства образцов из стали 08Х14

Номер образца	Временное сопротивление $\sigma_в$, МПа	Предел текучести, $\sigma_{0,2}$, МПа	Относительное удлинение, δ_5, %	Относительное остаточное сужение, Ψ, %	Ударная вязкость, KCU, Дж/см^2
1	1191	950	15	50	56,66
2	1223	1021	12	52	108,97
3	1248	949	12	60	92,10
4	1315	1119	16	47	43,76
5	974	813	16	48	19,63

В результате приведенных данных в табл. 1 и табл. 2 видно, что у образцов с повышением твердости уменьшается ударная вязкость.

РАСЧЁТ КИНЕТИКИ ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ В ВЫСОКОУГЛЕРОДИСТЫХ СПЛАВАХ ЖЕЛЕЗО – УГЛЕРОД – ХРОМ

Окишев К.Ю., Мирзаев Д.А., Созыкина А.С., Гребенщикова А.Г.

Южно-Уральский государственный университет, г. Челябинск, Россия,
okishevki@susu.ac.ru

Сплавы Fe–C–Cr применяются в промышленности в качестве инструментальных и износостойких материалов (штамповые стали, высокохромистые белые чугуны). Для повышения твёрдости и износостойкости они могут подвергаться закалке; получаемые при этом структура и твёрдость сильно зависят от режима аустенитизации, так как растворение карбидной фазы (обычно $(Cr, Fe)_7C_3$) приводит к обогащению аустенита углеродом и хромом и одновременному росту твёрдости мартенсита и количества остаточного аустенита.

Разработана расчётная модель этих процессов. В её основе лежит определение равновесного состава аустенита и карбидной фазы в заданном сплаве при той или иной температуре аустенитизации путём термодинамического расчёта. Построена модель кинетики растворения карбидов в ходе изотермической выдержки в двухфазной области $\gamma + M_7C_3$ и на основании имеющихся экспериментальных данных определены её параметры. Это позволяет определить содержание углерода и хрома в γ-фазе при известной температуре и длительности аустенитизации. Затем на основании подобранных эмпирических формул оценивается положение мартенситной точки, количество мартенсита и остаточного аустенита, твёрдости всех фаз. Общая твёрдость закалённого сплава находится как сумма микротвёрдостей карбида M_7C, мартенсита и остаточного аустенита, умноженных на их объёмные доли. Результаты расчёта согласуются с экспериментальными данными. Модель позволяет предсказывать структурный состав и твёрдость сплавов в зависимости от их химического состава, температуры и длительности нагрева, определять режим нагрева под закалку для получения максимальной твёрдости. Также с использованием литературных экспериментальных данных разработана модель диффузионного распада аустенита в этих сплавах.

ВЛИЯНИЕ УМЗ СТРУКТУРЫ И ВАКУУМНО ПЛАЗМЕННОГО ПОКРЫТИЯ TiN НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СТАЛИ 13Х11Н2В2МФ

Ганеев А.В., Исламгалиев Р.К., Никитина М.А., Рамазанов К.Н.

Уфимский государственный авиационный технический университет (УГАТУ), г. Уфа, Россия,
artur_ganeev@mail.ru

На компрессорных станциях газопроводов эксплуатируется большое число газотурбинных установок (ГТУ), ресурс которых во многом определяется износом лопаток компрессора, изготавливаемых из аустенитных и мартенситных сталей. Износ происходит вследствие эрозионного изнашивания, недостаточной коррозионной стойкости и усталостной прочности при работе в условиях повышенных температур и больших циклических нагрузок.

В качестве материала лопаток в стационарных ГТУ используются, как правило, жаропрочные нержавеющие стали. Наиболее перспективной маркой стали с точки зрения эксплуатации до 600 °С является сталь 13Х11Н2В2МФ (ЭИ-961ш).

Одним из перспективных методов повышения уровня механических свойств без изменения химического состава является интенсивная пластическая деформация. В данной работе, на примере стали ЭИ-961ш, методами ИПД была получена ультрамелкозернистая структура. Для достижения повышенной эрозионной и коррозионной стойкости на поверхность УМЗ образцов было нанесено ионно-плазменное покрытие TiN.

В данной работе проведены сравнительные анализы крупнозернистой и УМЗ структуры стали ЭИ-961ш методами, РЭМ, ПЭМ. Оценен средний размер зерна и дисперсных выделений вторых фаз. Показано, что после интенсивной пластической деформации кручением формируется УМЗ структура со средним размером зерна 140 нм и дисперсными выделениями частиц Ni2Cr. Оценено влияние УМЗ структуры стали ЭИ-961ш на адгезионные свойства нанесенного покрытия TiN. Методом склерометрии (scratch-test) показано, что критическая нагрузка разрушения покрытия практически не изменилась для УМЗ состояния по сравнению с крупнозернистым состоянием. Оценено влияние нанесения покрытия TiN на механические свойства при растяжении мартенситной стали. Для этого на часть подготовленных образцов было нанесено покрытие TiN. Полученные результаты позволили оценить вклад от нанесения покрытия в прочность и пластичность стали ЭИ-961ш в УМЗ и КЗ состояниях.

Авторы благодарят Российский научный фонд (проект 15-19-00144) за финансовую поддержку исследований.

ЦИФРОВЫЕ ПРОЦЕДУРЫ ИЗМЕРЕНИЯ ПОЛОСЧАТОСТИ В МИКРОСТРУКТУРЕ ЛИСТОВЫХ СТАЛЕЙ И ОЦЕНКИ ЕЁ ВОЗМОЖНЫХ ПОСЛЕДСТВИЙ В ИЗЛОМАХ

Пережогин В.Ю., Новицкий Е., Чыонг Чинь хыу, Папина К.Б., Соколовская Э.А., Кудря А.В.

НИТУ МИСиС, г. Москва, Россия,
perevitayr@mail.ru

Проблема обеспечения надежности низколегированных сталей для газотранспортных систем обусловлена постоянным повышением прочности и известных опасений, в связи с возможной деградацией металла в процессе эксплуатации [1]. Отсюда вытекает необходимость уточнения рекомендаций по определению сроков эксплуатации для новых сталей повышенной категории прочности и оценке остаточного ресурса металла в действующих газопроводах.

В обоих случаях особое внимание уделяется структуре сталей. Её морфология (геометрия составляющих и конфигурация в целом) определяет совокупность прочностных, пластических и вязких свойств сталей, и, соответственно, способность сопротивляться различным воздействиям в процессе эксплуатации. Последствия длительной эксплуатации также должны сказаться на свойствах через изменения в структуре металла. В этой связи становится понятным, что оценка структур – необходимое условие для объективного понимания природы свойств материала, в т.ч.

степени опасности их деградации. Многообразие геометрии структур, часто номинально однотипных, определяет их различие в разрушении [2,3]. Из этого вытекает необходимость изучения механизмов разрушения разнородных структур (как правило, по конечному результату – виду излома). Анализ структур и изломов носит преимущественно качественный характер (сравнение с эталоном). Это затрудняет выработку объективных критериев неоднородности структур и оценку ресурса их работы в конструкции.

В связи с этим, решение задач, связанных с созданием и разработкой современных методов оценки и контроля структур, позволяющих диагностировать изменения, происходящие в стали и свойствах отдельных слоев или компонентов макро неоднородных изделий, является актуальным.

При оценке остаточного ресурса листовых сталей с феррито-перлитной структурой, в частности, представляет интерес определение критических параметров феррито-перлитной полосчатости, лимитирующей неоднородность вязкости металла [4]. Представления о параметрах полосчатых структур и механизмах их вязкого и хрупкого разрушений преимущественно также основываются на визуальном наблюдении соответствующих изображений структур и изломов сталей. Отсутствует алгоритм измерения параметров полосчатых структур, а также единое представление о механизме протекания разрушения, что объясняется недостаточной статистикой экспериментальных данных (при существующем многообразии качественных наблюдений). Для этого необходимо создать цифровые методы преобразования и обработки изображений, благодаря которым можно повысить качество измерений структур и изломов.

Соответственно, целью данной работы является определение закономерностей строения полосчатой структуры (наличие периодичности в изображениях структур и изломов), а также определение степени влияния параметров геометрии полосчатой структуры на свойства листовой стали 09Г2С и процесс разрушения.

Основной задачей данной работы было разработка оптимальной схемы программной обработки изображений для измерения параметров полосчатой структуры (толщины полос перлита, расстояния между полосами перлита, размеров зерна феррита) и геометрии сопутствующих вязких и хрупких изломов (размеры ямок и фасеток) и их сравнения, а также для оценки возможностей использования Фурье анализа для обработки данных изображений.

Найдена оптимальная схема обработки изображений структуры, в частности для корректного выделения объектов на изображении, удаления шумов различной природы, сопоставлены возможности бинаризации изображений (перевода в матрицу вида «1-0») различными способами, в частности, методами Оцу, Niblack и построением С-образной кривой [5,7]. Это дало возможность определить соответствующие показатели геометрии структур и изломов, возможность оценки последствий полосчатости в микроструктуре на разрушение листовых сталей в диапазоне температур.

Использование полученных результатов, в том числе, методических, для оценки механизмов разрушения полосчатых структур различной геометрии будет полезно для получения объективной информации о механизмах их сопротивляемости разрушению [6]. Это существенно, как при разработке трубных сталей нового поколения, так и при оценке остаточного ресурса сталей, находящихся в эксплуатации.

1. Сталь на рубеже столетий / Штремель М.А., Кудря А.В. и др.; Под ред. Карабасова Ю.С.; МИСиС. - М., 2001, 664 с.
2. Разрушение. Книга 1. Разрушение материала. Монография. / Штремель М.А., МИСИС, М. 2014, 669 с.

3. Кудря А.В., Соколовская Э.А., Сухова В.Г., Марков Е.А., Арсенкин А.М., Салихов Т.Ш. Наблюдение и измерение характеристик структур, пластичности и вязкости в конструкционных сталях // Металловедение и термическая обработка металлов.– 2009.–№ 5.–С. 60-67.
4. Кудря А.В., Соколовская Э.А., Траченко В.А. Факторы неоднородности качества листовой стали. // Электрометаллургия. – 2013, № 9. – с. 23-33.
5. Э.А. Соколовская О воспроизводимости результатов измерений структур и изломов с использованием компьютеризированных процедур // Вопросы материаловедения. – 2013, № 4. – с. 143-153.
6. Изломы конструкционных сталей: справ. изд./ Герасимова Л.П., Ежов А.А., Маресев М.И., М.: Металлургия, 1987. – 272 с.
7. Компьютерное зрение [Электронный ресурс] / Л. Шапиро, Дж. Стокман; пер. с англ. М.: БИНОМ. Лаборатория знаний, 2013. – 752 с.

СТРУКТУРНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В АУСТЕНИТНО-ФЕРРИТНОЙ СТАЛИ ПРИ СДВИГЕ ПОД ДАВЛЕНИЕМ

Мальцева Л. А., Левина А. В., Мальцева Т. В., Озерец Н. Н., Демидов С. А., Ягудин Г. А.

УрФУ имени первого Президента России Б.Н.Ельцина, г. Екатеринбург, Россия
mla44@mail.ru

Целью данной работы являлось изучение влияния деформации при высоких давлениях с кручением на изменение структуры и свойств в аустенитно-ферритной стали 03Х13Н10К5М2Ю2Т с различным исходным состоянием, что позволило оценить потенциальные возможности и поведение новой исследуемой стали в условиях ИПД. Разработанная новая аустенитно-ферритная сталь 03Х13Н10К5М2Ю2Т содержит низкое содержание углерода ≤ 0,03 %, пониженное содержание хрома до 13-14 %, по сравнению с 20–25 % у промышленных дуплекс-сталей, дополнительно легирована никелем, кобальтом и алюминием. Структура исследуемой стали – аустенитно-ферритная, причем количество аустенитной и ферритной фаз в закаленной стали примерно одинаково. В δ-феррите выделяются достаточно дисперсные частицы сферической формы интерметаллидной фазы (Fe,Ni)Al, что приводит к его аномально высокой твердости как в закаленном, так и состаренном состояниях, в то время как аустенит имеет низкую твердость и свободен от выделений.

Холодная пластическая деформация является одной из основных технологических операций, формирующих высокопрочное состояние исследуемой аустенитно-ферритной стали в технологическом цикле, представляющем последовательность операций: закалку на пересыщенный твердый раствор, деформацию и последующее деформационное старение.

Интенсивная пластическая деформация давлением является одним из способов, формирующим получение высокопрочного состояния в сплавах в результате образования нанокристаллического или субмикроскопического состояния. Применение ИПД при высоких давлениях на наковальнях Бриджмена показало, что аустенит в исследуемой стали претерпевает мартенситное превращение. С увеличением степени деформации происходит повышение микротвердости стали. Наибольший прирост микротвердости происходит при деформации со сдвигом, и чем больше оборотов закручивания, тем больше деформационная метастабильность аустенита в стали.

Упрочнение стали складывается как из деформационного упрочнения аустенита и δ-феррита, так и за счет фазового γ→α-превращения и деформации новой ОЦК фазы – мартенсита.

По данным электронно-микроскопического исследования деформация приводит к разбиению кристаллов обеих фаз на более мелкие кристаллиты, разориентированные относительно друг друга, и это вызывает появление дифракционных картин с этих участков в виде кольцевых электронограмм.

В δ-феррите видны выделения ранее выделившейся интерметаллидной фазы (Fe,Ni)Al, которые сохраняют свою четкую огранку как при величине приложенного давления 5 ГПа, так и 8 ГПа. С повышением величины давления до 8 ГПа в структуре наблюдаются микродвойники и дефекты упаковки. Увеличивается степень разориентировки в γ-фазе с повышением величины приложенного давления.

Проведение ИПД при давлениях 5 и 8 ГПа со сдвигом на n = 5 оборотов привело к интенсивному протеканию γ→α превращения с образованием мартенсита деформации. При повышении давления до 8 ГПа в структуре превалирует α-фаза. Можно отметить, что аустенитная фаза деформируется значительно сильнее, то время как в δ-феррит испытывает большее сопротивление деформированию, вследствие его повышенной твердости. В аустените наблюдается большое количество микродвойников, что позволяет сделать вывод о том, что деформация сдвигом (кручением) инициирует локальное микродвойникование. В участках аустенита присутствуют дисперсные кристаллы мартенсита деформации. В δ-феррите присутствует выделившаяся ранее упорядоченная фаза (Fe,Ni)Al, которая в результате деформации при высоких давлениях со сдвигом приобретает кубоидную форму.

Последующее последеформационное старение после ИПД 5 и 8 ГПа протекает только во вновь образованных участках ОЦК фазы (мартенсита деформации) и чем больше величина приложенного давления, тем больше количество вновь образованного мартенсита деформации и, следовательно, тем выше микротвердость. При ИПД сдвигом под давлением и последующим последеформационном старении на электронно-микроскопических снимках наблюдается резкое измельчение фрагментированной структуры со средним размером до 20 нм.

Таким образом, проведенные исследования на аустенитно-ферритной стали 03Х13Н10К5М2Ю2Т показали, что использование после закалки интенсивных пластических деформаций с кручением (сдвигом) при высоких давлениях 5 и 8ГПа и без кручения на наковальнях Бриджмена выявило высокие потенциальные деформационные и технологические возможности новой аустенитно-ферритной стали. При достаточно сложных системах нагружения не наблюдалось разрушения стали. Аустенит исследуемой стали пластичен и при холодной пластической деформации испытывает γ→α превращение, образуя мартенсит деформации. ИПД приводят к повышению микротвердости и прочностных свойств более чем в 2 раза. Образование дополнительного количества ОЦК-фазы приводит к дополнительному упрочнению в результате распада пересыщенного твердого раствора при старении с выделением упорядоченной фазой, изоморфной по отношению к ОЦК-фазе, алюминида (Fe,Ni)Al. Образовавшиеся выделения интерметаллидной фазы типа (Fe,Ni)Al имеют нанокристаллические размеры (6..10 нм). Микротвердость стали после последеформационного старения достигает 950 HV.

Работа выполнена при финансовой поддержке постановления № 211 Правительства Российской Федерации, контракт № 02.A03.21.0006 и НИР № 2014/236 на выполнение Госработ в сфере научной деятельности в рамках базовой части Госзадания № 2480 Минобрнауки РФ.

ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В МЕТАСТАБИЛЬНОЙ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ ПРИ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Мальцева Л.А., Озерец Н.Н., Левина А.В., Шарапова В.А., Вахонина К. Д., Шестопалов Ю.А.

УрФУ имени первого Президента России Б.Н.Ельцина, г. Екатеринбург, Россия
mla44@mail.ru

Получение объемных наноструктурных металлов и сплавов с помощью интенсивной пластической деформации (ИПД) становится важным и быстроразвивающимся направлением современного материаловедения, которое направлено на развитие материалов с новыми механическими и физическими свойствами. Получать субмикрокристаллическую структуру можно с помощью различных видов термопластической обработки, в том числе включающих интенсивную пластическую деформацию сдвигом под высоким давлением, методом равноканального углового прессования (РКУП), прокаткой со сверхвысокими степенями пластической деформации, а также волочением. В данной работе поставлена задача: получение длинномерных заготовок с субмикрокристаллической структурой методом ИПД, что в промышленных условиях представляет собой важную самостоятельную, но пока не полностью решенную проблему.

На кафедре металловедения УрФУ была разработана практически безуглеродистая (C ≤ 0,03 %) высокопрочная коррозионностойкая аустенитная сталь на Fe–Cr–Ni основе, дополнительно легированная Co, Mo, Ti и Al, предназначенная для изготовления высокопрочной проволоки тонких и тончайших сечений. В данной работе она явилась предметом исследования влияния ИПД на эволюцию микроструктуры и фазовых превращений.

Интенсивную пластическую деформацию (ИПД) исследуемой стали проводили на наковальнях Бриджмена сжатием при давлениях 3, 5, 8 и 10 ГПа, как с одновременным сдвигом на ¼, 3, 5 и 8 оборотов, так и без сдвига. На полученных образцах изучали влияние интенсивной пластической деформации на фазовый состав, твердость и микроструктуру.

Деформация при давлении 3 ГПа вызвала незначительное γ→α превращение, но с увеличением давления от 3 до 10 ГПа количество мартенсита деформации увеличивается от 7 до 42 % соответственно. Оказалось, что чем больше величина приложенного давления, тем выше твердость аустенитной стали 03Х14Н11К5М2ЮТ. Однако наибольшее увеличение твердости стали достигается при ИПД сжатием под давлением со сдвигом, причем – с увеличением величины сдвига или числа скручиваний.

Как показали электронно-микроструктурные исследования давление P = 5 ГПа создает в структуре высокое упругое поле напряжений, которое обусловлено возникновением высокой плотности дислокаций. Кроме этого происходит γ-α превращение с образованием пластинчатого мартенсита деформации.

При повышении величины приложенного давления до 8 ГПа происходит увеличение упругих напряжений, наиболее часто встречаются полосы деформации, в структуре превалирует γ-фаза с включениями пластинчатого мартенсита. Интенсивная пластическая деформация при давлении P = 5 ГПа со сдвигом (φ = 90°, при n = 3, 5 и 8 оборотах) приводит к усилению мартенситного превращения и, как следствие, к увеличению доли мартенсита, что способствует в свою очередь росту микротвердости. Полностью ОЦК-фаза в исследуемой стали 03Х14Х11К5М2ЮТ обнаружива-

ется при давлении P = 8 ГПа и n = 5 оборотов. В результате такой деформации возникают области разориентированные друг относительно друга, создается неоднородная структура. Пластины мартенсита разбиваются, размеры мартенситных кристаллов колеблются от 50 до 250 нм. Такая ИПД приводит к существенному повышению микротвердости (более чем в 2,5 раза по сравнению с исходным закаленным состоянием).

Таким образом, использование метода ИПД для практически безуглеродистой коррозионностойкой аустенитной стали 03Х14Н11К5М2ЮТ вполне целесообразно, оправдано и еще раз показало высокую технологичность исследуемой стали и ее потенциальные возможности получения субмикрокристаллической структуры с использованием интенсивной пластической деформации.

Таким образом проведенное исследование позволяет сделать следующие выводы.

1. Аустенит безуглеродистой алюминийсодержащей коррозионностойкой стали является деформационно нестабильным и испытывает γ-α превращение в процессе ИПД, полнота которых зависит от величины приложенного давления и величины сдвига под давлением.
2. Воздействие ИПД приводит к формированию субмикро- и нанокристаллической структуры преимущественно с большеугловыми разориентировками на границах зерен.
3. Механические свойства после ИПД зависят от особенностей формирующейся дислокационной субструктуры, интенсивности мартенситных превращений и размеров образовавшихся кристаллов мартенсита.
4. Чрезвычайно высокая пластичность, обнаруживаемая в стали при ИПД, обусловлена совместным действием равномерного скольжения, микродвойникования и мартенситных превращений с оптимальной интенсивностью.

Работа выполнена при финансовой поддержке постановления № 211 Правительства Российской Федерации, контракт № 02.A03.21.0006 и НИР № 2014/236 на выполнение Госработ в сфере научной деятельности в рамках базовой части Госзадания № 2480 Минобрнауки РФ.

ДИНАМИКА ИЗМЕНЕНИЯ ЗЕРЕННОЙ СТРУКТУРЫ ПРИ СВЕРХПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ЛАТУНИ

Яковцева О.А., Левченко В.С., Михайловская А.В.

НИТУ «МИСиС», г. Москва, Россия
yakovtsevao@mail.ru

Сверхпластичное состояние достигается в сплавах на разных основах [1–3], благодаря формированию структуры со средним размером зерен менее 10 мкм. Латуни являются классическим примером двухфазного материала, обладающим сверхпластичностью при повышенных температурах [4–5]. Основной недостаток двойной латуни – динамический рост зерен и развитие значительной пористости в процессе сверхпластической деформации (СПД), что снижает механические свойства заготовок [6]. В основном в литературе приведены данные для двойной латуни, типа Л59, а влияние дополнительного легирования не изучено. Цель

настоящей работы – провести сравнительный анализ показателей сверхпластичности, микроструктуры и пористости после сверхпластической деформации двойной и многокомпонентных двухфазных латуней.

Состав исследуемых сплавов представлен в таблице 1.

Таблица 1. Состав сплавов и изменение среднего размера зерна α и β фазы

Сплав	Cu	Zn	Al	Размер зерна α фазы до СПД, мкм	Размер зерна β фазы до СПД, мкм	Размер зерна α фазы после СПД, мкм	Размер зерна β фазы после СПД, мкм
1	59,2	40,8		7,6±0,7	5,1±0,8	8,7±0,7	8,4±0,9
2	59,1	40,5	0,4	5,5±0,4	3,9±0,7	8,0±0,9	7,9±1,1
3	61,2	37,8	1	5,9±0,6	3,8±0,6	7,5±1,0	7,9±0,7
4	64,5	33,3	2,2	3,9±0,4	4,4±0,8	7,7±0,9	7,5±0,7

Проведены испытания со скачковым повышением скорости деформации в интервале температур (500–600) °С. По анализу зависимости показателя *m* от скорости деформации выбрана оптимальная скорость, значение которой соответствует $1 \cdot 10^{-3}$ $с^{-1}$. Проведены испытания с постоянной скоростью деформации $1 \cdot 10^{-3}$ $с^{-1}$ при температуре 550 °С, наибольшее удлинение 500 % достигнуто в сплаве 3, и, в целом относительные удлинения легированных алюминием латуней выше в 1,5-1,8 раза. Средний размер зерна фаз до СПД и после деформации при температуре 550 °С и скорости деформации $1 \cdot 10^{-3}$ $с^{-1}$ представлен в таблице 1.

В двухкомпонентной латуни 1 во время СПД развивается значительная пористость – 1,5% после деформации 200% (T = 550 °С, $1 \cdot 10^{-3}$ $с^{-1}$). Тогда как в сплавах с добавкой алюминия после этой же степени деформации значение пористости не превысило 0,4%.

Величина эффективной энергии активации сверхпластической деформации, посчитанная методом, описанным в [7] в двухфазной латуни составила в среднем 150 кДж/моль, и понижается с увеличением добавки алюминия до 75 кДж/моль, что существенно ниже, чем энергия активации самодиффузии меди, и близко к значениям зернограничной самодифуззии.

На поверхности образцов с маркерными царапинами после деформации нет ярко выраженных складок оксида в теле зерен и по границам, которые в первую очередь говорят о внутризеренной деформации. Маркерные царапины после деформации изгибаются и смещаются, зерна разворачиваются вдоль направления растяжения. Вклад зернограничного скольжения определенный смещению маркерных царапин на поверхности после деформации 0,8 составил 60% от всей деформации в двойной латуни, что согласуется с данными литературы [8] и не превысил 10% в сплавах с алюминием.

Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства образования и науки РФ в рамках государственных заданий ВУЗам на 2014-2016 гг.

1. Мулюков Р.Р., Имаев Р.М., Назаров А.А. и др. Сверхпластичность ультрамелкозернистых сплавов: Эксперимент, теория, технологии//М.: Наука.2014. 284 с.
2. Malysheva S.P., Salishchev G.A., Galeev R.M., Danilenko V.N., Myshlyaev M.M., Popov A.A. Changes in the structure and mechanical properties of submicrocrystalline titanium during deformation in a temperature range of (0.15-0.45)Tm// The Physics of Metals and Metallography. 2003. Т. 95. № 4. С. 390-397.

3. Mikhaylovskaya A.V., Kotov A.D., Pozdniakov A.V., Portnoy V.K. A high-strength aluminium-based alloy with advanced superplasticity// Journal of Alloys and Compounds. 2014. V. 599. P. 139-144.
4. Портной В.К., Кожанов В.А. Топографические особенности сверхпластической деформации двухфазной латуни.// ФММ. 1983. т.55. вып. 3. С. 592-597.
5. Sagat S., Taplin DMR, Fracture of a superplastic ternary brass.// Acta Metallurgica. 1976. V. 24. Issue 4. P. 307–315.
6. Humpries C.W., Ridley N. Cavitation during the superplastic deformation of an α/β brasses // J. Mater. Sci. 1978. V. 13 №11 P. 2477-2482.
7. Zener C., Hollomon J.H., Effect of strain rate upon plastic flow of steel// J. Appl. Phys. 1944. V.11 P. 22–32.
8. Shei S-A, Langdon T.G. The activation energies for plastic flow in a superplastic copper alloy// Acta Materialia 1978. V.26 P.1153-1158.

ВЛИЯНИЕ ГОМОГЕНИЗАЦИОННОГО ОТЖИГА НА СТРУКТУРУ И ПРОКАТЫВАЕМОСТЬ СПЛАВА Д16 С МАЛОЙ ДОБАВКОЙ ЦИРКОНИЯ

Яковцева О.А.[1], Кищик М.С.[1], Котов А.Д.[1], Михайловская А.В.[1], Ильясов Р.Р.[2], Крымский С.В.[2]

[1]НИТУ «МИСиС», г. Москва, Россия
[2]ИПСМ РАН, г Уфа, Россия
yakovtsevao@mail.ru

Известно, что в процессе гомогенизации алюминиевых сплавов помимо устранения дендритной ликвации по основным легирующим элементам и неравновесных частиц избыточных фаз, в случае легирования переходными металлами (ПМ), происходит гетерогенизация с формированием дисперсных выделений алюминидов ПМ, так называемых дисперсоидов. Такие частицы, помимо собственного упрочняющего вклада, как правило, оказывают еще и определяющее влияние на свойства сплавов за счет подавления рекристаллизационных процессов и роста зерен при их термомеханической обработке. Размер, объемная доля и степень когерентности дисперсоидов напрямую зависят от длительности и температуры гомогенизации.

Изучали влияние режимов гомогенизационного отжига (одно- и двухступенчатого) на параметры алюминидов ПМ, структуру и крио прокатываемость горячекатанного сплава Д16 с малой добавкой циркония.

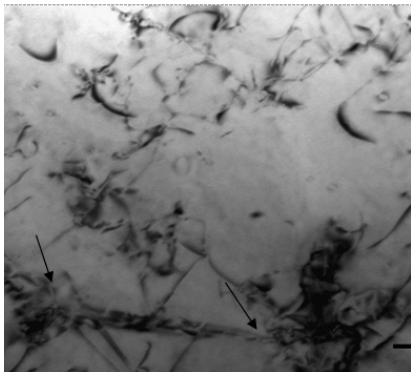
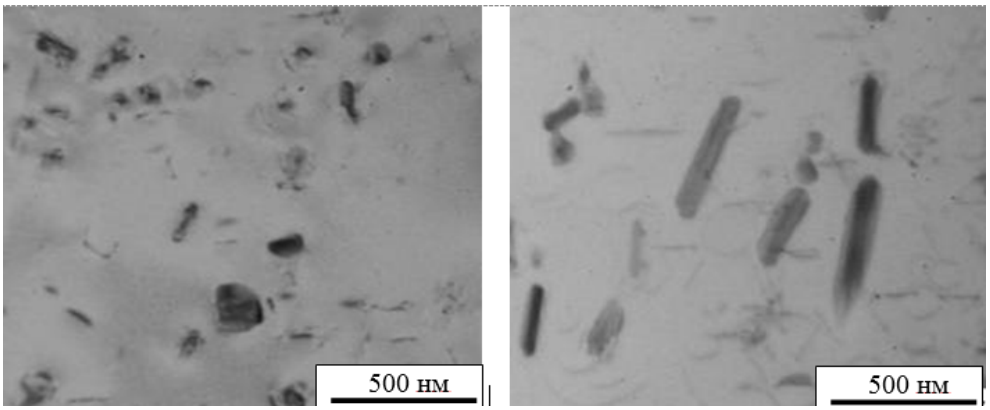


Рис. 1. ПЭМ структура сплава, гомогенизированного по одноступенчатому режиму

Сплав получали в лабораторных условиях методом литья в медную водоохлаждаемую изложницу со скоростью охлаждения 3-5 К/сек. Затем слиток гомогенизировали в электрической печи сопротивления и катали при температуре 420 ^{0}C со степенью обжатия 1.8.

В алюминиевой матрице обоих гомогенизированных состояний, как и в состояниях после горячей прокатки и перезакалки, присутствовали мелкие когерентные частицы Al_3Zr с характерным кофейным контрастом (рис.1, стрелки), а также более крупные длиной до 200 нм и шириной до 50

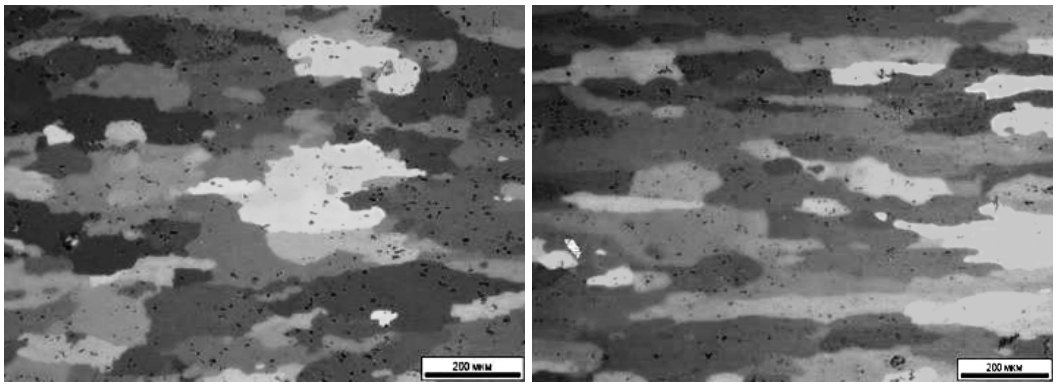
нм некогерентные частицы Т фазы ($Al_{20}Cu_2Mn_3$) (рис. 2). При этом после двухступенчатой гомогенизации размеры последних были заметно меньше.



а *б*

Рис. 2. ПЭМ структура закаленного горячекатаного сплава.
а – одноступенчатый режим, *б* – двухступенчатый режим гомогенизации

Анализ зеренной структуры горячекатаных и закаленных заготовок показал, что зерна после двухступенчатой гомогенизации более вытянуты вдоль направления прокатки, а в случае одноступенчатой – более равноосные. Так средний продольный размер зерна составил 109±8 мкм для заготовок, гомогенизированных по одноступенчатому режиму (рис. 3*а*) и 150±17 мкм после гомогенизации по двухступенчатому режиму (рис. 3*б*).



а *б*

Рис. 3. Зеренная структура закаленного горячекатаного сплава.
а – одноступенчатый режим, *б* – двухступенчатый режим гомогенизации

Горячекатаные образцы в свежезакаленном состоянии подвергали криопрокатке со степенью обжатия e=2. Сравнительный анализ показал, что режим гомогенизации слитка слабо сказывается на криопрокатываемости сплава. Обнаружено, что сплав с более мелкозернистой исходной структурой показал после криопрокатки более высокие прочностные свойства при близких значениях относительного удлинения при комнатной температуре.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 15-38-20654 мол_а_вед.

ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРЫ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ Ni-Mn-In ПОСЛЕ ТЕРМОЦИКЛИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ

Калетина Ю.В., Ефимова Е.Д., Калетин А.Ю.

Институт физики металлов им. М.Н, Михеева УрО РАН, г. Екатеринбург
kaletina@imp.uran.ru

Разработка и исследования ферромагнитных материалов, в которых наблюдается эффект памяти формы, магнетокалорический эффект и другие свойства, являются актуальными, поскольку такие материалы могут быть использованы в устройствах современной техники [1, 2]. Различного рода внешние воздействия могут оказывать существенное влияние на фазовые переходы, структуру и свойства ферромагнитных сплавов.

Целью настоящей работы являлось исследование влияния термоциклической обработки на структуру и микротвердость нестехиометрических сплавов Гейслера на основе системы Ni–Mn–In.

Исследовали сплавы системы Ni–Mn–In с разным соотношением Ni/Mn при постоянном содержании индия. После выплавки сплавы подвергали гомогенизирующему отжигу при температуре 1123 К в течение 24 ч с последующим охлаждением с печью. После отжига проводили термоциклическую обработку - нагрев в область существования высокотемпературной фазы $L2_1$ (473 К) с последующим охлаждением до температуры жидкого азота (77 К). Количество циклов нагрев-охлаждение варьировалось от 1 до 20.

Все исследуемые сплавы при температурах выше 350 К находятся в аустенитном состоянии с кристаллической структурой типа $L2_1$ [3]. При охлаждении во всех сплавах происходит мартенситное превращение, сопровождающее изменением кристаллической решетки и микроструктуры. Температура мартенситного превращения понижается при уменьшении содержания марганца с 44 до 42 ат.%. Мартенситные кристаллы часто сгруппированы в пакеты, состоящие как из тонких, так и более широких пластинчатых кристаллов. Также в структуре наблюдали кристаллы мартенсита клиновидной формы.

Термоциклическая обработка (до 20 циклов), проведенная после отжига, не приводит к существенному изменению характера структуры сплавов. Однако после термоциклической обработки отмечено изменение формы границ исходных зерен.

Проведенное исследование показало, что разное по фазовому составу исходное состояние сплавов Ni–Mn–In приводит к различиям в значениях микротвердости при проведении термоциклической обработки. Микротвердость сплава, имеющего при комнатной температуре структуру $L2_1$+мартенсит, после циклической обработки повышается. В сплавах со структурой типа $L2_1$ при комнатной температуре микротвердость существенно не изменяется.

Работа выполнена в рамках госзадания (тема «Структура»), а также при частичной поддержке проекта РФФИ № 16-03-00043.

1. Васильев А.Н., Бучельников В.Д., Такаги Т., Ховайло В.В., Эстрин Э.И. Ферромагнетики с памятью формы // УФН. 2003. Т. 173. № 6. С. 577-608.
2. Счастливцев В.М., Калетина Ю.В., Фокина Е.А. Мартенситное превращение в магнитном поле. Екатеринбург: УрО РАН, 2007. 322 с.
3. Калетина Ю.В., Герасимов Е.Г. Мартенситные превращения и магнитные свойства в нестехиометрических сплавах Ni-Mn-In // ФТТ. 2014. № 8. С. 1583-1588.

ПРИМЕНЕНИЕ УЛЬТРАЗВУКА ДЛЯ ПОВЫШЕНИЯ СЛУЖЕБНЫХ ХАРАКТЕРИСТИК ТЕРМОПАРНОГО КАБЕЛЯ

Царенко Ю.В., Рубаник В.В.

ГНУ «Институт технической акустики НАН Беларуси», г. Витебск
labpt@vitebsk.by

Кабельные термопары обладают помимо повышенной надежности и рядом других преимуществ перед термопреобразователями обычного исполнения, поскольку элементами кабеля является металл и высокотемпературные окислы. Данный тип кабеля с минеральной изоляцией имеет жесткую конструкцию и может противостоять значительным механическим нагрузкам, таким как изгиб, сплющивание, свивание [1].

Термопарные кабели с минеральной изоляцией получают путем многократных циклов волочения и термообработки заготовки. При волочении сначала обжимается оболочка и происходит уплотнение изоляционного материала. Затем, когда плотность достигнет некоторого критического значения, начинается процесс волочения всей системы в целом, т. е. происходит пропорциональное уменьшение внешнего диаметра и сечения жил с одновременным удлинением заготовки. При этом состояние поверхности жил зависит от физико-механических свойств, как материала жил, так и свойств порошкового наполнителя. Неоднородность жил по длине приводит при последующем волочении, особенно кабеля малого диаметра, к обрывам жил, а также к нестабильности электрофизических свойств, преждевременному выходу из строя термопреобразователей, изготовленных из термопарного кабеля [1].

Для улучшения геометрических характеристик и физико-механических свойств токопроводящих жил термопарного кабеля были проведены исследования по волочению кабеля КТСМ(ХА) с наложением продольных ультразвуковых колебаний. В качестве источника ультразвуковых колебаний использовали магнитострикционный преобразователь ПМС15А-18, питаемый от генератора УЗГ2-4М.

Установлено, что ультразвуковые колебания приводят к наиболее интенсивному дроблению порошка окиси магния при волочении заготовки, что также обеспечивает снижение обрывности жил термопарного кабеля (рис.1).

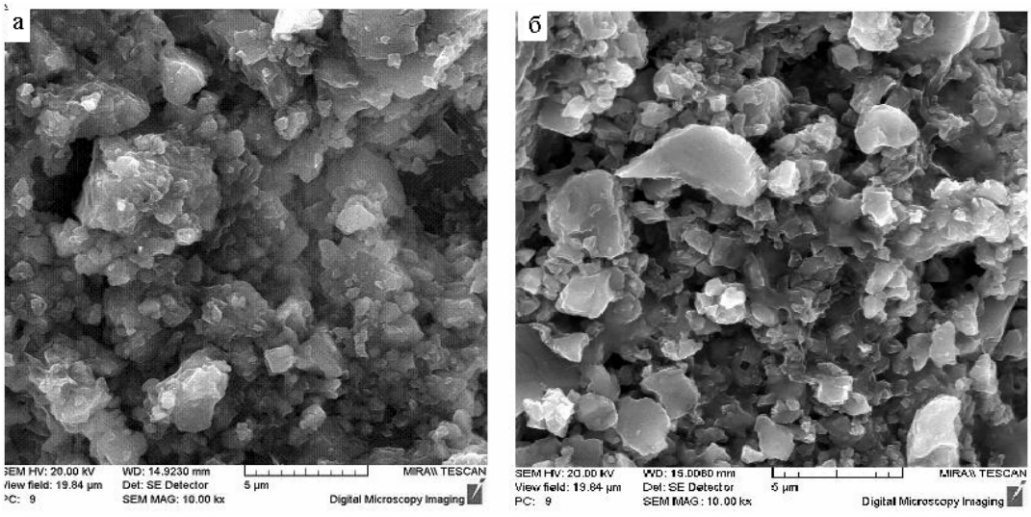


Рис.1. Форма и размеры частиц порошковой изоляции (MgO) термопарного кабеля после волочения в обычных условиях (*а*) и с наложением ультразвуковых колебаний (*б*)

Методами металлографического и электронографического анализа исследованы геометрические характеристики термопарного кабеля, такие как эффективные диаметры термоэлектродных жил, степень их овальности, расстояние между электродами и оболочкой, толщины оболочки. Установлено, что после волочения термопарного кабеля с наложением ультразвуковых колебаний формируется поверхность термоэлектродных жил с более низкой шероховатостью, наблюдается более однородное сечение проводника по длине изделия (рис. 2). После волочения термопарного кабеля в обычных условиях на поверхности жил наблюдаются вмятины, а также формируется неоднородное сечение проводников по длине кабеля.

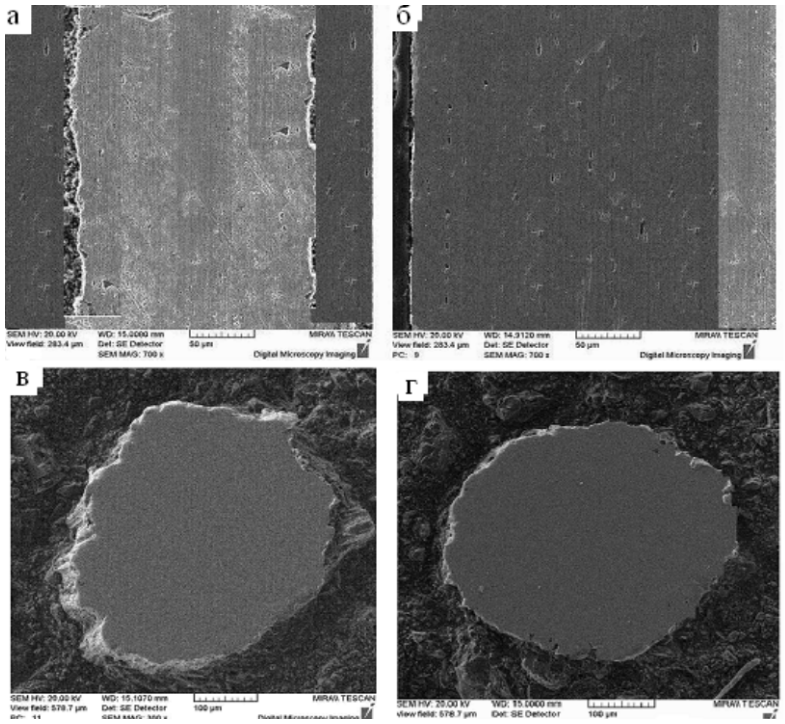


Рис.2. Продольное и поперечное сечение термоэлектродной жилы термопарного кабеля КТМС после волочения с 3,5 мм на 1,5 мм с использованием заводской технологии (*а, в)* и с наложением ультразвуковых колебаний (*б, г*)

Кроме того, жилы термопарного кабеля после деформации с наложением ультразвука обладают повышенной пластичностью, что позволяет увеличить единичные обжатия при волочении заготовки [2]. Уменьшение колебаний поперечного сечения жил по длине термопарного кабеля позволяет также повысить его эксплуатационные свойства, т.е. устранить возможность разрушения жил при изготовлении и эксплуатации термопреобразователей.

Причём неоднородность поверхности жил (площадь и глубина вмятин) зависит от физико-механических свойств, как материала жил, так и порошкового наполнителя и его гранулометрического состава. Это приводит при последующем волочении, особенно кабеля малого диаметра, к обрывам жил, а также к нестабильности ТЭДС [1].

Таким образом, использование ультразвука при волочении позволяет повысить ресурс пластичности кабельной заготовки, улучшить физико-механические и эксплуатационные свойства термопарных кабелей.

1. Клубович В.В., Рубаник В.В., Царенко Ю.В. Ультразвук в технологии
2. производства композиционных кабелей. – Минск: Беларус. навука, 2012. – 293 с.
3. Рубаник В.В., Царенко Ю.В. Скоростная электротермическая обработка композиционных изделий с минеральным наполнителем. Известия ВУЗов. Черная металлургия. - 2010, № 2, с.27-32.

К ВОПРОСУ ОБ ИДЕНТИФИКАЦИИ ФРАГМЕНТОВ РАЗРУШЕННЫХ БОЛТОВ В ПРОЦЕССЕ МЕТАЛЛОГРАФИЧЕСКОЙ ЭКСПЕРТИЗЫ

Засыпкин С.В.

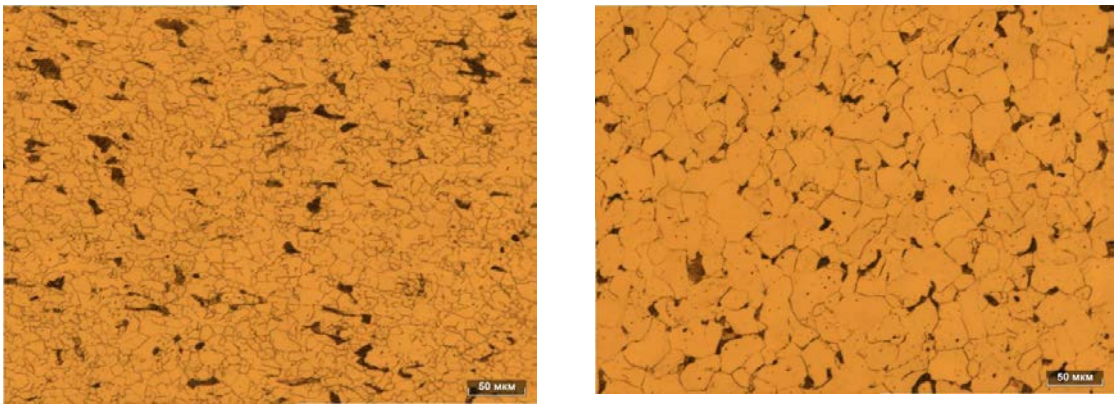
Тольяттинский государственный университет, Тольятти, Россия,
serezha.zasypkin18@gmail.com

Целью настоящей работы является идентификация фрагментов разрушенных болтов.

Металлографические исследования были проведены с помощью металлографических микроскопах Axiovert 40 MAT и Stemi 2000, оснащенных высокопроизводительной системой анализа металлографических изображений Thixomet PRO.

В процессе диагностики разрушения конструкции были обнаружены фрагменты разрушенных болтов с головками под ключ и фрагменты резьбовой части болтов.

При визуальном осмотре можно предположить, что вышеуказанные фрагменты являются частью одних и тех же болтов, разрушенных отрывом или срезом. Однако, металлографический анализ показал, что микроструктура вышеупомянутых фрагментов болтов различается как по размеру зерна, так и по баллу неметаллических включений (сульфидов) (рис. 1, табл. 1).



а *б*

Рис. 1. Микроструктура стали фрагмента разрушенного болта с головкой (*а*) и фрагмента резьбовой части болтов (*б*). Увеличение: х500

Таблица 1. Результаты металлографического анализа

Исследуемый объект	Размер зерна по ГОСТ 5639-82	Неметаллические включения (сульфиды) по ГОСТ 1778-70
Фрагмент болта с головкой	9÷10 балл	2,5 балл
Фрагмент резьбовой части болта	7÷8 балл	4,5 балл

Заключение

На основании вышеизложенного, можно утверждать, что фрагменты разрушенных болтов с головкой и фрагменты резьбовой части болтов не являются частями единого изделия (болта).

ОБЩИЕ ЗАКОНОМЕРНОСТИ ВЛИЯНИЯ ЛОКАЛЬНОГО НАПРЯЖЕННОГО СОСТОЯНИЯ НА МАРТЕНСИТНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В ПЛАСТИЧЕСКИХ ЗОНАХ ПРИ РАЗРУШЕНИИ АУСТЕНИТНЫХ СТАЛЕЙ С КЗ И УМЗ СТРУКТУРОЙ

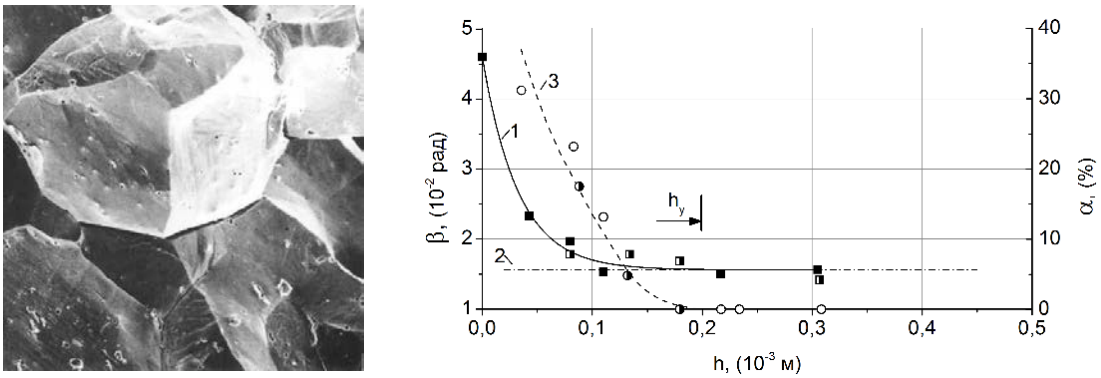
Клевцова Н.А.[1], Клевцов Г.В.[1], Валиев Р.З.[2]

[1] *Тольяттинский государственный университет, Тольятти, Россия,*
inshtet@mail.ru.
[2] *Институт физики перспективных материалов УГАТУ, Уфа, Россия,*
RZValiev@mail.rb.ru

Целью исследований является установление общих закономерностей влияния локального напряженного состояния на мартенситные превращения в пластических зонах при однократных видах нагружения метастабильных аустенитных сталей с крупнозернистой (КЗ) и ультрамелкозернистой (УМЗ) структурой.

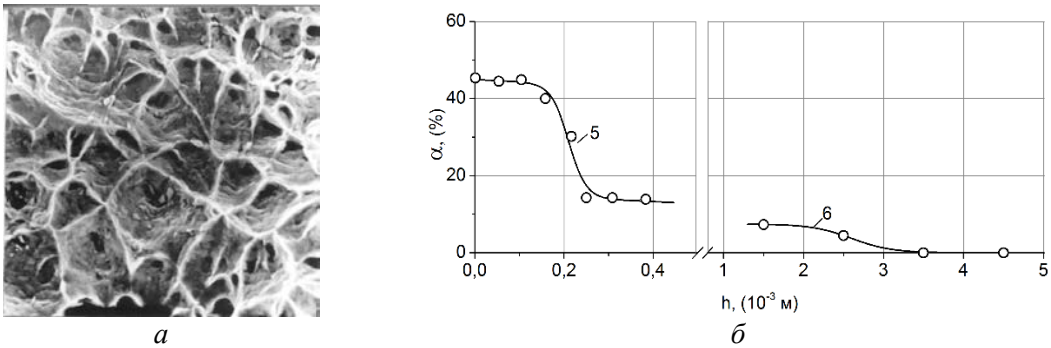
В качестве исследуемых материалов использовали аустенитные никелевые и хромоникелевые стали с мартенситными превращениями по механизму γ→α; марганцевые и хромомарганцевые стали с превращениями по механизму γ→ε→α. Сталь AISI 321 исследовали с КЗ структурой и после РКУП с УМЗ структурой.

Микрорельеф изломов исследовали в растровых микроскопах. Определение глубины пластических зон под поверхностью изломов и распределение мартенситных фаз в данных зонах исследовали рентгеновским методом [1, 2].



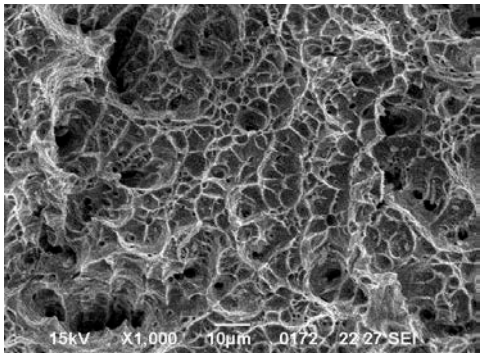
а *б*

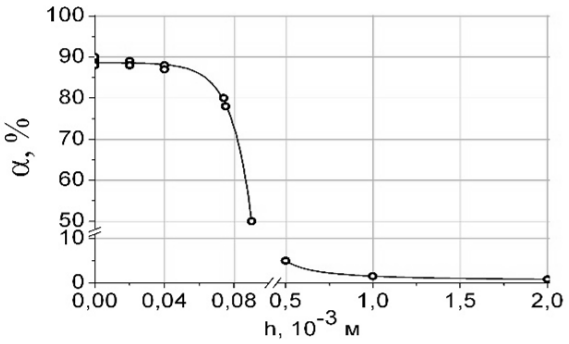
Рис. 1. Микрорельеф (х1000) излома состаренной стали Н32Т3 (*а*), полученный в условии плоской деформации (ПД) и зависимость от толщины стравленного слоя металла ширины дифракционной линии (311) K_α γ-фазы (1) и количества α-мартенсита (3); 2 – ширина линии с недеформированного металла



а *б*

Рис. 2. Микрорельеф (х1000) излома закаленной стали Н32Т3 (*а*), полученного в условии плоского напряженного состояния (ПН) и зависимость от толщины стравленного слоя металла количества α-мартенсита (*б*)





а *б*

Рис. 3. Микрорельеф (х1000) излома стали AISI 321 после РКУП с УМЗ структурой (*а*), полученный в условии плоского напряженного состояния (ПН) и зависимость от толщины стравленного слоя металла количества α-мартенсита (*б*)

Анализа представленных (рис. 1–3) и ранее полученных результатов позволяет установить общие закономерности влияния локального напряженного состояния материала на мартенситные превращения в пластических зонах при однократных видах нагружения метастабильных аустенитных сталей:

1. Характер распределения мартенситных фаз в пластических зонах под поверхностью изломов аустенитных сталей при однократных видах нагружения не зависит от температуры и скорости нагружения, а определяется только локальным напряженным состоянием материала у вершины трещины и связан с микромеханизмом разрушения. Изменение скорости или температуры однократного нагружения сказывается лишь на количестве мартенсита, а не на характере его распределения в пластических зонах.

2. После разрушения образцов из никелевых и хромоникелевых аустенитных сталей, в которых мартенситные превращения происходят по механизму γ→α, на поверхности изломов возможно протекание мартенситных превращений, вызванных охлаждением поверхностных слоев металла после локального разогрева и изменением локального напряженного состояния материала в данных слоях. Причем, первый фактор доминирует при вязком разрушении в условиях плоского напряженного состояния, а второй – при хрупком разрушении в условиях плоской деформации.

3. Вышеуказанная закономерность наблюдается при разрушении аустенитных сталях как с крупнозернистой, так и с УМЗ структурой.

4. При разрушении марганцевых и хромомарганцевых аустенитных сталей, в которых мартенситное превращение происходит по механизму γ→ε→α, максимальное количество α-мартенсита образуется на поверхности излома, а максимальное количество ε-мартенсита – под поверхностью излома, где искажение кристаллической структуры меньше, чем на поверхности.

Список литературы

1. Клевцова Н.А., Фролова О.А., Клевцов Г.В. Разрушение аустенитных сталей и мартенситные превращения в пластических зонах.- М.: Изд-во Академии Естествознания.- 2005.- 155 с.
2. Р 50-54-52/2-94. Расчеты и испытания на прочность. Метод рентгено-структурного анализа изломов. Определение характеристик разрушения металлических материалов рентгеновским методом.- М.: ВНИИНМАШ Госстандарта России, 1994. - 28 с.

ТЕРМИЧЕСКИЕ НАПРЯЖЕНИЯ ПРИ ОХЛАЖДЕНИИ СТАЛЬНЫХ ПОКОВОК И ИХ ВЛИЯНИЕ НА ОБРАЗОВАНИЕ ВОДОРОДНЫХ ТРЕЩИН (ФЛОКЕНОВ)

Мирзаев Д.А.[1], Шабуров А.Д.[2]

[1] *Южно-Уральский государственный университет, г. Челябинск, Россия,* mirzaevda@susu.ru

[2] *ПАО «Челябинский металлургический комбинат», г. Челябинск, Россия*

При охлаждении массивных поковок возникают термические напряжения, которые оказывают влияние на образование водородных трещин (флокенов). Это влияние реализуется, во-первых, за счёт локального увеличения концентрации водорода в растянутых участках, и во-вторых, за счёт уменьшения критического давления молекулярного водорода в поре, от которой происходит рост трещины.

Однако простые методы расчёта термических напряжений без учёта их релаксации приводят к ошибочному результату об устранении напряжений при выходе на изотерму. В данном исследовании был проведён расчёт температурного поля и напряжений при охлаждении цилиндрических поковок методом конечных элементов с учётом релаксации.

Уравнение релаксации

$$\frac{1}{E} d\sigma(T,\tau) = -d\varepsilon_{\text{п}}$$

устанавливает связь дифференциалов напряжения σ и деформации ползучести $\varepsilon_{\text{п}}$, создающей релаксацию. Чтобы найти функциональную связь σ и $\varepsilon_{\text{п}}$, были проведены испытания на ползучесть образцов отожжённой стали 40ХГМ. Испытания проводились в соответствии с ГОСТ 3248-81 на ОАО «Уральская кузница» при различных значениях температуры и нагрузки в интервале 560–600 °С, соответствующему температурному интервалу охлаждения поковок после противофлокенного отжига.

В качестве аналитической аппроксимирующей функции была выбрана функция общего вида, указанная в справочных данных пакета конечно-элементного моделирования ANSYS:

$$\varepsilon_{\text{п}} = \frac{\sigma}{E} + C_1 \sigma^{C_2} \frac{\tau^{C_3+1}}{C_3+1} \exp\left(-\frac{C_4}{T}\right) + C_5 \sigma^{C_6} \tau \exp\left(-\frac{C_7}{T}\right),$$

для которой неизвестные коэффициенты $C_1 \ldots C_7$ были определены путём последовательного сопоставления с экспериментальными зависимостями $\varepsilon_{\text{п}}(\sigma)_{T=\text{const}}$ и $\varepsilon_{\text{п}}(T)_{\sigma=\text{const}}$. Для областей нестационарной и стационарной ползучести $C_1 = 0{,}78$; $C_2 = 2{,}17$; $C_3 = -0{,}55$; $C_4 = 14000$; $C_5 = 7{,}504$; $C_6 = 4{,}55$; $C_7 = 28240$, если напряжение σ выражено в МПа, а время τ в часах. Степень согласия аппроксимирующей кривой с результатами эксперимента является хорошей. Расчет осевых σ_z, радиальных σ_r и тангенциальных σ_θ напряжений при охлаждении цилиндрических поковок с учётом релаксации был проведён в пакете ANSYS путём совместного численного решения методом конечных элементов уравнения теплопроводности, возникновения упругих напряжений и уравнения релаксации.

При охлаждении на воздухе в случае малой выдержки (рис. 1, *а*) напряжения σ_θ и σ_z резко уменьшаются по мере удаления от поверхности и меняют свой знак, оставаясь затем приблизительно одинаковыми и малыми по величине. После 30 мин

охлаждения существенно возрастают и сжимающие напряжения σ_θ и σ_z вблизи оси поковки. Это означает, что теперь релаксация напряжений будет заметно протекать не только у поверхности, но и в осевой зоне. Расчет для поковки, охлаждающейся в течение 5 ч (рис. 1, *б*), показывает, что график радиального изменения напряжений без учёта релаксации принципиально сохраняет свой вид, но величины напряжений у оси и на поверхности уменьшаются в силу снижения разности температур между поверхностью и центром. Для 7 ч охлаждения (рис. 1, *в*) характерно отчётливое формирование трёх зон вдоль радиуса поковки. Дальнейшее уменьшение разности температур поверхности и центра снижает термические напряжения. А поскольку поверхность из-за релаксации была увеличена, то теперь охлаждающаяся срединная зона начинает создавать в поверхностных слоях сжимающие напряжения σ_θ. После 15 ч охлаждения отчётливо наблюдается (рис. 1, *г*) возникновение около оси поковки растягивающих напряжений σ_θ, σ_z и σ_r, а у поверхности — сжимающих напряжений σ_θ и σ_z, величина которых достигает 20 МПа. Расчёт в варианте отсутствия релаксации даёт ~1,5 МПа на поверхности и ~2 МПа у оси. В случае, когда поковки охлаждаются замедленно со скоростью ~13 °С/ч, что примерно соответствует скорости охлаждения поковки в термосе, зависимость внутренних напряжений от времени оказывается качественно такой же, как и для случая охлаждения на воздухе, но величина остаточных напряжений после охлаждения снижается приблизительно втрое.

Можно показать, что уменьшение остаточных напряжений на 20 МПа эквивалентно снижению концентрации водорода на 0,12 ppm, что, несомненно, должно дополнительно снизить вероятность образования флокенов при использовании термосов. Справедливо и обратное – увеличение внутренних напряжений на 20 МПа эквивалентно введению в сталь 0,12 ppm водорода.

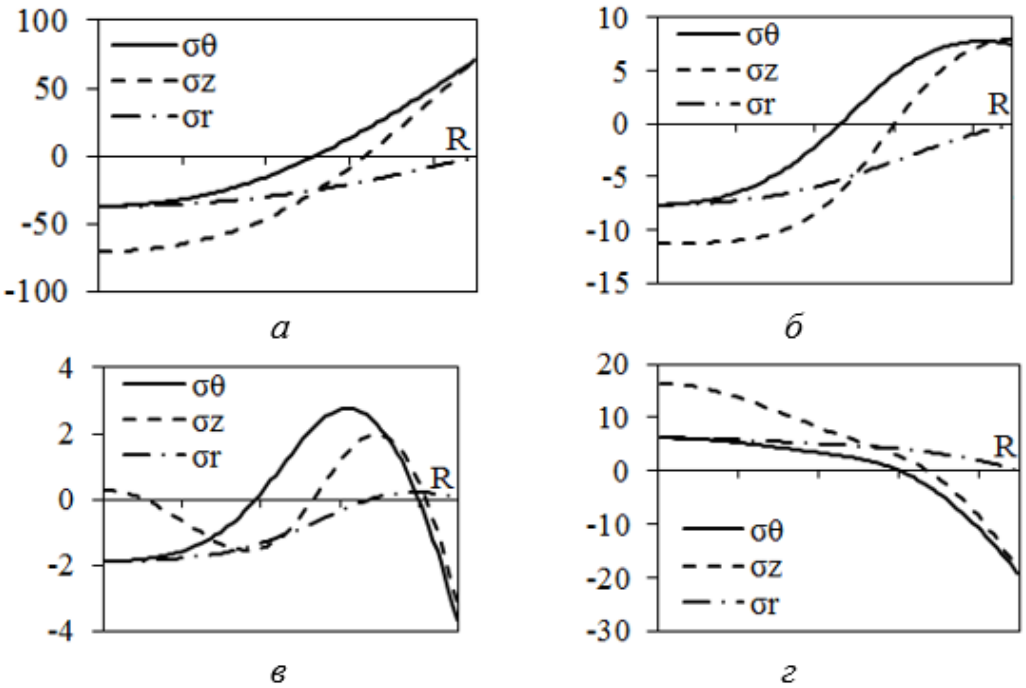


Рис. 1. Результаты расчёта внутренних напряжений с учётом релаксации при охлаждении на воздухе поковки диаметром 450 мм в течение 0,5 (*а*), 5 (*б*), 7 (*в*) и 15 (*г*) ч

ОПЫТ ОЦЕНКИ КАЧЕСТВА ЭЛЕМЕНТОВ НЕОБОГРЕВАЕМОГО КОНТУРА ЭНЕРГЕТИЧЕСКИХ КОТЛОВ НА ВЫРЕЗКАХ

Филиппов А.М., Сидоров А.Н.*, Азин А.С.*

Публичное Акционерное Общество «Т Плюс» г. Екатеринбург
**ООО «Экспертиза ПБ» г. Пермь*
Len103126@yandex.ru

Образование дефектов в металле в процессе эксплуатации энергооборудования приводит к аварийным ситуациям и снижению надежности. Существующие неразрушающие методики контроля не дают полного представления о процессах образования трещин и не в полной мере выявляют весь имеющийся спектр повреждений. Предложено совмещение методик разрушающего и неразрушающего контроля с исследованием изменения ряда структурных факторов в энергетических материалах.

Неразрушающий контроль, предусмотренный для элементов необогреваемого контура паровых котлов среднего и высокого давления, не в полном объеме выявляет дефекты, возникающие при эксплуатации. Существующие методики акустического ультразвукового контроля, акустической эмиссии и другие методы имеют ряд ограничений при применении. Необходимы однозначные факторы для отбраковки изношенных элементов стареющего оборудования тепловых электростанций.

При выявлении дефектов возникает проблема, заключающаяся в сложности идентификации их характера, отражающих эхо-сигнал, ведь именно от характера дефектов зависит дальнейшая участь как проконтролированного элемента, так и всех элементов данного назначения. Рассмотрены причины возникновения внутренних дефектов в гнутых элементах труб (гибах), показано, что большое значение имеют коррозионно-усталостные процессы и процессы термической усталости. Также наличие дефектов производственно-технологического происхождения, развивающихся в ходе длительной эксплуатации металла, снижает надежность элементов оборудования в целом.

Увеличить достоверность результатов неразрушающего контроля позволит распространение методик исследования структурных изменений в металлах при термоциклических нагрузках, характерных для необогреваемых контуров. Приводятся примеры конкретных элементов энергетических котлов, которые наиболее подвержены развитию различного вида повреждений.

Таким образом, применение предлагаемой методики позволит:

а) Визуализировать выявляемые неразрушающими методами дефекты на внутренней поверхности элементов энергооборудования;

б) Проводить достоверную оценку технического состояния гибов, ультразвуковой контроль которых не предусмотрен действующими инструкциями или затруднен по причинам, указанным выше.

Применение указанной методики позволяет значительно повысить достоверность результатов контроля гибов необогреваемых труб паровых котлов среднего и высокого давления, что в свою очередь, увеличивает достоверность результатов технического диагностирования энергооборудования в целом.

ВЫБОР ТЕМПЕРАТУРЫ АУСТЕНИТИЗИРУЮЩЕГО НАГРЕВА ПРОИЗВОДСТВА ТРУБ ИЗ СТАЛИ 20Х13

***Лаев К.А., **Михайлов С.Б., ***Михайлова Н.А.**

**РосНИТИ, **УрФУ, ***УрГУПС, г.Екатеринбург, Россия,*
msb.immt@gmail.com

Технологической особенностью производства высокопрочных труб с заданной коррозионной стойкостью из стали 20Х13 является получение полностью мартенситной структуры во всём сечении стенки трубы при охлаждении на воздухе непосредственно после финишного этапа горячего пластического деформирования прокаткой.

В процессе отработки данного условия было выявлено специфическое влияние температуры нагрева под прокатку на результаты измерения твёрдости образцов прошедших охлаждение на воздухе и в воде непосредственно после прокатки (рис.1).

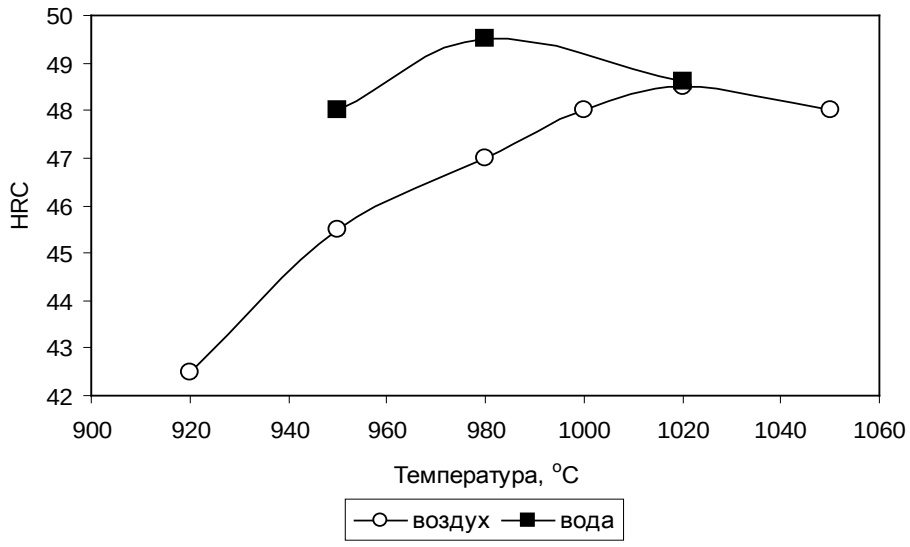


Рис. 1. Влияние температуры нагрева на твердость стали 20Х13 после различных вариантов охлаждения

Было высказано предположение о том, что различие по влиянию вариантов охлаждения на изменение твёрдости с повышением температуры нагрева связано с неполным растворением карбидов в процессе аустенитизации стали.

С целью проверки данного предположения были проведены измерения на установке дифференциального термического анализа (ДТА) с измерительной ячейкой прибора Курнакова, оборудованной двухкоординатным планшетным автоматическим потенциометром и эталоном из глубоко аустенитной нержавеющей стали.

Образцы в отожженном состоянии (половинки стандартных ударных) нагревались в установке со скоростью 0,2 гр/сек до различных температур от 500оС до 1030оС, выдерживались 5 минут и далее охлаждались со скоростью 0,6 гр/сек. (с открытыми створками нагревательной печи «На Воздухе»). Полученные термограммы охлаждения оцифровывались и обрабатывались в пакете «Excel» с целью регистрации пиков получаемых тепловых эффектов за вычетом «фоновой» составляющей термограмм. Результаты обработки представлены на рис. 2.

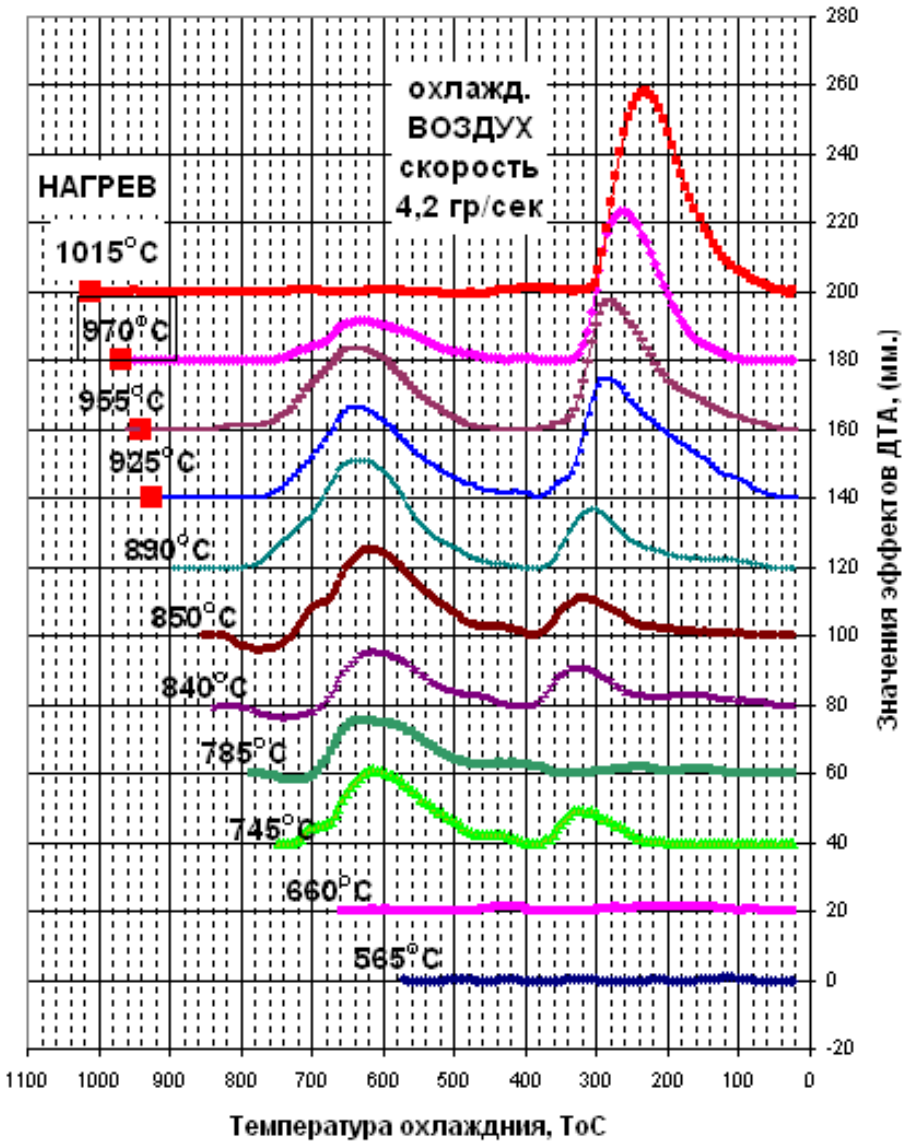


Рис. 2. Влияние температуры изохронных нагревов в температурный диапазон аустенитизации предварительно отожженных образцов стали 20Х13 на тепловые эффекты ДТА охлаждения

На наш взгляд, представленные на рис.2 кривые однозначно иллюстрируют влияние температуры нагрева на особенности распада переохлаждённого аустенита, сформированного в процессе нагревов. Левая серия максимумов (620°С) связана с распадом по первой ступени. Максимумы 320°С и 240°С, скорее всего, отражают протекание бейнитного и мартенситного превращений соответственно.

Отсутствие максимума 620°С после нагрева на 1015°С свидетельствует о том, что переохлаждённый аустенит в данном случае имеет повышенную стабильность, обеспеченную максимально возможным растворением карбидов и выравниванием содержания легирующих элементов в твёрдом растворе аустенита. Именно нагрев до этой температуры предопределяет независимость твердости охлаждённых образцов от вариантов охлаждения, представленных на рис.1. Данный факт подтверждает выше высказанное предположение и позволяет конкретизировать технологию производства труб из стали 20Х13.

ВАРИАНТ ПРОВЕДЕНИЯ НУЛЕВОЙ ЛИНИИ ПРИ РАСШИФРОВКЕ ТЕРМОГРАММ DTA

***Михайлов С.Б., **Михайлова Н.А., *Цветкова К.Ю.**

**УрФУ, **УрГУПС,*
г.Екатеринбург, Россия,
msb.immt@gmail.com

При расшифровке термограмм Дифференциального Термического Анализа (DTA) одной из важных операций является проведение нулевой (базовой) линии для получаемой кривой термограммы. Именно разность между этой кривой и нулевой линией позволяет получить пики регистрируемых эффектов от фазовых и структурных превращений, протекающих в образце в момент измерений. От того, как проведена нулевая линия зависит форма получаемых пиков, а значит и результат их дальнейшего анализа.

Существует ряд приёмов проведения нулевой линии от чисто ручного проведения тенденции изменения этой линии до набора инструментальных приёмов оценки линии в процессе реализации различных дополнительных измерений с использованием специальных стандартных образцов.

В нашем случае, при работе с традиционной измерительной ячейкой прибора DTA Курнакова выпуска сороковых годов прошлого века положение кривой получаемой термограммы существенно зависит от расположения на термопарах образца и эталона, а также от вариантов охлаждения ячейки: «с печью» - при закрытой печи, «на воздухе» - при открытых створках печи, «с вентилятором» - в случае одностороннего обдува открытой измерительной ячейки (рис. 1, А). Стабилизация результатов измерений в данном случае гарантируется только в пределах компании измерений при неизменном положении образца и эталона, что исключает возможность реализации контрольных измерений с дополнительными образцами.

В связи с вышесказанным, проведение нулевой линии осуществлялось в процессе обработки термограмм, исходя из предположения об инерционности изменения нулевой линии в температурных интервалах фазовых превращений. Инерционность обеспечивалась за счёт использования математической методики наименьших квадратов, вшитой в процесс проведения «тренда» полиномиальной линией шестого порядка в рамках пакета «Excel»,

Так такой тренд (пунктирная линия, рис. 1, А) в первоначальном варианте проведён к кривой охлаждения «на воздухе» (зелёныё цвет). Следующий шаг, это смещение экспериментальных точек регистрируемых пиков тепловых эффектов на проведённую линию тренда, которая автоматически видоизменяется, исключая динамичность изменения экспериментальных данных в пределах температурных интервалов регистрируемых фазовых превращений.

Результат подобной обработки представлен кривыми (рис. 1, В) на примере иллюстрации распада переохлаждённого аустенита при охлаждении с различной скоростью образца стали 12Х10НМФБ, последовательно нагревавшегося до температуры аустенитизации (1040°С) без изменения положения в измерительной ячейке, как самого образца, так и эталона из аустенитной нержавеющей стали.

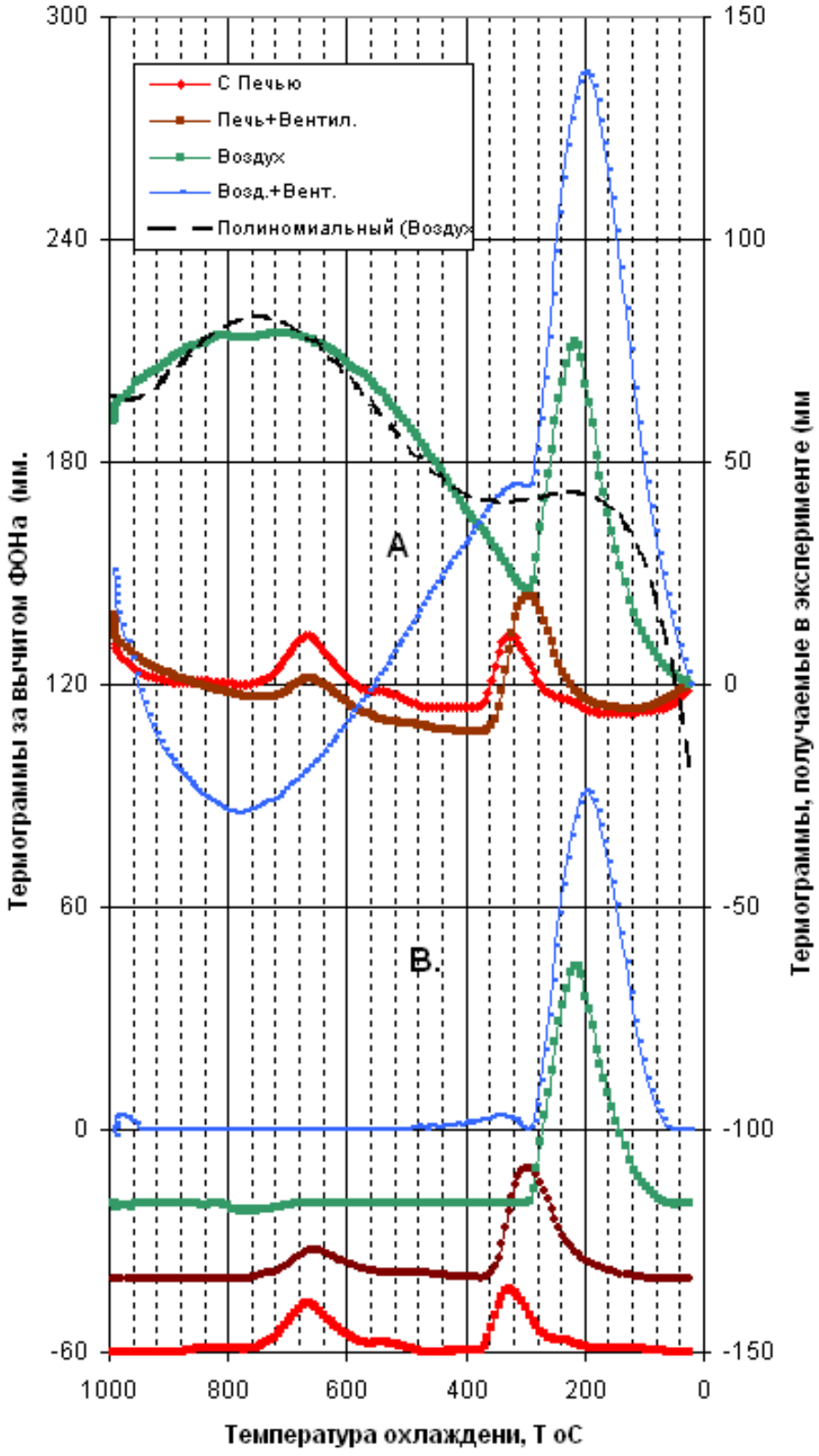


Рис. 1. Примеры термограмм DTA образцов стали 12Х10НМФБ, полученных при различных скоростях охлаждения после предварительного нагрева до 1040°С, А – непосредственно после измерения, В – после удаления нулевой линии ФОНа по предлагаемой методике.

ЛОГАРИФМИЧЕСКИЙ ВАРИАНТ ПРОВЕДЕНИЯ НУЛЕВОЙ ЛИНИИ ПРИ РАСШИФРОВКЕ ДИЛАТОГРАММ DL

***Михайлов С.Б., **Михайлова Н.А., *Шарапова В.А.,*Цветкова К.Ю.**

**УрФУ, **УрГУПС, г.Екатеринбург, Россия,*
msb.immt@gmail.com

Существующая методика расшифровки результатов дилатометрических измерений при оценке температурных интервалов фазовых и структурных превращений по точкам пересечения касательных проведённых к линии дилатограмм в местах их перегиба является несовершенной.

Исходя из предположения, что полная (объединенная) температурная кривая линейного расширения (ТКЛР) представляет собой алгебраическую суперпозицию нескольких кривых, отражающих протекание различных процессов, приводящих к температурному изменению размеров образца конкретного материала, предложен подход к расшифровке этой кривой.

На основе справочной информации о температурных зависимостях ТКЛР (истинной и средней трактовки) для различных материалов и их сплавов [1,2] предложено формальное использование линии логарифмической зависимости (Ln-интерпретация). Вариант подобного подхода для чистого алюминия представлен на рис.1. В качестве первой реперной точки такой кривой используется нулевое значение ТКЛР любых материалов при температуре абсолютного нуля. Как правило, средние значения ТКЛР совпадают с проводимой линией Ln-интерпретации. При этом отображение всей кривой замещается одним числом – предлогарифмическим множителем (в представленном примере для алюминия это число 4,05).

Примечательно, что значения множителя предлагаемой Ln-интерпретации для различных веществ формирует линию степенной зависимости от температуры плавления анализируемого вещества (рис.2). При этом имеется два участка этой линии в зависимости от плотности упаковки кристаллической решетки вещества на момент плавления. Нижний участок характерен для металлов с ОЦК, верхний – для ГЦК и ГПУ. Полученное выше позволяет считать, что предлагаемый вариант Ln-интерпретации имеет определённый физический смысл.

В случае истинного варианта расчёта значений ТКЛР проявляются чётко выраженные низкотемпературные и высокотемпературные отклонения проводимой Ln-интерпретации. В нашем подходе эти отклонения предлагается рассматривать в форме поправок. Низкотемпературная поправка связана с квантово-механическими процессами в веществе. Высокотемпературная же поправка, как отмечено у Новиковой [1], вызвана процессами температурного увеличения плотности вакансий.

Таким образом, предлагаемый вариант расшифровки экспериментальной кривой ТКЛР материала позволяет выделить в компактной форме основу формирования теплового расширения кристалла - «Фон ТКЛР». Отклонения от проводимой кривой можно рассматривать в качестве отражения дополнительных структурных и фазовых превращений. Они могут быть использованы в качестве характеристики этих процессов.

1. С.И.Новикова Тепловое расширение твёрдых тел. – М: Наука, 1974 г.
2. Физические свойства сталей и сплавов, применяемых в энергетике, справочник, ред. Б.Е.Неймарк. М-Л., Энергия, 1967, 240 с. с черт.

Рис. 1 Варианты температурных звисимостей ТКЛР алюминия

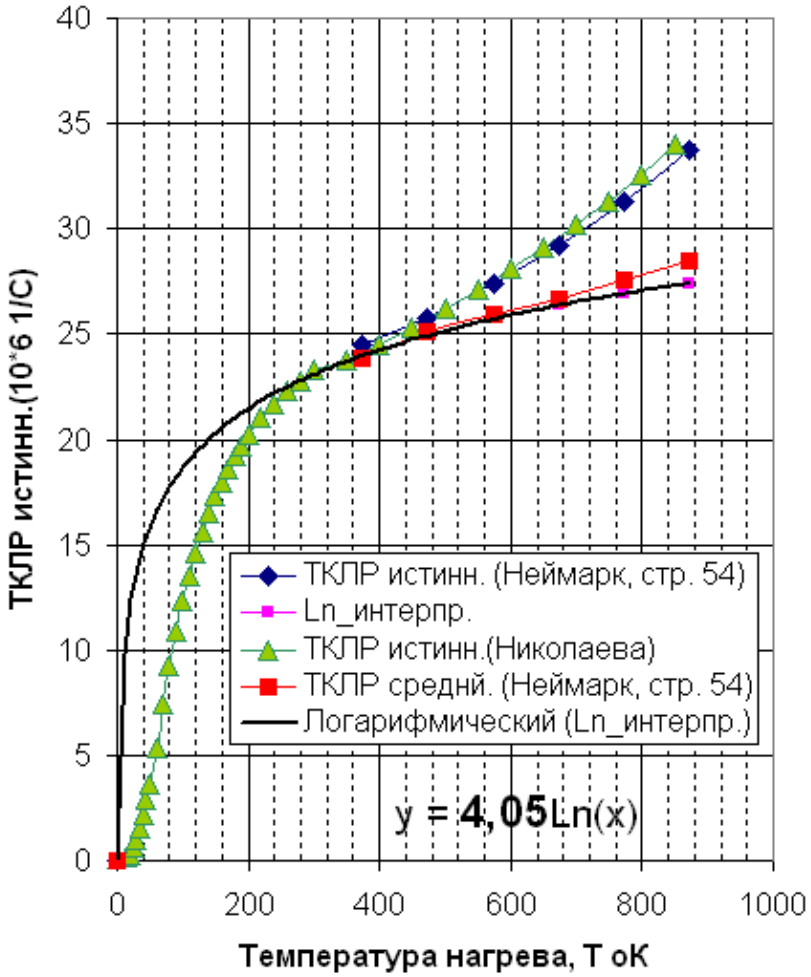
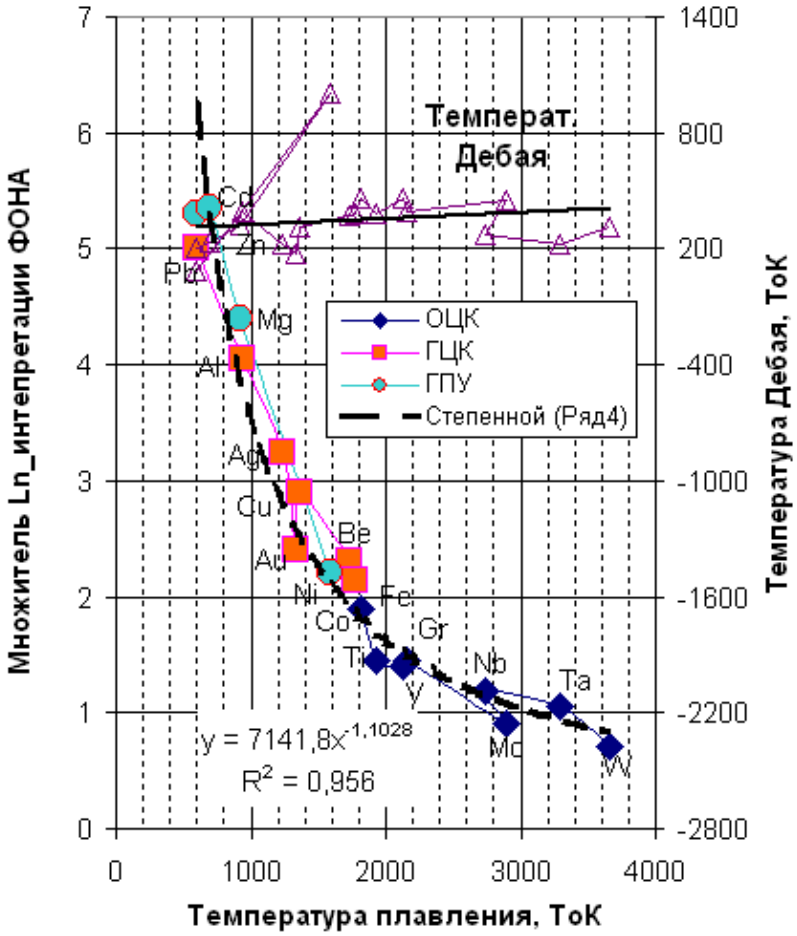


Рис. 2 Множитель Ln_интерпретации ФОНА ТКЛР для различных металлов с ГПУ. ГЦК и ОЦК структурами



ОСОБЕННОСТИ РЕГИСТРАЦИИ ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ НАГРЕВА СТАЛИ 12Х10НМФБ ПРИ РАСШИФРОВКЕ ДИЛАТОГРАММ DL И ТЕРМОГРАММ DTA

***Михайлов С.Б., **Михайлова Н.А., ***Мороз Е.В.**

**УрФУ, **УрГУПС, ***Турбинный завод,*
г.Екатеринбург, Россия,
msb.immt@gmail.com

Традиционно, в случае экспрессного анализа температурных интервалов протекания фазовых превращений используются дилатометрические и термические измерения. Как правило, начало и конец превращения оценивается по форме проявления пиков тепловых эффектов на термограммах дифференциального термического анализа (ДТА) и по температурному расположению характерных точек пересечения касательных, проведённых в местах перегиба дилатограмм (DL).

В частности, подобные измерения были проведены при освоении производства деталей паровой турбины из новой стали 12Х10НМФБ с целью корректировки режимов её термической обработки (Рис.1). Осуществлялся нагрев ДТА и DL образцов в предварительно закалённом и отожженном состояниях. Дополнительно при комнатной температуре были проведены измерения намагниченности (Is) и коэрцитивной силы (Нс) после каждого последовательного шага реализации изохронных выдержек со ступенчатым повышением температуры нагрева.

Приведённые кривые достаточно четко показывают, что в температурном интервале 650…900°C проявляется раздвоение регистрируемых эффектов с максимумами при 750 и 850 ^{o}C на кривых DTA. Наличие подобного раздвоения существенно затруднило идентификацию начала и конца температурного интервала протекания обратного α→γ превращения, поскольку традиционный большой дилатометрический эффект имел место только в пределах высокотемпературного максимума (850°C). При этом, на термограммах и дилатограммах последующего охлаждения явно просматриваются эффекты, сопровождающие распад переохлажденного аустенита с пониженной стабильностью в случае охлаждения от температур низкотемпературного максимума (750°C) и с повышенной стабильностью при охлаждении от температур высокотемпературного максимума (850°C).

На основе полученных данных высказано предположение, что в исследованной стали в случае высокого содержания хрома имеет место, чётко выраженное отражение стадийности протекания обратного превращения. На первой стадии происходит формирование низколегированного аустенита, а на второй стадии – растворение специальных карбидов в уже сформированном аустените.

Неожиданным в этом случае является факт существования большого дилатометрического эффекта только в пределах второй стадии превращения, что ставит по сомнение общепринятое представление о том, что по большому дилатометрическому эффекту уменьшения размеров образца можно идентифицировать температурный интервал протекания обратного α→γ превращения.

Высказано предположение, что возможно большой дилатометрический эффект не является следствием α→γ трансформации кристаллической решётки. Скорее всего, он отражает изменение плотности вакансий, возникающих при γ→α перекристаллизации и формировании специальных карбидов при распаде переохлаждённого аустенита в момент термической обработки предшествующей анализируемому нагреву.

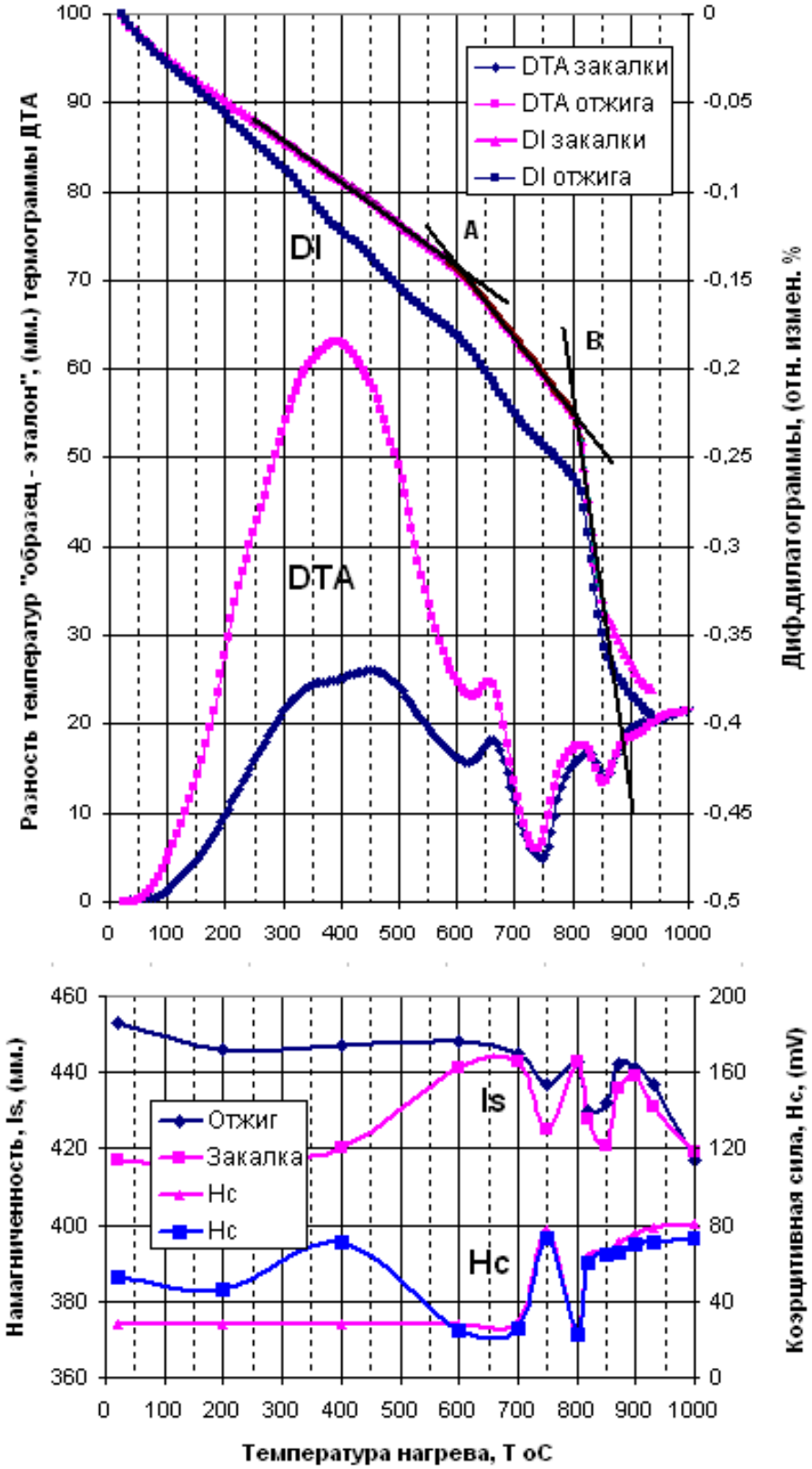


Рис. 1. Дилатограммы (DL) и термограммы (DTA) нагрева предварительно закалённых и отожженных образцов стали 12Х10НМФБ, результаты измерений при комнатной температуре намагниченности (Is) и коэрцитивной силы (Нс) образцов в процессе проведения изохронных ступенчатых нагревов

ВЛИЯНИЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА СВАРНЫЕ СОЕДИНЕНИЯ СТАЛИ 30ХГСА, ПОЛУЧЕННЫЕ ВЫСОКОСКОРОСТНОЙ ЛАЗЕРНОЙ СВАРКОЙ

Фарахутдинов Р.А., Мосюков Д.Б., Николаев С.О., Курынцев С.В.

КНИТУ-КАИ им. А.Н. Туполева, г. Казань

Введение

Конструкционная сталь марки 30ХГСА (хромансиль) благодаря своим высоким прочностным свойствам находит применение в создании улучшаемых термообработкой деталей, работающих при знакопеременных нагрузках [1]. При сварке сталь 30ХГСА склонна к образованию закалочных структур из-за высоких скоростей нагрева, поэтому основными дефектами являются холодные трещины [2]. Образование закалочных структур в сварном соединении приводит к высокой твердости и низкой пластичности.

Технология сварки данной стали при использовании традиционных способов сварки, как правило, предусматривает предварительный и сопутствующий подогрев, термическую обработку после сварки [3] для того чтобы не допустить появления дефектов, характерных для 30ХГСА.

Целью данной работы является исследование влияния послесварочной термической обработки на сварные соединения стали марки 30ХГСА, сваренных высокоскоростным мощным волоконным лазером, проверка в применимости классических способов термообработки стали 30ХГСА [4], полученной лазерной сваркой высокой мощности.

Экспериментальная часть

Сварные соединения из стали 30ХГСА толщиной 10 мм, длиной 200 мм и шириной 50 мм получены сваркой волоконным лазером мощностью P = 10 КВт с высокой скоростью сварки $V_{св}$ = 20 мм/с. Сварка выполнялась на установке LS-30 (IPG Photonics), оснащенным роботом KUKA KR 120 R 2700 extra HA, сварочной головкой KUGLER GmbH, LK-690. В качестве защитного газа использовался аргон (99,99% чистоты), расход газа V = 17 л/мин. Сварка выполнялась за один проход, без скоса кромок.

Целью термической обработки являлось снижение твердости и повышение пластичности сварного соединения, которое проводилось по двум режимам: режим 1 - закалка с последующим средним отпуском и режим 2 - высокий отпуск. Термическая обработка производилась после сварки, когда температура сварных соединений охлаждалась до комнатной температуры, по режимам согласно рисунку 1.

Для исследования механических свойств были подготовлены следующие серии образцов: образец №1 – без термической обработки, образец №2 – закалка и средний отпуск, образец №3 – высокий отпуск. Для проведения механических испытаний применялись: разрывная машина Shimadzu AG-5kNX, микротвердомер Remet HX 1000.

Результаты испытаний на трехточечный изгиб: у образцов №1 и №3 характер разрушения – хрупкий, испытания проводились до момента их разрушения, у образца №2 - вязкое разрушение, поэтому испытание проводились до первого дефекта (трещины). Максимальная деформация у образца №2 (закалка и средний отпуск), минимальная у образца без термической обработки. Предполагалось, что после тер-

мообработки по двум разным режимам получится выявить наиболее эффективный режим, требующий меньше времени.

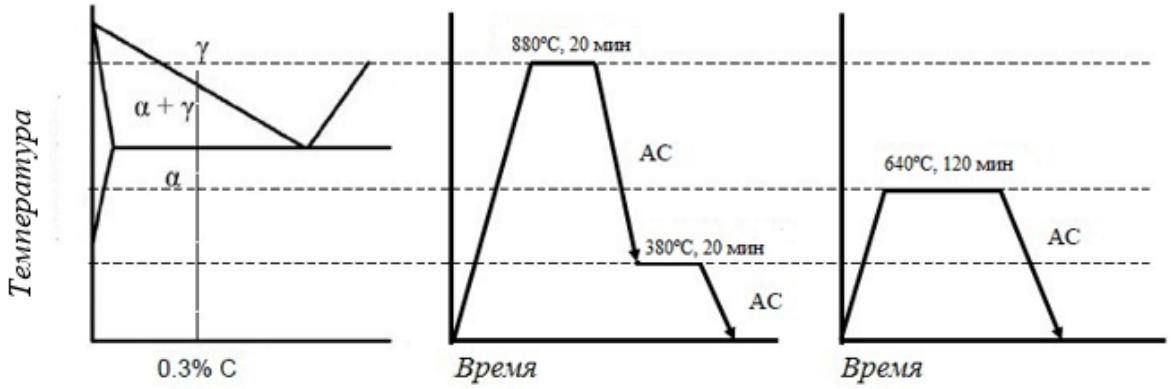


Рис. 1. Схема режимов термической обработки.

Результаты измерения микротвердости в сварном шве и ЗТВ представлены на рисунке 2, из которого видно, что наибольшей микротвердостью обладает образец №1 (без ТО) 5500-7000 МПа в сварном шве, твердость зоны термического влияния (ЗТВ) – 2800-3000 МПа. Микротвердость шва образца №2 (закалка и средний отпуск) ниже, не превышает 2500-2900 МПа, ЗТВ – 2500-2700 МПа. Микротвердость шва образца №3 (высокий отпуск) находится в диапазоне 3000-3500 МПа, а ЗТВ – 2500-3500 МПа. Основной материал в среднем имеет значения микротвердости 2300–2500 МПа. Большая величина микротвердости шва и ЗТВ относительно основного металла свидетельствует о наличие значительных сварочных напряжений [5], которые представляют большую опасность при эксплуатации изделия и могут привести к разрушению конструкции.

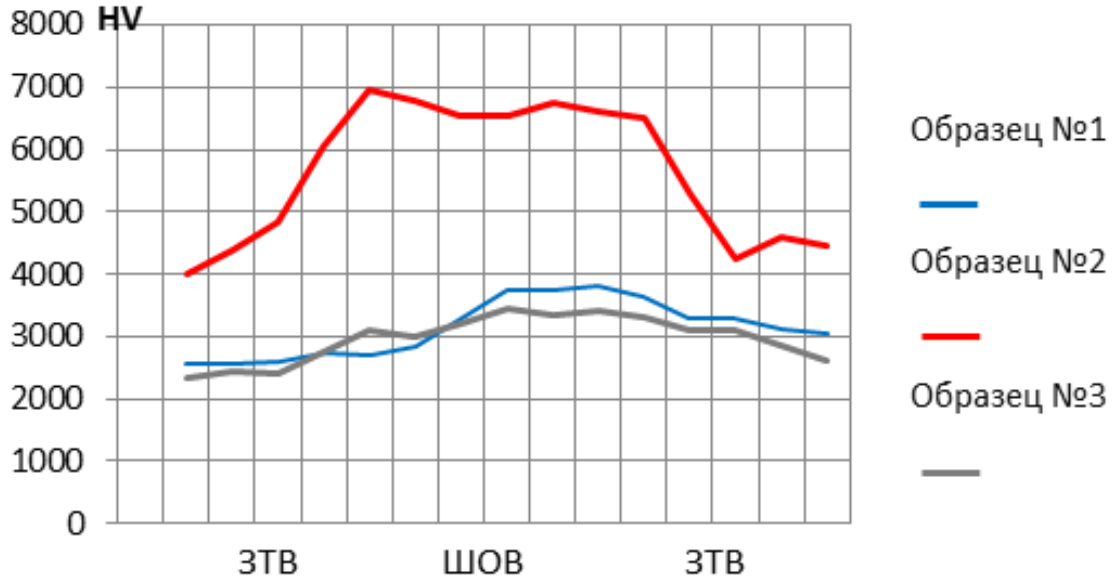


Рис. 2. Микротвердость сварных соединений стали 30ХГСА в шве и ЗТВ

При испытании на растяжение максимальные значения временного сопротивлению разрыву имел образец №1 (без ТО) $\sigma_в$=696МПа, образец №2 имел сопоставимое значение $\sigma_в$ = 695 МПа, менее прочным является образец №3 - $\sigma_в$ = 623 МПа. Наибольшее значение относительного удлинения у образца №1 ε = 20,3%, наименьшее у образца №2 ε = 16,3%, у образца №3 относительное удлинение составило ε=18%.

Выводы

Сварные соединения стали 30ХГСА, полученные высокоскоростной лазерной сваркой большой мощности, имеют высокую твердость (микротвердость образцов без термообработки 5500-7000 МПа), низкую пластичность (относительное удлинение ε = 16,3%) и высокую прочность $\sigma_в$ = 696 МПа.

Применение термообработки сварных соединений позволило значительно понизить твердость, повысить пластичность, тем самым подтвердив применимость классических подходов термообработки сварных соединений стали 30ХГСА, полученных высокоскоростной лазерной сваркой. После термической обработки по режиму №1 (закалка и средний отпуск) наблюдаем понижение значения микротвердости 2500-2900 МПа, также в отличие от образцов без термообработки сравнительно большая пластичность ε=18% и сопоставимая прочность $\sigma_в$ = 695 МПа. Термообработка по режиму №2 (высокий отпуск) позволило снизить микротвердость до 3000–3500 МПа, получить максимальную пластичность ε = 20%, с небольшим понижением прочности $\sigma_в$ = 623 МПа.

Повышение пластичности сварных соединений после термической обработки также подтверждаются испытаниями на трехточечный изгиб: деформация образцов без ТО 13-14 мм, с ТО по режиму №1 и №2 деформация составила 20-20,5 мм и 17,5-18 мм соответственно.

Сравнивая два режима термообработки, следует отметить, что обработка по режиму №2 (высокий отпуск) требует больше времени (2ч) и соответственно является более энергозатратной в сравнении с режимом №1 (закалка и средний отпуск). Для подбора режима термообработки, удовлетворяющего требуемым эксплуатационным свойствам, необходимо проведение более тщательного исследования для выявления структурных составляющих данного сварного соединения.

Список литературы

1. Лахтин, Ю. М. Материаловедение: Учебник для высших технических учебных заведений. / Лахтин, Ю. М. Леонтьева В. П. — 3-е изд., перераб. и доп. —М.: Машиностроение, 1990. —528 с.
2. Лившиц, П. С. Металловедение сварки и термическая обработка сварных \соединений / Лившиц П. С., Хакимов А. Н. — М.: Машиностроение, 1989, 336 с.
3. Бернштейн, М.Л. Металловедение и термическая обработка стали: Справ.Изд. – 3-е изд., перераб. / Бернштейн, М.Л., Рахштадт А.Г. И доп. В 3-х т. М.: Металлургия, 1983. - 368 с.
4. Сварка и свариваемые материалы: В 3-ч т. Т. 1. Свариваемость материалов. Справ. изд. под ред. Э.Л. Макарова – М.: Металлургия, 1991, 528 с.
5. Пересторонин А.В. Анализ методов определения остаточных напряжений в сварных конструкциях // Всероссийская научно-техническая конференция студентов Студенческая научная весна 2012: Машиностроительные технологии, 2012 г. С. 1-6.

ЛАЗЕРНОЕ ОБЪЕМНОЕ УПРОЧНЕНИЕ КОНСТРУКЦИОННОЙ СТАЛИ 30ХГСА

Фарахутдинов Р.А., Николаев С.О., Мосюков Д.Б., Курынцев С.В.

КНИТУ-КАИ им. А.Н. Туполева, г. Казань

Сталь 30ХГСА находит широкое применение в авиационном, энергетическом, химическом производстве, машиностроении и в других отраслях промышленности благодаря относительно невысокой стоимости и высоких прочностных свойств материала [1]. Термическая обработка, например, улучшение (закалка и высокий отпуск), применяемая для данной стали, значительно расширяет область применения данного материала.

Для улучшения эксплуатационных свойств поверхности металла широко распространен метод лазерного термоупрочнения, который основан на локальном нагреве участка металла и последующем быстром охлаждении. В результате высокоскоростного охлаждения кристаллическая решетка металла не может вернуться в исходную форму и возникает мартенситная структура с повышенной твердостью [2].

В данной работе исследуется лазерное объемное термоупрочнение конструкционной стали 30ХГСА. Стандартная глубина поверхностного упрочнения составляет 0,1–2 мм [3], а исследуемое лазерное упрочнение позволяет обработать материал на всю глубину. Исследуемая обработка материала заключается в переплаве пластины толщиной 10 мм лазерным лучом на высокой скорости (20 мм/с). Предположительно, результатом такой обработки будет получение высокопрочной мартенситной структуры с высокими механическими свойствами. После лазерной обработки провели механические испытания, также исследовали изломы обработанных и необработанных образцов.

Для проведения объемного упрочнения применялось следующее оборудование: источник лазерного излучения - волоконный лазер LS-30 компании IPG мощностью 30 КВт, лазерная голова KUGLER LK-690, робот с пятью степенями свободы KUKA KR 120 R 2700. Параметры режима лазерного упрочнения: мощность источника 9,5 КВт, скорость перемещения лазерного источника 0,02 м/с, в качестве защитного газа применили аргон высшего сорта (99,99%).

Механические испытания на растяжение переплавленных зон и не подвергнутых обработке образцов проводились на установке Shimadzu AGS-X. В таблице 1 приведены средние значения результатов испытаний. Из таблицы видно, что после лазерной обработки наблюдается значительное повышение прочностных свойств: прочность обработанного образца повысилась в 2,2 раза. Однако, повышение прочности сопровождается с понижением пластичности почти в 3 раза. Полученные характеристики подтверждают предположение об образовании закалочной структуры с высокими прочностными и низкими пластическими свойствами, характерными для мартенситной структуры.

Таблица 1. Результаты механических испытаний

Образцы	$\sigma_в$, МПа	δ, %
Обработанные образцы	1326	11,5
Необработанные образцы	593	30

Анализ изломов образцов производились на растровом электронном микроскопе при увеличении 61 крат (рис. 2). Из рисунка 2 видно, что оба излома имеют хруп-

кую и вязкую составляющие, однако в термоупрочненных образцах преобладает хрупкая составляющая. На рисунке 2*а* также можно отследить направление кристаллизации после лазерной обработки. Необработанные образцы имеют волокнистую зону разрушения направленную к центру, вязкую среднюю часть и зону среза в центре (рис. 2*б*).

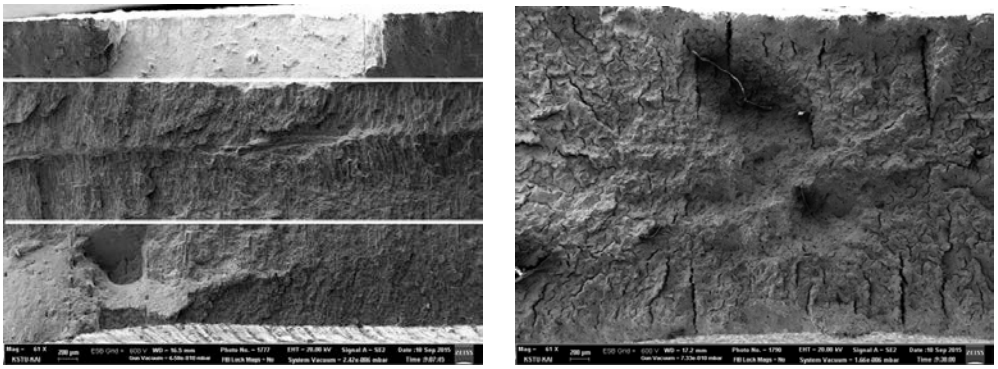


Рис. 2. Фотографии изломов: *а* – обработанный образец, *б* – необработанный образец

В заключении можно отметить, что данная технология объемного упрочнения позволяет: значительно повышать прочностные свойства материала на всю глубину с высокой скоростью и точностью; уменьшить объемы дополнительной обработки и сэкономить время. Недостатком является значительное уменьшение пластических показателей материала при увеличении прочности, которое приводит к охрупчиванию материала. Также данная технология неизвестная и неизученная, требует более глубокого исследования.

1. Арзамасов, В.Б. Материаловедение и Технология конструкционных материалов. Учебник для студентов высших учебных заведений /Арзамасов В.Б., Волчков А.Н., Головин В.А., Кузнецов В.А.. Смирнова Э.Е., Черепахин А.А., Шпунькин Н.Ф. – М., Издательский центр «Академия», 2007, 446 с.
2. Григорьянц А. Г. Основы лазерной обработки материалов / Григорьянц А.Г. - М.: Машиностроение, 1989. - 300 с.
3. Кремнев Л.С., Холоднов Е.В., Владимирова О.В. Выбор сталей,подвергаемых лазерному упрочнению. – Металловедение и термическая обработка металлов, 1987, №9.

ВЛИЯНИЕ ЗЕРНОГРАНИЧНОЙ СЕГРЕГАЦИИ ФОСФОРА НА ЛОКАЛЬНУЮ ПРОЧНОСТЬ ГРАНИЦ ЗЁРЕН МАРТЕНСИТНОЙ СТАЛИ

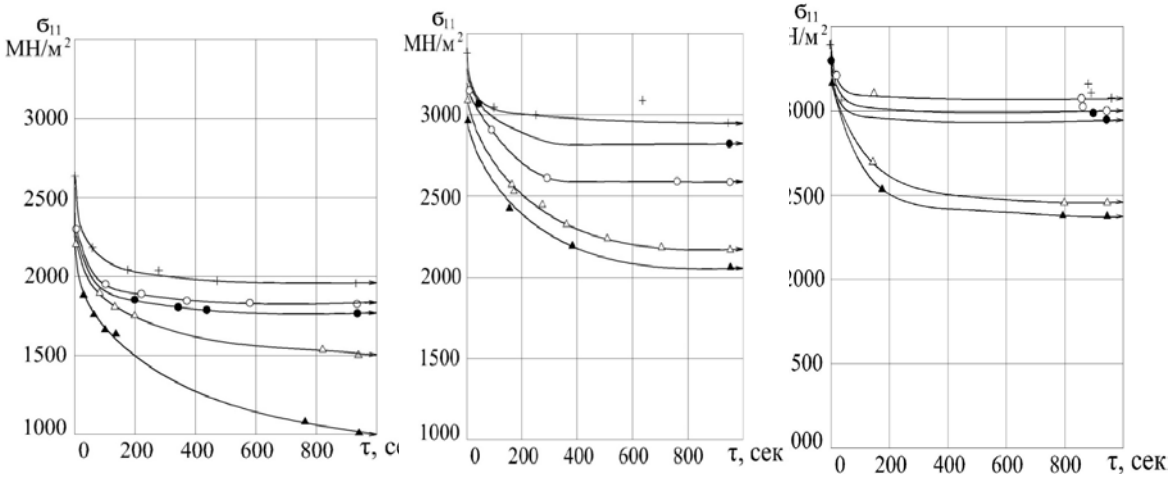
Мишин В.М., Волоконский М.В.

Северо-Кавказский федеральный университет, Пятигорск, Россия
mishinvm@yandex.ru

Существует проблема количественного определения локальной прочности границ зёрен и установления влияния на неё сегрегаций охрупчивающих примесей. Снижение прочности границ зерен может быть вызвано с одной стороны повышением концентрации охрупчивающих примесей (фосфора и его аналогов), образующих сегрегации на границах зерен, с другой, с преимущественной локализацией остаточных внутренних микронапряжений в местах выхода кристаллов мартенсита на границы исходных аустенитных зерен [1-3]. При замедленном разрушении закаленной

стали зарождение и начальное развитие трещины происходит по границам зерен, поэтому пороговое локальное напряжение $\sigma_{11}^{порог}$ характеризует прочность границ зерен [4]. Благодаря зернограничному разрушению при замедленном разрушении, представляется возможным оценить прочность границ зерен закаленной стали. Применение компьютерного метода конечных элементов позволяет перейти от качественных (сравнительных) макро-характеристик к физически обоснованным – характеристикам локального разрушения. Определив с помощью метода конечных элементов пороговое локальное напряжение $\sigma_{11}^{порог}$ в зоне локального разрушения, можно оценить влияние сегрегаций примеси фосфора на прочность границ зерен мартенситной стали.

Были проведены испытания на замедленное разрушение сосредоточенным изгибом образцов Шарпи закаленной стали. С помощью метода конечных элементов [2] приложенную нагрузку пересчитывали в максимальные локальные растягивающие напряжения в зоне локального разрушения перед концентратором напряжений вблизи границы упругой и пластической зон. Кривые замедленного разрушения в координатах: время до регистрации трещины - локальное растягивающее напряжение показаны на рис.1.



а *б* *в*

Рис. 1. Кривые замедленного разрушения стали 18Х2Н4ВА при различном количестве примеси фосфора, после отдыха 30 мин: + – 0,005; ● – 0,010; ○ – 0,012; Δ – 0,028; ▲ – 0,040 вес.% Р. Отдых: *а* – 30 мин, *б* – 50 ч, *в* – 100 ч

Из представленных кривых были взяты значения пороговых локальных растягивающих напряжений $\sigma_{11}^{порог}$ и построены их зависимости от атомной концентрации примеси фосфора на границах зёрен. Концентрацию примеси фосфора на границах зёрен определяли с помощью ОЖЕ-спектрометрии. Пороговые локальные растягивающие напряжения характеризуют локальную прочность стали [5]. На рис.2 представлены зависимости локальной прочности границ зёрен от концентрация фосфора на границе зерна стали 18Х2Н4ВА после различного времени отдыха. На границах исходных аустенитных зёрен высокая концентрация фосфора обусловлена образованием его сегрегаций.

Представленные зависимости локальной прочности границ зерен от атомной концентрации примеси фосфора на границах исходных аустенитных зёрен характеризуют снижение прочности границ за счёт их ослабления зернограничной сегрегацией примеси фосфора.

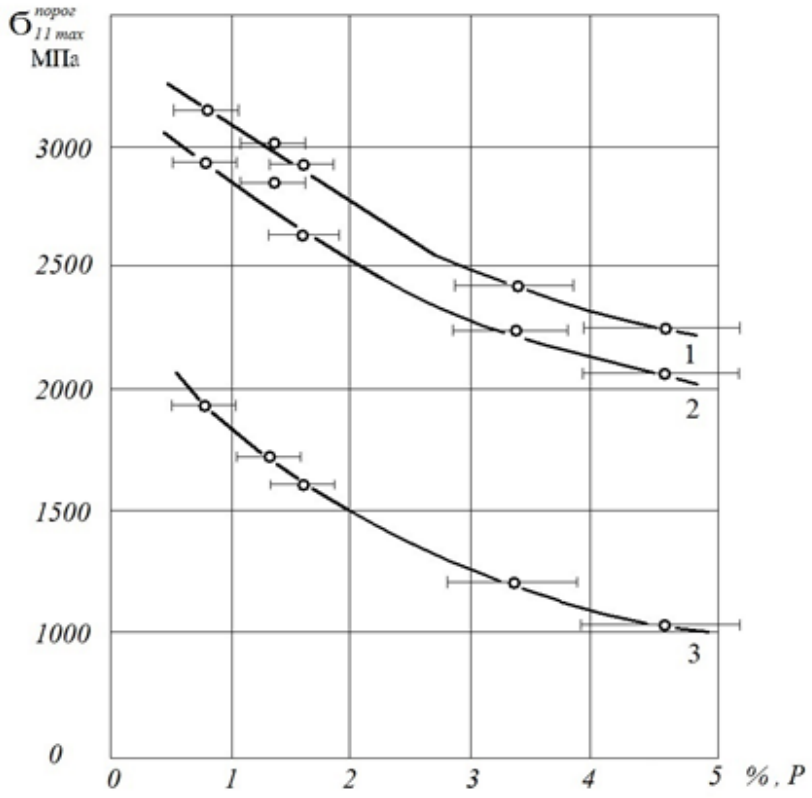


Рис. 2. Зависимости локальной прочности границ зёрен от атомной концентрация фосфора на границе зерна стали 18Х2Н4ВА. Отдых: 1 – 30 мин, 2 – 50 ч, 3 – 100 ч.

Таким образом, количественно установлено снижение прочности границ зёрен, приводящее к увеличению склонности стали к замедленному разрушению в закаленном состоянии. Показано, что адсорбционное обогащение фосфором границ зёрен в аустените, приводит к ослаблению межзёренного сцепления и облегчению зарождения и развития трещины по границам исходных аустенитных зёрен.

Список литературы

1. Мишин В.М., Филиппов Г.А. Кинетическая модель замедленного разрушения закаленной стали.// Проблемы черной металлургии и материаловедения. – 2008. - № 3. – С.28-33.
2. Мишин В.М., Филиппов Г.А. Критерий и физико-механическая характеристика сопротивления стали замедленному разрушению. // Деформация и разрушение материалов. – 2007. – № 3. – С. 37– 42.
3. Мишин В.М., Шиховцов А.А. Кинетика и микромеханика замедленного разрушения стали. // Фундаментальные исследования. – 2013. – №4-4. – С. 858-861.
4. Шиховцов А.А., Мишин В.М. Разделение силовой и термоактивационной компонент разрушения. // Международный журнал прикладных и фундаментальных исследований. – 2011. – №11. – С.104-105.
5. Волоконский М.В., Мишин В.М. Оценка прочности границ зёрен стали, ослабленных фосфором и остаточными напряжениями. // Современные наукоёмкие технологии. – 2013. – №3. – С.104-105.

ВЛИЯНИЕ СОПРОТИВЛЕНИЯ СКОЛУ НА ХЛАДНОЛОМКОСТЬ СТАЛЬНЫХ ДЕТАЛЕЙ С КОНЦЕНТРАТОРАМИ НАПРЯЖЕНИЙ

Мишин В.М., Волоконский М.В.

Северо-Кавказский федеральный университет, Пятигорск, Россия
mishinvm@yandex.ru

Актуальной является разработка критерия хладноломкости стальных образцов и деталей, который может быть применим в расчетах на прочность деталей с учетом концентраторов напряжений и их геометрии и основан на физико-механических свойствах непосредственно стали, а не конкретных образцов из данной стали.

Целью данной работы являлась разработка физико-механических основ критерия хладноломкости, который учитывает характеристики сопротивления металла деформации и разрушению, а также основной комплекс совокупно действующих факторов (внешних и внутренних), ответственных за переход стального образца или детали из вязкого состояния в хрупкое.

Считали, что в основу механизма критерия хладноломкости может быть положен критерий локального разрушения – сопротивление сколу (σ_F), независимое от геометрии концентраторов напряжений и образцов, скорости нагружения и температуры испытаний [1].

Максимальное локальное растягивающее напряжение σ_{11max} в вершине концентратора напряжений в процессе нагружения образца связано с пределом текучести $\sigma_T = f(T, de/dt)$, зависящим от температуры (T) и скорости нагружения (de/dt), и перенапряжением (Q), являющимся функцией нагрузки, геометрии концентратора напряжений, образца и способа нагружения [1]:

$$\sigma_{11max} = \sigma_T \cdot \left(T, \frac{de}{dt} \right) \cdot Q \qquad (1)$$

Перенапряжение Q характеризует превышение максимальным локальным растягивающим напряжением σ_{11max} предела текучести стали. При некотором уровне нагрузки – нагрузке общей текучести P_{OT}, рост σ_{11max} за счет стеснения деформации прекращается и перенапряжение Q достигает своего максимального значения Q_{OT} [1] (Q_{OT} – перенапряжение общей текучести образца с концентратором напряжений). Существует температура, при которой в образцах различных геометрий σ_{11max} может достигнуть критического значения – сопротивления сколу σ_F [1]. Эта температура ($T_{кр}$), в дальнейшем называемая температурой хладноломкости, феноменологически соответствует температуре, при которой нагрузка общей текучести P_{OT} достигает разрушающей нагрузки P_P. Тогда условие локального разрушения имеет вид:

$$\sigma_F = \sigma_T \left(T_{кр}, \frac{de}{dt} \right) \cdot Q_{OT} \qquad (2)$$

Известно, что имеет место зависимость предела текучести $\sigma_T(T, de/dt)$ от температуры испытаний (T) и скорости нагружения (de/dt):

$$\sigma_T(T, \dot{e}) = \sigma_T(T_0, \dot{e}) \cdot \exp\left(\left[\beta \cdot \left(\frac{1}{T} - \frac{1}{T_0} \right) \right]^n \right) \qquad (3)$$

где $\sigma_T(T_0, de/dt)$ – предел текучести при комнатной температуре T_o = 293 К, опреде-

ленный при скорости нагружения (*de/dt*) , β, *n* – коэффициенты, зависящие от типа стали.

Выразив температуру явным образом из (3) получили зависимость $T_{кр} = F(\sigma_F, \sigma_T, Q_{OT})$, учитывающую влияние сопротивления сколу (σ_F), текучести (σ_T) (зависящей от скорости нагружения *de/dt*), геометрии образца, концентратора напряжений и способа нагружения (Q_{OT}):

$$T_{кр} = \left[\frac{1}{T_0} + \frac{1}{\beta} \cdot \left(\ln \frac{\sigma_F}{Q_{OT} \cdot \sigma_T(T_0, \dot{e})} \right)^{\frac{1}{n}} \right]^{-1} \qquad (4)$$

где β , *n* – коэффициенты связи предела текучести с температурой, зависящие от марки стали и приведенные в известных справочниках; T_0 – нормальная температура (20 С); σ_T – предел текучести при нормальной температуре (T_0).

Полученное выражение (4) дает возможность расчетом определить температуру хладноломкости стальных образцов или деталей с концентраторами напряжений различных типов. Для этого необходимо знать сопротивление сколу (σ_F) предел текучести стали при комнатной температуре (T_0), определенный при скорости нагружения, равной скорости нагружения зоны локального разрушения детали, коэффициенты *n* и β и перенапряжение общей текучести исследуемого образца или детали (Q_{OT}).

Сопротивление сколу σ_F определяли по испытаниям образцов с *U*-образным надрезом при скорости нагружения 2, 20 и 200 мм/мин. Экспериментальное определение температур хладноломкости заключалось в установлении температуры, при которой нагрузка общей текучести равна разрушающей нагрузке. С другой стороны, вычисляли по формуле (4) температуры хладноломкости для образцов на растяжение с надрезами различной геометрии: углами раскрытия 120, 60, 30º.

Сравнение расчетных и экспериментальных температур хладноломкости образцов с различными концентраторами напряжений показывает хорошую сходимость результатов и возможность прогнозирования температур хладноломкости образцов или деталей с учетом их геометрии по результатам испытаний стандартных образцов по формуле (6). Экспериментальная проверка выражения (6) по учету скорости нагружения, проведенная на стальных образцах (10кп) показала его работоспособность.

Таким образом, температура хладноломкости образцов или деталей с концентраторами напряжений может быть определена расчетным путем по экспериментально определенным характеристикам прочности стали – сопротивлению сколу σ_F, температурной зависимости предела текучести $\sigma_T(T_0, de/dt)$ и перенапряжению общей текучести Q_{OT}.

1. Нотт Д.Ф. Основы механики разрушения. - М.: Металлургия, 1978. -256 с.
2. Сибилёв А.В., Мишин В.М. Установление критерия хладноломкости стальных образцов на основе критерия локального разрушения // Фундаментальные исследования. – 2013. – №4. – С. 843-847.
3. Мишин В.М., Сибилёв А.Н. Критерий хладноломкости стальных деталей // Международный журнал прикладных и фундаментальных исследований. – 2011. – №11. – С.102-103.
4. Mishin V.M., Kislyuk I.V., Sarrak V.I. Link of the critical temperature of brittleness with the geometry of the stress concentrator and loading rate // Strength of Materials. 1992. Т. 23. № 12. С. 1303-1308.

5. Мишин В.М., Кислюк И.В., Саррак В.И. Анализ влияния легирования на порог хладноломкости железа в рамках схемы Иоффе-Орована // Физика металлов и металловедение. – 1991. – №7. – С.188-192.

КРИТИЧЕСКИЙ РАЗМЕР ЗЕРНА И СТЕПЕНЬ ПОЛНОТЫ МАРТЕНСИТНОГО ПРЕВРАЩЕНИЯ

Кащенко М. П., Чащина В. Г.

УрФУ, УГЛТУ, Екатеринбург, Россия,
mpk46@mail.ru

Для мартенситных превращений (МП), протекающих спонтанно (при охлаждении) с ярко выраженными признаками переходов первого рода в сталях и сплавах известен факт существования критического размера зерна. А именно: при диаметрах зерен D меньших некоторого критического значения D_c превращение подавляется, несмотря на охлаждение вплоть до температуры абсолютного нуля. В динамической теории МП [1-5] показано, что формирование кристаллов мартенсита обусловлено управляющим волновым процессом (УВП), распространяющимся из области начального возбужденного (колебательного) состояния (НВС), возникающего в упругих полях дислокационных центров зарождения (ДЦЗ). Найденная формула для величины D_c, позволяет анализировать влияние на D_c различных факторов. В случае тонкопластинчатой морфологии кристаллов (например, в сплавах Fe–Ni–C), наблюдающейся при сравнительно низких температурах M_s начала МП, кристаллы мартенсита рассекают связные (свободные от границ) объемы аустенита с размерами $L_{св}$. Это оказывается возможным за счет поддержки УВП неравновесной электронной подсистемой. Степень полноты превращения лимитируется условием $L_{св} \le L_{min} = D_c$. Подобная топологическая особенность позволяет при обработке результатов использовать модели фрактального типа. Так, в рамках симметричной модели [1, 5] крестообразного сочленения кристаллов нетрудно оценить число n поколений кристаллов мартенсита, удовлетворяющих неравенству $L_{свn} \le D_c$:

$$N = 1 + \mathrm{INT}\ \{[\ln(L_{св0} / L_{min})]/ [\ln(2/(1 - \chi)]. \qquad (1)$$

В (1), согласно [1, 5], параметр χ связывает эффективную толщину кристалла в каждом j поколении ($1 \le j \le n$) с размером связной области $L_{св\,(j\,-1)}$ предыдущего поколения, а операция INT означает выделение целой части величины { }. Заметим, что в [1, 5] величина n была занижена на 1 (из-за использования неравенства $L_{св} \ge L_{min}$). В симметричной модели в качестве допустимых значений χ принимается $10^{-2} \le \chi < 1$. Истинной тонкопластинчатой морфологии соответствуют χ, близкие к граничным значениям 10^{-2}, и наименьшая степень превращения, отождествляемая с объемной долей δ_M мартенсита:

$$\delta_M = 1 - (1 - \chi)^{3n}. \qquad (2)$$

Например, при $L_{св0} = 100$мкм, $L_{min} = 1$мкм и $\chi = 10^{-2}$ из (1) и (2) находим $n = 7$, $\delta_M \approx 0.19$. Линзовидной форме кристаллов соответствует двухстадийное формирование. На первой стадии возникает тонкопластинчатый мидриб, со значительным уширением которого связывается вторая стадия. Формально этот морфологический вариант можно анализировать с тех же позиций, используя значения параметра $10^{-1} \le \chi < 1$, что при сопоставимых значениях n ведет к увеличению δ_M. В частности, при $L_{св0} = 100$мкм, $L_{min} = 1$мкм и $\chi = 10^{-1}$ получаем $n = 6$, $\delta_M \approx 0.85$.

Однако при γ-α МП в сплавах железа наибольшие значения δ_M достигаются при относительно высоких температурах M_s (например, для низкоуглеродистых сталей). В этом случае условие для генерации неравновесными электронами волн, управляющих ростом кристалла, не выполняется. Энергия УВП лимитируется энергией, заданной при возникновении НВС, и быстро исчерпывается. Поэтому отдельные кристаллы имеют вид реек с габитусами вблизи $\{557\}_\gamma$, причем с распространением УВП связан не наибольший размер, а ширина реечных кристаллов. Топология существенно изменяется - кристаллы мартенсита не рассекают до конца связные объемы аустенита. Оценки, типа (2), непосредственно использовать нельзя, и возникают вопросы о способах компактификации кристаллов и дополнительных механизмах МП, ведущих к большим δ_M. В достаточно крупных зернах реечные кристаллы формируют пакетную морфологию [6]. В состав отдельного пакета включаются кристаллы, содержащие до шести ориентировок, габитусы которых составляют наименьшие углы с плоскостью $\{111\}_\gamma$, входящей в ориентационное соотношение. Меняются и ДЦЗ. Для реечных и тонкопластинчатых кристаллов – это, соответственно [7], сегменты дислокационных линий вдоль направлений $<110>_\gamma$ и $<112>_\gamma$. Анализ [8, 9], показал, что в формировании пакетного мартенсита важны сегменты дислокационных сеток, ассоциированные с тройными узлами, приводящие к кристаллам наблюдаемых ориентировок. Имеет место самоорганизующийся рост пакета. В том числе особенно важен механизм образования «стопы» реечных кристаллов с одинаковыми ориентировками [8]. Ясно, что при уменьшении размеров зерен пакет может вырождаться до структуры стопы. Не исключено, что дополнительный вклад в степень превращения вносят кристаллы мартенсита напряжения и деформации, генерируемые при релаксации напряжений. Напомним, кристонный механим релаксации напряжений объясняет наблюдаемую плотность дислокаций внутри кристаллов [9]. Вне кристаллов мартенсита кристоны должны инициировать мартенсит деформации [10]. Поэтому влияние размера D_c на δ_M для пакетного мартенсита представляется менее значимым.

Список литературы

1. Кащенко М.П., В.Г. Чащина**.** Динамическая модель γ−α мартенситного превращения в сплавах железа и решение проблемы критического размера зерна**.** М. – Ижевск: НИЦ «Регулярная и хаотическая динамика», ИИКИ, 2010. 133 с.
2. Кащенко М.П., Чащина В.Г. УФН. 2011. Т. 181. № 4. С. 345–364.
3. Кащенко М. П., Чащина В. Г. Физ. мезомех. 2010. Т. 13. № 1. С. 29–35.
4. Кащенко М.П., Чащина В.Г. Физ. мезомех. 2010. Т. 13. № 1. С. 37–45.
5. Кащенко М. П., Чащина В. Г., Коновалов С. В. МиТОМ. 2010. № 9. С. 44-48.
6. Родионов Д.П., Счастливцев В.М. Стальные монокристаллы. Екатеринбург: УрО РАН.1996. 275с.
7. Кащенко М. П. Волновая модель роста мартенсита при γ-α превращении в сплавах на основе железа. Изд. 2-е. испр. и дополн. М. - Ижевск: НИЦ “Регулярная и хаотическая динамика”, ИИКИ. 2010. 280с.
8. Верещагин В.П., Кащенко М.П., Коновалов С.В., Яблонская Т.Н. ФММ, 1994. Т. 77. №4. С.173-174.
9. Кащенко М. П., Летучев В.В., Коновалов С.В., Яблонская Т.Н. ФММ, 1997. Т.83. №.3. С. 43-52.
10. Кащенко М.П., Чащина В.Г., Семеновых А.Г. Физ. мезомех.2003. Т.6. №3. С. 37-56.

МОДУЛЯЦИЯ СООТНОШЕНИЯ КОМПОНЕНТ ДВОЙНИКОВ ПРЕВРАЩЕНИЯ, ОБУСЛОВЛЕННАЯ РЕАЛЬНЫМ СООТНОШЕНИЕМ СКОРОСТЕЙ ВОЛН В СОСТАВЕ УПРАВЛЯЮЩЕГО ВОЛНОВОГО ПРОЦЕССА

Кащенко М.П., Латыпов И.Ф., Чащина В. Г.

УрФУ, УГЛТУ, Екатеринбург, Россия, mpk46@mail.ru

В динамической теории мартенситных превращений (МП) в случае γ - α МП в сплавах на основе железа формирование двойниковой структуры (ДС) связывается с согласованным распространением длинноволновых (ℓ) и коротковолновых (s) волн смещений [1, 2], входящих в состав управляющего волнового процесса (УВП). УВП распространяется из области начального возбужденного (колебательного) состояния (НВС), возникающего в упругих полях дислокационного центра зарождения. В кристаллогеометрическом подходе [3] наличие регулярной ДС (либо регулярной системы сдвигов) является необходимым условием для образования кристаллов с габитусами $\{31015\}_\gamma$ - $\{2\ 5\ 9\}_\gamma$. Чтобы обеспечивалась макроскопическая инвариантность габитусов при МП, каждому габитусу должно соответствовать строго определенное соотношение β компонент ДС. Однако, при наличии ДС имеет место лишь тенденция к регулярности, а величина β может варьироваться в пределах одного мартенситного кристалла. Более того, кристаллы с габитусами $\{31015\}_\gamma$ могут и не иметь двойников превращения [4], что указывает на неадекватность подхода [3]. Хотя в [1, 2] анализировались варианты динамического формирования регулярной ДС, оснований для отмеченной выше коллизии между расчетными и экспериментальными данными не возникает, поскольку за формирование габитусной плоскости отвечают исключительно ℓ - волны. Ключевая роль описания ДС (наряду со сверхзвуковой скоростью роста кристаллов) для понимания природы МП подчеркивалась в [5], там же были перечислены причины, которые должны приводить к варьированию отношения объемов компонент ДС. Поэтому следует последовательно рассмотреть варианты формирования ДС при учете влияния как детерминированных, так и стохастических факторов. К последним, в частности, относится разность фаз s- и ℓ- колебаний в момент возникновения НВС. Здесь анализируется влияние на величину β одного из детерминированных факторов. А именно: на примере данных об упругих модулях и фононном спектре для сплава Fe-30Ni показано, что учет реального соотношения скоростей s- и ℓ- волн приводит к отклонению от идеального условия для формирования регулярной ДС. В результате, формируется модулированная структура ДС, состоящая из фрагментов. Размеры фрагментов зависят от места локализации в области фронта УВП возникающей спонтанно s- ячейки, порождающей данный фрагмент. Значит, в отличие от формирования регулярной ДС, когда требуется активация единственной s-ячейки (с оптимальной для согласования с ℓ- колебаниями разностью фаз), для достаточно длинных двойникованных тонкопластинчатых кристаллов следует ожидать неоднократных спонтанных возбуждений s-ячеек.

1. Кащенко М.П. Чащина В.Г.. Динамическая модель формирования двойникованных мартенситных кристаллов при γ - α превращении в сплавах железа. Екатеринбург: УГЛТУ. 2009. 98 с.
2. Кащенко М.П., Чащина В.Г. УФН. 2011. Т. 181. № 4. С. 345-364.
3. Wechsler M.S., Lieberman D.S., Read T.A. Trans. AIME. 1953. V. 197. P. 1503 -1515.

4. Счастливцев В.М., Калетина Ю.В., Фокина Е.А. Мартенситные превращения в магнитном поле. Екатеринбург: УрО РАН. 2007. 323 с.
5. Кащенко М.П., Чащина В.Г. ФММ. 2013. Т. 114. № 10. С. 894-898.

СОПОСТАВЛЕНИЕ ГЕОМЕТРИИ СТРОЕНИЯ ВЯЗКИХ ИЗЛОМОВ СТАЛЕЙ В РАЗЛИЧНОМ СОСТОЯНИИ ПОСТАВКИ

Ле Хай Нинь, Соколовская Э.А., Кудря А.В., Траченко В.А., Нго Нгок Ха, Ахмедова Т.Ш.

До сих пор не вполне понятно, какие отличия в геометрии строения вязких изломов сталей в различном состоянии поставки (поковки, сорт, лист) определяют разброс уровня их вязкости при случайном размещении ямок в плоскости излома. Одной из причин является отсутствие быстродействующих средств реконструкции геометрии трехмерной картины рельефа вязких изломов, что необходимо для их массовых измерений. С этой целью могут быть эффективны алгоритмы стереофотограмметрии, позволяющие восстановить 3D-изображения по стереопарам, полученным в сканирующем электронном микроскопе [1]. Дополнительную информацию в этой связи можно получить из 2D-панорам изломов, склеенных из серии смежных кадров (при необходимости в масштабах образца). В данной работе эти методы были использованы для выявления различий в строении вязких изломов сталей с различной структурой.

Исследовали строение изломов образцов на удар и растяжение (на дне макрохрупкого квадрата, или плоской площадке в изломе типа «конус-чашечка» сталей 40Х2Н2МА, 15Х2НМФА 16Г2АФ 38ХН3МФА-Ш и 09Г2С) в сканирующем электронном микроскопе (СЭМ) HITACHI S-800 и JEOL JSM-6610LV в диапазоне увеличений (×50…2500). В изломе каждого образца было просмотрена площадь от 1,8×104 до 2,8×106 мкм^2 (не менее 2-5 образцов на вариант). Из стереопар изображений изломов с помощью программы PHOTOMOD реконструировали цифровые трехмерные модели. Далее их обрабатывали с использованием различных программных пакетов (Origin Pro, Statistica, Excel). Сопутствующую изломам микроструктуру сталей, выявляли с помощью травления в 3%-спиртовом растворе азотной кислоты, макроструктуру – после глубокого травления в 50 % р-ре HCl. Травлением в горячем пересыщенном водном растворе пикриновой кислоты с добавлением поверхностно-активного вещества (моющее средство "FAIRY") с последовательной переполировкой выявляли бывшее зерно аустенита.

Из измерений 3D-моделей вязких изломов была оценена геометрия элементов их строения (ямок и перемычек между ними). В частности, было показано, что в ряде случаев контур ямки имеет неправильную форму, также наблюдаются овальные ямки, вытянутые в направлении сдвига. Геометрия контура ямки дала информацию о градиенте пластической деформации перемычек, предшествующей слиянию смежных пор, геометрия строения перемычек - особенности процесса образования и слияния пор (образования ямок). Оказалось, что все многообразие перемычек можно свести к двум типам, простой геометрии (вершина между двумя впадинами) – разрушение срезом или более сложной формы (с пологой вершиной и вторичными микроямками на плато) – разрушение мезоотрывом.

По результатам измерения поперечников на 2D-изображениях вязкого излома образца из сталей 15Х2НМФА, 09Г2С, 40Х2Н2МА оценили вытянутость ямок и её ориентацию относительно направления магистрального распространения трещины.

Выявлено что, направления вытянутости ямок для разных образцов друг с другом не всегда одинаковы. Так, например, для изломов ударных образцов сталей 15Х2НМФА, направление вытянутости ямок более близко к направлению распространения магистральной трещины, по сравнению с изломами сталей 09Г2С.

При анализе микростроения вязких изломов конструкционных сталей обычно наблюдается скученность - скопления ямок, обычно близких по размерам. Это возможная причина снижения вязкости металла. Для описания неоднородности в размещении ямок в плоскости вязкого излома использовали построение полиэдров Вороного. Из статистики полиэдров Вороного следует, что наблюдаемое увеличение ударной вязкости ряда конструкционных сталей с 0,54 до 2,8 МДж/м^2, относительного сужения с 37 до 75 %, сопровождается ростом доли крупных ямок (их размеров от 8 до 25 мкм), уменьшением площади перемычек между смежными ямками.

Было также показано, что различие в соотношении глубин и диаметров ямок: 0,87 ± 0,04; 0,61 ± 0,03 и 1,34 ± 0,08 отражает особенности эволюции пор в продольных образцах (на удар и на растяжение) и Z-образцах на растяжение стали с феррит-перлитной полосчатостью

В целом полученные результаты указывают на перспективность использования предложенных подходов для количественного описания вязких изломов и позволило получить более полное представление о механизмах вязкого разрушения.

1. Э.А. Соколовская О воспроизводимости результатов измерений структур и изломов с использованием компьютеризированных процедур // Вопросы материаловедения. – 2013, № 4. – с. 143-153.

НЕКОТОРЫЕ МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЕЧЕННОЙ И ДЕФОРМИРОВАННОЙ СТАЛИ ЭП-450ДУО

Тарасов Б.А., Юрлова М.С., Коновалов И.И.

Национальный исследовательский ядерный университет «МИФИ», Москва, Россия,
BATarasov@maphi.ru

В настоящее время уделяется большое внимание сталям ферритно-мартенситного класса, дисперсно-упрочненным частицами сложных оксидов иттрия и титана (ДУО сталям), которые сочетают в себе высокую радиационную стойкость, свойственную сталям ферритно-мартенситного класса, и высокую жаропрочность за счет присутствия в структуре термически стабильных оксидов размером 10–40 нм [1-6].

Основные проблемы внедрения таких сталей связаны, в основном, с технологическими проблемами [1-3]. Обычно, такого типа ДУО стали изготавливаются следующим образом – 1) механическое легирование порошка стали оксидными частицами; 2) консолидация полученного порошка одним из методов (экструзия или горячее изостатическое прессование); 3) изготовление изделий методами горячей и холодной деформации [6]. Однако при существующей технологии трудно добиться постоянства свойств в условиях массового производства.

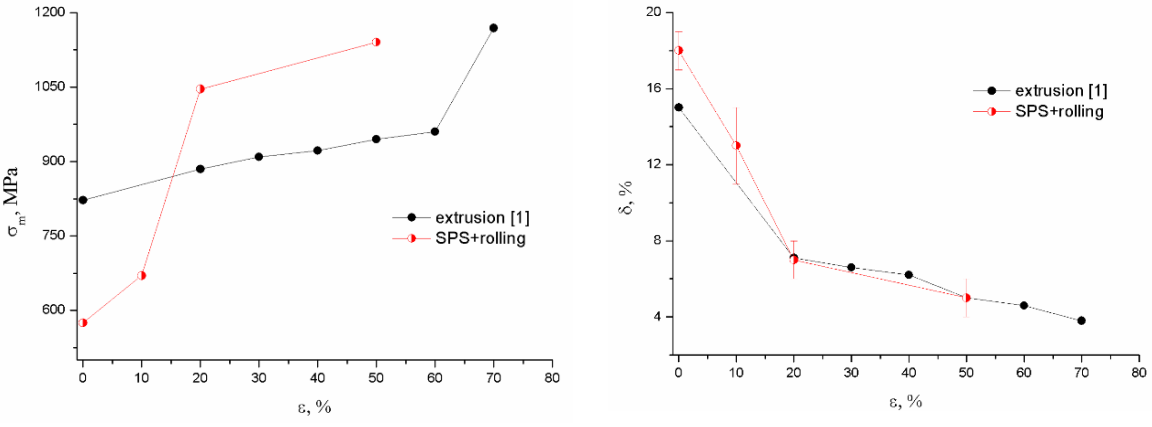
Основной целью настоящей работы является изучения особенностей изготовления стали ЭП450ДУО путем плазменно-искрового спекания (spark-plasma sintering), а так же изучение некоторых механических свойств полученных таким методом сталей.

Исходным материалом являлся порошок стали ЭП450, полученный распылением расплава. Полученный порошок смешивался с оксидом иттрия (0,3 вес.%) и подвергался механическому легированию в планетарной мельнице. Спекание и осадка полученных образцов проводилась в графитовых пресс-формах на установке плазменно-искрового спекания (SPS). Осаженные образцы подвергались горячей ковке на прямоугольную пластину толщиной 8 мм в температурном интервале 1200–900 °С. После чего, полученные пластину прокатывались в горячую (1000–900 °С) до толщины 2 и 1 мм. Полученные пластины разрезались на части и прокатывались в теплую (500–300 °С) до толщины 0,6 мм, после чего из них нарезались плоские образцы для испытания на растяжение.

Механические испытания проводили на образцах, подвергнутых нормализации (1100 °С, 1 час + закалка, после чего отпуск 700 °С, 1 час + охлаждение с печью). Образцы испытывались на машине INSTRON, со скоростью деформации 0,5 мм/мин. Микротвердость образцов определялась при нагрузке 200 г, время выдержки под нагрузкой – 15 с.

Как было обнаружено на первых образцах, полученных методом SPS, они обладают крайне неоднородной структурой [6]. При попытке деформировать такие образцы они разрушались при максимальных степенях деформации 4 %. Разрушение было вызвано расслоением образцов по границам агломератов крупных зерен. Нами было выдвинуто предположение, что для того что бы повысить пластичность и подавить межзеренное разрушение, необходимо разрушить структуру, образовавшуюся при спекании. Для этого был предложено деформировать образец в наиболее мягких условиях – при высокой температуре и минимальной скорости деформации. Для нагрева под деформацию был использован нагрев пропусканием тока в аппарате SPS.

После деформации при температуре 900 °С на 25-40 % были получены пластичные заготовки, которые удалось подвергнуть ковке и горячей прокатке с суммарным обжатием 90 %. Повышение пластичности оказалось связанным с разрушением структуры спеченного компакта, а также рекристаллизационными процессами, прошедшими в процессе медленной горячей деформации (деформация осуществлялась в течении 20 минут). Для оценки деформационной способности полученных образцов была исследована зависимость прочности и удлинения образцов от степени холодной деформации. Результаты испытания образцов приведены на рисунке 1. Для сравнения, на этом же рисунке приведены результаты испытаний стали ЭП450ДУО, полученной классическим методом экструзии [1].



a *b*

Рис. 1. Зависимость предела прочности от обжатия при холодной прокатке (*a*); зависимость максимального удлинения от обжатия при холодной прокатке (*b*)

Как видно из сравнения полученных данных, образцы после спарк-плазменного спекания сильнее упрочняются при холодной деформации, сохраняя при этом пластичность на уровне образцов, полученных в [1].

Приведенные результаты проводящихся в МИФИ работ по получению и исследованию деформированных заготовок из дисперсно-упрочненной оксидами феритно-мартенситной стали ЭП-450 показывают, что образцы дисперсионно-упрочненной стали, полученные методом плазменно-искрового спекания легко поддаются деформации ковкой и прокаткой после их прессования при температуре 900 °С с осадкой на 25–40 %. Полученные прокаткой образцы показали более высокую скорость упрочнения при холодной деформации, по сравнению данными по экструдированным сталям.

1. Агеев, В. С., et al. "Оценка деформационной способности стали эп450 дуо и получение из неё особотонкостенных труб" Вопросы атомной науки и техники. Серия: Физика радиационных повреждений и радиационное материаловедение 4 (2008): 10.
2. Ukai, S., et al. "R&D of oxide dispersion strengthened ferritic martensitic steels for FBR." Journal of Nuclear Materials 258 (1998): 1745-1749.
3. Ukai, Shigeharu, et al. "Tube manufacturing and characterization of oxide dispersion strengthened ferritic steels." Journal of nuclear materials 283 (2000): 702-706.
4. Ukai, Shigeharu, and Masayuki Fujiwara. "Perspective of ODS alloys application in nuclear environments." Journal of Nuclear Materials 307 (2002): 749-757.
5. Агеев, В. С., et al. "Использование методов металлургии распыленных и быстрозакаленных порошков для изготовления оболочек твэлов из дисперсно-упрочненных оксидами (дуо) жаропрочных ферритно-мартенситных. сталей." Вопросы атомной науки и техники. Серия: Физика радиационных повреждений и радиационное материаловедение 2 (2007): 90.
6. Bogachev, I., et al. "Fabrication of 13Cr-2Mo Ferritic/Martensitic Oxide-Dispersion-Strengthened Steel Components by Mechanical Alloying and Spark-Plasma Sintering." JOM 66.6 (2014): 1020-1026.

ИЗМЕРЕНИЕ МИКРОСТРУКТУР В ТРУБНЫХ СТАЛЯХ ПОВЫШЕННОЙ КАТЕГОРИИ ПРОЧНОСТИ

Кудря А.В., Соколовская Э.А., Траченко В.А., Скородумов С.В., Папина К.Б., Цуканов А.В., Васильев С.Г.

НИТУ МИСиС, г. Москва, Россия,
AVKudrya@misis.ru

Эксплуатация труб большого диаметра повышенной категории прочности определяет повышенные требования к однородности качества используемого металла. В значительной мере его лимитирует однородность микроструктуры (при выполнении необходимых требований к металлургическому качеству трубной стали). Однако при её оценке средствами оптической микроскопии существует известная неопределенность из-за трудностей в идентификации отдельных структурных составляющих вследствие их дисперсности [1]. В этой связи оценка границ эффективного применения оптической микроскопии является достаточно актуальной, с учетом её роли для аттестации структур трубных сталей при массовом их производстве.

В качестве основного объекта исследования были использованы трубные стали классов прочности К60, К65, К70, полученные в соответствии с существующими технологиями [1], дополнительных объектов исследования - листовые стали 08Ю и 09Г2С, прокат из стали 40Х2Н2МА после улучшения.

Для наблюдения и измерения структур были использованы широкие возможности современной микроскопии: оптической (ОМ) Axio Imager, растровой электронной (РЭМ) JSM7600F с программным обеспечением TexSEM Lab (TSL) для анализа картин дифракции обратно-рассеянных электронов (EBSD) и атомно-силовой микроскоп NTEGRA (АСМ).

Однозначность в интерпретации морфологии микроструктур, наблюдаемых в оптическом микроскопе, достигалась за счет одновременного её наблюдения (на одних и тех же полях зрения) дополнительными методами (АСМ, РЭМ и EBSD- анализа). Локализация полей зрения (прямоугольной или квадратной формы) обеспечивалась нанесением в их углах отпечатков твердости на твердомере BUEHLER OMNIMET MHT при уровне нагрузки, обеспечивающем их сохранение в процессе работы со шлифами, и отсутствие влияния на микроструктуру.

Из измерения топографии шлифа (после травления в соответствующих практике металлографии реактивах для структур исследуемого типа) были оценены различия в морфологии светлых и темных участков в структуре, строении границ раздела между различными (и идентичными) структурными составляющими, влияние ориентировки зерен относительно плоскости шлифа. Отдельно было изучено влияние продолжительности травления в формировании рельефа шлифа.

Результаты наблюдения микроструктур, в частности, позволили уточнить морфологию границ раздела смежных зерен феррита и аустенита (по измерениям АСМ): ступенька (перепад двух плоскостей) и «канавка травления» в сталях 08Ю и 40Х2Н2МА соответственно. Большинство границ, наблюдаемых в оптический микроскоп, были высокоугловыми (из оценок углов разориентировки зерен с использованием EBSD - анализа).

Показано, что морфология границ феррита и бейнита в трубных сталях класса прочности К65 имеет подобный характер. Из измерений интенсивности их яркости и геометрии строения (размер и вытянутость) вытекает, что средствами ОМ возможно объективно разделение таких структурных составляющих как феррит и бейнит при увеличениях до 1000 крат. Оптическая микроскопия может также удовлетворительно описать геометрию зерна (в микронных его масштабах) за исключением тех случаев, когда в структуре присутствуют зёрна с малым углом разориентировки. При повышении дисперсности структур эффективным становится использование средств сканирующей электронной микроскопии.

Полученные результаты могут быть полезны для объективной интерпретации структур трубных сталей, при их массовых измерениях с использованием автоматических анализаторов структур в масштабах соизмеримых с габаритами образца и изделия (по толщине листа).

Список литературы

1. Эфрон Л.И. Металловедение в "большой" металлургии: трубные стали. М.: Металлургиздат, 2012 – 694 с.

ПРИМЕНЕНИЕ АППАРАТА ВЕЙЛЕТОВ ДЛЯ АНАЛИЗА ТЕКСТУРЫ ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ

Частоедов В.А., Кондратьев Н.С.

Пермский национальный исследовательский политехнический университет,
Пермь, Россия,
v.a.chastoedov@mail.ru

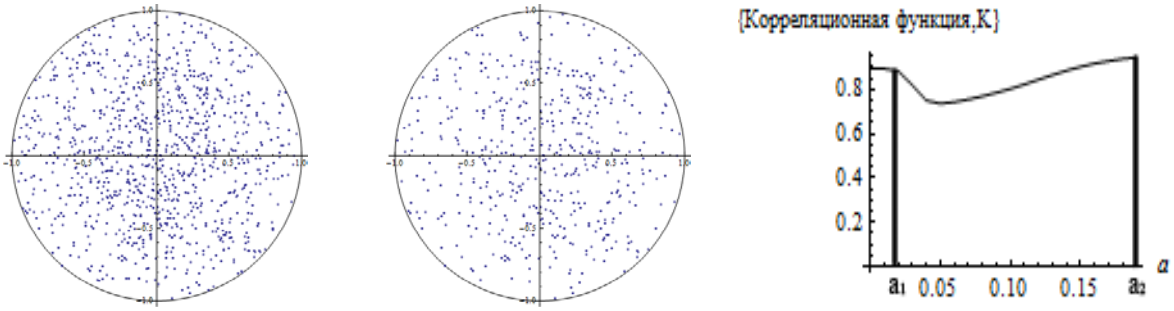
В настоящее время практически все сферы жизнедеятельности человека нуждаются в улучшении качеств существующих материалов. Множественные исследования демонстрируют, что свойства материала существенным образом определяются кристаллографической текстурой. Как правило, наличие текстуры в материале приводит к анизотропии свойств. Существуют модели (например, статистические физические теории пластичности), способные описать внутреннюю структуру материала, в том числе и процессии текстурообразования, однако вопросы идентификации параметров модели остаются открытыми. Для решения последней задачи предлагается использовать экспериментальные данные о текстурах в материале и сопоставлять их с результатами моделирования. Как правило, такие данные представляют собой полюсные фигуры (ПФ) и для их сравнительного анализа перспективным представляется подход, основанный на вейвлетах [1].

Работа посвящена проблеме сравнения полюсных фигур, полученных посредством физически моделей неупругого деформирования, с экспериментальными данными. Сложность сопоставления заключается в переходе от изображения экспериментальной полюсной фигуры к массивам данных, и представлении их в едином формате с теоретическими результатами. На данном этапе работы рассматривались тестовые задачи, и полюсные фигуры генерировались без использования физических моделей. Важнейшей частью работы является сравнение массивов данных, полученных в результате обработки изображений теоретических и экспериментальных полюсных фигур. В работе предлагается анализировать спектральный состав сигналов (массивов данных) и оценивать корреляцию их частотных составляющих. С этой целью применяется математический аппарат вейвлетов, хорошо зарекомендовавший себя в задачах, связанных с анализом пространственных полей со сложной многомасштабной структурой, временных сигналов с меняющимся со временем спектральным составом, поверхностей материала и т.д.[2].

Непрерывное вейвлет преобразование и корреляционная функция двух сигналов имеют вид:

$$\begin{cases} W_{теор}(a,\mathbf{b}) = \dfrac{1}{\sqrt{a}} \int\limits_{-\infty}^{\infty} s_{теор}(\mathbf{t}) \Psi^* \left(\dfrac{\mathbf{t}-\mathbf{b}}{a} \right) d\mathbf{t}, \\ W_{эксп}(a,\mathbf{b}) = \dfrac{1}{\sqrt{a}} \int\limits_{-\infty}^{\infty} s_{эксп}(\mathbf{t}) \Psi^* \left(\dfrac{\mathbf{t}-\mathbf{b}}{a} \right) d\mathbf{t}, \\ K(a) = \dfrac{\int\limits_{-\infty}^{\infty} W_{теор}(a,\mathbf{b}) W_{эксп}(a,\mathbf{b}) d\mathbf{b}}{\sqrt{\int\limits_{-\infty}^{\infty} W_{теор}^2(a,\mathbf{b}) d\mathbf{b} \int\limits_{-\infty}^{\infty} W_{эксп}^2(a,\mathbf{b}) d\mathbf{b}}}, M = \dfrac{\int\limits_{a_1}^{a_2} K(a) da}{\int\limits_{a_1}^{a_2} da}, \end{cases}$$

где M – мера корреляции, K – корреляционная функция, $W_{теор}$ и $W_{эксп}$ – функция вейвлет коэффициентов теоретических и экспериментальных данных, $s_{теор}$ и $s_{эксп}$ – теоретические и экспериментальные данные, Ψ^* – анализирующий вейвлет (звездочка обозначает комплексное сопряжение), который получается вращением одномерного вейвлета вокруг выделенной оси, a_1 и a_2 – границы масштаба, на котором рассматривается сигнал, **t** – радиус-вектор, зависящий от двух пространственных координат, a – масштаб, **b** – вектор сдвига двух пространственных координат.



а *б* *в*

Рис.1. Тестовая задача сравнения полюсных фигур; *а*) «эталонная» ПФ, *б*) ПФ, получившаяся из «эталонной» путем затирания 50% точек, *в*) корреляционная функция для этих ПФ

В ходе работы был разработан алгоритм для задачи о сравнении двух прямых полюсных фигур. Проведенные серии численных расчетов для полюсных фигур, отличающиеся количеством зерен или их ориентацией относительно оси, перпендикулярной плоскости чертежа и проходящей через центр координат, свидетельствуют о применимости данного метода при решении задачи идентификации параметров физических моделей неупругого деформирования, учитывающих ротации кристаллитов.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (№16-31-60002-мол-а-дк, № 16-31-00215-мол-а).

Список литературы

1. Добеши И. Десять лекций по вейвлетам. – Ижевск: НИЦ«Регулярная и хаотическая динамика», 2001. – 464 с.
2. Зверев В.В. Применение вейвлетного анализа для идентификации структурно-неоднородных деформируемых материалов /В.В. Зверев, А. Г. Залазинский, В. И. Новожонов, А. П. Поляков. – Прикл. мех и техн. Физика – 2001. – Т. 45, №2.– 199-207 с.
3. Трусов П.В. Физические теории пластичности: учеб. пособие /П.В. Трусов, П.С. Волегов, Н.С. Кондратьев. – Пермь: Изд-во Перм. нац. исслед. политехн. ун-та, 2013. – 244с.

ИЗМЕНЕНИЕ СТРУКТУРЫ ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ МЕДИ ПРИ ДИФФУЗИОННОМ ОТЖИГЕ В РАСПЛАВАХ СОЛЕЙ, СОДЕРЖАЩИХ ДИФФУЗАНТ-ИОНЫ РЗМ

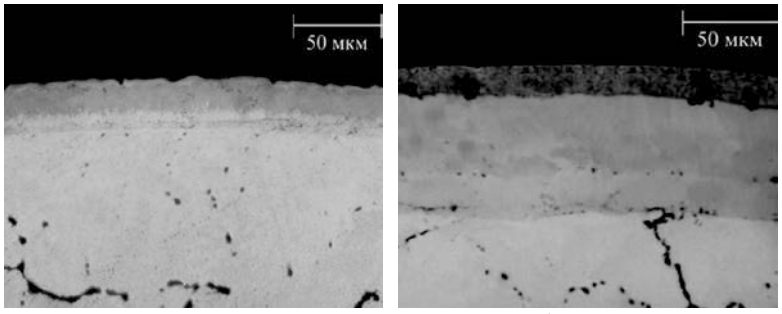
Лисовский В.А., Лисовская О.Б., Слюдова А.А.

Вятский государственный университет, Киров, Россия,
lisovskiy@vyatsu.ru

Одним из лучших токопроводящих материалов является медь. Использование электоконтактов из меди со сформированным на ее поверхности слоем с заданными физико-механическими свойствами позволит значительно увеличить ресурс деталей по сравнению с электроконтактами из чистой меди.

Одним из высокоперспективных способов создания функциональных поверхностных слоев на меди является диффузионное насыщение поверхности меди редкоземельными металлами (РЗМ) в хлоридных солевых расплавах. В настоящей работе диффузионное насыщение производили в расплавах LiCl–KCl, содержащих диффузант-ионы иттрия, иттербия при различных температурах и времени насыщения на лабораторной установке. Металлографические исследования выполняли на оптическом микроскопе Neophot 21, сканирующем электронном микроскопе JEOL JSM-6510 LV. Рентгеноструктурный анализ проводили на рентгеновском дифрактометре SHIMADZU LabX XRD-6000. Механические свойства оценивались измерением микротвердости на приборе ПМТ 3.

В процессе диффузионного насыщения РЗМ формировались поверхностные слои, микроструктура которых существенно отличалась от микроструктуры чистой меди. Толщина получаемого диффузионного слоя зависела от времени и температуры насыщения. При насыщении иттербием при температуре 700 °С в течение 1 ч и 2,5 ч толщина слоя составила 30 мкм и 90 мкм соответственно (рис.1). Результаты металлографического исследования показали, что поверхностные слои имеют гомогенное строение.



а *б*

Рис.1. Диффузионный слой медь – иттербий:
а – отжиг 700 °С, 1 ч.; *б* – отжиг 700 °С, 2,5 ч.

В результате рентгеноструктурного анализа установлено, что образующиеся поверхностные слои содержат интерметаллидные соединения Cu_5Y, Cu_3Y, Cu_5Yb. Микротвердость слоя составляет 4500 – 6000 МПа.

Применяемая технология более экономична и проста в реализации по сравнению с такими технологиями создания поверхностных слоев как лазерно-плазменное или электровзрывное напыление.

ФОРМИРОВАНИЕ ИЗНОСОСТОЙКИХ NiCrBSi ПОКРЫТИЙ ЛАЗЕРНОЙ НАПЛАВКОЙ И КОМБИНИРОВАННЫМИ ОБРАБОТКАМИ

Макаров А. В.*,, Соболева Н. Н.*****

** Институт физики металлов имени М.Н. Михеева УрО РАН, Екатеринбург, Россия;*
***Уральский Федеральный Университет, г. Екатеринбург, Россия*
**** Институт машиноведения УрО РАН, Екатеринбург, Россия*
av-mak@yandex.ru

Представлен обзорный доклад, включающий следующие разделы:

1. технологические основы, преимущества и области применения газопорошковой лазерной наплавки (ГПЛН);
2. влияние состава наплавляемого лазером NiCrBSi порошка на структуру, фазовый состав, микромеханические и трибологические свойства покрытий;
3. композиционные NiCrBSi – TiC покрытия, полученные методом ГПЛН;
4. получение износостойких NiCrBSi покрытий с особо высоким уровнем теплостойкости комбинированной лазерно-термической обработкой;
5. фрикционная обработка – новый способ финишной упрочняющей обработки NiCrBSi покрытий.

Газопорошковая лазерная наплавка — это технологический процесс получения поверхностных покрытий, в процессе которого тонкий поверхностный слой основного металла оплавляется лазерным лучом совместно с присадочным материалом в виде порошка, подаваемого газовым потоком непосредственно в зону лазерной наплавки. Лазерную наплавку характеризует высокая скорость охлаждения за счет локальности нагрева и интенсивного теплоотвода вглубь детали, минимальная величина зоны термического влияния, хорошее металлургическое сцепление покрытия с подложкой, возможность выборочной высокоточной наплавки небольших участков деталей с обеспечением их низкого коробления, незначительная пористость покрытий и др. Технология газопорошковой лазерной наплавки позволяет наплавлять на поверхность твердые сплавы, металлокерамику, быстрорежущие стали. Покрытия на основе никеля системы NiCrBSi используются при изготовлении валов и валков прокатных станов, инструмента, плунжеров, штампов горячего деформирования, экструдеров, шестерен, рольгангов в станах горячей прокатки, лопаток вентиляторов и дробеметов, насосных вкладышей и других деталей, эксплуатируемых в условиях интенсивного изнашивания, коррозии и повышенных температур.

Установлена возможность повышения прочностных и трибологических характеристик NiCrBSi покрытий за счет изменения содержания углерода, хрома и бора в наплавляемом порошке. Формирование методом ГПЛН NiCrBSi покрытий с 0,80-0,92 % C, 16,0-18,2% Cr, 4,0-4,2 % B с высокопрочными фазами Cr_7C_3 (1580-1800 HV) и CrB (1950-2420 HV) обеспечивает повышение твердости и износостойкости в условиях абразивного изнашивания по абразиву различной твердости (корунду, ~2000 HV, и карбиду кремния, ~3000 HV) и трения скольжения в окислительной и безокислительной атмосфере по сравнению с менее легированными покрытиями, содержащими 0,30-0,48 % C, 13,5-14,8 % Cr, 2,1 % B, основной упрочняющей фазой которых является карбид хрома $Cr_{23}C_6$ с твердостью 1000-1150 HV. Увеличение легированности покрытий ограничивает процессы микрорезания при абразивном воздействии и адгезионного схватывания при трении скольжения. Это в значительной степени обусловлено повышенной способностью поверхности более прочного по-

крытия деформироваться преимущественно в упругой области (без остаточного формоизменения).

Дальнейшее эффективное упрочнение и повышение износостойкости покрытий на хромоникелевой основе достигается путем создания на их основе композиционных покрытий при введении в состав порошков различных добавок. Композиционные покрытия NiCrBSi–TiC, полученные газопорошковой лазерной наплавкой с добавлением в наплавляемый порошок марки ПГ-СР2 порошка карбида титана TiC гранулометрического состава 50–100 мкм в количестве 15 и 25 % масс отличаются повышенной твердостью и абразивной износостойкостью. Рост сопротивления абразивному изнашиванию покрытий с 15 и 25 % TiC соответственно в 2 и 4 раза по сравнению с износостойкостью базового NiCrBSi покрытия с основной упрочняющей фазой $Cr_{23}C_6$ обусловлен присутствием в основе композиционных покрытий крупных частиц TiC, образующих высокопрочный (2500-2900 HV) каркас, наличие которого способствует смене основного механизма изнашивания покрытий от микрорезания к царапанию в условиях испытаний по закрепленному абразиву (корунд, HV~2000).

Износостойкие покрытия в ходе выполнения последующих технологических операций или в процессе эксплуатации могут испытывать значительные термические воздействия. Обнаружен эффект повышения твердости и износостойкости хромо-никелевых покрытий, полученных лазерной наплавкой, при высокотемпературном отжиге. На основе указанного эффекта разработан новый комбинированный способ получения износостойкого NiCrBSi покрытия с особо высокой теплостойкостью, включающий ГПЛН и последующий оптимизированный отжиг при температурах 1000-1075°С (патент РФ № 2492980). Способ обеспечивает сохранение повышенных уровней твердости и износостойкости покрытий в условиях нагрева до 1000°С. Это обусловлено формированием в процессе высокотемпературного отжига и последующего охлаждения структуры, в которой крупные частицы карбидов и боридов хрома образуют термически стабильный высокопрочный износостойкий каркас.

Наплавленные слои характеризуются значительной волнистостью и шероховатостью поверхности, что устраняется, как правило, шлифованием абразивными кругами. Предлагается в качестве финишной технологической операции использовать фрикционную обработку (ФО), позволяющую устранить недостатки шлифования покрытий (прижоги, растягивающие напряжении), обеспечивая одновременно дополнительное повышение их прочностных и трибологических свойств, формирование благоприятных сжимающих напряжений, а также высокое качество поверхности. В частности, ФО покрытия ПГ-СР2 скользящим индентором из мелкодисперсного кубического нитрида бора при коэффициенте трения f = 0,25 формирует сильно диспергированный поверхностный слой толщиной 5–7 мкм, обеспечивает дополнительное эффективное упрочнение поверхности покрытия (от 570 HV 0,025 до 855 HV 0,025) при общей глубине упрочненного слоя 100 мкм, низкую шероховатость поверхности (Ra = 60 нм) и благоприятные сжимающие остаточные напряжения (−400 МПа), а также рост сопротивления поверхности контактному механическому воздействию и изнашиванию при абразивном воздействии и трении скольжения без смазки и со смазкой (в условиях граничного трения).

Работа выполнена в рамках государственного задания ФАНО России по теме «Структура» № 01201463331 (проект № 15-9-12-45) и при частичной поддержке гранта РФФИ № 16-38-00452.

МНОГОЭЛЕМЕНТНЫЕ ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫЕ СПЛАВЫ: СТРУКТУРА, СВОЙСТВА, ПРИМЕНЕНИЕ

Салищев Г.А., Степанов Н.Д.

Белгородский государственный национальный исследовательский университет, г. Белгород, Россия,
Salishchev@bsu.edu.ru

В последнее время проявляется повышенный интерес к так называемым высокоэнтропийным сплавам (ВЭСам), сообщения о которых впервые были опубликованы более 10 лет назад Yeh и Cantor [1,2]. Обычный подход к созданию сплавов заключается в выборе основного элемента, к которому затем добавляются другие элементы для получения желаемой комбинации физико-механических свойств. Однако, возможен и другой путь в создании новых материалов, базирующийся на том, что сплав содержит несколько основных элементов с примерно равным эквимолярным содержанием. Так как при количестве элементов более 4-5 повышается энтропия смешивания – это и привело к тому, что их стали называть высокоэнтропийными. В основе концепции, представленной в работе [1], лежало утверждение, что рост энтропии, приводя к очевидному снижению свободной энергии, ведет к образованию стабильных твердых растворов. Хотя в реальности таковых оказалось значительно меньше, чем ожидалось, тем не менее, новые композиции сплавов на основе неупорядоченных твердых растворов и промежуточных фаз представляют значительный интерес с точки зрения формирования свойств недостижимых в обычных металлических сплавах.

В докладе на основе данных, представленных в литературе, и собственных работ авторов рассматривается состояние проблемы создания многоэлементных высокоэнтропийных сплавов. Анализируются критерии образования неупорядоченных твердых растворов и промежуточных фаз. Дается обзор данных, касающихся особенностей формирования их структуры и ее стабильности. Приводятся результаты, демонстрирующие природу твердорастворного упрочнения сплавов, вызванного сильным искажением решетки, из-за разницы атомных размеров растворенных элементов. Сообщается, что для таких систем характерна замедленная диффузия и в них наблюдается так называемый «коктейльный эффект», заключающийся в том, что свойства высокоэнтропийных сплавов не являются результатом усреднения свойств образующих их элементов.

В докладе приводятся примеры реализации в этих сплавах свойств вязкости, пластичности, сверхпластичности, прочности, жаропрочности, жаростойкости, твердости, сопротивления износу заметно превышающих свойства обычно применяемых на практике сплавов.

Список литературы

1. J.-W. Yeh, S.-K. Chen, S.-J. Lin et al. Adv. Eng. Mater. Vol. 6 (2004) p. 299.
2. B. Cantor, I.T.H. Chang, P. Knight, A.J.B. Vincent. Materials Science and Engineering A 375–377 (2004) p. 213.

ИССЛЕДОВАНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ И ХИМИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК ТРУБНЫХ СТАЛЕЙ ДЛИТЕЛЬНО ЭКСПЛУАТИРУЕМЫХ НЕФТЕПРОВОДОВ

Скородумов С.В., Нестеров Г.В., Студёнов Е.П., Неганов Д.А.

ООО «НИИ Транснефть», г. Москва, Россия,
SkorodumovSV@niitnn.transneft.ru

Линейная часть магистральных трубопроводов ОАО «АК «Транснефть» состоит из 7,3 млн. трубных секций, содержащих многообразие марок сталей и технологий производства, обеспечивающих необходимый комплекс свойств. Из них не менее половины эксплуатируются более 30 лет [1].

В связи с тем, что главным приоритетом деятельности ОАО «АК «Транснефть» является экологическая и промышленная безопасность транспортировки нефти и нефтепродуктов при сохранении и увеличении проектной пропускной способности трубопроводов независимо от сроков их эксплуатации, актуально выполнение комплексных работ по определению фактических свойств сталей труб различных периодов разработки и производства.

За период с 2000 по 2015 годы проведено не менее 1000 стендовых испытаний натурных образцов труб и более 19000 лабораторных испытаний образцов металла из труб, изготовленных из стали 36 марок. Трубы были произведены в период с 1945 по 2015 годы по 52 государственным стандартам и техническим условиям заводами России, Японии, Италии, Германии, Чехии и др., из которых построены трубопроводы ОАО «АК «Транснефть».

В нормах и правилах, распространяющихся на проектирование новых и реконструкцию эксплуатируемых магистральных трубопроводов [2], положения, учитывающие возможную деградацию и «старение» металла, отсутствуют.

В работе проводили оценку фактического состояния и особенностей структуры и механических свойств металла в нескольких состояниях: после изготовления труб (в том числе и длительно хранившихся в аварийном запасе), после многолетней эксплуатации на нефтепроводах и после циклических стендовых испытаний на базе 10 000 циклов.

Существенных изменений структурных параметров и механических свойств, характеризующих деформационное старение металла труб в процессе эксплуатации, выявлено не было.

Электронномикроскопические исследования дислокационной структуры металла труб из аварийного запаса указывают на значительную пластическую деформацию металла на стадии производства труб. Она значительно больше пластической деформации, формирующейся в процессе эксплуатации. Степень пластической деформации различна в различных объемах металла, распределение дислокаций очень неравномерно.

Структурные признаки малоцикловой усталости выявляются только в зонах естественных и искусственных дефектов (носят сугубо локальный характер). Нарушение герметичности трубопроводов или их разрушение происходят в зонах дефектов.

Каждую из марок сталей, применяемых на объектах системы «Транснефть» классифицировали по различным критериям: по годам разработки и производства (сроками эксплуатации), системам легирования (содержания углерода и легирующих

элементов), содержания и распределения вредных примесей, по технологиям производства и др. с целью их объединения и последующей группировки.

В рамках работы создана и продолжает пополняться база данных фактических (уточненных) механических и химических характеристик трубных сталей. Данные используются для последующих расчетов на прочность и долговечность каждой трубы с определением предельных давлений и сроков эксплуатации с учетом коэффициентов запаса, обеспечивающих безопасную эксплуатацию трубопровода на проектных режимах.

1. Лисин Ю.В. Трубы держат давление// Трубопроводный транспорт нефти. № 08, 2015.
2. Строительные нормы и правила. Магистральные трубопроводы. СНиП 2.05.06-85. -М.: Изд.Гос. Комитета СССР по делам строительства, 1985.53с.

ТРУБЫ ДЛЯ МАГИСТРАЛЬНЫХ НЕФТЕПРОВОДОВ И НЕФТЕПРОДУКТОПРОВОДОВ

Нестеров Г.В., Студёнов Е.П., Скородумов С.В., Азарин А.И.

ООО «НИИ Транснефть», Москва,
NesterovGV@niitnn.transneft.ru

Трубы, используемые при строительстве, являются одним из основных элементов, определяющих надёжность и безопасность эксплуатации магистральных нефтепроводов и нефтепродуктопроводов.

С целью возможности использования при строительстве высококачественной продукции, ООО «НИИ Транснефть» совместно с ООО «ЧТПЗ Инжиниринг» в рамках деятельности ТК 23 «Нефтяная и газовая промышленность» разработан национальный стандарт, определяющий технические требования к сварным трубам диаметром от 114 до 1220 мм для магистральных нефтепроводов и нефтепродуктопроводов с рабочим давлением до 9,8 МПа.

Стандартом предусмотрено изготовление труб диаметром от 114 до 630 мм, сваренных контактной сваркой током высокой частотой и труб диаметром от 530 до 1220 мм, сваренных дуговой сваркой с продольным швом (швами). Установлено три уровня качества труб: трубы в обычном исполнении (оценка KCV при минус 5 °С), трубы в хладостойком исполнении (оценка KCV при минус 20 °С) и трубы с повышенными эксплуатационными характеристиками (оценка KCV при минус 40 °С). Классы прочности труб – К34-К60. При этом трубы в хладостойком исполнении изготавливаются классами прочности не менее К52, а трубы с повышенными эксплуатационными характеристиками классами прочности не менее К56.

В стандарт внесён ряд требований, которые отличают его от действующих в Российской Федерации стандартов на трубы для магистральных трубопроводов (ГОСТ Р 31447-2012, ГОСТ 20295-85), а именно:

- введены требования к химическому составу, параметрам свариваемости и микроструктуре металла для труб различного исполнения;
- увеличены требуемые значения ударной вязкости основного металла и сварных соединений труб;
- введены дополнительные требования по оценке вязко-пластических характеристик металла труб;
- введены дополнительные требования к качеству поверхности труб.

В соответствии с приказом Федерального агентства по техническому регулированию и метрологии № 355-ст от 15.05.2015 г. национальный стандарт ГОСТ Р 56403-2015 «Магистральный трубопроводный транспорт нефти и нефтепродуктов. Трубы стальные сварные. Технические условия» введён в действие с 01 января 2016 года.

НАНОСТРУКТУРНЫЕ ФОТОКАТАЛИЗАТОРЫ ДЛЯ ОЧИСТКИ СТОЧНЫХ ВОД

Рузманова Я. Д.[1], Соснин И. М.[1,2], Чиркунова Н. В.[1], Дорогов М. В.[1], Викарчук А. А.[1], Романов А. Е.[1,2,3]

[1]Тольяттинский государственный университет, Тольятти, Россия,
[2]Университет ИТМО, Санкт-Петербург, Россия,
[3]ФТИ им. А. Ф. Иоффе РАН, Санкт-Петербург, Россия
maxim@tltsu.ru

Гетерогенный фотокатализ на данный момент является наиболее перспективным методом для деградации органических поллютантов до таких соединений, как CO_2 и H_2O. Среди всех известных фотокатализаторов наибольшее предпочтение отдается диоксиду титана, благодаря его высокой фотокаталитической активности, химической стабильности и относительно низкой стоимости.

Синтез наноструктурного TiO_2 был осуществлён посредством золь-гель метода с последующим легированием образцов металлическими примесями. В качестве прекурсора для синтеза чистого диоксида титана использовался тетраизопропоксид титана.

Фотокаталитический тест был реализован в реакторе периодического действия, спроектированного на базе НИО-6. УФ источник облучения был применен для тестирования образца чистого диоксида титана. Источник видимого излучения использовался при проведении фотокатализа с применением легированного диоксида титана как фотокатализатора.

В качестве модели загрязняющего вещества были использованы органические соединения, такие как краситель метиленовый синий, фенол, гликоль. Эффективность фотокатализа определялась путем анализа изменения концентрации поллютанта, которая измерялась методами газовой хромато-масс спектроскопиии и УФ/ВИД спектрометрии.

Для определения размера частиц использовали лазерную дифракцию, определение химического состава легированных частиц диоксида титана проводили методом энергодисперсионной рентгенофлуоресцентной спектрометрии, морфологию поверхности частиц определяли методом сканирующей электронной микроскопии.

Расчета площади поверхности фотокатализатора проводили по теории БЕТ методом низкотемпературной газовой адсорбции.

Синтезированные наночастицы продемонстрировали высокую фотокаталитическую активность при деградации органических соединений и достаточно высокую эффективность при повторном использовании фотокатализатора.

Работа выполнена при поддержке гранта Министерства образования и науки Российской Федерации, постановление №220, в ФГБОУ ВПО "Тольяттинский государственный университет", договор № 14.B25.31.0011.

ФАЗОВЫЕ И СТРУКТУРНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В ЖАРОПРОЧНЫХ СПЛАВАХ ТИТАНА

Попов А.А., Россина Н.Г., Попова М.А.

Уральский федеральный университет им. Первого Президента России Б.Н.Ельцина
a.a.popov@urfu.ru

Рассмотрены вопросы формирования структуры в жаропрочных псевдо- α и (α+β)-титановых сплавах при термической и деформационной обработках. Показано, что морфология основных структурных составляющих (α и β -фаз) в основном определяет уровень жаропрочности, прочности и усталостных свойств. Однако при этом необходимо учитывать выделение третьих фаз – алюминидов и силицидов, которые во многом влияют на характеристики вязкости и пластичности.

На примере промышленных (ВТ18у, ВТ25, ВТ9, ВТ8, IMI834) и модельных (Ti7Al1Mo4Sn7ZrSi, Ti7Al1Mo4Sn2ZrSi) сплавов типа показано, что выделяющаяся фаза Ti_3Al (α_2-фаза) при повышенных температурах (550…700°C) выделяется в виде дисперсных частиц размером несколько нанометров, которые при комнатных температурах обусловливают низкие вязко-пластические свойства. При более низких температурах старения α_2-фаза может образовываться по механизму фазового превращения второго рода, в результате протекания упорядочения в α-твердом растворе, и размер таких областей составляет несколько микрометров. Как следствие этого, резкого уменьшения вязкости и пластичности не происходит. Сформированная таким образом структура достаточно термостабильна и при нагреве до температур 550…600°C сохраняется.

Рассмотрена роль силицидных частиц, которые выделяются в жаропрочных сплавах. Установлено, что в целом, силициды оказывают негативное влияние на уровень свойств. При этом силициды типа $(TiZr)_5Si_3$ выделяются преимущественно по межфазным α/β-границам раздела и способствуют уменьшению вязкости сплавов, а силициды типа $(TiZr)_6Si_3$, которые в зависимости от соотношения циркония и кремния имеют гексагональную или тетрагональную решетку, преимущественно располагаются в α-фазе. В результате α-твердый раствор обедняется по кремнию и сплавы имеют пониженные характеристики жаропрочности.

На основании проведенных исследований предложены подходы к оптимизации составов сплавов для достижения повышенных служебных свойств.

СТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОГО МАГНИЕВОГО СПЛАВА Mg-1%Ca

Камалов А.Ф., Чернейкина Я.В., Кулясова О.Б., Исламгалиев Р.К.

ФГБОУ ВПО «Уфимский государственный авиационный технический университет», НИИ ФПМ, Уфа, Россия, dominick1@bk.ru

Применение методов интенсивной пластической деформации (ИПД) позволяет сформировать наноструктуры в объемных образцах различных металлов и сплавов. При этом сильное измельчение зеренной структуры в сочетании с дисперсионным и твердорастворным упрочнением позволяет достичь в наноструктурных сплавах значительного повышения прочности при комнатной температуре.

Вместе с тем, в последние годы значительно возрос интерес к биосовместимым сплавам на основе магния, которые являются перспективными материалами для изготовления имплантантов, растворяющихся в живых организмах.

Целью настоящей работы являлось изучение особенностей ультрамелкозернистой структуры и механических свойств в магниевом сплаве Mg–1%Ca, подвергнутом интенсивной пластической деформации кручением (ИПДК).

Исследования, выполненные методом просвечивающей электронной микроскопии, показали, что применение ИПДК ведет к значительному измельчению среднего размера зерна в исследуемом сплаве до 206 нм (по сравнению с гомогенизированным состоянием – 42 мкм).

Измельчение структуры в процессе ИПДК способствовало увеличению микротвердости в 2 раза по сравнению с гомогенизированным состоянием. Исследование термостабильности показало, что микротвердость ИПДК образцов стабильна до 200°C.

Образцы после ИПДК и последующей термической обработки при 250°C продемонстрировали высокий предел прочности 245 МПа (по сравнению с гомогенизированным состоянием 101 МПа), при снижении пластичности до 4% (в гомогенизированном состоянии - 8%).

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА СЛОИСТЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДАМИ ПАКЕТНОЙ ПРОКАТКИ И СВАРКИ ВЗРЫВОМ

Гладковский С.В. [1], Кутенева С.В. [1], Каманцев И.С. [1], Веселова В.Е. [1], Сергеев С.Н. [2]

[1]Институт машиноведения, УрО РАН, г. Екатеринбург
[2]Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, г.Уфа
gsv@imach.uran.ru

Все более широкое применение для изготовления изделий конструкционного и функционального назначения в настоящее время приобретают слоистые металлические композиционные материалы (СМКМ), обладающие уникальным сочетанием физико-механических свойств и сопротивления хрупкому разрушению в широком температурном диапазоне. При разработке конструкции (схемы укладки и толщины чередующихся прочных и высоковязких слоев) и технологии изготовлении указанного класса материалов традиционными и инновационными методами (литье, сварка взрывом и давлением, накопительная пакетная прокатка с соединением слоев-ARB-процесс) основная задача заключается в целенаправленном формировании оптимальной структуры слоев композита, а также повышенного уровня прочности, ударной вязкости и трещиностойкости материала.

Для решения поставленной задачи разработаны новые составы и конструкции, а также получены методами горячей пакетной прокатки и сварки взрывом образцы 3, 4, 5, 7 и 11-слойных СМКМ на основе низкоуглеродистых и сверхнизкоуглеродистых сталей различного класса прочности 09Г2С, IF (001ЮТ), ЭП678 и алюминиевых сплавов АД0 и АМц.

В работе изучены особенности формирования структуры, характер распределения в слоях химических элементов, микротвердости и модуля упругости, определены механические свойства при испытаниях на растяжение, ударный изгиб и ха-

рактеристики динамической и циклической трещиностойкости. Методами оптической, просвечивающей и растровой электронной микроскопии, включая EBSD-анализ и метод ориентационно-фазового контраста установлено, что в процессе получения слоистых композитов при пакетной прокатке на стане Дуо/кварто с диаметром валков 255 мм, входящем в состав оборудования ЦКП «Пластометрия» ИМАШ УрО РАН, в слоях стали 001ЮТ и 09Г2С формируется диспергированная зеренно-субзеренная структура с размером структурных элементов в пределах 0,5–3,5 мкм, имеющая характерную направленность вдоль направления прокатки и преимущественно малоугловую разориентировку. Формирование структуры в стальных слоях при получении композитов методом прокатки при температуре 600°С обусловлено одновременным развитием процессов фрагментации, характерных для холодной деформации, а также протеканием динамического возврата, характерного для горячей деформации. В результате комбинации этих механизмов в стали 09Г2С в условиях сложного напряженно-деформированного состояния образуются различные типы дислокационных структур, таких как ячеистая неразориентированная субструктра, а также сетчатая субструктура. Протекание процессов возврата приводит к снижению плотности дислокаций в теле субзерен за счет их стока на границы. При получении композита «09Г2С–АМц–09Г2С» методом пакетной прокатки «09Г2С-АМц-09Г2С» в слоях сплава АМц формируется сильно выраженная текстура деформации. Методом микрорентгеноспектального анализа установлено, что на границах стальных и алюминиевых слоев данного композита образуется интерметаллидная прослойка шириной до 13 мкм. При этом размер зерна алюминиевого сплава остается практически неизменным и сохраняется на исходной уровне $d \approx 4{,}7–5{,}2$ мкм. Интерметаллидные частицы Al_6Mn, выделившиеся при нагреве до температуры горячей прокатки, эффективно сдерживают рост зерна.

Механистические испытания при комнатной температуре на растяжение с использованием испытательной системы Instron8801 показали, что прочностные свойства композитов при сохранении достаточного уровня пластичности в 1,5–2 раза выше по сравнению с основным компонентом композита – слоями из стали 09Г2С.

На основании результатов ударных испытаний на инструментированном маятниковом копре «Tinius Olsen IT542» на примере слоистых композитов (Сталь 09Г2С-Сплав АМц-Сталь 09Г2С» показано, что при ориентации фронта трещины по тормозящему («crack-arrested») типу материал в условиях динамического нагружения сохраняет высокие значения ударной вязкости, работы распространения трещины и динамической трещиностойкости в интервале температур от комнатной до жидкого азота. При указанной схеме ориентации фронта трещины относительно границ раздела слоев работа на распространение трещины в 3-6 раз превышает работу, затрачиваемую на зарождение трещины. При этом полного разрушения всех слоев композита не происходит. Эффект аномального роста характеристик ударной вязкости с понижением температуры испытаний от комнатной до –60 °С выявлен также на 5 и 7-слойных композитах из сталей 09Г2С (внешние слои толщиной 2 мм) и мартенситно-стареющей стали ЭП678 (внутренние слои толщиной 1 мм). При этом наблюдаемый эффект в наибольшей степени проявляется в композитах с прослойками из стали ЭП678 с ультрамелкодисперсной структурой. По результатам испытаний слоистых композитов «09Г2С–АМц–09Г2С» и «09Г2С+ЭП678–09Г2С» на живучесть и циклическую трещиностойкость в условиях высокочастотного циклического нагружения (100 Гц) выявлены кинетические особенности развития усталостной трещины в СКМК, связанные с замедлением скорости ее роста при переходе границы слоев с различным уровнем прочностных и пластических свойств. Установлено, что при достижении менее прочного, но более пластичного слоя из стали 09Г2С, развитие тре-

щины приостанавливается и меняется траектория ее распространения. В многослойном композите этот процесс повторяется после каждого последующего прохождения трещиной более прочного слоя стали ЭП678 и при ее выходе на пластичный слой стали 09Г2С. Показано, что изученные СКМК имеют более высокое сопротивление усталостному разрушению по сравнению с монолитными материалами, что связано с уменьшением скорости распространения усталостной трещины за счет ее торможения в каждом вязком слое и диссипации энергии разрушения межслойными границами.

Работа выполнена при частичной поддержке гранта РФФИ №16-38-00723_мол_а и проекта УрО РАН № 15-15-1-52 (Программа «Арктика»).

ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В МОНОКРИСТАЛЛИЧЕКИХ ЖАРОПРОЧНЫХ НИКЕЛЕВЫХ СПЛАВАХ

Попов Н.А., Кузнецов В.П., Лесников В.П., Корелин А.В.

Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина, Россия,
n.a.popov@urfu.ru

Работы А.А. Попова по фазовым превращениям в сплавах при термической и химико-термической обработках являются классическими [1].

Актуальность проблемы не снижается в последние годы, т.к. создание новых материалов для турбинных лопаток авиационных газотурбинных двигателей (ГТД) усложняется с непрерывным ростом температуры газов перед турбиной, динамических и вибрационных нагрузок. Работоспособность и ресурс рабочих лопаток турбины высокого давления (ТВД) современных ГТД можно обеспечить только за счёт применения монокристаллических жаропрочных никелевых сплавов.

В докладе приведены результаты исследования фазовых превращений и тонкой структуры в безуглеродистых монокристаллических никелевых сплавах, легированных танталом, рением и рутением (ЖС36-ВИ, ВЖМ5-ВИ, ВЖМ4-ВИ), в условиях выдержек в температурном интервале 1050…1200°С.

На специальных образцах изучены дифференциальная сканирующая калориметрия (ДСК) сплавов, а по кривым ДСК и производной (dДСК) были определены температуры фазовых переходов в сплавах (таблица 1).

В процессе длительных выдержек в интервале температур 1050…1200°С из-за ликвационной неоднородности сплавов и диффузионных процессов перераспределения элементов W, Re, Cr, Mo, Co, Ni и Al, Ta и Ru в γ и γ′-фазах происходит образование ТПУ-фаз, которые окружены матрицей из γ′-фазы. При этом происходит изменение химического состава ТПУ-фаз в зависимости от температуры выдержки образцов.

Проведенные исследования показали, что ТПУ-фазы в сплавах окаймлены сплошным слоем γ′-фазы, которая имеет отличающийся состав от исходной γ′-фазы в сплаве. В процессе длительных высокотемпературных выдержек происходит коагуляция и сращивание упрочняющей γ′-фазы, в результате чего упрочняющая γ′-фаза становится матрицей, в которой происходит рост вторичных фаз , обогащенных W, Re, Cr, Mo.

Таблица 1. Температуры фазовых переходов в сплаве ВЖМ4-ВИ

Температура фазового перехода, °С		После полной термообработки	Выдержка при T=1200°С, τ=20час	Выдержка при T=1150°С, τ=500час	Выдержка при T=1100°С, τ=500час	Выдержка при T=1050°С, τ=1000час
Нагрев	Начало растворения наночастиц $\gamma'_н$	-	718	714	724	728
	Начало растворения γ' -фазы	838	800-900	800-900	800-900	800-900
	Начало интенсивного растворения γ' -фазы	1240	1240	1240	1240	1240
	Максимальная скорость растворения γ' -фазы	1271	1278	1278	1276	1278
	Полное растворение γ' -фазы	1310	1300	1300	1300	1300
Охлаждение	Начало выделения γ' -фазы	1242	1245	1242	1245	1245
	Максимальная скорость выделения γ' -фазы	1226	1223	1213	1223	1223
	Интервал перехода в двухфазное ($\gamma+\gamma'$) состояние	1200-900	1200-1000	1200-1000	1200-1000	1200-1000

Было установлено, что ТПУ-фазы в сплавах являются μ и Р – фазами. В μ и Р – фазах практически отсутствует Ru, т.е. рутений не является элементом, формирующим ТПУ-фазы. ТПУ-фазы являются фазами типа $(Ni,Co)_7(W,Re,Mo)_6$ и имеют примерно следующий средний состав, % масс.: 20Ni-4Co-30Re-25Mo.

Список литературы

1. Попов А.А. Фазовые превращения в металлических сплавах. М.: Металлургиздат, 1963. 311 с.

Именнойуказатель

Аббасова С.И. 67
Азарин А.И. 283
Азин А.С. 250
Аккузин С.А. 73
Аксенов Д.А. 89
Аксёнова К.В. 59, 61
Александров П.А. 90
Алексеев А.А. 9, 137
Альбрехт П.А. 210
Астафурова Е.Г. 174, 197, 196
Астафьев Г.И. 225
Атрошенко С.А. 142
Ахмедова Т.Ш. 271

Багрец Д.А. 166
Бараз В.Р. 185
Баранникова С.А. 71, 151, 152, 226
Барахтин Б.К. 112, 114
Барахтина Н.Н. 112, 114
Барынин В.В. 177
Батомункуев А.Ю. 74
Бахриева Л.Р. 51
Бащенко Л.П. 148
Беликов С.В. 223
Белых Н.В. 182
Березнер А.Д. 92
Березовская В.В. 180
Берикян С.С. 212
Богатов М.В. 168
Боев А.О. 68
Боргардт Е.Д. 11
Бородин И.Н. 142
Бочкарёва А.В. 71, 226
Брусницына Е.В. 175
Будилов В.В. 214
Будовских Е.А. 53, 63,148
Бурмасов С.П. 223
Бурховецкий В.В. 111
Бухтаревич С.П. 122
Буякова С.П. 104

Валиев Р.З. 9, 23, 25, 27, 217, 220, 246
Варюхин В.Н. 111
Васильев С.Г. 274
Васильева Е.А. 159
Васильева Е.С. 99
Васюхно Н.В. 188
Вахонина К.Д. 237
Веселова В.Е. 286
Викарчук А.А. 21, 109, 284
Викторов С.Д. 90
Волоконский М.В. 263, 266
Воробьев Д.А. 79
Воронова Л.М. 144
Выбойщик М.А. 218
Высоцкая М.А. 112, 114
Вьюненко Ю.Н. 227

Гагарин А.Ю. 40
Гальченко Н.К. 174
Ганеев А.В. 25, 27, 232
Герасимов С.С. 185
Гервасьев М.А. 216
Гервасьева И.В. 101
Гладковский С.В. 286
Глухов П.А. 11
Голод В.М. 154
Гольцов В.А. 3
Гольцова М.В. 3, 5
Гончарова Е.Н. 53
Гордиенко А.И. 94
Грановский А.Ю. 40
Гребенщикова А.Г. 232
Гринберг Е.М. 9, 137
Гриняев К.В. 121
Громов В.Е. 31, 43, 45, 47, 49, 51, 53, 55, 57, 58, 59, 61, 63, 148
Гроховский В.И. 175
Грызунова Н.Н. 21, 116
Гувалов А.А. 67
Гувалов М.А. 67
Гудов А.Г. 223
Гузилова Л.И. 99
Гуткин М.Ю. 203

Данилов С.В. 172
Дегтярев М.В. 144
Дежин В.В. 75
Демидов С.А. 235
Денисенко В.Л. 122
Денисов И.В. 129
Деревягина Л.С. 94
Деревянко М.С. 188
Дитенберг И.А. 88, 121

Дмитриева Т.Г. 229
Доброхотов П.Л. 170
Дорогов М.В. 21, 284
Дородейко В.Г. 166
Дружинин А.Н. 177
Дудаков Д.С. 69

Егорова Л.Ю. 101, 102
Ежов И.В. 127
Ерошенко А.Ю. 133
Есипов Р.С. 215
Ефимова Е.Д. 242
Ефтифеева А.С. 183

Желнина А.В. 150
Жилин А.С. 201, 216
Жиляков А.Ю. 223

Завдовеев А.В. 30, 111
Загороднова Л.И. 223
Засыпкин С.В. 245
Захаров Г.Н. 174, 197
Зенина Е.В. 45, 47
Злоказов М.В. 96
Золотов И.В. 214, 215
Зуев Л.Б. 71, 151, 152, 226
Зырянов А.О. 218

Иванов Ю.Ф. 43, 45, 47, 49, 53, 55, 59, 61, 63, 148
Ивашин П.В. 11
Илларионов А.Г. 150
Ильясов Р.Р. 240
Иоффе А.В. 77, 218
Исаенкова М.Г. 170
Исламгалиев Р.К. 205, 232, 285

Казанский П.Р. 229
Казанцева Н.В. 126, 127
Калетин А.Ю. 242
Калетина Ю.В. 242
Калечиц В.И. 90
Камалов А.Ф. 285
Каманцев И.С. 286
Капралов Е.В. 45, 57
Карзов Г.П. 156
Картамышев А.И. 68, 105
Касимцев А.В. 187
Кащенко М.П. 268, 270
Кириллова И.Н. 126
Кищик А.А. 191, 193
Кищик М.С. 193, 240
Клевцов Г.В. 23, 25, 27, 220, 246
Клевцова Н.А. 23, 220, 246
Клумов Б.А. 87
Кобзарева Т.Ю. 43, 63
Ковалевская Ж.Г. 133
Колесникова А.Л. 203
Колодезный Е.С. 203
Кондратьев Н.С. 276
Кондратьев С.Ю. 157
Кондратьева Л.А. 168
Коновалов И.И. 272
Коновалов С.В. 31, 59, 61, 63
Корзников А.В. 94
Коротков В.А. 96
Коршунов Л.Г. 29
Котов А.Д. 191, 199, 240
Кочанов А.Н. 90
Красницкий С.А. 203
Краснов Д.В. 230
Кретов Ю.Л. 104
Криштал М.М. 11
Крылова С.Е. 13, 15
Крымский С.В. 240
Кудря А.В. 79, 233, 271, 274
Кузнецов В.П. 288
Куклина А.А. 195, 206, 208
Кульков В.Г. 69
Кульков С.Н. 104
Кулясова О.Б. 285
Курынцев С.В. 259, 262
Кутенева С.В. 286
Кушнаренко В.М. 23

Лабзова Л.В. 210, 212
Лаев К.А. 251
Латыпов И.Ф. 270
Ле Хай Нинь 271
Левина А.В. 235, 237
Левина С.П. 55
Левченко В.С. 238
Легкоступов С.А. 122
Леонтьев И.М. 84
Лепендин А.А. 117
Лесников В.П. 288
Лесота А.В. 164
Ли Ю.В. 71, 226
Липатов Р.А. 77
Лисовская О.Б. 278

Лисовский В.А. 278
Литовченко И.Ю. 73
Лобанов М.Л. 172
Лобачев В.В. 191
Лунев А.Г. 71, 226

Майер А.Е. 142, 174, 196, 197
Майсурадзе М.В. 195, 206, 208
Макаров А.В. 279
Макаров С.В. 119
Макрушина А.Н. 119
Максакова А.А. 30
Максименко В.Н. 68
Малахов А.Ю. 124, 129
Малашенко В.В. 146, 182
Малашенко Т.И. 146, 182
Мальцева Л.А. 235, 237
Мальцева Т.В. 235
Марголин Б.З. 159
Маслов В.Н. 99
Мельников Е.В. 174, 196, 197
Меркушкин Е.А. 180
Мерсон Е.Д. 23, 25, 27
Метлов Л.С. 30
Мирзаев Д.А. 232, 248
Михайлов М.С. 159
Михайлов С.Б. 216, 251, 253, 255, 257
Михайлова Н.А. 251, 253, 255, 257
Михайловская А.В. 191, 193, 199, 238, 240
Мишин В.М. 263, 266
Модина Ю.М. 217
Моисеев А.А. 188
Мороз Е.В. 257
Морозов К.В. 49
Московских Д.О. 187
Мосюков Д.Б. 259, 262
Мочуговский А.Г. 199
Мукатдаров Р.И. 162, 230
Муфтахетдинова Р.Ф. 175
Мягких П.Н. 25, 27
Мякишев Н.И. 199

Назаров В.В. 33, 35-39
Нго Нгок Ха 271
Невский С.А. 31
Неганов Д.А. 282
Немирова В.А. 188
Непомнящая В.В. 160
Непочатых Ю.И. 30
Нестеров Г.В. 282, 283
Никитина М.А. 205, 232
Никифорова С.М. 201, 216
Николаев В.И. 99
Николаев С.О. 259, 262
Никоненко Е.Л. 49
Новицкий Е. 233

Озерец Н.Н. 235, 237
Окишев К.Ю. 232
Осинская Ю.В. 17, 19
Осокин Е.П. 112
Ощепкова Ю.В. 140

Панин В.Е. 94
Панов Д.О. 222
Панченко Е.Ю. 183
Папина К.Б. 233, 274
Пацелов А.М. 102
Пашинская Е.Г. 30, 111
Первухина О.Л. 128
Перегудов О.А. 49
Пережогин В.Ю. 233
Перлович Ю.А. 170
Пермякова И.Е. 107
Петров С.Н. 157, 159
Пигалева И.Н. 23, 220
Пилюгин В.П. 102
Пинжин Ю.П. 121
Платонова Ю.Н. 81
Плотников В.А. 119
Поданев А.П. 31
Покоев А.В. 7, 17,19
Полехина Н.А. 37
Полунин А.В. 11
Поляков А.В. 217
Поляков В.В. 117
Попов А.А. 285
Попов Н.А. 288
Попова М.А. 285
Попова Н.А. 49
Пташник А.В. 157, 159

Рааб Г.И. 89
Райков С.В. 57, 58
Рамазанов К.Н. 214, 215, 232
Реунова К.А. 81
Рогачев С.О. 103, 131
Родионов Д.П. 101

Романов А.Е. 21, 99, 109, 203, 284,
Романов Д.А. 51, 53, 55, 57, 58
Россина Н.Г. 285
Рубаник В.В. 122, 160, 164, 166, 243
Рубаник В.В.мл. 122, 160, 164, 166,
Рубанникова Ю.А. 45, 49
Рузманова Я.Д. 284
Рыбанцова Е. 229
Рыжков М.А. 195, 206, 208
Рыльцев Р.Е. 87
Рынденков Д.В. 229

Савельев В.Н. 105
Сайков И.В. 124, 128, 129
Салищев Г.А. 281
Сарычев В.В. 40
Сарычев В.Д. 31
Свиридова Т.А. 187
Седых А.А. 77
Семенова И.П. 217
Семиров А.В. 188
Сенкевич К.С. 135
Сергеев Н.Н. 86
Сергеев С.Н. 286
Сергейчев А.В. 103
Сидоров А.Н. 250
Симонов Ю.Н. 222
Скородумов С.В. 274, 282, 283
Слюдова А.А. 278
Смирнов А.И. 222
Смирнов А.М. 203
Смирнов И.В. 121
Соболева Н.Н. 279
Созыкина А.С. 232
Соколовская Э.А. 233, 271, 274
Соскова Н.А. 148
Соснин И.М. 109, 284
Соснин К.В. 47, 58
Спивак Л.В. 222
Степанов Н.Д. 281
Столбов С.Д. 170
Студёнов Е.П. 282, 283
Суаридзе Т.Р. 101
Сундеев Р.В. 131
Сурнаева О.А. 206
Суханов И.И. 88
Сыщиков А.А. 69

Тарасов Б.А. 272
Теплухина И.В. 154, 156
Титов Д.Д. 187
Ткаченко В.М. 30, 111
Траченко В.А. 271, 274
Трекин Г.Е. 138, 225
Тюменцев А.Н. 73, 88, 121
Тюрьков М.Н. 109

Ушаков И.В. 74

Фаизов И.А. 89
Фаизова С.Н. 89
Фарахутдинов Р.А. 259, 262
Федоров В.А. 92
Фесенюк М.В. 25
Филиппов А.М. 250
Филиппов М.А. 201, 216
Фролова О.А. 23

Хадыев М.С. 216
Хаткевич В.М. 103, 131
Химич М.А. 133
Хлебникова Ю.В. 101, 102
Хусаинов Ю.Г. 215

Царенко Ю.В. 243
Цветков А.С. 154, 156
Цветкова К.Ю. 253, 255
Цуканов А.В. 274

Частоедов В.А. 276
Чащина В.Г. 268, 270
Чащухина Т.И. 144
Черемушкина Е.С. 40
Черетаева А.О. 107
Чернейкина Я.В. 285
Черненко Н.Л. 29
Чернов В.М. 121
Черняева Е.В. 227
Чиркунова Н.В. 284
Чуканов А.Н. 84, 86
Чумляков Ю.И. 183
Чыонг Чинь хыу 233

Шабуров А.Д. 248
Шадурский А.В. 164
Шарапова В.А. 237, 255
Шаркеев Ю.П. 133
Шафеев М.Р. 116

Шахбанова С.Г. 19
Шевченко О.И. 138, 225
Шестопалов Ю.А. 237
Шляхова Г.В. 151, 152
Шуняев К.Ю. 87

Щелкачев Н.М. 87

Эстемирова С.Х. 216

Юдин С.Н. 187
Юдин Ю.В. 140, 195, 206, 208
Юрлова М.С. 272
Юршев В.И. 162, 230
Юршев И.В. 162, 230

Ягудин Г.А. 235
Яковенко А.А. 84, 86
Яковлев Г.А. 175
Яковцева О.А. 193, 238, 240

Akhverdiyeva T.M. 66
Aliyeva N.M. 66
Ismailov E.H. 66
Mejidov A.A. 66
Osmanova S.N. 66

Содержание

	Стр.
Гольцов В.А., Гольцова М.В. ИНДУЦИРОВАННЫЙ ВОДОРОДОМ ПОЛИМОРФИЗМ И ВОДОРОДНАЯ ОБРАБОТКА МАТЕРИАЛОВ	3
Гольцова М.В. О КИНЕТИКЕ ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ, ИНДУЦИРОВАННЫХ ВОДОРОДОМ В МЕТАЛЛАХ И СПЛАВАХ	5
Покоев А.В. МАГНИТОПЛАСТИЧЕСКИЙ ЭФФЕКТ В МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВАХ	7
Валиев Р.З. СВЕРХПРОЧНОСТЬ И ПЛАСТИЧНОСТЬ УМЗ МАТЕРИАЛОВ: НЕДАВНИЕ ОТКРЫТИЯ И НОВЫЕ ПОДХОДЫ	9
Гринберг Е.М., Алексеев А.А. ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ НИЗКОГО ОТПУСКА НА КИНЕТИКУ РАСПАДА МАРТЕНСИТА СРЕДНЕУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ	9
Криштал М.М., Полунин А.В., Глухов П.А., Боргардт Е.Д., Ивашин П.В. ВЛИЯНИЕ ДОБАВОК НАНОДИСПЕРСНОГО SiO_2 В ЭЛЕКТРОЛИТ НА СОСТАВ И СВОЙСТВА ОКСИДНЫХ СЛОЕВ, ФОРМИРУЕМЫХ МИКРОДУГОВЫМ ОКСИДИРОВАНИЕМ НА МАГНИЕВЫХ СПЛАВАХ	11
Крылова С.Е. ВЛИЯНИЕ МИКРОЛЕГИРУЮЩЕГО КОМПЛЕКСА ОПЫТНЫХ СТАЛЕЙ ИНСТРУМЕНТАЛЬНОГО КЛАССА НА СТРУКТУРУ И ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ ПРИ ТЕРМИЧЕСКОМ УПРОЧНЕНИИ	13
Крылова С.Е. ИМПОРТОЗАМЕЩАЮЩИЕ ТЕХНОЛОГИИ В СФЕРЕ ИСПОЛЬЗОВАНИЯ ИНСТРУМЕНТАЛЬНЫХ СТАЛЕЙ ДЛЯ ТЯЖЕЛОНАГРУЖЕННЫХ ИЗДЕЛИЙ МАШИНОСТРОЕНИЯ	15
Осинская Ю.В., Покоев А.В. ВЛИЯНИЕ ПОСТОЯННОГО МАГНИТНОГО ПОЛЯ НА ПАРАМЕТРЫ МАГНИТОПЛАСТИЧЕСКОГО ЭФФЕКТА В АЛЮМИНИЕВОМ СПЛАВЕ В95ПЧ	17
Осинская Ю.В., Покоев А.В., Шахбанова С.Г. МАГНИТОПЛАСТИЧЕСКИЙ ЭФФЕКТ В АЛЮМИНИЕВОМ СПЛАВЕ АК9	19
Викарчук А.А., Грызунова Н.Н., Дорогов М.В., Романов А.Е. НОВЫЕ ПОДХОДЫ К СОЗДАНИЮ ЭФФЕКТИВНЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ КАТАЛИЗАТОРОВ ПРОМЫШЛЕННОГО И ЭКОЛОГИЧЕСКОГО НАЗНАЧЕНИЯ	21
Клевцов Г.В., Валиев Р.З., Кушнаренко В.М., Клевцова Н.А., Мерсон Е.Д., Пигалева И.Н., Фролова О.А. СКОРОСТЬ И МЕХАНИЗМЫ КОРРОЗИИ НАНОСТРУКТУРИРОВАННОГО АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА В СЕРОВОДОРОДСОДЕРЖАЩЕЙ СРЕДЕ	23
Мерсон Е.Д., Клевцов Г.В., Валиев Р.З., Ганеев А.В., Мягких П.Н., Фесенюк	25

М.В. МЕХАНИЗМ РАЗРУШЕНИЯ И АКУСТИЧЕСКАЯ ЭМИССИЯ В СТАЛИ 09Г2С С УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОЙ СТРУКТУРОЙ	
Мерсон Е.Д., Клевцов Г.В., Валиев Р.З., Ганеев А.В., Мягких П.Н. ОСОБЕННОСТИ НАВОДОРОЖИВАНИЯ СТАЛИ 09Г2С С УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОЙ СТРУКТУРОЙ	27
Коршунов Л.Г., Черненко Н.Л. ВЛИЯНИЕ ФРИКЦИОННОГО УПРОЧНЕНИЯ И ПОСЛЕДУЮЩЕГО ОКСИДИРОВАНИЯ НА СТРУКТУРУ И ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ 12Х18Н9Т	29
Пашинская Е.Г., Завдовеев А.В., Метлов Л.С., Непочатых Ю.И., Максакова А.А., Ткаченко В.М. ВЛИЯНИЕ ПРОКАТКИ СО СДВИГОМ, СОВМЕЩЕННОЙ С ХОЛОДНЫМ ВОЛОЧЕНИЕМ, НА СТРУКТУРУ И ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СТАЛИ 08Г2С	30
Сарычев В.Д., Невский С.А., Коновалов С.В., Громов В.Е., Поданев А.П. МОДЕЛИРОВАНИЕ ОБРАЗОВАНИЯ ПОВЕРХНОСТНЫХ НАНОСТРУКТУР	31
Назаров В.В. ОСОБЕННОСТИ ВОДОРОДНОЙ КОРРОЗИИ СТАЛЬНОЙ ЦИЛИНДРИЧЕСКОЙ ТРУБЫ ПРИ ВЫСОКОЙ ТЕМПЕРАТУРЕ	33
Назаров В.В. ОПИСАНИЕ УСТАНОВИВШЕЙСЯ ПОЛЗУЧЕСТИ И ДЛИТЕЛЬНОЙ ПРОЧНОСТИ ПРИ РАСТЯЖЕНИИ И КРУЧЕНИИ ТРУБЧАТЫХ ОБРАЗЦОВ	35
Назаров В.В. АНАЛИЗ МЕХАНИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК ПОЛЗУЧЕСТИ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ ВТ5 И ВТ6 ПРИ ТЕМПЕРАТУРЕ 650 С	36
Назаров В.В. ОСОБЕННОСТИ ФОРМОИЗМЕНЕНИЯ И РАЗРУШЕНИЯ ПРИ РАСТЯЖЕНИИ ПРЯМОУГОЛЬНОЙ ПЛАСТИНЫ С ЦЕНТРАЛЬНЫМ КРУГОВЫМ ОТВЕРСТИЕМ ДЛЯ МЕТАЛЛИЧЕСКОГО МАТЕРИАЛА С РАЗВИТОЙ ПЛАСТИЧНОСТЬЮ	37
Назаров В.В. ОСОБЕННОСТИ ПОЛЗУЧЕСТИ ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ1-0 ПРИ СЛОЖНОМ НАПРЯЖЕННОМ СОСТОЯНИИ	38
Назаров В.В. МОДЕЛЬ ПОЛЗУЧЕСТИ СПЛОШНОГО ЦИЛИНДРА ПРИ ОДНООСНОМ РАСТЯЖЕНИИ	39
Гагарин А.Ю., Сарычев В.В., Черемушкина Е.С., Грановский А.Ю. ПОВЕРХНОСТНАЯ ОБРАБОТКА ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ ИМПУЛЬСНЫМ МАГНИТНЫМ ПОЛЕМ	40
Кобзарева Т. Ю., Громов В. Е., Иванов Ю. Ф. ВЛИЯНИЕ КАРБОРИРОВАНИЯ И ПОСЛЕДУЮЩЕЙ ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ ПОВЕРХНОСТИ ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ6	43

Капралов Е.В., Громов В.Е., Иванов Ю.Ф., Рубанникова Ю.А., Зенина Е.В. ФОРМИРОВАНИЕ НАНОСТРУКТУРНЫХ ФАЗОВЫХ СОСТОЯНИЙ И СВОЙСТВ ИЗНОСОСТОЙКОСТИ НАПЛАВКИ НА СТАЛИ	45
Соснин К. В., Громов В. Е., Иванов Ю. Ф., Зенина Е.В. ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫХ СОСТОЯНИЙ ПРИ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНОМ ЛЕГИРОВАНИИ ИТТРИЕМ И ПОСЛЕДУЮЩЕЙ ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВОЙ ОБРАБОТКЕ	47
Иванов Ю.Ф., Морозов К.В, Перегудов О.А., Громов В.Е., Попова Н.А., Никоненко Е.Л.,Рубанникова Ю.А. ЗАКОНОМЕРНОСТИ УПРОЧНЕНИЯ РЕЛЬСОВ ПРИ ДЛИТЕЛЬНОЙ ЭКСПЛУАТАЦИИ	49
Бахриева Л.Р., Романов Д.А., Громов В.Е. УСОВЕРШЕНСТВОВАНИЕ РАЗЪЁМНОГО ЭЛЕКТРИЧЕСКОГО КОНТАКТА ПУТЁМ ПОВЫШЕНИЯ ЭЛЕКТРОЭРОЗИОННОЙ СТОЙКОСТИ ЕГО ПРОВОДНИКОВ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНЫМ МЕТОДОМ	51
Романов Д.А., Гончарова Е.Н., Будовских Е.А., Громов В.Е. , Иванов Ю.Ф. ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ ПОКРЫТИЙ СИСТЕМЫ TiC–Mo НА СТАЛИ ПОСЛЕ ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВОЙ ОБРАБОТКИ	53
Романов Д.А., Левина С.П., Громов В.Е., Иванов Ю.Ф. АНАЛИЗ СТРУКТУРЫ, ЭЛЕМЕНТНОГО И ФАЗОВОГО СОСТАВА ПОКРЫТИЯ НА ОСНОВЕ Cu–Cr, СФОРМИРОВАННОГО НА МЕДНОЙ ПОДЛОЖКЕ КОМБИНИРОВАННЫМ МЕТОДОМ	55
Капралов Е.В., Райков С.В., Романов Д.А., Громов В.Е. СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ЭЛЕКТРОДУГОВОЙ ИЗНОСОСТОЙКОЙ НАПЛАВКИ МАРТЕНСИТНОЙ СТАЛИ	57
Соснин К.В., Райков С.В., Романов Д.А., Громов В.Е. СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ТИТАНА ПОСЛЕ ПОВЕРХНОСТНОГО ЛЕГИРОВАНИЯ ИТТРИЕМ	58
Аксёнова К.В., Коновалов С.В., Громов В.Е., Иванов Ю.Ф. ФРАКТОГРАФИЯ ПОВЕРХНОСТИ РАЗРУШЕНИЯ СИЛУМИНА, ПОДВЕРГНУТОГО МНОГОЦИКЛОВЫМ УСТАЛОСТНЫМ ИСПЫТАНИЯМ И ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВОЙ ОБРАБОТКЕ	59
Аксёнова К.В., Громов В.Е., Коновалов С.В., Иванов Ю.Ф. ИЗМЕНЕНИЕ СВОЙСТВ СИЛУМИНА В УСЛОВИЯХ МНОГОЦИКЛОВОЙ УСТАЛОСТИ	61
Кобзарева Т.Ю., Иванов Ю.Ф., Громов В.Е., Будовских Е.А., Коновалов С.В. ВЛИЯНИЕ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНОГО КАРБОБОРИРОВАНИЯ И ПОСЛЕДУЮЩЕЙ ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ И МИКРОТВЕРДОСТЬ ПОВЕРХНОСТИ ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ6	63
Osmanova S.N.,Mejidov A.A., Akhverdiyeva T.M., Aliyeva N.M., Ismailov E.H. ELECTRON PARAMAGNETIC RESONANCE OF RHENIUM COMPLEXES IN THE ZIEGLER-NATTA TYPE SYSTEMS	66
Гувалов А.А., Аббасова С.И.,Гувалов М.А. ВЛИЯНИЕ ОРГАНОМИНЕРАЛЬНЫХ МОДИФИКАТОРОВ С РАСШИРЯЮЩИМ КОМПОНЕНТОМ НА ДЕФОРМАТИВНЫЕ ХАРАКТЕРИСТИ-	67

КИ ПОЛИФУНКЦИОНАЛЬНЫХ БЕТОНОВ	
Боев А.О., Максименко В.Н., Картамышев А.И. ОПИСАНИЕ ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ МЕЖДУ АТОМАМИ МЕТАЛЛОВ В БИНАРНЫХ СПЛАВАХ	68
Кульков В.Г., Дудаков Д.С., Сыщиков А.А. ВНУТРЕННЕЕ ТРЕНИЕ В НАНОКОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛАХ	69
Бочкарёва А.В., Баранникова С.А., Лунев А.Г., Ли Ю.В., Зуев Л.Б. ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ВОДОРОДА НА ЛОКАЛИЗАЦИЮ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ВЫСОКОХРОМИСТОЙ СТАЛИ	71
Литовченко И.Ю. Аккузин С.А, Полехина Н.А., Тюменцев А.Н. СТРУКТУРА И СВОЙСТВА СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО АУСТЕНИТА, СФОРМИРОВАННОГО В РЕЗУЛЬТАТЕ ПРЯМЫХ И ОБРАТНЫХ МАРТЕНСИТНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ	73
Батомункуев А.Ю., Ушаков И.В. КОМПЬЮТЕРНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ВОЗДЕЙСТВИЯ НА НАНОСТРУКТУРНЫЕ МАТЕРИАЛЫ НАНОСЕКУНДНЫХ ЛАЗЕРНЫХ ИМПУЛЬСОВ ДЛЯ ЗАЛЕЧИВАНИЯ ПОВЕРХНОСТНЫХ ТРЕЩИН	74
Дежин В.В. О КОЛЕБАНИЯХ ДВУХ СМЕЖНЫХ ДИСЛОКАЦИОННЫХ СЕГМЕНТОВ	75
Липатов Р.А., Иоффе А.В., Седых А.А. КОРРОЗИОННО-МЕХАНИЧЕСКОЕ РАЗРУШЕНИЕ МУФТ НКТ, ИЗГОТОВЛЕННЫХ ИЗ СТАЛИ МАРКИ 22Г2Ф	77
Воробьев Д.А., Кудря А.В. ПОИСК СТАТИСТИЧЕСКИХ ПРОЦЕДУР, ЭФФЕКТИВНЫХ ДЛЯ BIG DATA АНАЛИЗА В ЧЕРНОЙ МЕТАЛЛУРГИИ С ЦЕЛЬЮ ПРОГНОЗА КАЧЕСТВА МЕТАЛЛА	79
Реунова К.А., Платонова Ю. Н. ОРИЕНТАЦИОННАЯ ЗАВИСИМОСТЬ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ И СВЕРХЭЛАСТИЧНОСТИ В МОНОКРИСТАЛЛАХ СПЛАВА FeNiCoAlTa	81
Чуканов А.Н., Яковенко А.А., Леонтьев И.М. ВНУТРЕННЕЕ ТРЕНИЕ И АКУСТИЧЕСКАЯ ДИАГНОСТИКА ВОДОРОДНОЙ ПОВРЕЖДАЕМОСТИ УГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЕЙ	84
Чуканов А.Н., Яковенко А.А., Сергеев Н.Н. ВНУТРЕННЕЕ ТРЕНИЕ И МОДЕЛЬ ДЕФОРМАЦИОННОЙ ПОВРЕЖДАЕМОСТИ СТАЛЕЙ	86
Рыльцев Р.Е., Клумов Б.А., Щелкачев Н.М., Шуняев К.Ю. ПОЛИТЕТРАЭДРИЧЕСКИЙ ЛОКАЛЬНЫЙ ПОРЯДОК И НАНОКРИСТАЛЛИЗАЦИЯ В ОБЪЕМОАМОРФНОМ СПЛАВЕ $Cu_{64}Zr_{36}$	87
Суханов И. И., Дитенберг И. А., Тюменцев А. Н. ТЕОРЕТИЧЕСКИЙ АНАЛИЗ ОСОБЕННОСТЕЙ ДИПОЛЬНОЙ И КВАДРУПОЛЬНОЙ КОНФИГУРАЦИЙ ЧАСТИЧНЫХ ДИСКЛИНАЦИЙ В НАНОКРИСТАЛЛАХ МЕТАЛЛОВ	88
Аксенов Д.А., Фаизова С.Н., Рааб Г.И., Фаизов И.А. РОЛЬ СТРУКТУРООБРАЗУЮЩИХ ПРОЦЕССОВ ПРИ ИПДК В ФОРМИРОВАНИИ НЕМОНОТОННЫХ СВОЙСТВ СПЛАВА СИСТЕМЫ Cu–Cr–Zr	89

Александров П.А., Викторов С.Д., Калечиц В.И., Кочанов А.Н. ОЦЕНКА СПЕКТРА РАЗМЕРОВ ЧАСТИЦ ПРИ РАЗРУШЕНИИ МАТЕРИАЛОВ В УСЛОВИЯХ КВАЗИСТАТИЧЕСКОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ	90
Федоров В.А., Березнер А.Д. РЕОЛОГИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА АМОРФНЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ КОБАЛЬТА	92
Деревягина Л.С., Панин В.Е., Корзников А.В., Гордиенко А.И. СТРУКТУРА, МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И РАЗРУШЕНИЕ СТАЛИ 12Х18Н10Т ПОСЛЕ КРИОГЕННОЙ ПРОКАТКИ И ПОСЛЕДУЮЩИХ ОТЖИГОВ	94
Злоказов М.В., Коротков В.А. ОРГАНИЗАЦИОННО-ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ ОСОБЕННОСТИ ИЗГОТОВЛЕНИЯ ШТАМПОВ С ПЛАЗМЕННОЙ ЗАКАЛКОЙ	96
Гузилова Л.И., Маслов В.Н., Васильева Е.С., Николаев В.И., Романов А.Е. МИКРОТВЁРДОСТЬ И МОДУЛЬ УПРУГОСТИ МОНОКРИСТАЛЛОВ β-Ga_2O_3, ВЫРАЩЕННЫХ ИЗ СОБСТВЕННОГО РАСПЛАВА	99
Хлебникова Ю.В., Родионов Д.П., Гервасьева И.В., Егорова Л.Ю., Суаридзе Т.Р. ЛЕНТЫ-ПОДЛОЖКИ С ОСТРОЙ КУБИЧЕСКОЙ ТЕКСТУРОЙ ИЗ БИНАРНЫХ СПЛАВОВ МЕДИ С ВАНАДИЕМ ДЛЯ ЭПИТАКСИАЛЬНОГО НАНЕСЕНИЯ БУФЕРНЫХ И СВЕРХРПРОВОДЯЩИХ СЛОЕВ	101
Пилюгин В.П., Егорова Л.Ю., Хлебникова Ю.В., Пацелов А.М. ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ ДЕФОРМАЦИИ НА ЭВОЛЮЦИЮ СТРУКТУРЫ МОНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО ЦИРКОНИЯ ПРИ СДВИГЕ ПОД ДАВЛЕНИЕМ	102
Рогачев С.О., Хаткевич В.М., Сергейчев А.В. МАТЕРИАЛ НА ОСНОВЕ АЗОТИРОВАННОЙ И ОТОЖЖЕННОЙ НЕРЖАВЕЮЩИХ СТАЛЕЙ, ПОЛУЧЕННЫЙ ГОРЯЧИМ ПРЕССОВАНИЕМ	103
Кретов Ю.Л., Буякова С.П., Кульков С.Н. ВЛИЯНИЕ MgO НА СВОЙСТВА ОКСИДНОЙ КЕРАМИКИ Al_2O_3–MgO	104
Картамышев А. И., Савельев В.Н. КЛАССИЧЕСКИЙ ПОТЕНЦИАЛ ДЛЯ МОЛЕКУЛЯРНО-ДИНАМИЧЕСКИХ РАСЧЕТОВ С УЧЕТОМ УГЛОВЫХ ВЗАИМОДЕЙСТВИЙ НА ПРИМЕРЕ ЖЕЛЕЗА	105
Пермякова И.Е., Черетаева А.О. ЗАКОНОМЕРНОСТИ КОРРОЗИОННОЙ СТОЙКОСТИ АМОРФНОГО СПЛАВА СИСТЕМЫ Co–Fe–Cr–Si–B ПРИ ТЕРМИЧЕСКЙ ОБРАБОТКЕ	107
Соснин И.М., Викарчук А.А., Тюрьков М.Н., Романов А.Е. ХИМИЧЕСКИЙ МЕТОД СИНТЕЗА СЕРЕБРЯНЫХ НАНОСТЕРЖНЕЙ В РАСТВОРЕ ЭТИЛЕНГЛИКОЛЯ В ПРИСУТСТВИИ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ НАНОЧАСТИЦ	109
Варюхин В.Н., Пашинская Е.Г., Ткаченко В.М., Бурховецкий В.В., Завдовеев А.В. ВЛИЯНИЕ СТРУКТУРЫ, СФОРМИРОВАННОЙ ПРИ ПРОКАТКЕ СО СДВИГОМ, НА ПРОЧНОСТНЫЕ И ПЛАСТИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МЕТАЛЛОВ С ГЦК РЕШЕТКОЙ	111

Барахтин Б.К., Барахтина Н.Н., Высоцкая М.А., Осокин Е.П. РАЦИОНАЛИЗАЦИЯ РЕЖИМОВ СВАРКИ ТРЕНИЕМ С ПЕРЕМЕШИВАНИЕМ ПО КРИТЕРИЮ ДИССИПАЦИИ ЭНЕРГИИ	112
Барахтин Б.К., Барахтина Н.Н., Высоцкая М.А. РАЦИОНАЛИЗАЦИЯ ПАРАМЕТРОВ ИНСТРУМЕНТА В МЕТОДЕ СВАРКИ ТРЕНИЕМ С ПЕРЕМЕШИВАНИЕМ	114
Шафеев М.Р., Грызунова Н.Н. ВЛИЯНИЕ МОРФОЛОГИИ И ФАЗОВОГО СОСТАВА ПОДЛОЖКИ НА РАЗМЕРЫ ЭЛЕКТРООСАЖДЕННЫХ НИКЕЛЕВЫХ ЧАСТИЦ	116
Лепендин А.А., Поляков В.В. СКЕЙЛИНГ ВРЕМЕННЫХ И АМПЛИТУДНЫХ РАСПРЕДЕЛЕНИЙ АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ ПРИ РАЗРУШЕНИИ СТРУКТУРНО-НЕОДНОРОДНЫХ МАТЕРИАЛОВ	117
Макрушина А.Н., Плотников В.А., Макаров С.В. ЭЛЕКТРОННЫЕ СВОЙСТВА ТОНКИХ ИНТЕРМЕТАЛЛИЧЕСКИХ ПЛЕНОК Cu\Sn	119
Смирнов И.В., Дитенберг И.А., Гриняев К.В., Пинжин Ю.П., Тюменцев А.Н., Чернов В.М. ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ РАСТЯЖЕНИЯ НА ОСОБЕННОСТИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ И РАЗРУШЕНИЯ ВНУТРЕННЕОКИСЛЕННОГО СПЛАВА V–Cr–Zr–W	121
Рубаник В.В., Рубаник В.В.мл., Легкоступов С.А., Денисенко В.Л., Бухтаревич С.П. ВЛИЯНИЕ ТЕРМООБРАБОТКИ НА ДЕФОРМАЦИОННОЕ ПОВЕДЕНИЕ TiNi ПРОВОЛОКИ ДЛЯ КОЛОРЕКТАЛЬНЫХ СТЕНТОВ	122
Малахов А.Ю., Сайков И.В. ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ ОСНОВЫ ПОЛУЧЕНИЯ СВАРКОЙ ВЗРЫВОМ ДВУХСЛОЙНЫХ ЦИЛИНДРИЧЕСКИХ ИЗДЕЛИЙ С СОЧЕТАНИЕМ СЛОЕВ «СТАЛЬ 37Г2Ф+08Х18Н10Т»	124
Кириллова И.Н., Казанцева Н.В. ОСОБЕННОСТИ ЧИСЛЕННОГО МОДЕЛИРОВАНИЯ ФАЗОВЫХ ДИАГРАММ В ПРОГРАММНОМ ПАКЕТЕ Thermo-Calc	126
Ежов И.В., Казанцева Н.В. ВЛИЯНИЕ ХИМИЧЕСКОГО СОСТАВА НА ХАРАКТЕР АТОМНОГО УПОРЯДОЧЕНИЯ B2 ФАЗЫ В СИСТЕМЕ Co–Al–Si	127
Первухина О.Л., Сайков И.В. УДАРНО-ВОЛНОВОЕ КОМПАКТИРОВАНИЕ ПОРОШКА НИКЕЛЕВОГО СПЛАВА, МОДИФИЦИРОВАННОГО НАНОПЛЕНКОЙ ОКСИДА ИТТРИЯ	128
Сайков И.В., Денисов И.В., Малахов А.Ю. ВЛИЯНИЕ ПАРАМЕТРОВ СВАРКИ ВЗРЫВОМ НА СВОЙСТВА ТЕРМОБИМЕТАЛЛА ЛАТУНЬ-ИНВАР	129
Рогачев С.О., Сундеев Р.В., Хаткевич В.М. ЭВОЛЮЦИЯ СТРУКТУРЫ И ПРОЧНОСТИ ГИБРИДНОГО МАТЕРИАЛА «СТАЛЬ / ВАНАДИЕВЫЙ СПЛАВ / СТАЛЬ» ПРИ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ	131

Химич М.А., Ковалевская Ж.Г., Ерошенко А.Ю., Шаркеев Ю.П. СТРУКТУРНО-ФАЗОВОЕ СОСТОЯНИЕ СПЛАВА Ti–Nb, ПОЛУЧЕННОГО ИЗ КОМПОЗИТНОГО ПОРОШКА МЕТОДОМ СЛС	133
Сенкевич К.С. ИССЛЕДОВАНИЕ МИКРОСТРУКТУРЫ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ TiNi ПОСЛЕ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЙ ОБРАБОТКИ	135
Гринберг Е.М., Алексеев А.А. РЕНТГЕНОГРАФИЧЕСКОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ КИНЕТИКИ НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОГО РАСПАДА МАРТЕНСИТА СРЕДНЕУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ	137
Шевченко О.И., Трекин Г.Е. ФОРМИРОВАНИЕ УПРОЧНЕННОГО СЛОЯ ПРИ ЭЛЕКТРОИСКРОВОЙ ЦЕМЕНТАЦИИ	138
Ощепкова Ю.В., Юдин Ю.В. РЕШЕНИЕ ЗАДАЧИ ОПТИМИЗАЦИИ РЕЖИМА РЕГУЛИРУЕМОГО ОХЛАЖДЕНИЯ (ЗАКАЛКИ) ПРОКАТНЫХ ВАЛКОВ	140
Бородин И.Н., Атрошенко С.А., Майер А.Е. МИКРОСТРУКТУРНЫЕ ИССЛЕДОВАНИЯ И ЧИСЛЕННОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ МЕХАНИЧЕСКОГО ДВОЙНИКОВАНИЯ СТАЛИ 12Х18Н10Т В УСЛОВИЯХ ИНТЕНСИВНЫХ ДИНАМИЧЕСКИХ ВОЗДЕЙСТВИЙ	142
Дегтярев М.В., Чащухина Т.И., Воронова Л.М. ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ ОТЖИГА НА РОСТ ЗЕРНА В ДИНАМИЧЕСКИ РЕКРИСТАЛЛИЗОВАННОЙ МЕДИ	144
Малашенко В.В., Малашенко Т.И. ОСОБЕННОСТИ ДИСЛОКАЦИОННОЙ ДИНАМИКИ ПРИ УДАРНЫХ ВОЗДЕЙСТВИЯХ НА ОБЛУЧЕННЫЕ ФЕРРОМАГНИТНЫЕ МАТЕРИАЛЫ	146
Бащенко Л.П., Будовских Е.А., Громов В.Е., Иванов Ю.Ф., Соскова Н.А. УПРОЧНЕНИЕ ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ ТИТАНА ПРИ КОМБИНИРОВАННОЙ ОБРАБОТКЕ	148
Желнина А.В., Илларионов А.Г. ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ РАЗЛИЧНЫХ КОНЦЕНТРАЦИЙ ПРИМЕСЕЙ НА ТЕРМОСТАБИЛЬНОСТЬ ВТОРЫХ ФАЗ В СПЛАВЕ ТИТАНА Ti6Al4V	150
Шляхова Г. В., Баранникова С.А., Зуев Л.Б. ОПРЕДЕЛЕНИЕ ПАРАМЕТРОВ СТРУКТУРЫ СТАЛИ 40Х13 ПО ДАННЫМ АСМ	151
Шляхова Г. В., Баранникова С.А., Зуев Л.Б. ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ СТАЛИ 40Х13 МЕТОДАМИ АСМ	152
Теплухина И.В., Цветков А.С., Голод В.М. ОПЫТ ПРОМЫШЛЕННОГО ИЗГОТОВЛЕНИЯ КРУПНОГАБАРИТНОЙ ЗАГОТОВКИ ФЛАНЦЕВОЙ ЧАСТИ КОРПУСА РЕАКТОРА С ПРИМЕНЕНИЕМ СРЕДСТВ КОМПЬЮТЕРНОГО МОДЕЛИРОВАНИЯ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ	154
Карзов Г.П., Теплухина И.В., Цветков А.С. РОЛЬ ТЕРМИЧЕСКОГО И ЗАКАЛОЧНОГО ОБОРУДОВАНИЯ В ОБЕС-	156

ПЕЧЕНИИ ТРЕБУЕМЫХ МЕХАНИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК В ПОКОВКАХ ИЗ СТАЛИ ТИПА 15Х2МФА ТОЛЩИНОЙ ДО 660 ММ	
Пташник А.В., Петров С.Н., Кондратьев С.Ю. ИССЛЕДОВАНИЕ ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ ДИСПЕРСНЫХ ВЫДЕЛЕНИЙ В ЖАРОПРОЧНОМ СПЛАВЕ СИСТЕМ Х25Н35(HP TYPE) В ТЕМПЕРАТУРНОМ ИНТЕРВАЛЕ 800–115^{0}С	157
Васильева Е.А., Марголин Б.З., Петров С.Н., Михайлов М.С., Пташник А.В. ЭЛЕКТРОННО-МИКРОСКОПИЧЕСКИЕ ИССЛЕДОВАНИЯ СТРУКТУРНО-ФАЗОВОГО СОСТОЯНИЯ И УРОВНЯ РАДИАЦИОННОГО ПОВРЕЖДЕНИЯ АУСТЕНИТНЫХ СТАЛЕЙ, ПРОШЕДШИХ ИМИТАЦИОННЫЕ ИСПЫТАНИЯ НА УСКОРИТЕЛЯХ.	159
Рубаник В.В., Рубаник В.В.мл., Непомнящая В.В. КЛАПАН С ИСПОЛНИТЕЛЬНЫМ ЭЛЕМЕНТОМ ИЗ СПФ	160
Юршев В.И., Мукатдаров Р.И., Юршев И.В. ВОЗДЕЙСТВИЕ ИМПУЛЬСНОГО ТЛЕЮЩЕГО РАЗРЯДА НА ОСАЖДЕНИЕ ПОКРЫТИЙ	162
Рубаник В.В., Рубаник В.В. мл., Лесота А.В., Шадурский А.В. ПОЭТАПНАЯ РЕАЛИЗАЦИЯ ЭФФЕКТА ПАМЯТИ В ПРОТЯЖЕННЫХ ПРОВОЛОЧНЫХ ОБРАЗЦАХ НИКЕЛИДА ТИТАНА	164
Багрец Д.А., Рубаник В.В., Рубаник В.В. мл., Дородейко В.Г. ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ СВОЙСТВА ОРТОДОНТИЧЕСКИХ ДУГ ИЗ TiNi СПЛАВА С ЗАЩИТНО-ДЕКОРАТИВНЫМИ ПОКРЫТИЯМИ НИТРИДА ТИТАНА	166
Кондратьева Л.А., Богатов М.В. ИССЛЕДОВАНИЕ ВОЗМОЖНОСТИ ПОЛУЧЕНИЯ НИТРИДНОЙ КОМПОЗИЦИИ AlN-BN В РЕЖИМЕ СВС-АЗ	168
Перлович Ю.А., Исаенкова М.Г., Доброхотов П.Л., Столбов С. Д. ФОРМИРОВАНИЕ ПОСЛОЙНОЙ НЕОДНОРОДНОСТИ ТЕКСТУРЫ И СТРУКТУРЫ В ГОРЯЧЕКАТАНЫХ ФЕРРИТНЫХ СТАЛЯХ	170
Данилов С.В., Лобанов М.Л. ТЕКСТУРА ГОРЯЧЕЙ ПРОКАТКИ МАТЕРИАЛОВ С КУБИЧЕСКИМИ РЕШЁТКАМИ	172
Майер Г.Г., Астафурова Е.Г., Мельников Е.В., Гальченко Н.К., Захаров Г.Н. ВЛИЯНИЕ ЛЕГИРОВАНИЯ ВОДОРОДОМ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И ХАРАКТЕР РАЗРУШЕНИЯ ВЫСОКОАЗОТИСТОЙ ХРОМОМАРГАНЦЕВОЙ СТАЛИ	174
Брусницына Е. В., Муфтахетдинова Р. Ф., Яковлев Г. А., Гроховский В. И. ОЦЕНКА МЕТАЛЛОГРАФИЧЕСКИХ СКОРОСТЕЙ ОХЛАЖДЕНИЯ МЕТЕОРИТА ЧЕЛЯБИНСК В ОБЛАСТЯХ С РАЗЛИЧНОЙ ЛИТОЛОГИЕЙ	175
Барынин В. В., Дружинин А. Н. ВЛИЯНИЕ ПРЕДВАРИТЕЛЬНОЙ (НАВЕДЕННОЙ) ДЕФОРМАЦИИ НА ХАРАКТЕРИСТИКИ ВОССТАНОВЛЕНИЯ ФОРМЫ ИНТЕРМЕТАЛЛИДА TiNi	177
Меркушкин Е.А., Березовская В.В. ПРОГНОЗИРОВАНИЕ ПИТТИНГОСТОЙКОСТИ АУСТЕНИТНЫХ КОРРОЗИОННОСТОЙКИХ СТАЛЕЙ, СОДЕРЖАЩИХ АЗОТ И УГЛЕРОД	180

Малашенко В.В., МалашенкоТ.И., Белых Н.В. ГИДРОСТАТИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА МЕТАЛЛОВ С ЛЕГИРУЮЩИМИ ДОБАВКАМИ	182
Ефтифеева А.С., Панченко Е.Ю., Чумляков Ю.И. УСЛОВИЯ НАБЛЮДЕНИЯ ДВУСТОРОННЕГО ЭФФЕКТА ПАМЯТИ ФОРМЫ И ЕГО ЦИКЛИЧЕСКАЯ СТАБИЛЬНОСТЬ В [001]-МОНОКРИСТАЛЛАХ CoNiAl	183
Бараз В.Р., Герасимов С.С. НИТРИДНОЕ ПОКРЫТИЕ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ МЕДЬ-НИКЕЛЬ	185
Юдин С.Н., Касимцев А.В., Свиридова Т.А., Московских Д.О., Титов Д.Д. СВОЙСТВА ПОРОШКОВОГО СПЛАВА НА ОСНОВЕ ИНТЕРМЕТАЛЛИДА Nb_3Al, ПОЛУЧЕННОГО РАЗЛИЧНЫМИ МЕТОДАМИ ПОРОШКОВОЙ МЕТАЛЛУРГИИ	187
Моисеев А.А., Немирова В.А., Васюхно Н.В., Деревянко М.С., Семиров А.В. КОНТРОЛЬ СТРУКТУРЫ И МАГНИТНЫХ СВОЙСТВ МАГНИТОМЯГКИХ ПРОВОДНИКОВ МЕТОДОМ МАГНИТОИМПЕДАНСНОЙ СПЕКТРОСКОПИИ	188
Кищик А.А., Лобачев В.В., Котов А.Д., Михайловская А.В. ВЛИЯНИЕ ПЕРЕХОДНЫХ МЕТАЛЛОВ НА ПОКАЗАТЕЛИ СВЕРХПЛАСТИЧНОСТИ В СПЛАВАХ СИСТЕМЫ Al–Mg	191
Кищик М.С., Кищик А.А., Яковцева О.А., Михайловская А.В. ВЛИЯНИЕ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ОПЕРАЦИЙ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА ЛИСТОВЫХ ПОЛУФАБРИКАТОВ СПЛАВА СИСТЕМЫ Al–Mg	193
Куклина А.А., Майсурадзе М.В. , Рыжков М.А., Юдин Ю.В. ОПРЕДЕЛЕНИЕ ПАРАМЕТРОВ КИНЕТИЧЕСКОГО УРАВНЕНИЯ ИЗОТЕРМИЧЕСКОГО БЕЙНИТНОГО ПРЕВРАЩЕНИЯ СТАЛИ 50ХМФА	195
Мельников Е.В., Астафурова Е.Г., Майер Г.Г. ФАЗОВЫЙ СОСТАВ, СТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ЛЕГИРОВАННОЙ ВОДОРОДОМ СТАЛИ 08Х18Н9Т, ПОСЛЕ ДЕФОРМАЦИИ ПРОКАТКОЙ	196
Астафурова Е.Г., Майер Г.Г., Мельников Е.В., Захаров Г.Н. ВЛИЯНИЕ ЛЕГИРОВАНИЯ ВОДОРОДОМ НА ОРИЕНТАЦИОННУЮ ЗАВИСИМОСТЬ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ, МИКРОСТРУКТУРЫ И ХАРАКТЕРА РАЗРУШЕНИЯ МОНОКРИСТАЛЛОВ СТАЛИ ГАДФИЛЬДА	197
Мочуговский А.Г., Мякишев Н. И., Котов А.Д., Михайловская А.В. ПОЛУЧЕНИЕ СВЕРХПЛАСТИЧНОГО СОСТОЯНИЯ В СПЛАВАХ НА ОСНОВЕ СИСТЕМЫ Al–Mg–Si	199
Филиппов М.А., Никифорова С.М., Жилин А.С. РАЗРАБОТКА ВЫСОКОУГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЕЙ СО СТРУКТУРОЙ МЕТАСТАБИЛЬНОГО АУСТЕНИТА С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ РАБОТ А.А. ПОПОВА ПО МАРТЕНСИТНОМУ ПРЕВРАЩЕНИЮ	201
Гуткин М.Ю., Колесникова А.Л., Красницкий С.А., Колодезный Е.С., Смирнов А.М., Романов А.Е. ПРИЗМАТИЧЕСКИЕ ДИСЛОКАЦИОННЫЕ ПЕТЛИ РАЗЛИЧНОЙ ФОРМЫ В ШИРОКОЗОННЫХ ПОЛУПРОВОДНИКОВЫХ НАНОСТРУКТУ-	203

РАХ	
Никитина М.А., Исламгалиев Р.К. ИЗУЧЕНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТЫХ ИНТЕРМЕТАЛЛИДНЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ TiAl	205
Майсурадзе М. В., Рыжков М. А., Юдин Ю. В., Сурнаева О. А., Куклина А. А. ОПРЕДЕЛЕНИЕ ТЕМПЕРАТУРНЫХ ИНТЕРВАЛОВ РАСПАДА ПЕРЕОХЛАЖДЕННОГО АУСТЕНИТА ПРИ НЕПРЕРЫВНОМ ОХЛАЖДЕНИИ СТАЛИ 25Г2С2Н2МА	206
Майсурадзе М. В., Куклина А. А., Рыжков М. А., Юдин Ю. В., ИССЛЕДОВАНИЕ СООТНОШЕНИЯ СТРУКТУРНЫХ СОСТАВЛЯЮЩИХ СТАЛИ 25Г2С2Н2МА ПРИ НЕПРЕРЫВНОМ ОХЛАЖДЕНИИ	208
Лабзова Л. В., Альбрехт П. А. АНАЛИЗ ПРИЧИН ОТКАЗА ИЗДЕЛИЯ ИЗ КОНСТРУКЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ	210
Лабзова Л. В., Берикян С. С. АМПЛИТУДНЫЕ ЗАВИСИМОСТИ ВНУТРЕННЕГО ТРЕНИЯ В СПЛАВАХ Fe–Mn–Si	212
Рамазанов К.Н., Будилов В.В., Золотов И.В. ИОННОЕ АЗОТИРОВАНИЕ ДЕТАЛЕЙ ИЗ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ В ПЛАЗМЕ ТЛЕЮЩЕГО РАЗРЯДА С ЭФФЕКТОМ ПОЛОГО КАТОДА	214
Рамазанов К.Н., Хусаинов Ю.Г., Золотов И.В., Есипов Р.С. ИСПОЛЬЗОВАНИЕ ЭФФЕКТА ПОЛОГО КАТОДА ДЛЯ ЛОКАЛЬНОГО ИОННОГО АЗОТИРОВАНИЯ ДЕТАЛЕЙ МАШИН	215
Филиппов М.А., Гервасьев М.А., Никифорова С.М., Хадыев М.С.,Михайлов С.Б., Жилин А.С., Эстемирова С.Х. ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ ИНСТРУМЕНТАЛЬНЫХ ХРОМИСТЫХ СТАЛЕЙ, ИЗНОСОСТОЙКИХ ПРИ АБРАЗИВНОМ ИЗНАШИВАНИИ	216
Поляков А.В., Валиев Р.Р., Семенова И.П., Модина Ю.М. УСТАЛОСТНОЕ ПОВЕДЕНИЕ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОГО Ti–6Al–4V СПЛАВА ДЛЯ ИНЖЕНЕРНЫХ ПРИЛОЖЕНИЙ	217
Иоффе А.В., Выбойщик М.А., Зырянов А.О. КОРРОЗИОННАЯ СТОЙКОСТЬ НАСОСНО-КОМПРЕССОРНЫХ ТРУБ ИЗ СТАЛИ 20Х13	218
Клевцов Г.В., Клевцова Н.А., Валиев Р.З., Пигалева И.Н. К ВОПРОСУ ОБ ОЦЕНКЕ ЛОКАЛЬНОГО НАПРЯЖЕННОГО СОСТОЯНИЯ У ВЕРШИНЫ ТРЕЩИНЫ В УМЗ МАТЕРИАЛАХ С ОЦК И ГЦК РЕШЕТКОЙ РЕНТГЕНОВСКИМ МЕТОДОМ	220
Панов Д.О., Смирнов А.И., Спивак Л.В., Симонов Ю.Н. СТАДИИ ОБРАЗОВАНИЯ АУСТЕНИТА ПРИ НЕПРЕРЫВНОМ НАГРЕВЕ ИСХОДНО ХОЛОДНОДЕФОРМИРОВАННОЙ НИЗКОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ В МЕЖКРИТИЧЕСКОМ ИНТЕРВАЛЕ ТЕМПЕРАТУР	222
Беликов С.В., Загороднова Л.И., Гудов А.Г., Бурмасов С.П., Жиляков А.Ю. ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ФАЗОВОГО СОСТАВА СПЛАВА ЭК77 НА ВЯЗКОСТЬ РАСПЛАВА И ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ СТРУКТУРЫ СЛИТКА.	223

Трекин Г.Е., Шевченко О.И., Астафьев Г.И. ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ ЭЛЕКТРОИСКРОВОГО ИЗМЕНЕННОГО СЛОЯ	225
Бочкарёва А.В., Баранникова С.А., Лунев А.Г., Ли Ю.В., Зуев Л.Б. ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ВОДОРОДА НА ИЗМЕНЕНИЕ СКОРОСТИ УЛЬТРАЗВУКА В НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛИ	226
Вьюненко Ю.Н., Черняева Е.В. ВЛИЯНИЕ СКОРОСТИ НАГРЕВА НА АКУСТИЧЕСКУЮ ЭМИССИЮ ПРИ МАРТЕНСИТНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЯХ В СПЛАВЕ TiNi	227
Рынденков Д.В., Рыбанцова Е., Казанский П.Р., Дмитриева Т.Г. ИССЛЕДОВАНИЯ ДИНАМИКИ ВЫДЕЛЕНИЯ γ’-ФАЗЫ В ПРОЦЕССЕ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОГО ОТЖИГА МЕТОДОМ ПРОСВЕЧИВАЮЩЕЙ ЭЛЕКТРОННОЙ МИКРОСКОПИИ	229
Мукатдаров Р.И., Юршев В.И., Юршев И.В., Краснов Д.В. ИССЛЕДОВАНИЕ СТАЛИ 08Х14 ПОСЛЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ	230
Окишев К.Ю., Мирзаев Д.А., Созыкина А.С., Гребенщикова А.Г. РАСЧЁТ КИНЕТИКИ ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ В ВЫСОКОУГЛЕРОДИСТЫХ СПЛАВАХ ЖЕЛЕЗО – УГЛЕРОД – ХРОМ	232
Ганеев А.В., Исламгалиев Р.К., Никитина М.А., Рамазанов К.Н. ВЛИЯНИЕ УМЗ СТРУКТУРЫ И ВАКУУМНО ПЛАЗМЕННОГО ПОКРЫТИЯ TiN НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СТАЛИ 13Х11Н2В2МФ	232
Пережогин В.Ю., Новицкий Е., Чыонг Чинь хыу, Папина К.Б., Соколовская Э.А., Кудря А.В. ЦИФРОВЫЕ ПРОЦЕДУРЫ ИЗМЕРЕНИЯ ПОЛОСЧАТОСТИ В МИКРОСТРУКТУРЕ ЛИСТОВЫХ СТАЛЕЙ И ОЦЕНКИ ЕЁ ВОЗМОЖНЫХ ПОСЛЕДСТВИЙ В ИЗЛОМАХ	233
Мальцева Л. А., Левина А. В., Мальцева Т. В., Озерец Н. Н., Демидов С. А., Ягудин Г. А. СТРУКТУРНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В АУСТЕНИТНО-ФЕРРИТНОЙ СТАЛИ ПРИ СДВИГЕ ПОД ДАВЛЕНИЕМ	235
Мальцева Л.А., Озерец Н.Н., Левина А.В., Шарапова В.А., Вахонина К. Д., Шестопалов Ю.А. ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В МЕТАСТАБИЛЬНОЙ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ ПРИ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ	237
Яковцева О.А., Левченко В.С., Михайловская А.В. ДИНАМИКА ИЗМЕНЕНИЯ ЗЕРЕННОЙ СТРУКТУРЫ ПРИ СВЕРХПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ЛАТУНИ	238
Яковцева О.А., Кищик М.С., Котов А.Д., Михайловская А.В., Ильясов Р.Р., Крымский С.В. ВЛИЯНИЕ ГОМОГЕНИЗАЦИОННОГО ОТЖИГА НА СТРУКТУРУ И ПРОКАТЫВАЕМОСТЬ СПЛАВА Д16 С МАЛОЙ ДОБАВКОЙ ЦИРКОНИЯ	240
Калетина Ю.В., Ефимова Е.Д., Калетин А.Ю. ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРЫ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ Ni–Mn–In ПОСЛЕ ТЕРМОЦИКЛИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ	242
Царенко Ю.В. , Рубаник В.В. ПРИМЕНЕНИЕ УЛЬТРАЗВУКА ДЛЯ ПОВЫШЕНИЯ СЛУЖЕБНЫХ ХА-	243

РАКТЕРИСТИК ТЕРМОПАРНОГО КАБЕЛЯ	
Засыпкин С.В. К ВОПРОСУ ОБ ИДЕНТИФИКАЦИИ ФРАГМЕНТОВ РАЗРУШЕННЫХ БОЛТОВ В ПРОЦЕССЕ МЕТАЛЛОГРАФИЧЕСКОЙ ЭКСПЕРТИЗЫ	245
Клевцова Н.А., Клевцов Г.В., Валиев Р.З. ОБЩИЕ ЗАКОНОМЕРНОСТИ ВЛИЯНИЯ ЛОКАЛЬНОГО НАПРЯЖЕННОГО СОСТОЯНИЯ НА МАРТЕНСИТНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В ПЛАСТИЧЕСКИХ ЗОНАХ ПРИ РАЗРУШЕНИИ АУСТЕНИТНЫХ СТАЛЕЙ С КЗ И УМЗ СТРУКТУРОЙ	246
Мирзаев Д.А., Шабуров А.Д. ТЕРМИЧЕСКИЕ НАПРЯЖЕНИЯ ПРИ ОХЛАЖДЕНИИ СТАЛЬНЫХ ПОКОВОК И ИХ ВЛИЯНИЕ НА ОБРАЗОВАНИЕ ВОДОРОДНЫХ ТРЕЩИН (ФЛОКЕНОВ)	248
Филиппов А.М., Сидоров А.Н., Азин А.С. ОПЫТ ОЦЕНКИ КАЧЕСТВА ЭЛЕМЕНТОВ НЕОБОГРЕВАЕМОГО КОНТУРА ЭНЕРГЕТИЧЕСКИХ КОТЛОВ НА ВЫРЕЗКАХ	250
Лаев К.А., Михайлов С.Б., Михайлова Н.А. ВЫБОР ТЕМПЕРАТУРЫ АУСТЕНИТИЗИРУЕЩЕГО НАГРЕВА ПРОИЗВОДСТВА ТРУБ ИЗ СТАЛИ 20Х13	251
Михайлов С.Б., Михайлова Н.А., Цветкова К.Ю. ВАРИАНТ ПРОВЕДЕНИЯ НУЛЕВОЙ ЛИНИИ ПРИ РАСШИФРОВКЕ ТЕРМОГРАММ DTA	253
Михайлов С.Б., Михайлова Н.А., Шарапова В.А., Цветкова К.Ю. ЛОГАРИФМИЧЕСКИЙ ВАРИАНТ ПРОВЕДЕНИЯ НУЛЕВОЙ ЛИНИИ ПРИ РАСШИФРОВКЕ ДИЛАТОГРАММ DL	255
Михайлов С.Б., Михайлова Н.А., Мороз Е.В. ОСОБЕННОСТИ РЕГИСТРАЦИИ ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ НАГРЕВА СТАЛИ 12Х10НМФБ ПРИ РАСШИФРОВКЕ ДИЛАТОГРАММ DL И ТЕРМОГРАММ DTA	257
Фарахутдинов Р.А., Мосюков Д.Б., Николаев С.О., Курынцев С.В. ВЛИЯНИЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА СВАРНЫЕ СОЕДИНЕНИЯ СТАЛИ 30ХГСА, ПОЛУЧЕННЫЕ ВЫСОКОСКОРОСТНОЙ ЛАЗЕРНОЙ СВАРКОЙ	259
Фарахутдинов Р.А., Николаев С.О., Мосюков Д.Б., Курынцев С.В. ЛАЗЕРНОЕ ОБЪЕМНОЕ УПРОЧНЕНИЕ КОНСТРУКЦИОННОЙ СТАЛИ 30ХГСА	262
Мишин В.М., Волоконский М.В. ВЛИЯНИЕ ЗЕРНОГРАНИЧНОЙ СЕГРЕГАЦИИ ФОСФОРА НА ЛОКАЛЬНУЮ ПРОЧНОСТЬ ГРАНИЦ ЗЁРЕН МАРТЕНСИТНОЙ СТАЛИ	263
Мишин В.М., Волоконский М.В. ВЛИЯНИЕ СОПРОТИВЛЕНИЯ СКОЛУ НА ХЛАДНОЛОМКОСТЬ СТАЛЬНЫХ ДЕТАЛЕЙ С КОНЦЕНТРАТОРАМИ НАПРЯЖЕНИЙ	266
Кащенко М.П., Чащина В.Г. КРИТИЧЕСКИЙ РАЗМЕР ЗЕРНА И СТЕПЕНЬ ПОЛНОТЫ МАРТЕНСИТНОГО ПРЕВРАЩЕНИЯ	268

Кащенко М.П., Латыпов И.Ф., Чащина В. Г. МОДУЛЯЦИЯ СООТНОШЕНИЯ КОМПОНЕНТ ДВОЙНИКОВ ПРЕВРАЩЕНИЯ, ОБУСЛОВЛЕННАЯ РЕАЛЬНЫМ СООТНОШЕНИЕМ СКОРОСТЕЙ ВОЛН В СОСТАВЕ УПРАВЛЯЮЩЕГО ВОЛНОВОГО ПРОЦЕССА	270
Ле Хай Нинь, Соколовская Э.А., Кудря А.В., Траченко В.А., Нго Нгок Ха, Ахмедова Т.Ш. СОПОСТАВЛЕНИЕ ГЕОМЕТРИИ СТРОЕНИЯ ВЯЗКИХ ИЗЛОМОВ СТАЛЕЙ В РАЗЛИЧНОМ СОСТОЯНИИ ПОСТАВКИ	271
Тарасов Б.А., Юрлова М.С., Коновалов И.И. НЕКОТОРЫЕ МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЕЧЕННОЙ И ДЕФОРМИРОВАННОЙ СТАЛИ ЭП-450ДУО	272
Кудря А.В., Соколовская Э.А., Траченко В.А., Скородумов С.В., Папина К.Б., Цуканов А.В., Васильев С.Г. ИЗМЕРЕНИЕ МИКРОСТРУКТУР В ТРУБНЫХ СТАЛЯХ ПОВЫШЕННОЙ КАТЕГОРИИ ПРОЧНОСТИ	274
Частоедов В.А., Кондратьев Н.С. ПРИМЕНЕНИЕ АППАРАТА ВЕЙЛЕТОВ ДЛЯ АНАЛИЗА ТЕКСТУРЫ ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ	276
Лисовский В.А., Лисовская О.Б., Слюдова А.А. ИЗМЕНЕНИЕ СТРУКТУРЫ ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ МЕДИ ПРИ ДИФФУЗИОННОМ ОТЖИГЕ В РАСПЛАВАХ СОЛЕЙ, СОДЕРЖАЩИХ ДИФФУЗАНТ-ИОНЫ РЗМ	278
Макаров А.В., Соболева Н.Н. ФОРМИРОВАНИЕ ИЗНОСОСТОЙКИХ NiCrBSi ПОКРЫТИЙ ЛАЗЕРНОЙ НАПЛАВКОЙ И КОМБИНИРОВАННЫМИ ОБРАБОТКАМИ	279
Салищев Г.А., Степанов Н.Д. МНОГОЭЛЕМЕНТНЫЕ ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫЕ СПЛАВЫ: СТРУКТУРА, СВОЙСТВА, ПРИМЕНЕНИЕ	281
Скородумов С.В., Нестеров Г.В., Студёнов Е.П., Неганов Д.А. ИССЛЕДОВАНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ И ХИМИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК ТРУБНЫХ СТАЛЕЙ ДЛИТЕЛЬНО ЭКСПЛУАТИРУЕМЫХ НЕФТЕПРОВОДОВ	282
Нестеров Г.В., Студёнов Е.П., Скородумов С.В., Азарин А.И. ТРУБЫ ДЛЯ МАГИСТРАЛЬНЫХ НЕФТЕПРОВОДОВ И НЕФТЕПРОДУКТОПРОВОДОВ	283
Рузманова Я. Д., Соснин И. М., Чиркунова Н. В., Дорогов М. В., Викарчук А. А., Романов А. Е. НАНОСТРУКТУРНЫЕ ФОТОКАТАЛИЗАТОРЫ ДЛЯ ОЧИСТКИ СТОЧНЫХ ВОД	284
Попов А.А., Россина Н.Г., Попова М.А. ФАЗОВЫЕ И СТРУКТУРНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В ЖАРОПРОЧНЫХ СПЛАВАХ ТИТАНА	285
Камалов А.Ф., Чернейкина Я.В., Кулясова О.Б., Исламгалиев Р.К. СТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОГО МАГНИЕВОГО СПЛАВА Mg–1Ca	285

Гладковский С.В., Кутенева С.В., Каманцев И.С., Веселова В.Е., Сергеев С.Н. СТРУКТУРА И СВОЙСТВА СЛОИСТЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДАМИ ПАКЕТНОЙ ПРОКАТКИ И СВАРКИ ВЗРЫВОМ	286
Попов Н.А., Кузнецов В.П., Лесников В.П. ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В МОНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ЖАРОПРОЧНЫХ НИКЕЛЕВЫХ СПЛАВАХ	288
Именной указатель	289
Содержание	295

Научное издание

«АКТУАЛЬНЫЕ ПРОБЛЕМЫ ФИЗИЧЕСКОГО МЕТАЛЛОВЕДЕНИЯ СТАЛЕЙ И СПЛАВОВ»

XXIII Уральская школа металловедов-термистов,
посвященная 100-летию со дня рождения профессора А.А. Попова

(Тольятти, 2–6 февраля 2016 года)

«ФИЗИЧЕСКОЕ МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ»

VII Международная школа
с элементами научной школы для молодежи

(Тольятти, 31 января – 5 февраля 2016 года)

Сборник материалов

В авторской редакции

Компьютерная верстка: *Е.В. Черняева*

Дизайн обложки: *Г.В. Карасева*

Подписано в печать 18.01.2016. Формат 60×84/16.
Печать оперативная. Усл. п. л. 17,96.
Тираж 150 экз. Заказ № 4-01-16.

Издательство Тольяттинского государственного университета
445667, г. Тольятти, ул. Белорусская, 14