

РАЗДЕЛ VII

ЛИТЬЕ ЦВЕТНЫХ МЕТАЛЛОВ. ОБРАБОТКА МЕТАЛЛОВ ДАВЛЕНИЕМ И ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА МЕТАЛЛОВ

РАЗДЕЛ VII. ЛИТЬЕ ЦВЕТНЫХ МЕТАЛЛОВ. ОБРАБОТКА МЕТАЛЛОВ ДАВЛЕНИЕМ И ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА МЕТАЛЛОВ

Исследование влияния модифицирования и скорости охлаждения силуминов 590 на диспергирование их структурных составляющих и механические свойства отливок <i>Г.П. Усынина, Е.Г. Чувашов, С.В. Мельников</i>	590
Применение покрытия Wise-Chem E-212-F с целью предотвращения 597 взрывов жидкого алюминия <i>А.У. Лоури, В.В. Кофман</i>	597
Опыт внедрения электронагревателей защищенного типа на предприятиях ОК РУСАЛ ... 601 <i>В.Ф. Фролов, С.В. Солдатов</i>	601
Влияние легирования алюминием на стойкость чугуновых конструкций 603 в условиях высокотемпературной газовой коррозии <i>А.Ф. Шиманский, В.С. Биронт, В.Г. Бабкин, А.М. Погодаев, А.С. Самойло, В.К. Фризоргер, Е.С. Голоскин, И.А. Шиманский</i>	603
Получение сплавов Al-Ti-B в солевых расплавах 609 <i>Н.М. Барбин, И.Г. Бродова, Т.И. Яблонских, В.В. Чебыкин, Я.Б. Чернов, Э.Н. Попова, Л.Е. Бодрова, В.А. Долматов, Э.А. Пастухов, Н.А. Ватолин</i>	609
Исследование изменчивости механических свойств при производстве стальной 613 холоднокатаной ленты <i>Э.М. Голубчик, В.Е. Телегин</i>	613
Влияние состава шихтовых материалов на литейные свойства сплава АК12 617 <i>Н.В. Окладникова, Ю.А. Клейменов, Г.В. Ровенский, О.В. Тимофеева, А.А. Перебоева, Т.А. Орелкина, Т.Н. Дроздова</i>	617
Ультра- и нанодисперсные керамические порошки для модификации металлов и сплавов ... 624 <i>В.А. Полубояров, А.Н. Черепанов, З.А. Коротаяева</i>	624
Использование огнеупорных бетонов ООО «Метпромснаб» для производства алюминия ... 628 <i>А.А. Соломатов, Ю.Н. Черепанов, Ю.Л. Голоперов, Л.Н. Боргояков, А.А. Кондрукевич, М.М. Нугманов, И.А. Еропкин</i>	628
Графитсодержащие огнеупорные материалы и изделия для литейного производства 634 <i>Л.И. Мамина, А.И. Безруких, В.Н. Баранов, А.В. Морозов, С.И. Лыткина, А.Н. Жидков</i>	634
Возможности повышения уровня свойств биметаллической сталемедной 636 проволоки применением объемных наноструктурных материалов <i>М.В. Чукин, Д.Г. Емалева, М.А. Полякова</i>	636
Повышение эффективности электрического плавильно-литейного агрегата 643 <i>Р.М. Христинич, А.Р. Христинич</i>	643
Переработка по технологии TUMBLER и производство вторичного алюминия 649 <i>Д. Рос</i>	649
Состояние и перспективы развития технологий производства деформированных 656 полуфабрикатов из алюминиевых сплавов на предприятиях РФ <i>Ю.А. Горбунов</i>	656
Анализ деформационных режимов обработки благородных металлов 663 и сплавов на их основе <i>Н.Н. Довженко, С.Б. Сидельников, Э.В. Мальцев, В.С. Биронт, А.В. Столяров, Е.С. Лопатина, И.В. Усков, А.П. Шубаков, Э.А. Рудницкий, О.С. Лебедева</i>	663
Кристаллизация алюминиевого сплава в импульсном электромагнитном поле 670 <i>И.Н. Ердаков, В.В. Новокрещенев</i>	670
Перспективы развития комбинированных и совмещенных процессов 673 обработки цветных металлов и их сплавов <i>С.Б. Сидельников, Н.Н. Довженко</i>	673
Использование методов термометаллургической обработки для получения изделий 677 из сортовой сыпучей стружки цветных металлов и сплавов <i>Н.Н. Загиров</i>	677

Непрерывное прессование металлов силами контактного трения заготовки	682
с движущимся контейнером	
<i>Ю.В. Горохов, И.В. Солопко, В.П. Суслов</i>	
Особенности производства фасонных холодногнутых профилей из сталей	686
повышенной прочности	
<i>Г.В. Щуров, Э.М. Голубчик, М.В. Чукин</i>	
Анализ параметров, которые влияют на диффузионные процессы в ходе	689
гомогенизации сплава $AlZn_{5,5}Mg_{2,5}Cu_{1,5}$	
<i>В. Вайзова</i>	
Сотрудничество НПЦ Магнитной гидродинамики с российскими и зарубежными	695
партнерами по созданию плавлено-литейных технологий для цветных металлов	
<i>В.Н. Тимофеев, Р.М. Христинич, С.А. Бояков, А.И. Корчагин, А. А. Темеров,</i>	
<i>М. В. Первухин, Е.А. Павлов, Е.А. Головенко</i>	

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ МОДИФИЦИРОВАНИЯ И СКОРОСТИ ОХЛАЖДЕНИЯ СИЛУМИНОВ НА ДИСПЕРГИРОВАНИЕ ИХ СТРУКТУРНЫХ СОСТАВЛЯЮЩИХ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ОТЛИВОК

Г.П. Усынина, Е.Г. Чувашов, С.В. Мельников

ООО «К и К», г. Красноярск, Россия

ООО «РУС-Инжиниринг», филиал в г. Красноярске, Россия

Скорость охлаждения, равно как и степень модифицирования, является одним из основных факторов, способствующих получению отливок из силуминов с определенными механическими и эксплуатационными свойствами.

В многочисленных монографиях и статьях по силуминам отсутствуют конкретные данные по механическим свойствам и структурным параметрам в зависимости от этих важных технологических характеристик в отливках из сплава АК12, который наиболее широко используется в практике. Оценка имеет, в основном, качественный, а не количественный характер.

В связи с этим не установлено, насколько изменяется размер основных структурных составляющих сплава АК12: эвтектического кремния, Fe-содержащих фаз, пористости и неметаллических включений в зависимости от количества введенного модификатора и скорости охлаждения, которая напрямую зависит от дендритного параметра отливок.

Если учитывать, что определенное количество модифицирующей добавки и скорость охлаждения могут оказывать одинаковое влияние, например, на эвтектический кремний, то при разработке технологии конкретной отливки не представляется возможным определить, какое количество модификатора необходимо ввести, чтобы он был не в избытке или недостатке. Это имеет большое значение и из-за высокой стоимости модифицирующих добавок: лигатур AlSr и AlTiB.

Невыясненным остается вопрос влияния модификаторов на образование так называемой «перемодифицированной» структуры, когда эвтектика Al-Si дробится и на границах зерен-колоний наблюдаются частицы укрупненного кремния и грубые игольчатые Fe-содержащие фазы.

Мальцев М.В., много занимающийся силуминами, в свое время показал, что такая структура образуется при введении несколько большего количества модификатора, чем требуется для получения тонкой равномерной структуры эвтектики. В то же время другие авторы огрубление структуры на границах эвтектических зерен (или грубых ободков) объясняют непостоянством теплового режима их роста, тепловыми режимами кристаллизации и влиянием примесей [1].

Неоправданным, на наш взгляд, является введение титана как модификатора в сплав АК12. Как показал Белов Н.А. в своей статье, кремний заметно снижает растворимость Ti в жидкой фазе. Поэтому при обычной для силуминов температуре литья (700–720 °С) могут присутствовать первичные кристаллы Ti-фазы. Автор говорит, что при концентрации титана <0,1 % вреда от него нет, но и польза сомнительна, поскольку эффективность модифицирования определяется, прежде всего, технологией ввода при кристаллизации отливки, а не просто присутствием этого элемента в расплаве. Учитывая, что введение титана (как правило, из лигатуры) приводит к повышению стоимости сплава, было бы разумным, отмечается в статье, перевести этот элемент в примесь, ограничив предельную концентрацию (на примере сплава АК8л) до 0,1–0,15 % [2].

В данной работе:

- определяли влияние количества вводимых лигатур AlTiB и AlSr на степень измельчения дендритов альфа – твердого раствора, эвтектического Si, пористость и механические свойства отливок из сплава АК12;
- исследовали влияние дендритного параметра, а соответственно, скорости охлаждения, на пористость и механические свойства отливок из сплава АК12. Кроме

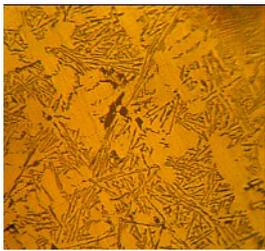
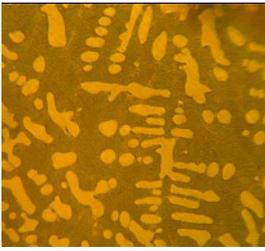
того, определяли влияние скорости охлаждения отливок на размер и морфологию Fe-содержащих фаз и эвтектического кремния;

- определяли зависимость механических и эксплуатационных свойств отливок из силуминов от размера и количества твердых и газовых неметаллических включений в них.

С введением стронция в сплав АК12 в количестве 2,8 кг/т и дальнейшим повышением его содержания до 5,6 кг/т происходит измельчение эвтектического кремния и вместе с тем увеличение пористости в отливках (табл. 1). Содержание стронция из-за его испарения в процессе литья в течение 1,5 часов уменьшается в 1,5 раза.

Таблица 1

Влияние количества вводимой в сплав АК12 лигатуры AlSr10 на структуру и пористость отливок

Количество AlSr10, кг/т	Микроструктура	Описание микроструктуры
без AlSr10		Структура состоит из дендритов α -твердого раствора и грубой Al-Si эвтектики
2,8		При введении в приготовленный сплав АК12 лигатуры AlSr10 (без AlTi5B1) крупноигльчатый эвтектический кремний измельчается. Эвтектика Al-Si приобретает тонкодисперсное строение
4,0–5,6		С увеличением количества лигатуры AlSr10 от 4 кг/т до 5,6 кг/т в сплаве возрастает пористость

При введении лигатурного прутка AlTiB в сплав АК12 также образуется пористость, количество которой, а также размер пор возрастают с увеличением количества лигатуры в сплаве. Это можно объяснить тем, что титан, входящий в состав лигатуры AlTiB, как и стронций, является гидридообразующим элементом и способствует поглощению водорода расплавом вследствие образования и последующего распада гидридов.

Исследование влияния количества вводимой прутковой лигатуры AlTiB на степень измельчения дендритов α -твердого раствора и состояние Al-Si эвтектики в отливках из сплава АК12 показало, что дендриты алюминиевого твердого раствора имеют тонкое строение в периферийной зоне отливки

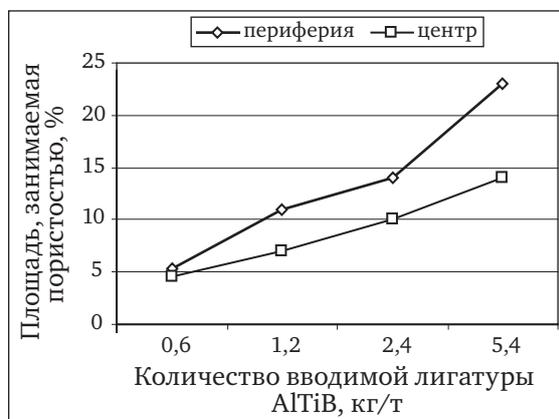
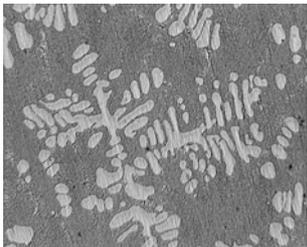
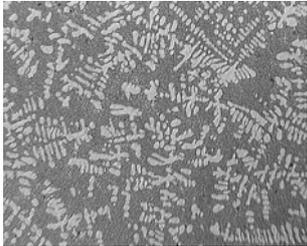
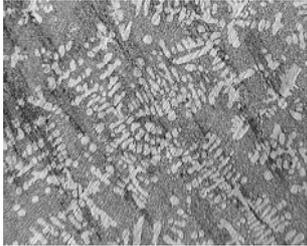
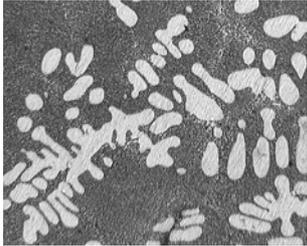


Рис. 1. Влияние лигатуры AlTiB на процентную площадь пористости по сечению проб сплава АК12

и более грубое – в центре пробы. При этом такая структура наблюдается как при содержании в расплаве лигатурного прутка AlTi5B1 0,6 кг/т, так и при введении его в количестве 5,4 кг/т. Это обстоятельство свидетельствует о том, что размер дендритов алюминиевого твёрдого раствора, равно как и их ветвей, зависят только от скорости охлаждения отливки.

Таблица 2

Влияние количества вводимой в расплав лигатуры AlTi5B1 на структуру по сечению отливок из сплава АК12

Номер пробы	Количество лигатуры AlTi5B1, кг/т	Микроструктура по сечению проб, х50	
		периферия	центр
1	0,6		
2	1,2		
3	2,4		
4	5,4		

При этом установлено, что при модифицировании сплава АК12 лигатурой AlTi5B1 в количестве 0,6 кг/т заметного увеличения кремниевых частиц не наблюдается, и они имеют глобулярную форму.

При введении в сплав АК12 лигатуры AlTi5B1 в количестве 1,2 кг/т в периферии, где скорость охлаждения выше, присутствуют еще дисперсные кремниевые частицы глобулярной формы, а в центральной части уже появляются пластинки кремния.

При увеличении количества лигатуры до 2,4 кг/т уменьшается количество кремниевых частиц и происходит их рост в направлении образования включений иглообразной формы.

О том, что имеет место коагуляция частиц кремния, свидетельствует тот факт, что количество α-твёрдого раствора увеличивается.

Исследование микроструктуры сплава АК12 с содержанием лигатуры AlTi5B1 в количестве 5,4 кг/т показывает, что разница в размере частиц кремния между периферией и центром проб практически стирается, при этом имеют место отдельные протяженные иглообразные включения, достигающие размера 800 мкм.

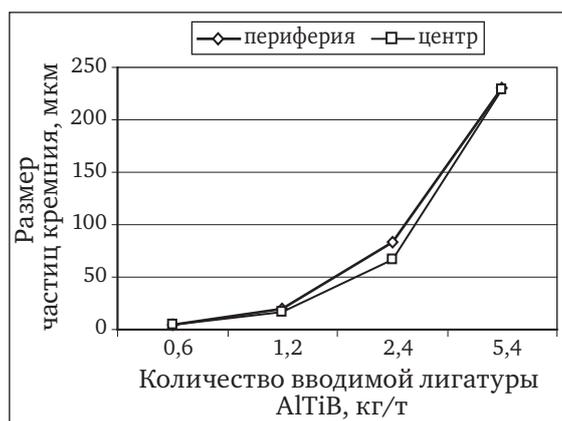


Рис. 2. Зависимость размера частиц эвтектического кремния в отливках сплава АК12 от количества лигатуры AlTi5B1 в расплаве

Исследование структуры проб сплава АК12 с разным содержанием Sr и Ti показало, что при высоком титане (>0,14%) в сплаве ослабляется действие стронция, как модификатора эвтектики Al-Si, даже при содержании его в сплаве 0,0434%. В структуре наблюдаются крупные частицы кремния. Возможно, это происходит за счет того, что стронций при введении лигатурного прутка AlTi5B1 в сплав, образует соединение B_6Sr согласно диаграмме B-Sr. В результате этого стронций, модифицирующий в эвтектике кремний, используется не по назначению, и, как результат, не работает эффективно как модификатор эвтектики.

Результаты определения механических свойств отливок сплава АК12 в зависимости от разного количества вводимых лигатур AlSr и AlTi5B1 показали, что наилучшие и стабильные механические свойства получаются при легировании сплава АК12 одной лигатурой AlSr10 в количестве 2,8 кг/т (табл. 3). Эвтектика Al-Si при этом приобретает тонкодисперсное строение. При комплексном легировании АК12 лигатурами AlSr10 и AlTi5B1 происходит увеличение пористости и снижение механических свойств.

Таблица 3

Механические свойства отливок их сплава АК12 в зависимости от количества вводимых в расплав лигатур AlTi5B1 и AlSr10

№ плавки, количество AlTi5B1 и AlSr10	Ti, %	Sr, %	σ_v , кгс/мм ²	δ , %
№ 1, без AlTi5B1	0,096	0,0003	20,5	3,67
№ 1, AlTi5B1 1 кг/т	0,102	0,0003	17,82–19,25	3,33–3,83
№ 1, AlTi5B1 2 кг/т	0,107	0,0003	16,10–18,40	2,50–3,67
№ 1, AlTi5B1 2,5 кг/т	0,111	0,0003	16,17–18,91	2,67–3,33
№ 2, без AlSr10	0,094	0,0004	18,95–20,5	3,33–4,0
№ 2, AlSr10 2,8 кг/т	0,094	0,023	22,02–22,89	7,17–9,17
№ 2, AlSr10 4 кг/т	0,094	0,031–0,034	18,77–19,12	3,33–3,83
№ 2, AlSr10 5,6 кг/т	0,095	0,031–0,047	18,31–21,87	4,33–10,83
№ 3, AlTi5B1 1 кг/т + AlSr10 5,6 кг/т	0,101	0,039	22,09–22,59	8,17
№ 3, AlTi5B1 2 кг/т + AlSr10 5,6 кг/т	0,108–0,109	0,037	21,37–22,30	6,67–11,17
№ 3, AlTi5B1 2,5 кг/т + AlSr10 5,6 кг/т	0,110–0,119	0,038–0,047	18,39–18,53	4,83

Для исследования влияния скорости охлаждения на структуру и механические свойства сплава АК12 производили его отливку в кокиль, предварительно прогретый до температур: 300, 200, 100 и 20 °С. Далее из отливок для исследования структуры и испытания механических свойств изготавливали образцы. На образцах измеряли дендритный параметр и затем по известному графику [3] определяли скорость охлаждения отливок.

Полученные экспериментальные данные позволяют по дендритному параметру оценивать скорость охлаждения отливок (рис. 3). Регулируя скорость охлаждения отливок (дендритный параметр), можно существенно измельчать структурные составляющие и тем самым повышать их механические свойства, а также снижать вес реальных отливок.

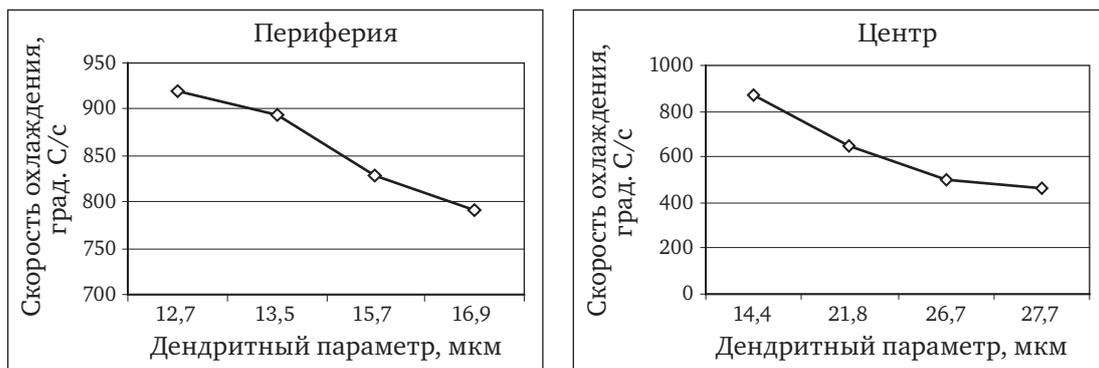


Рис. 3. Скорость охлаждения отливок сплава АК12 в зависимости от дендритного параметра

С увеличением дендритного параметра происходит снижение, как прочности, так и пластичности. Так, предел прочности уменьшается с 25,58 до 21,20 кгс/мм² с увеличением размера дендритной ячейки с 6,5 до 16,9 мкм, а относительное удлинение – с 8,91 до 2,97% (рис. 4).

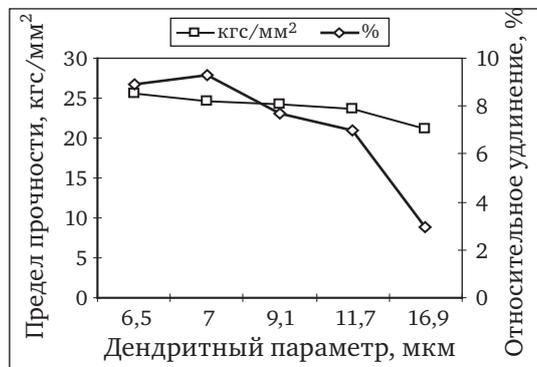


Рис. 4. Влияние дендритного параметра (скорости охлаждения) на механические свойства отливок из сплава АК12

Установлено, что со снижением скорости охлаждения отливок происходит увеличение количества и размера газовых пор. Это происходит вследствие того, что при низких скоростях охлаждения водород, находящийся в α -твердом растворе при кристаллизации расплава успевает выделиться в виде газовых пузырей.

Повышение скорости охлаждения отливок с 920 до 467°С/с, т. е. в 2 раза, способствует измельчению эвтектического кремния в 3,5 раза (с 42,7 до 12,7 мкм) (рис. 5).

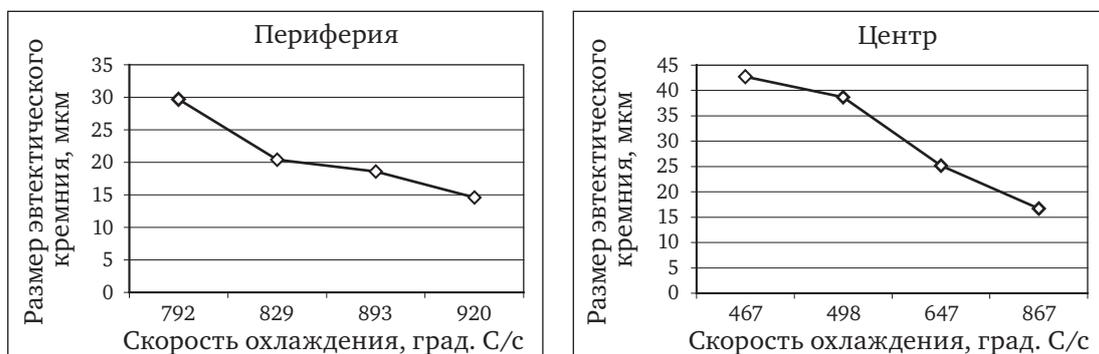


Рис. 5. Влияние скорости охлаждения отливок из сплава АК12 на размер эвтектического кремния

Увеличение скорости охлаждения отливок способствует также измельчению железо-содержащих фаз, что положительно сказывается на качестве металла и его механических свойствах.

Для исследования влияния скорости охлаждения на морфологию, размер Fe-содержащих фаз и механические свойства сплава АК12 в специальный кокиль с повышенной скоростью охлаждения была отлита проба с достаточно высоким содержанием железа (0,248%) (табл. 4).

Исследования при увеличении 1000 крат показали, что железосодержащие фазы, присутствующие в исследуемой пробе, имеют благоприятную компактную морфологию, и размер их составляет от 2,6 до 9,1 мкм (рис. 6).

Механические свойства достаточно высокие ($\sigma_b = 22,09 \text{ кгс/мм}^2$, $\delta = 7,67\%$). Это можно объяснить диспергированной структурой пробы в результате отливки ее с высокой скоростью охлаждения (размер ветвей дендритов составляет в среднем 12,8 мкм).

Таблица 4

Сплав	Химический состав, вес %							σ_b , кгс/мм ²	δ , %
	Si	Fe	Mg	Mn	Ti	Sr	Ca		
АК12	11,04	0,248	0,040	<0,0005	0,165	0,0061	0,0036	22,09	7,67

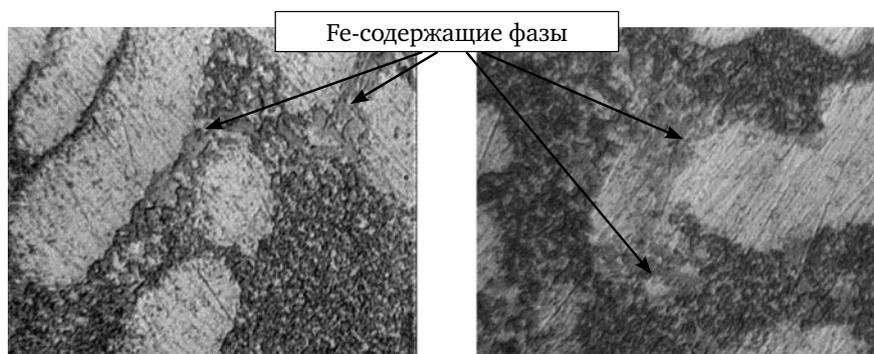


Рис. 6. Компактные включения железосодержащей фазы в отливке сплава АК12 с дендритным параметром 12,8 мкм ($V_{охл.} = 920 \text{ }^\circ\text{C/с}$), x1000

Результаты исследований показали, что повышение загрязненности сплава АК7ч твердыми неметаллическими включениями (газовые поры отсутствовали) приводит к снижению его механических свойств. Предел прочности уменьшается от 27,11 до 23,15 кгс/мм², а относительное удлинение от 7,0 до 4,8% с увеличением количества крупных (240–450 мкм) неметаллических включений с 5 до 30 шт. При этом присутствуют и мелкие включения (12–80 мкм) в количестве до 10 шт.

Дальнейшее падение прочности и пластичности происходит при увеличении размера и количества как крупных, так и мелких включений.

Необходимо отметить, что неметаллические включения в большей степени влияют на снижение пластичности сплава.

На твердость загрязненность металла большого влияния не оказала, она составила HB 76–80.

Таблица 5

Механические свойства отливок из сплава АК7ч в зависимости от его загрязненности неметаллическими включениями

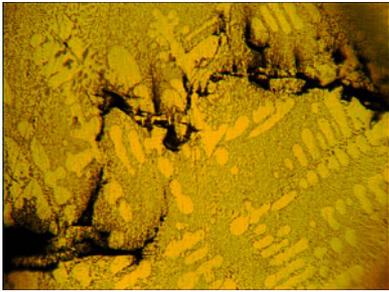
Количество, шт./размер неметаллических включений, мм	Механические свойства		
	σ_b кгс/мм ²	δ , %	HB
12/до 0,13–0,43 и >10/до 0,03–0,08	25,27	5,20	76
22/до 0,36–0,50 и >10/до 0,04–0,12	22,95	4,40	76
12/до 0,19–0,4 и >15/до 0,024–0,17	21,57	4,40	76
7/до 0,18–0,4 и >10/до 0,06	23,28	4,40	80
>30/до 0,19–0,45 мм	23,15	4,80	76
5/до 0,14–0,24 мм и до 10/до 0,006–0,012 мм	27,11	7,0	76

Установлено, что с увеличением количества пор в отливках сплава АК7ч закономерно снижается относительное удлинение, при этом имеет место прямо пропорциональная зависимость. При наличии небольшого количества междендритной пористости в образцах относительное удлинение составило 4,9%, увеличение количества пор до 11, 13, 20 шт. привело к дальнейшему его снижению до 3,55%, 2,8% и 2,10% соответственно. При этом размер пор находился в пределах 30–403 мкм. Предел прочности отливок находился в пределах 27,77–30,51 кгс/мм², на него пористость мало повлияла.

Стендовые испытания реальных отливок (колес) из сплава АК12 на усталость показали, что происходит их преждевременное разрушение, если в структуре обнаруживаются неметаллические включения (табл. 6). Присутствие шлаковых включений, окисных плен, газовых пор в колесах ухудшает их эксплуатационные характеристики и может привести их в дальнейшем к разрушению. Поэтому необходимо стремиться к уменьшению или отсутствию этих дефектов в отливках.

Таблица 6

Причины образования трещин в колесах сплава АК12 при испытаниях на усталость при изгибе с вращением

Фрагменты колес с трещинами	Микроструктура в зоне трещин, x50	Причины образования трещин
		Трещина зародилась в месте нахождения газовых пор и шлаковых включений
		Трещина образовалась в зоне окисной пленки

ЛИТЕРАТУРА

1. Мальцев М. В. Модифицирование структуры металлов и сплавов. М.: Metallurgy, 1964. 213 с.
2. Белов Н. А., Белов В. Д. Цветные металлы. 2009. № 2. С. 90–96.
3. Добаткин В. И., Елагин В. И. Гранулируемые алюминиевые сплавы. М.: Metallurgy, 1981. 176 с.

ПРИМЕНЕНИЕ ПОКРЫТИЯ WISE-CHEM E-212-F С ЦЕЛЮ ПРЕДОТВРАЩЕНИЯ ВЗРЫВОВ ЖИДКОГО АЛЮМИНИЯ

А.У. Лоури, В.В. Кофман

ООО «Пиротек», г. Красноярск, Россия

Установка для вертикального литья применяется для отливки более 50% всех алюминиевых слитков и чушек, производимых по всему миру. Металл поступает с рабочей поверхности стола литейной установки в кристаллизаторы, которые имеют форму и размер будущих слитков или чушек. Кристаллизаторы могут быть любой конфигурации, но обычно они прямоугольные, круглые, Т-образные или квадратные, чтобы придать требуемому продукту форму поперечного сечения. Поскольку конфигурация кристаллизатора зависит от размера слитков или чушек, которые будут отливаться, нецелесообразно переставлять/заменять изложницы по мере необходимости на поверхности стола для каждого размера. Поэтому, рабочие поверхности уже приготовлены и хранятся на складе. За одну неделю одна литейная станция может работать на 10–15 различных поверхностях стола. Обслуживать поверхности стола сложно из-за их частого применения. Литейный стол представляет собой тяжелую устройство, состоящее из стальных структурных компонентов. Нагрузка на стол может достигать 60 тонн.

На литейной станции все железные, стальные компоненты и компоненты из нержавеющей стали литейного стола и бетонная литейная яма должны быть покрыты одобренным безопасным покрытием по всем поверхностям, которые могут напрямую контактировать с расплавленным металлом. История применения безопасных покрытий для ям для предотвращения взрыва от попадания воды в расплавленный металл – это одна из тех, которую алюминиевая промышленность вспоминает с гордостью. Ни одна из отраслей промышленности не пыталась найти основные причины опасностей, которые привели к потере бесчисленного количества людей. Сегодня алюминиевая промышленность имеет лучшее понимание основных причин взрывов и способов их предотвращения. Тем не менее, каждый год случаются несколько смертельных взрывов по всему миру, которые показывают, что необходимо прикладывать больше усилий, чтобы предотвратить смерти рабочих.



Рис. 1. 20 августа 2007 г. Взрыв на алюминиевом заводе компании Binzhou Weiqiao, в результате которого погибло 16 рабочих и пострадало 64, производство остановили на длительный срок

Введение

Защитные покрытия для литейных ям применяются для предотвращения взрыва жидкого алюминия на протяжении более 30 лет. Некоторые из ранних испытаний были сделаны Джоржем Лонгом из Алюминиевой Компании Америки (Алкоа). Джорж Лонг инициировал исследование для изучения взрывов, которые происходят из-за реакции алюминия с водой и паром. Лонг установил, что на определенных поверхностях, таких как заржавевшая сталь, гипс и известь, могут возникнуть сильные взрывы. Другие поверхности, такие как полированная (листовая) сталь, алюминий и те, которые имеют органические покрытия, относительно инертны к спонтанным взрывам. Последующие изучения определили, что органическое покрытие на основе каменноугольной смолы, Tarsset Standard (TS) было самым практичным органическим покрытием, имеющимся в то время, для предотвращения взрывов жидкого металла.

К сожалению, в последствии Tarsset Standard показал, что недостаточно хорошо прилипает к сырым стенкам бетонной литейной ямы. Материал Wise Chem E-212-F был представлен на рынке из-за своего свойства прилипать к влажным бетонным стенкам. Последующие испытания показали, что Wise Chem E-212-F давал достаточную защиту против взрывов жидкого металла. Многие из исследований Лонга еще значимы сегодня и образуют основу для нынешней политики по предотвращению взрывов жидкого металла на алюминиевых заводах.

Безопасные покрытия для литейной ямы

Tarsset Standard был выведен с рынка в 1994 году и в наличии осталось лишь одно проверенное покрытие Wise Chem E-212-F. Алюминиевая Ассоциация, включающая 14 алюминиевых компаний, спонсировала последовательное исследование, чтобы выявить новые покрытия, которые могли бы предотвратить взрывы жидкого металла. В результате исследования не нашлось замены для материала Wise Chem E-212-F, но определились дополнительные покрытия. Покрытия с низким содержанием летучих органических соединений были желательны, потому что перед продуктом Tarsset Standard стояла задача экологической и промышленной гигиены.

Wise Chem E-115 и Intertuf 132HS были представлены на рынке в 1997 году.

Безопасные покрытия для литейных ям наносятся на любую основу, где существует любая вероятность последующего контакта с жидким алюминием. Обычно литейные ямы и литейное оборудование покрывают соответствующим образом. Несколько лет назад у алюминиевых заводов появилась потребность покрывать яму под наклонной отражательной печью безопасным покрытием. Такая яма, обычно сделанная из бетона, под наклонной печью имеет способность собирать воду и может стать источником возгорания, если жидкий алюминий войдет в контакт с любым количеством накопленной воды.



Рис. 2. Обслуживание рабочей поверхности. Обратите внимание на поврежденную поверхность защитного покрытия литейной ямы (белый)

Защитные покрытия для ям применяются в соответствии с инструкциями производителя. Обычно, повторное покрытие литейных столов кристаллизаторов и литейных ям происходит каждые два-три года во время закрытия на плановое обслуживание. Но обслуживание существующей поверхности покрытия необходимо между повторными покрытиями.

Восстановление поверхности покрытий

В своем основополагающем исследовании в 1970 году Пол Хесс и Кеннет Брондик расширили исследование Джорджа Лонга. Они установили, что минимальный размер для участка оголенного металла в поверхности покрытия был 25 см^2 и он мог привести к взрыву.

В течение десятилетий результаты их работы оставались не замеченными алюминиевой промышленностью, до тех пор пока несколько бессмысленных аварий в начале 2000-х годов снова не осветили их исследование. Сейчас алюминиевая промышленность учит тому, что любой участок оголенного металла размером 25 см^2 или более в защитном покрытии литейной ямы должен быть восстановлен для предотвращения возможного взрыва жидкого металла.

Впоследствии возникла проблема в промышленности относительно рекомендованного производителем количества покрытий литейной ямы. Частота покрытий меняется от 168 часов для Intertuf 132HS до 12 часов для Wise Chem E-115. Следование рекомендациям привели к работам, требующим большого количества времени для восстановления любой поврежденной поверхности покрытия, и это отразилось на производстве.

В октябре 2001 года повторное исследование предыдущих испытаний на Alcoa Technical Center было проведено Алюминиевой Ассоциацией и 16 компаниями-спонсорами, чтобы исследовать длительное время эксплуатации, рекомендованное производителями покрытий. Ученые исследовали, действительно ли можно применять меньшее время выдержки, чем то, которое установили производители покрытий, не компрометируя защиту от взрыва.

Исследователи определили, какое минимальное время выдержки в процессе эксплуатации требуется для того, чтобы минимизировать возможность взрыва жидкого металла/воды и обеспечить износоустойчивость. Результаты показали, что первоначальные 168 часов, рекомендуемые для Intertuf 132HS можно сократить до 8 часов, тогда как первоначальные 12 часов для Wise Chem E-115 могут быть сокращены до 2 часов.

Представление ремонтных комплектов

Защитные покрытия имеют два составляющих продукта. Эти продукты поставляются в двух частях в разных контейнерах (например, основа и катализатор), и каждую часть необходимо перемешать отдельно до того, как их смешают вместе перед применением. Для смешивания каждого компонента обычно требовалась электрическая и/или пневматическая дрель со смешивающей насадкой, а также другой контейнер для смешивания обеих частей. Этот процесс был длительным и влиял на производство.

В 2004 году Alcoa запросила у производителей покрытий более простой метод для восстановления покрытия. В результате был разработан универсальный пакет, содержащий предварительно дозированное количество не смешанного каучука и катализатора в количествах, достаточных для восстановления локализованной области (например, 2 м^2). Последовательные усовершенствования сейчас превратились в ремонтный комплект, который может покрыть 1 м^2 поврежденной поверхности покрытия.



Рис. 3. Ремонтные комплекты Wise Chem E-212-F и Jumbo

Смешивание обоих компонентов происходит в запаянном пакете для того, чтобы исключить контакт с кожей и любое воздействие вредных паров. Прочный и эластичный пластиковый пакет гарантирует простое и безопасное распределение, а разделительный зажим оставляет компоненты не смешанными до использования.

Обычно процесс восстановления поврежденных поверхностей защитного покрытия литейной ямы происходит между отливками или во время закрытий завода. Во время закрытий завода вся существующая поверхность покрытий исследуется на предмет наличия повреждений и ремонтируется при необходимости. Время между отливками меняется от 15 минут до одного часа. Это достаточное время для оператора отливки выполнить все процедуры перед отливкой, включая восстановление любого поврежденного защитного покрытия литейной ямы на литейном столе. Обычно оператор отливки может получить ремонтные комплекты, тщательно смешать компоненты и нанести покрытие на поврежденную поверхность. Все это можно осуществить между отливками, и поэтому время между отливками не увеличивается.

Заключение

Взрывы жидкого алюминия с водой случались в алюминиевой промышленности всегда. Бесчисленные жизни были унесены взрывами, что также приводило к остановкам производства. За последние 40 лет исследования, возглавляемые отдельными компаниями, правительствами и алюминиевыми ассоциациями привели к лучшему пониманию коренной причины всех смертоносных взрывов. Введение защитных покрытий для литейных ям сократило количество взрывов, которые возникают ежегодно, но не исключило их.

Обслуживание поверхностей литейной ямы ранее было длительным процессом, который отражался на производстве. Но с появлением ремонтного комплекта для литейной ямы поддержание поверхностей покрытий можно осуществлять между отливками, исключая остановку производства.

ОПЫТ ВНЕДРЕНИЯ ЭЛЕКТРОНАГРЕВАТЕЛЕЙ ЗАЩИЩЕННОГО ТИПА НА ПРЕДПРИЯТИЯХ ОК РУСАЛ

В.Ф. Фролов, С.В. Солдатов

ООО «РУСАЛ ИТЦ», г. Красноярск, Россия

Проведенные научно-исследовательские и опытно-конструкторские работы Департамента литейных проектов ИТЦ в 2007 году завершились успешной разработкой опытных образцов электронагревателей защищенного типа. При разработке технического задания на электронагреватель защищенного типа собственной конструкции были определены основные критерии оценки качества будущего изделия, а именно – срок службы при максимальной нагрузке, стоимость, доступность применяемых материалов, ремонтпригодность. Для получения максимально полной технической информации, в сравнении по выбранным критериям с нагревателем иностранного производителя, был выбран миксер вместимостью 100 т, на котором по проекту устанавливалось 15 электронагревателей защищенного типа. Этот миксер в течении длительного времени работал на пониженной мощности до 70 % для того, чтобы обеспечить приемлемую стойкость нагревателей. Количество одновременно работающих нагревателей тоже было снижено до 10 шт. Все вместе взятые ограничения не могли не сказаться на технологии приготовления алюминиевых сплавов, а именно увеличение времени на приготовления сплава и увеличение расхода легирующих элементов. Поэтому была поставлена задача сделать нагреватели с мощностью точно соответствующей рассчитанной по проекту миксера и с размерами, соответствующими установленным ранее.

Создавая свой электронагреватель защищенного типа (RA ERT), в ИТЦ была разработана методика проведения испытаний подобных нагревателей. Она представляет собой контроль качества на стадии приемки материалов, контроль качества изготавливаемых изделий, холодные испытания на заводе-изготовителе, горячие испытания на заводе-изготовителе (стендовые испытания), промышленные испытания опытных образцов на действующем литейном агрегате. Для достижения повторяемости результатов изготовлено было несколько образцов опытного изделия и проведены их испытания в одинаковых условиях с контрольными замерами основных технических характеристик. Для определения ремонтпригодности нагревателей защитный кожух был выполнен из сварных частей.

Для определения соответствия расчетных показателей с реальными характеристиками изготовленных опытных образцов электронагревателей защищенного типа были проведены испытания электронагревателя как в холодном состоянии – проверка на электросопротивление, так и в горячем состоянии на стенде на заводе-изготовителе ДРМО Филиала ООО «РУС Инжиниринг» в г. Саяногорске.

Испытания были проведены в 3 этапа:

- испытания в холодном состоянии 3 шт. опытных электронагревателей на электросопротивление (между двумя токоподводами, между токоподводами и защитным кожухом);
- испытания в горячем состоянии 1 шт. головного образца опытного электронагревателя (подключение электропитания 190 А, напряжения 380 В);
- промышленные испытания на миксере 3 шт. опытных электронагревателей в течение 12 месяцев (установка 3 шт. электронагревателей на действующий миксер 100 т в ЛО 3 ОАО «РУСАЛ Красноярск» для совместной работы с существующими электронагревателями).

Всего от начала НИОКР и по настоящее время было разработано 5 различных по мощности нагревателей типа RA ERT. При этом при одинаковых технических характеристиках стоимость нагревателей собственного производства оказалась ниже зарубежных аналогов (рис. 1).

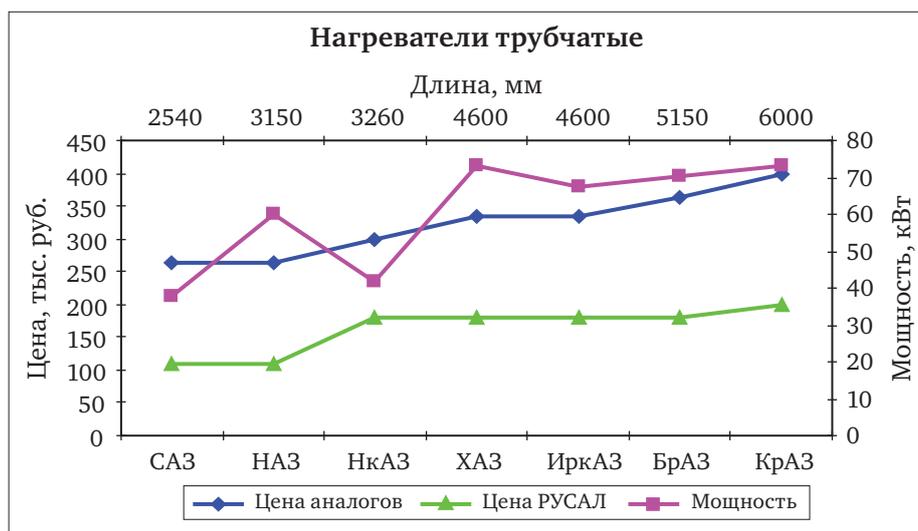


Рис. 1

Выводы

1. Разработана технология изготовления электронагревателя защищенного типа.
2. Применение новых материалов увеличило сроки между капитальными ремонтами электронагревателей.
3. Увеличение производительности литейного комплекса за счет увеличения количества реально работающих электронагревателей.
4. Снижение стоимости электронагревателей за счет использования более дешевых материалов и изготовления собственными силами на предприятиях ОК РУСАЛ.

ЛИТЕРАТУРА

1. Справочник конструктора печей прокатного производства, т. I–II Под ред. Тымчака В. М., М.: Металлургия, 1970. 576 с.
2. Зимин Е. Н., Преображенский В. И., Чувашов И. И. Электрооборудование промышленных предприятий. Учебник для техникумов; М.: Энергоиздат, 1981. 552 с.
3. Дьяков В. И. Типовые расчеты по электрооборудованию. Практ. пособие; М.: Высш.шк., 1991. 160 с.
4. Зобнин Б. Ф., Казяев Б. И., Лисиенко В. Г., Телегин А. С., Ярошенко Ю. Г. Теплотехнические расчеты металлургических печей. Учебное пособие студентов вузов; М.: Металлургия, 1982. 360 с.
5. Пелевин А. Г., Солдатов С. В., Фролов В. Ф., Герасимова С. А. Патент № RU 2375848 от 10.12.2009 года «Резистивный нагреватель защищенного типа»

ВЛИЯНИЕ ЛЕГИРОВАНИЯ АЛЮМИНИЕМ НА СТОЙКОСТЬ ЧУГУННЫХ КОНСТРУКЦИЙ В УСЛОВИЯХ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЙ ГАЗОВОЙ КОРРОЗИИ

А.Ф. Шиманский¹, В.С. Биронт¹, В.Г. Бабкин¹, А.М. Погодаев¹, А.С. Самойло¹,
В.К. Фризоргер², Е.С. Голоскин², И.А. Шиманский¹

¹ ФГАОУ ВПО «Сибирский федеральный университет», г. Красноярск, Россия

² ООО «РУСАЛ ИТЦ», г. Красноярск, Россия

ВВЕДЕНИЕ

При производстве алюминия на электролизерах с верхним токоподводом газосборный колокол (ГСК) является элементом организованной системы газоотсоса. ГСК электролизеров Содерберга при температурах до 1023 К подвергается газовой коррозии под воздействием кислорода, водяных паров и анодных газов HF, CO₂, NaAlF₄ [1]. Вследствие этого в процессе работы электролизера колокол разрушается. Продукты разрушения, которыми являются соединения железа, поступают в электролит, а затем – в алюминий. В итоге алюминий, полученный из одного и того же сырья, в электролизерах Содерберга и с обожженным анодом имеет различающуюся сортность, а значит, и цену.

В последнее время для изготовления анодов используется кокс с повышенным содержанием серы, что обострило проблему износа ГСК и привело к повышению содержания железа в алюминии, вследствие образования пара и оксида серы в газовой фазе, способствующих возрастанию скорости коррозии металлических конструкций.

Известно, что для повышения коррозионной стойкости в чугуны вводятся легирующие добавки, чаще всего, Cr, Ni, Si и Al [2]. Подбор легирующих добавок в нашем случае является сложной проблемой, так как секции ГСК подвергаются одновременно воздействию разнообразных агрессивных газов и расплавленных солей. Необходимо также учитывать экономический фактор. С этой точки зрения, легирование чугуна кремнием и алюминием, по сравнению с введением добавок дорогостоящих хрома и никеля, более перспективно. Вместе с тем поведение изделий из чугуна, легированного алюминием либо кремнием, в среде анодных газов изучено недостаточно.

В связи с этим целью данной работы явилось исследование влияния легирования алюминием и кремнием на коррозионную стойкость чугунных изделий в среде анодных газов.

МЕТОДИКА ПРОВЕДЕНИЯ ЭКСПЕРИМЕНТОВ

Для определения фазового состава исследуемых образцов серого и легированного чугуна применяли безэталонный метод рентгенофазового (РФА) анализа. Съемку рентгенограмм осуществляли на автоматизированном рентгеновском оборудовании фирмы Shimadzu (излучение CuK_α). РФА проводили с использованием информационно-поисковой системы рентгенофазовой идентификации материалов «ИПС ФИ», совмещающей качественный и полуколичественный анализ по методу «корундовых чисел» [3].

Микроструктуру исследуемых образцов изучали с помощью оптического микроскопа Axio Observer A1 (Carl Zeiss) при увеличении от 200 до 500.

Исследование кинетики окисления в моделирующей атмосферу под сводом ГСК газовой среде, содержащей кислород, серу и продукты ее окисления, проводили с помощью горизонтального кварцевого реактора, в высокотемпературной зоне которого при T=1023 К находились сульфид железа и исследуемый образец. В низкотемпературной зоне при T=373 К содержалась сера. Сульфид железа и сера необходимы для создания газовой среды, содержащей пары серы (P_{S₂} = 430 Па) и сернистого газа (P_{SO₂} = 10 Па). Эксперименты проводили в потоке аргона, расход инертного газа составлял 1 см³/с. С периодичностью 300 с в реакционную зону подавали разогретый до температуры эксперимента воздух.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

Чугунные секции газосборного колокола находятся в агрессивной среде анодных газов при высокой температуре от 773 до 1023 К и, вследствие этого, подвергаются коррозии.

На рисунке 1 представлена рентгенограмма пробы окалины, образующейся на поверхности чугуновых секций в ходе их эксплуатации.

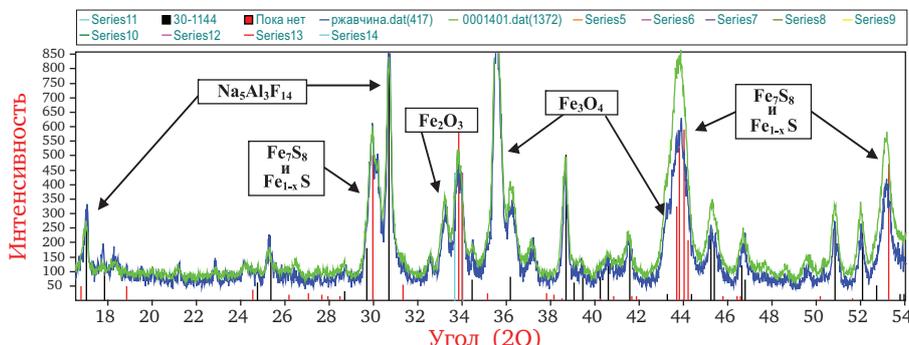


Рис. 1. Рентгенограмма пробы окалины с поверхности серого чугуна

В таблице 1 приведен ее фазовый состав. По данным РФА установлено, что следствия коррозии чугуна представлены оксидами железа в форме гематита (~ 5 масс.%) и магнетита (~ 20 масс.%). В окалине обнаружен сульфид железа в форме пирротина $Fe_{1-x}S$ и близкого ему по составу сульфида Fe_7S_8 . Содержание сульфидов составляет ~ 20 масс.%. Фаза шпинельного типа – герцинит $(Al_{1,781}Fe_{0,219})O_4$ содержится в количестве ~ 6 масс.%. В составе окалины присутствуют так же хиолит (~ 40 масс.%) – продукт распада тетрафторалюмината натрия и криолит в количестве ~ 6 масс.%.

Таблица 1

Результаты рентгенофазового анализа окалины

Формула	Название	Содержание, масс. %
$Na_5 Al_3 F_{14}$	Chiolite, syn	36,5
$Na_3 Al F_6$	Cryolite	5,5
$Na_2 Ca_3 Al_2 F_{14}$		3,05
$Fe_7 S_8$	Pyrrhotite-4\ITM\RG	0
$Fe_{1-x} S$	Pyrrhotite-5\ITT\RG	20,2
$Fe_3 O_4$	Magnetite, syn	19,9
$Fe_2 O_3$	Hematite	4,9
$Al_2 O_3$	Corundum, syn	3,3
$(Al_{1,781} Fe_{0,219}) O_4$	Hercynite, syn	6,4

Таким образом, можно заключить, что основными процессами, приводящими к разрушению газосборного колокола, изготовленного из серого чугуна, является окисление железа кислородом, газом SO_2 и парами серы с образованием магнетита, гематита и пирротина.

Следует отметить, что в окалине не обнаружен фторид железа, хотя анодные газы содержат фтористый водород. Это связано с тем, что вероятность протекания реакции:



в несколько раз ниже вероятность реакции взаимодействия железа с диоксидом серы:



так как ΔG°_{973} (1) и ΔG°_{973} (2) составляют, соответственно, -22,07 кДж и -210,5 кДж. Одновременное образование оксидов и сульфидов железа по реакциям (1) и (2) препятствует образованию окалины с плотной структурой, обладающей защитными свойствами.

На рисунке 2 приведена микрофотография поверхностного слоя образца, отобранного от секции ГСК после ее эксплуатации в течение одного года, демонстрирующая роль графитовых включений в развитии деградационных процессов, приводящих к формированию

окалины под высокотемпературным воздействием агрессивных газов. Очевидно, что пластинчатые выделения графита образуют сеть каналов, по которым облегчаются процессы массопереноса химически активной среды. Непосредственно на поверхности пластин графита и вблизи межфазной поверхности образуются очаги коррозионного разрушения.

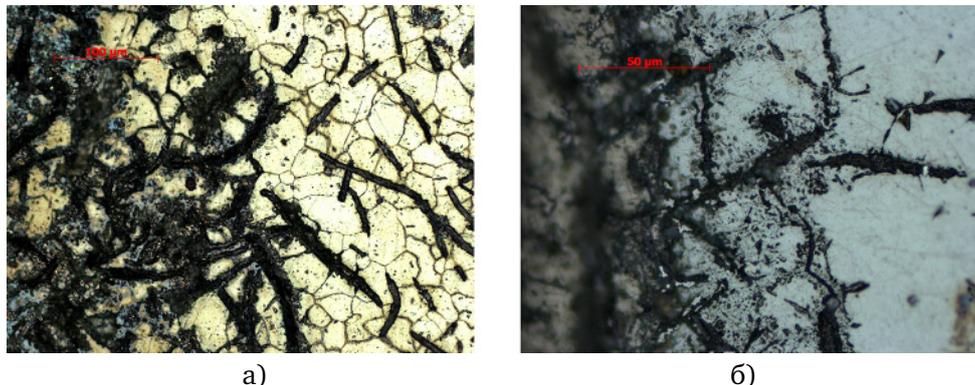
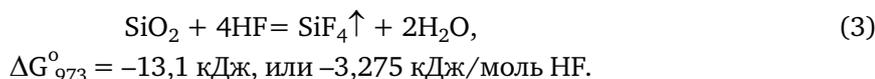


Рис. 2. Микроструктура образца, отобранного от секции ГСК после эксплуатации в течение 1 года: а – $\times 200$; б – $\times 500$

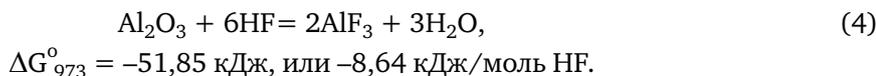
Исходя из этого, основным способом уменьшения скорости коррозионного разрушения является легирование, приводящее к исключению выделений графита в структуре чугуна. Помимо этого введение легирующих добавок обеспечивает образование оксидной пленки на поверхности чугуна, оказывающей барьерное воздействие проникновению компонентов химически активной среды. В связи с этим проведем сравнительный анализ коррозионной стойкости чугунов, легированных кремнием и алюминием, в среде фтористого водорода – одного из самых агрессивных компонентов в составе анодных газов с учетом образования оксидов SiO_2 и Al_2O_3 на поверхности чугуна.

Реакцию взаимодействия HF с оксидом кремния и соответствующее значение изменения энергии Гиббса можно представить в следующем виде:



Отрицательное значение ΔG_{973}° (3) указывает на то, что в стандартных условиях реакция (3) протекает и приводит к выносу кремния из слоя окалины, вследствие высокой летучести SiF_4 , что снижает защитные свойства оксидной пленки. Реакция (3) протекает также в реальных условиях, так как исходное парциальное давление газа SiF_4 под колоколом ничтожно мало.

При взаимодействии фтористого водорода с оксидом алюминия образуется нелетучий фторид алюминия по реакции:

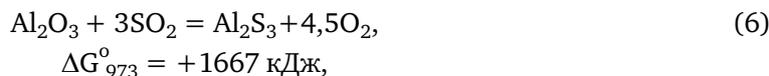
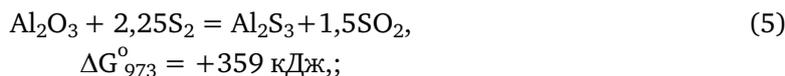


По уравнению изотермы Вант-Гоффа определим вероятность протекания реакции (4) в условиях, близких к реальным. Термодинамические активности конденсированных фаз Al_2O_3 и AlF_3 , являющихся компонентами рассматриваемой реакции, без большой погрешности можно считать равными единице. Далее, если принять, что в окружающей атмосфере при 300 К относительная влажность составляет 100 %, то парциальное давление паров воды будет равно ~ 3000 Па (0,03 атм.). При содержании фтористого водорода в пространстве под колоколом, равном 5 г на 1 м^3 , парциальное давление фтористого водорода в газовой фазе составляет ~ 400 Па (0,004 атм.) [4]. При этих условиях найдём изменение энергии Гиббса для реакции (4):

$$\Delta G_{973} = \Delta G^\circ + RT \ln \frac{p_{\text{H}_2\text{O}}^{3(\text{исх})}}{p_{\text{HF}}^{6(\text{исх})}} = -51850 + 8,31 \cdot 973 \ln \frac{0,03^3}{0,004^6} = +130730 \text{ Дж.}$$

Выполненный термодинамический расчет указывает на то, что в условиях электролиза оксид алюминия, содержащийся в оксидной пленке взаимодействовать с фтористым водородом не должен. По этому показателю алюминий можно рассматривать как более перспективный, чем кремний, легирующий элемент.

Данный вывод подтверждается результатами расчета ΔG_{973}° реакций взаимодействия оксида алюминия с парами серы и сернистым газом:



из которых следует, что в стандартных условиях протекание рассматриваемых взаимодействий невозможно.

Поскольку экспериментальные данные по коррозионной стойкости легированных алюминием чугуновых конструкций в среде анодных газов ограничиваются одной работой [3], приведем результаты наших исследований коррозии чугунов, содержащих алюминий в количестве 6÷8 масс.%. Нижний предел легирования обусловлен тем, что при содержании алюминия в чугуне менее 6 масс.%, как установлено нами, графитовые выделения не исключаются. Верхний – связан с тем, что чугуны с содержанием алюминия более 8 масс.% очень твердые, хрупкие и практически не поддаются механической обработке.

Результаты исследования коррозии образцов серого и легированного алюминием чугуна в смоделированной нами атмосфере анодных газов, содержащей кислород, пары серы и SO_2 , приведены на рисунках 4–6.

На рисунке 4 представлена рентгенограмма образца, отобранного из поверхностного слоя серого чугуна, прошедшего обработку в реакторе.

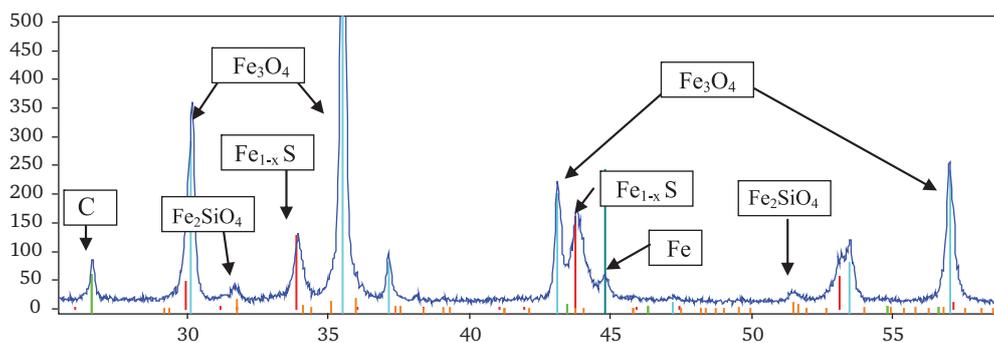


Рис. 4. Рентгенограмма образца серого чугуна после окисления в модельном эксперименте

Сходство рентгенограмм, приведенных на рисунках 1 и 4, свидетельствует о подобии условий в модельном эксперименте и в реальном процессе в условиях электролиза.

На рисунке 5 представлены кинетические кривые изменения массы исследуемых образцов, в расчете на единицу площади, в течение отжига при температуре 1023 К. На данном рисунке приведена также полученная нами кривая окисления серого чугуна в среде воздуха при той же температуре. Как следует из экспериментальных данных, масса образцов возрастает при отжиге в среде агрессивных газов по параболическому закону. Вместе с тем изменение массы и, соответственно, скорость коррозии образцов, в присутствии SO_2 и паров серы практически вдвое превышает аналогичный показатель в среде воздуха, что свидетельствует о приблизительно равном вкладе в коррозию кислорода и серы.

На рисунке 6 представлены рассчитанные по полученным данным значения скорости коррозии серого и легированного алюминием чугуна. Для сравнения на данном рисунке представлены результаты наших исследований коррозии чугуна, легированного хромом в количестве 7 масс.%, а также образцов высокопрочного чугуна ВЧ 50 и хромистой стали Х18Н10Т.

Установлено, что скорость коррозии в среде воздуха, паров серы и сернистых газов для различных образцов различается более, чем в 30 раз. Самую высокую коррозионную стойкость проявляет чугун, легированный алюминием в количестве 8 масс.%. Скорость его коррозии составляет $\sim 2 \cdot 10^{-4}$ г/см².ч. Близкие показатели имеет хромированная сталь Х18Н10Т. Хромистый чугун с содержанием хрома 7 масс.% занимает промежуточное положение между СЧ и чугуном, легированным алюминием. Стойкость к окислению в исследуемой газовой среде серого и высокопрочного чугуна практически не различается.

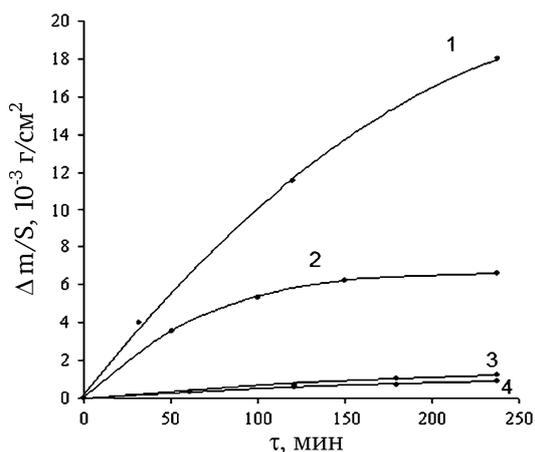


Рис. 5. Кинетические кривые изменения массы образцов серого чугуна с течением времени при температуре 1023 К:

1 – серый чугун, окисленный в среде, содержащей кислород, серу и SO₂; 2 – серый чугун, окисленный в среде воздуха; 3, 4 – серый чугун, легированный алюминием в количестве 7% и 8%, соответственно, окисленный в среде, содержащей кислород, серу и SO₂

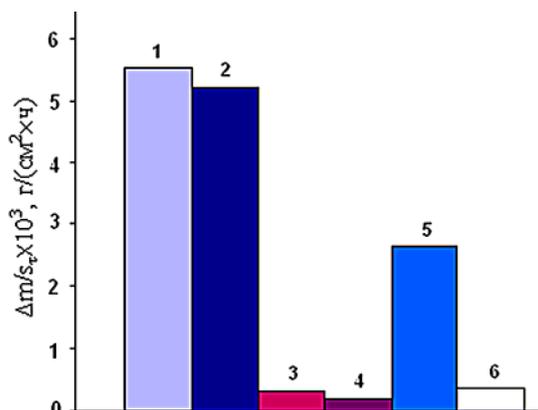


Рис. 6. Скорость коррозии исследуемых образцов в газовой среде, моделирующей атмосферу под сводом ГСК:

1 – чугун серый (СЧ); 2 – ВЧ-50; 3 – СЧ + Al (7 масс. %); 4 – СЧ + Al (8 масс. %); 5 – СЧ + Cr (7 масс. %); 6 – сталь X18H10T

Из чугуна, легированного алюминием в количестве 6,0 ÷ 7,5 масс. %, изготовлены экспериментальные секции ГСК и подвергнуты опытно-промышленным испытаниям в течение 60 суток на работающем электролизере, которые показали более высокую коррозионную стойкость по сравнению с секциями из серого чугуна.

На рисунке 7 приведены микрофотографии образцов, демонстрирующие микроструктуру легированных образцов, отобранных от секций ГСК после коррозионных испытаний. Приведенные снимки указывают на то, что в легированном алюминием чугуне частично или полностью подавляется выделение свободного углерода в виде графита. Углерод, как и алюминий, находится в металлической основе в виде твердых растворов и в химически связанном состоянии в форме цементита Fe₃C и карбидов алюминия.

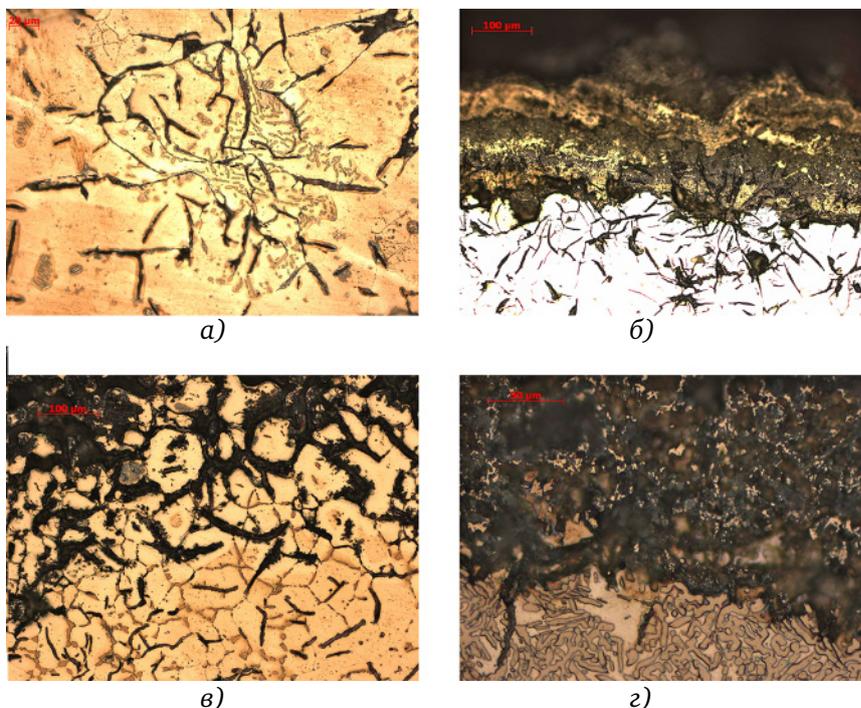


Рис. 7. Микроструктура образцов, отобранных от секций ГСК после коррозионных испытаний: а, б, в – из чугуна, легированного 6 масс. % Al, ×200; г – 7,5 масс. % Al, ×500

Фазы, образующиеся в структуре чугуна при введении алюминия, препятствуют распространению очагов коррозионного разрушения в объём металла. При содержании легирующего компонента 6,0 масс. % характер разрушения незначительно отличается от коррозионного разрушения серого чугуна (рис. 7в и 7б). В этом случае, как и в сером чугуне, по межфазным поверхностям металл/графит происходит проникновение коррозионных агентов, которое сопровождается образованием точечных очагов коррозии.

При легировании чугуна алюминием в количестве 7,5 масс. % практически полностью исключается образование разветвленной графитной структуры (рис. 7г), и появляются в большом количестве фазы, богатые алюминием, предотвращающие распространение очагов коррозионного разрушения вглубь металла.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Легирование алюминием повышает коррозионную стойкость чугунных секций газосборного колокола в среде анодных газов. Оптимальное содержание алюминия в чугуне составляет 7,5 ÷ 8 масс. %.

ЛИТЕРАТУРА

1. Куликов Б.П. Переработка отходов алюминиевого производства/Б.П. Куликов, С.Т. Истомин – Красноярск: ООО «Классик Центр», 2004.- 480 с.
2. Чугун. Справочник/под редакцией Шермана А.Д., Жукова А.А. – М., 1991. – 138 с.
3. Кравченко-Бережной Р.А. Аппаратура и методы рентгеновского анализа /Р.А. Кравченко-Бережной, Л.И. Полежаева. – Л.: СКБ РА, 1971. – 278 с.
4. Погодаев А.М. Эволюция состава алюмосиликатных футеровочных материалов в течение эксплуатации алюминиевого электролизера/А.М. Погодаев, А.Ф. Шиманский, И.С. Якимов, Г.В. Архипов, В.И. Борисов//Цветные металлы. – 2005. – № 3. – С. 46–50.

ПОЛУЧЕНИЕ СПЛАВОВ Al-Ti-B В СОЛЕВЫХ РАСПЛАВАХ

Н.М. Барбин, И.Г. Бродова, Т.И. Яблонских, В.В. Чебыкин, Я.Б. Чернов, Э.Н. Попова,
Л.Е. Бодрова, В.А. Долматов, Э.А. Пастухов, Н.А. Ватолин

Институт металлургии УрО РАН, г. Екатеринбург, Россия

Институт физики металлов, г. Екатеринбург, Россия

Институт высокотемпературной электрохимии УрО РАН, г. Екатеринбург, Россия

Уральский институт ГПС МЧС России, г. Екатеринбург, Россия

Ранее нами было изучено получение сплавов Al-Ti в солевых расплавах [1].

В данной работе исследовалось получение сплавов Al-Ti-B в солевых расплавах. Для этого в расплав солей NaCl-KCl вводили гранулированный алюминий, титан и бор в виде соединений. Основные параметры опытов приведены в таблице 1.

Результаты металлографических исследований приведены в таблице 2.

Таблица 1

Условия выплавки образцов

№№ опыта	Условия выплавки образца, соль, температура	Полученный химический состав, вес. %
1	KCl+NaCl+5% к AlTi(K ₂ TiF ₆)+1% к Al-B(B ₂ O ₃) + 40 г Al. T=850 °C, перемешивание 1 час	Al-95,92; Ti-5,6,7,3; B-0,13
2	KCl+NaCl+5% к AlTi(K ₂ TiF ₆)+1% к Al-B(B ₂ O ₃)+40 г Al. T=900 °C, перемешивание 1 час	Al-94,3; Ti-3,6; B-0,8
3	KCl+NaCl+5%NaF+2% В к Al(B ₂ O ₃)+4 г Al. T=950 °C, перемешивание 1 час + 5%Ti к Al(K ₂ TiF ₆), выдержка 1 час при T=950 °C, перемешивание	Al-95,4; Ti-2,9; B-1,1

Таблица 2

Металлографические характеристики

№№ опыта, Ti/B	Химический состав сплава, вес. %	Размер интерметаллида, мкм			Размер зерна, мкм		
		Зона 1	Зона 2	Зона 3	Зона 1 – чистый Al	Зона 2 с пластинч. интерметал.	Зона 3 со смешанными интерметаллидами
1 50/1	Al-93; Ti-6,4; B-0,13		200-150	20	170	100	50
2 4,5/1	Al-94,3; Ti-3,6; B-0,8		200-150	10		130	80
3 2,6/1	Al-95,4; Ti-2,9; B-1,1		15	10		115	80-60

Сплав № 1, Ti-5,6%; B-0,13%

В этом образце четко прослеживается наличие трех структурных зон по высоте слитка. Каждая зона составляет 5,5-6 мм, и они находятся в соотношении 1:1:1. Под усадочной раковины находится первая зона, состоящая из дендритов α(Al)- твердого раствора с Fe-фазой ликвационного характера по границам в виде тонких разорванных прослоек (рис. 1 а).

Вторая зона имеет структуру, состоящую из $\alpha(\text{Al})$ -твердого раствора и интерметаллидной фазы в виде узких пластин и крестов, кроме того, сохраняется фаза ликвационного характера (рис. 1б). Размер интерметаллидов $\sim 200\text{--}150$ мкм. В третьей зоне, наряду с Al-твердым раствором, присутствуют уже 2 типа интерметаллидов – это мелкие, слегка овалоподобные и светло серого окраса, и темные в виде мелких, четко очерченных кристаллов (рис. 1в).

Согласно металлографическому анализу, светло серые интерметаллиды пластинчатой морфологии имеют состав Al_3Ti ; интерметаллиды в виде мелких кристаллов – Al_3Ti или $(\text{AlTi})\text{B}_2$ и темного окраса – TiB_2 (рис. 1г).

Изменения морфологии, размеров и химического состава алюминидов вызвали изменение размеров зерна матрицы. Соответственно, произошло измельчение зерна в 2 и 3 раза по сравнению с зоной I, т. е. в зоне с мелкой интерметаллидной фазой эффект измельчения наибольший.

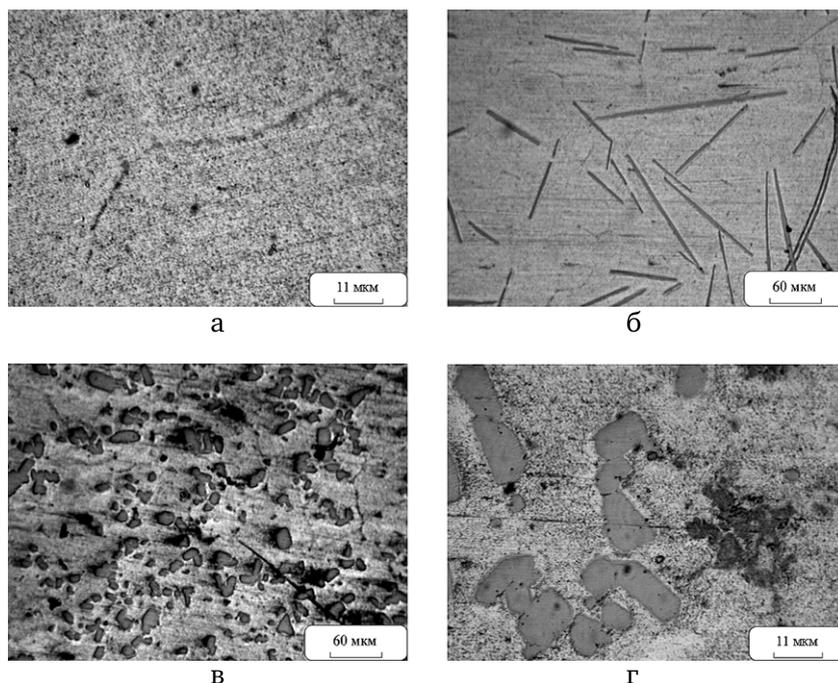


Рис. 1. Микроструктуры сплава $\text{Al-5,6\%Ti} + 0,13\%\text{B}$:
а – зона I; б – зона II; в, г – зона III

Сплав № 2, Ti–3,6 %; B–0,8 %

Этот сплав, как и сплав под № 1, содержит два легирующих компонента Ti и B, но соотношение элементов другое $\text{Ti}:\text{B}=4,5:1$. Полученные структуры представлены на рисунке 2.

Основное отличие этого образца от № 1 – это отсутствие зоны со структурой чистого алюминия, свободной от интерметаллидов.

Здесь четко просматриваются две структурные зоны в соотношении 1:1 :

I зона – с дендритами $\alpha(\text{Al})$ -твердого раствора и типичными интерметаллидами в виде узких пластин и крестов, размером $200\text{--}150$ мкм (рис. 2а);

II зона – с дендритами $\alpha(\text{Al})$ -твердого раствора и интерметаллидной фазы смешанной морфологией, где три ее вида:

- мелкие пластинки, кресты и ограненные светло-серые кристаллы, расположенные преимущественно внутри ячеек (рис. 2б, в);
- мелкие светло-серые интерметаллиды слегка овалоподобной формы размером ~ 10 мкм, расположенные хаотично, часто «гроздьями» (рис. 2г);
- темная интерметаллидная фаза в виде мелких, хорошо очерченных кристаллов, расположенных по границам ячеек (рис. 2б).

Светло серые интерметаллиды пластинчатой морфологии имеют состав Al_3Ti , светло-серые мелкие кристаллы Al_3Ti или $(\text{AlTi})\text{B}_2$, а по границам обычно располагается фаза TiB_2 . Размер зерна в зоне II \sim в два раза мельче.

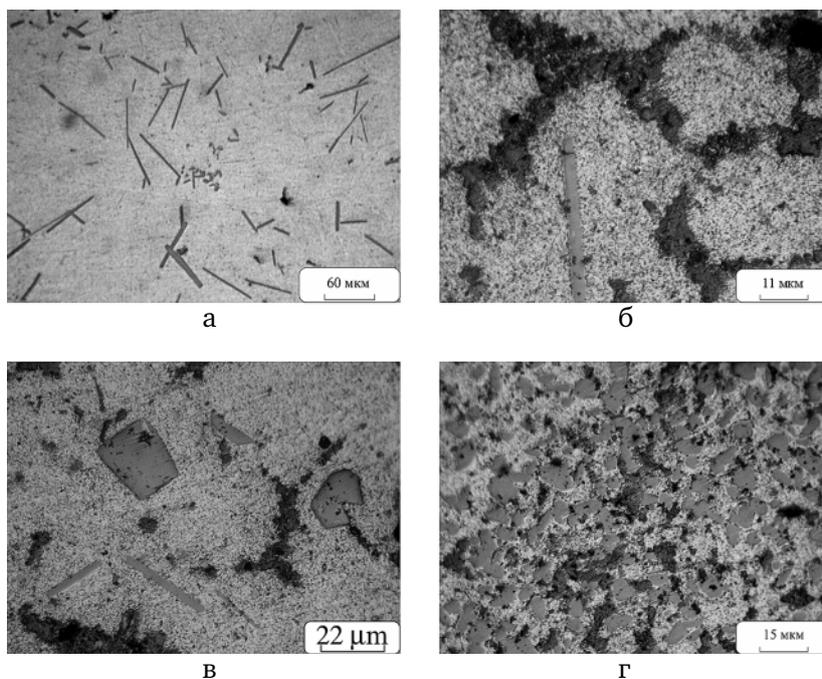


Рис. 2. Микроструктуры сплава Al-3,6%Ti+0,8%B: а – зона I; б, в, г – зона II

Сплав № 3, Ti–2,9%; B–1,1%

Этот Al-образец легирован двумя компонентами Ti и B. По сечению наблюдается четкое расслоение – 5 мм и 18 мм, но при данном составе можно говорить о наиболее однородной структуре по сечению, т. к. вторая зона в 4 раза больше первой.

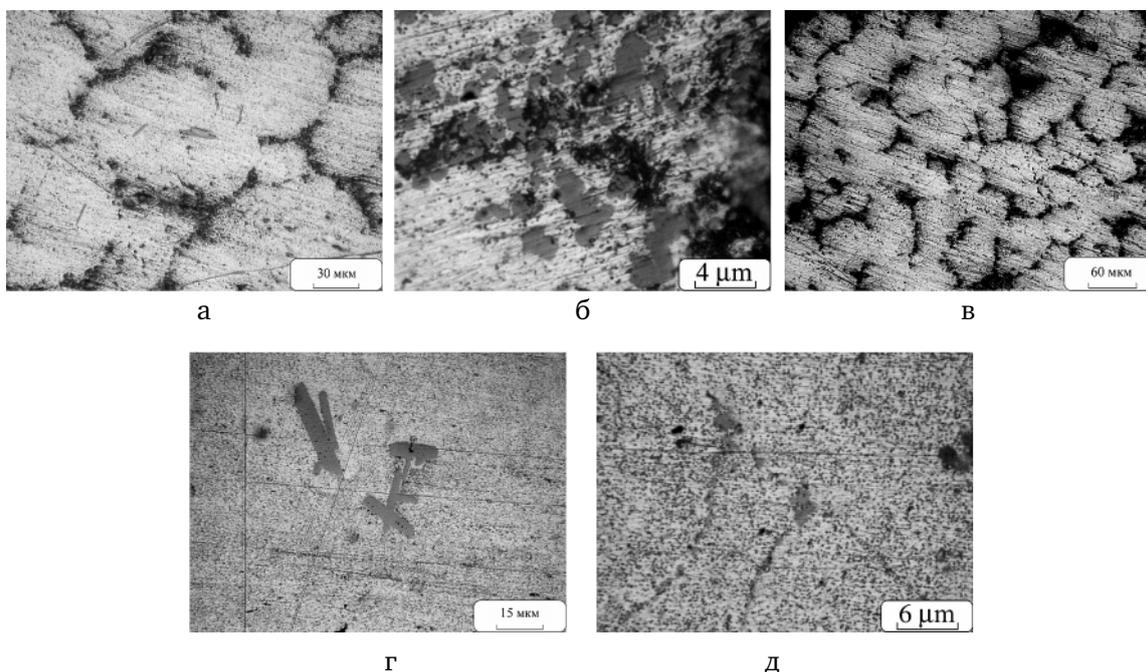


Рис. 3. Микроструктуры сплава Al-2,9%Ti + 1,1%B: а, б, в – зона I; г, д – зона II

Зона 1 состоит из зерен α (Al)-твердого раствора и 3-х типов интерметаллидов:

- узкие светло-серые мелкие пластинки, расположенные в центре, размером 15 мкм (рис. 3а);
- мелкие светло-серые овалоподобной формы, расположенные хаотично и «гроздьями», размером ~ 10 мкм (рис. 3б);
- мелкие, темного окраса, хорошо очерченные, расположенные только по границам ячеек и зерна (рис. 3в).

Зона II, которая составляет 18 мм, имеет структуры, представленные на рис. 3 г, д. Это $\alpha(\text{Al})$ -твердый раствор с одиночными интерметаллидами в виде узких пластин и фазы ликвационного происхождения (с Fe). Зерно в зоне I мельче ~ в 1,5–2 раза.

Таким образом, исследуя структуру образцов, выплавленных по разным режимам, можно сказать, что в случае двухкомпонентного легирования наблюдается расслоение структур по высоте, т. е. однородности структур не выявлено. В образцах преимущественно наблюдается большой эффект измельчения, как зерна, так и интерметаллидной фазы, и появляется в некоторых вариантах переплава интерметаллидная фаза, расположенная по границам зерен и ячеек.

ЛИТЕРАТУРА.

1. Барбин Н. М., Бродова И. Г., Чебыкин В. В., Яблонских Т. И., Чернов Я. Б., Попова Э. Н., Бодрова Л. Е., Пастухов Э. А., Ватолин Н. А. Применение солевых расплавов для легирования алюминиевых сплавов. Сб. докл. I международ. конгресса «Цветные металлы Сибири-2009» Красноярск. 2009. с. 704–707.

ИССЛЕДОВАНИЕ ИЗМЕНЧИВОСТИ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ПРИ ПРОИЗВОДСТВЕ СТАЛЬНОЙ ХОЛОДНОКАТАНОЙ ЛЕНТЫ

Э.М. Голубчик¹, В.Е. Телегин²

¹ ОАО «Магнитогорский металлургический комбинат», г. Магнитогорск, Россия

² ГОУ ВПО «Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова», г. Магнитогорск, Россия

В условиях цивилизованных рыночных отношений достигаемый уровень качества выпускаемой продукции в области производства металлопроката обуславливает необходимость обеспечения на рынках сбыта баланса интересов потребителей и изготовителей. Этого можно достигнуть за счет использования конкурентных преимуществ в виде значительного накопленного опыта производства, внедрения новых технологических или технических решений, а также путем поддержания высокого качества продукции на основе строгого соблюдения технологии ее производства. При этом для обеспечения высокой конкурентоспособности, помимо развития инновационных технологий, предприятие должно быть способно к адаптации в изменяющихся условиях рынка. В наибольшей степени это актуально для изготовителей металлопродукции с глубокой степенью переработки, к которой можно отнести холоднокатаную ленту.

Цех углеродистой ленты ОАО «Магнитогорский металлургический комбинат» (ОАО «ММК») является крупнейшим в России производителем холоднокатаной ленты с объемом производства, превышающим 350 тысяч тонн в год. С момента пуска (в 1982 г.) в цехе освоена уникальная технология производства холоднокатаной ленты широкого сортамента толщиной 0,5–4,5 мм и шириной 10–450 мм из сталей от низкоуглеродистых (08пс и 08Ю) и низколегированных (10ЮА, 15ХГЮА, 08ГСЮТ, 20ХА, 30Г, 30Г2) до средне- и высокоуглеродистых (сталь 35, 45, 50, 70), а также легированных марок стали при повышенном содержании углерода до 0,7% (сталь 65Г, 30ХГСА, 50ХГФА, 7ХНМ). При этом было освоено производство холоднокатаной ленты непроектного сортамента (по толщинам 0,5–0,9 мм, 4,5 мм; по маркам стали – 70, 65Г, 30ХГСА, 50ХГФА, 7ХНМ) на традиционных высокопроизводительных непрерывных технологических агрегатах, включая такие, как непрерывно-травильный агрегат (НТА) и пятиклетевой непрерывный стан «630» [1]. При этом ОАО «ММК» является единственным производителем в России холоднокатаной ленты толщиной от 3,0 мм до 4,5 мм из низкоуглеродистых и низколегированных марок стали, а также толщиной от 3,0 мм до 4,0 мм из средне- и высокоуглеродистых и легированных марок стали с повышенным содержанием углерода.

Несмотря на столь широкий диапазон размерно-марочного сортамента изготавливаемой ленты, обуславливающий значительное многообразие технологий ее производства, их все укрупненно можно сгруппировать в четыре наиболее характерные технологические схемы в зависимости от марочного сортамента – соответственно, технологии производства холоднокатаной ленты из низкоуглеродистых, среднеуглеродистых, высокоуглеродистых, а также легированных марок стали.

Другой особенностью производства холоднокатаной ленты, помимо многопоточности и многостадийности изготовления, является тот факт, что в процессе технологической переработки в готовую продукцию исходный широкий рулонный горячекатаный подкат претерпевает предварительный продольный роспуск на более узкие полосы с последующим их укрупнением. При этом возникает ситуация, когда в рамках выполнения одного и того же заказа (например, плавка, партия) в готовой ленте, произведенной по одной и той же технологии, наблюдается значительный разброс параметров. Причем данный разброс может появляться даже при переработке в пределах одного исходного распущенного рулона, имеющего, как по его длине, так и по ширине существенную дифференциацию геометрических либо механических свойств [2].

В связи с этим появилась проблема обеспечения заданного требуемого уровня качественных показателей по всей технологической системе «горячекатаный подкат – готовая холоднокатаная лента». Для решения указанной проблемы специалистами ОАО «ММК»

совместно с учеными ГОУ ВПО «МГТУ» был проведен комплекс исследований по характеру изменчивости механических свойств обрабатываемой полосы по всей технологической цепочке изготовления холоднокатаной ленты.

На первоначальном этапе исследование проводилось на примере производства холоднокатаной ленты толщиной 0,7 мм, изготавливаемой по ГОСТ 503–81 из низкоуглеродистой марки стали 08пс из горячекатаного подката размерами 2,2×1460 мм.

Методика проведения эксперимента предусматривала следующие этапы: отбор проб-карточек по ходу технологических операций, подготовка образцов и их последующее испытание. В целях получения наиболее полного представления об изменчивости свойств металла в исследуемой системе отбор проб осуществляется на каждом технологическом агрегате в процессе производства холоднокатаной ленты в условиях ЛПЦ-8 ОАО «ММК». При этом для оценки изменчивости свойств по длине отбор проб с обоих концов рулона производился на равном расстоянии друг от друга, равном десяти метрам. В целях определения характера изменчивости свойств по ширине ленты процесс изготовления контрольных образцов производится в соответствии со схемой, представленной на рисунке 1.

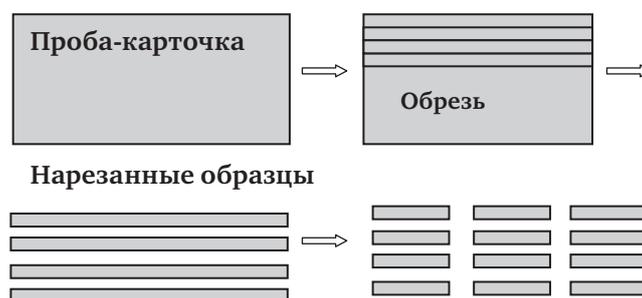


Рис. 1. Схема подготовки образцов для испытаний

Отобранные пробы-карточки разделялись на продольные образцы регламентированных в соответствии с ГОСТ 11701-84 размеров. Так, при одинаковой длине 270 мм образцы горячекатаного металла имеют ширину 30 мм, соответственно, ширина холоднокатаного металла составляет 20 мм. После соответствующей подготовки и обработки при неизменной длине ширина образца горячекатаного металла составила 20 мм, холоднокатаного – 12,5 мм. Контролируемыми параметрами при проведении данных испытаний являлись основные нормируемые в соответствии с ГОСТ 503-81 характеристики механических свойств холоднокатаной ленты: временное сопротивление разрыву σ_b , предел текучести σ_t , относительное удлинение δ , твердость HRB. Вследствие необходимости определения величин указанных характеристик проводились испытания на растяжение, а также на определение твердости по методу Роквелла.

Испытание на растяжение проводилось в соответствии с ГОСТ 11701–84, на испытательных универсальных машинах типа ZD – 10, 20, предназначенных для испытания горячекатаного проката и на электронных машинах ZD 10/90, предназначенных для испытания холоднокатаного проката. Нанесение рисок или меток для разметки начальной расчетной длины проводилось на делительной машинке типа ДМ. Определение твердости по Роквеллу (HRB) проводилось в соответствии с ГОСТ 9013-59 на твердомерах типа ТК-2М.

В качестве полученных значений принималась усредненная величина из трех полученных в каждой точке в результате исследования замеров.

Анализ результатов исследований по характеру изменчивости механических свойств позволил сформулировать следующие основные выводы (поагрегатно).

Распределение механических свойств по ширине и длине горячекатаного рулона, являющихся своего рода начальной координатой системы «горячекатаный подкат – холоднокатаная лента заданных размеров», показало, что, во-первых, наблюдается снижение прочностных характеристик от кромок горячекатаной полосы к ее центру, при этом отмечен рост пластичности от концов к центру горячекатаного рулона. Во-вторых, передний конец горячекатаного рулона имеет более высокие прочностные характеристики, чем задний конец. Особенности процесса охлаждения полосы при горячей прокатке обуславливают неравномерность распределения механических свойств, что связано

с особенностями охлаждения полосы в процессе горячей прокатки, когда более быстро охлаждаются края полосы, по сравнению с ее центром. Вследствие локального различия интенсивности охлаждения, соответственно, наблюдается расхождение механических свойств и по ширине полосы. Более мелкое зерно феррита на краях является причиной более высокой прочности металла, в отличие от центральной ее части, где зерно феррита более крупное. При горячей прокатке и последующей смотке полосы в рулон неравномерность свойств вызвана меньшей интенсивностью охлаждения заднего конца в отличие от переднего, а также середины полосы в отличие от ее концов. Кроме того, анизотропия механических свойств полосы predetermined и неоднородностью химического состава. Таким образом, полученные представления о характере распределения механических свойств в горячекатаном подкате могут служить своеобразной технологической «наследственностью» холоднокатаной ленты, передающейся от горячекатаных полос.

Характер изменчивости механических свойств после процесса солянокислого травления горячекатаной полосы в непрерывно-травильных агрегатах незначителен. Аналогично прослеживается нестабильность механических свойств, как по ширине, так и по длине полосы. Однако в процессе травления полоса подвергается наклепу и претерпевает деформационно-термическое старение. В результате величины характеристик механических свойств отличаются от исходных следующим образом:

- относительное удлинение уменьшается на 3–5 %;
- твердость HRB увеличивается на 4–8 ед.;
- предел текучести и временное сопротивление увеличиваются на 5–15 Н/мм².

В процессе прокатки на непрерывном пятиклетевом стане «630» с суммарными обжатиями 65–68% полоса подвергается существенному наклепу. Упрочнение металла в виду особенностей работы стана имеет «собственный» характер. Так, при отсутствии стабильного процесса прокатки (торможение, разгон в зоне концевых участков, прокатка зоны сварного шва) упрочнение выражено меньшей степенью интенсивности. Данное явление обуславливает причину более высокого порядка значений прочностных характеристик в середине рулона по сравнению с его концами. Вытянутость зерна, ориентация его в направлении движения полосы, является ключевой особенностью неравномерности свойств металла при прокатке.

Анализ полученных результатов исследования изменчивости механических свойств после термообработки (в данном случае рекристаллизационного отжига в колпаковых печах) позволяет определить следующие характерные аспекты:

- передний конец термообработанного рулона имеет более высокие пластические характеристики, чем задний конец;
- прочность металла увеличивается от концов термообработанного рулона к его центру;
- от кромок термообработанной полосы к ее центру наблюдается рост прочностных характеристик;
- неравномерность механических свойств проявляется в относительно широком диапазоне, как по ширине, так и по длине термообработанного рулона.

Указанный характер изменчивости механических свойств обусловлен особенностями нагрева, выдержки и последующего охлаждения стоп-рулонов. Рулоны располагаются в садке горизонтально, что способствует лучшему нагреву наружных витков, в отличие от внутренних. Аналогичным образом, влияющим на неравномерность свойств по длине полосы, происходит и охлаждение рулонов. Неравномерность свойств по ширине полосы вызвана более интенсивным контактом кромок с нагревающей средой. Данная интенсивность объяснима большей площадью поверхности контакта, а также трудностями проникновения частиц нагревающей среды между витками рулона. Величина натяжения на моталке прокатного стана определяет плотность смотки рулона, от которой в свою очередь, зависит степень «отставания» температуры центра полосы от ее кромок.

Одним из факторов, влияющих на порядок величин механических характеристик, является местоположение рулона в садке. Очевидно, что существенно влияет местоположение рулона в садке, при этом также очевиден рост интенсивности нагрева от нижнего рулона к верхнему. Было установлено, что опережающим по охлаждению является верхний рулон садки, отстающим – средний. Самой отстающей по нагреву рулона является точка, находящаяся на расстоянии 1/3 толщины намотки от внутреннего витка. У верхнего рулона данная точка находится на расстоянии 1/5 толщины намотки от внутреннего витка. Отстающие точки при охлаждении имеют те же координаты, что и при нагреве.

Неравномерность полученных в технологической системе до стадии отжига (термообработки) механических свойств является причиной нестабильного процесса дрессировки отоженной полосы. Данный процесс называется «раскачкой» и приводит к появлению дефекта «разнотолщинность» полосы.

После процесса дрессировки с относительным обжатием 0,5% характер распределения механических свойств по длине и ширине рулона остается подобным вышеописанному. Однако отмечается некоторое изменение порядка величин механических характеристик. При незначительном увеличении твердости в совокупности с небольшим понижением относительного удлинения наблюдается рост таких характеристик, как временное сопротивление и предел текучести. Интенсивность изменения временного сопротивления в сравнении с аналогичной характеристикой предела текучести выражена в значительно меньшей степени. Это объясняется следующим. Именно на концах рулона проявляются величины механических характеристик близкие к выходу из допустимого интервала, установленного соответствующим нормативным документом (стандартом) для конкретного вида холоднокатаной ленты. Оптимальное качество металла на концах рулона при существующей тенденции к большей стабильности свойств в центре есть, своего рода, показатель годности с высокой долей вероятности.

Комплексные исследования по характеру изменчивости свойств холоднокатаной ленты на примере стали марки 08пс в технологической системе «горячекатаный подкат – холоднокатаная лента заданных размеров» позволило определить:

- основные технологические факторы влияния на итоговое распределение (разброс) механических свойств в готовой ленте;
- единичное влияние каждой операции, составляющей рассматриваемую технологическую систему;
- общий характер изменчивости свойств по мере прохождения технологической системы.

Это, в свою очередь, способствовало установлению направлений корректировки существующих технологических режимов в рамках рассматриваемой системы с целью разработки различных механизмов адаптации технологической системы «производство холоднокатаной ленты» под требования и ожидания потребителей.

ЛИТЕРАТУРА

1. Опыт работы пятиклетового непрерывного стана «630» холодной прокатки в цехе ленты ОАО «ММК» Управление качеством поверхности холоднокатаной ленты широкого сортамента в условиях ЛПЦ № 8 ОАО «ММК»/Смирнов П. Н., Голубчик Э. М., Куницын Г. А. и др. // Производство проката. 2007. № 7. –С. 23–24.

2. Возможности оперативного управления поперечной разнотолщинностью в процессе холодной прокатки ленты из стали повышенной прочности/Смирнов П. Н., Голубчик Э. М., Куницын Г. А. // Сталь, 2009. № 10. –С. 58–60.

ВЛИЯНИЕ СОСТАВА ШИХТОВЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ЛИТЕЙНЫЕ СВОЙСТВА СПЛАВА АК12

Н.В. Окладникова¹, Ю.А. Клейменов¹, Г.В. Ровенский¹, О.В. Тимофеева¹,
А.А. Перебоева², Т.А. Орелкина², Т.Н. Дроздова²

¹ ООО «Литейно-механический завод «СКАД», г. Дивногорск, Россия

² ФГАОУ ВПО «Сибирский федеральный университет», г. Красноярск, Россия

Приготовление сплава АК12 при производстве фасонных отливок можно осуществлять как с использованием первичного алюминия и введением легирующих элементов для получения необходимого химического состава, так и плавлением мелкогабаритной чушки (МГЧ) готового сплава. Применение готового сплава является более целесообразным с точки зрения:

- повышения стабильности процесса;
- стабильности химического состава;
- улучшения экологических показателей;
- снижения затрат на энергоресурсы на 20% за счет сокращения времени (в среднем на 1 час в сравнении с использованием шихты в виде первичных металлов) и количества плавок, т. к. объем загрузки печи ИАТ составляет 2,5 тонны шихты:
 - экономии металла, которая составляет 2,3 кг на 1 т;
 - уменьшения количества технологических операций, необходимых для подготовки и загрузки шихты, в частности, отделение мелкой фракции кремния;
 - исключения отклонений при загрузке шихтовых материалов (Si, Mn, Ti), которые приводят к неполному растворению легирующих элементов и дополнительной загрязненности расплава оксидными включениями;
 - положительного влияния вторичного переплава на свойства силуминов [1];
 - логистики – уменьшение складских помещений, закупки и доставки шихтовых материалов от разных поставщиков;
 - сокращения операций контроля химического состава и параметров литья.

На ООО «Литейно-механический завод «СКАД» в соответствии с требованиями стандартов серии ISO 9001 проводятся научные исследования по совершенствованию технологического процесса и повышению выходов годного. Как известно, одним из ключевых факторов является качество исходной заготовки. Для оптимизации технологического процесса была проведена работа, целью которой являлось определение способов повышения технологических свойств сплава АК12, приготовленного на (МГЧ) готового сплава. В задачи исследования входили:

- оценка качества МГЧ сплава AlSi11MgSr производства ОАО «РУСАЛ Красноярский алюминиевый завод» на соответствие требованиям ГОСТ 1583;
- оптимизация состава шихты и концентрации химических элементов в сплаве АК12 с использованием L-критерия;
- анализ влияния модифицирующих добавок – Sr, Ti и В на качество отливок.

Производство отливок для автомобильных колес на ООО «ЛМЗ «СКАД» проводилось по серийной технологии с использованием первичного алюминия. С июля 2009 г. по настоящее время приготовление сплава АК12 осуществляется на готовом сплаве AlSi11MgSr, поставляемом в чушке производства ОАО «РУСАЛ Красноярский Алюминиевый завод». Стабильность процесса литья колес, полученных из расплава, приготовленного на разной шихте, оценивали по показателям качества, предусмотренными требованиями ГОСТ Р 50511, ТИ 1-1-2008, ТУ 4591-009-59423196-2008. Формирование выборки для проведения статистического анализа проводилось на 32 партиях колес, полученных по традиционной технологии за период 01.05.09–19.07.09 гг. и 33 партиях колес, отлитых из расплава, приготовленного на сплаве AlSi11 производства ОАО «КрАЗ» за период 30.07.09–23.11.09 гг. Статистический анализ показал, что технология изготовления колес на готовом сплаве AlSi11MgSr позволила снизить содержание водорода, которое определяли методом RPT. Установлено, что для сплава, приготовленного на МГЧ AlSi11MgSr,

среднее значение индекса плотности снизилось до 2,0%, тогда как индекс плотности сплава, приготовленного с использованием первичного алюминия, составляет 2,6%. Рассчитанные статистические функции по химическому составу показали меньшее рассеяние значений содержания Si и снижение концентрации железа. Однако в сплаве АК12, приготовленном с использованием готового сплава AlSi11MgSr, значения содержания Ti находятся выше требований технологических инструкций. Полученные результаты исследования микроструктуры отливок и низкие индексы воспроизводимости для модифицирующих элементов – Sr, Ti, В (Срк = 0,15–0,96) указывают на нестабильность процесса модифицирования. Показатели оценки структуры и механических свойств отливок, полученных на готовом сплаве, свидетельствуют о некотором повышении плотности металла, прочностных и пластических характеристик сплава АК12. Стабильность процесса была нарушена в марте 2010 г., когда при производстве отливок было отмечено ухудшение формозаполняемости и снижение жидкотекучести расплава. Это привело к образованию грубой усадочной пористости по ободу колес и падению механических свойств.

Оценка качества МГЧ сплава AlSi11MgSr

Анализ качества чушки сплава AlSi11MgSr проводился на 22 плавках. Результаты исследований показали, что на макроструктуре чушки всех исследуемых плавков имеются металлургические дефекты в виде грубых внутренних усадочных раковин (рис. 1а), пористости и окисных плен (рис. 1б, табл. 1). Глубокие (1/3–2/3 высоты чушки) внутренние усадочные раковины наблюдаются на ~ 50% плавков. Размер зерна чушки неоднородный, со значительным укрупнением в литниковой зоне, составляет 0,7–10,0 мм.

Таблица 1

Металлургические дефекты в структуре чушки сплава AlSi11MgSr

Пористость			Окисные пленки				Усадочные раковины		
размер пор, мм		вид пор	балл по ГОСТ1583	размер, мм		количество, шт.	зона расположения	глубина, мм	протяженность, мм
min	max			min	max				
0,1	0,2	газовые	0–1,5	0,05	6,0	По сечению, скопления в литнике	10–45	10–80	
0,1	0,6	газо-усадочные	1,5–2,5						

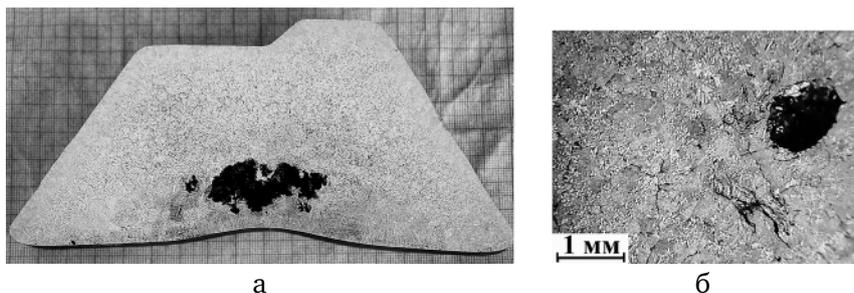


Рис. 1. Дефекты макроструктуры чушки сплава AlSi11MgSr

Микроструктуру чушки исследовали в средней зоне сечения. Структура соответствует модифицированному на 30–50% состоянию сплава AlSi11MgSr. По всему сечению исследуемых микрошлифов обнаружены усадочные поры размером 50–150 мкм, перемежающиеся с окисными пленками (рис. 2а). В структуре чушки всех исследуемых плавков обнаружены частицы правильной геометрической и овальной формы размером 7,38–44,7 мкм и 6,5–25,3 мкм соответственно, расположенные разрозненно и скоплениями (рис. 2б, в). Объемная доля включений на исследуемой площади микрошлифов составляет ~ 1,0–1,2%.

Структура и состав включений и окисных плен были исследованы на растровом микроскопе EVO 50 фирмы ZEISS с микроанализатором INCA Energy 350 для микрорентгено-спектрального анализа. Микроструктура включений, наблюдаемая на экране растрового микроскопа, неоднородная и содержит участки с разным контрастом, что свидетельствует о их различном химическом составе (рис. 2г–е). Анализ поэлементного состава включений

частиц правильной геометрической размером показал, что они представляют собой тройной интерметаллид стехиометрического состава – $SrAl_2Si_2$ (рис. 2 г, табл. 2, спектр 1, 2) [2]. В составе включений также обнаружены углерод, кислород и фтор.

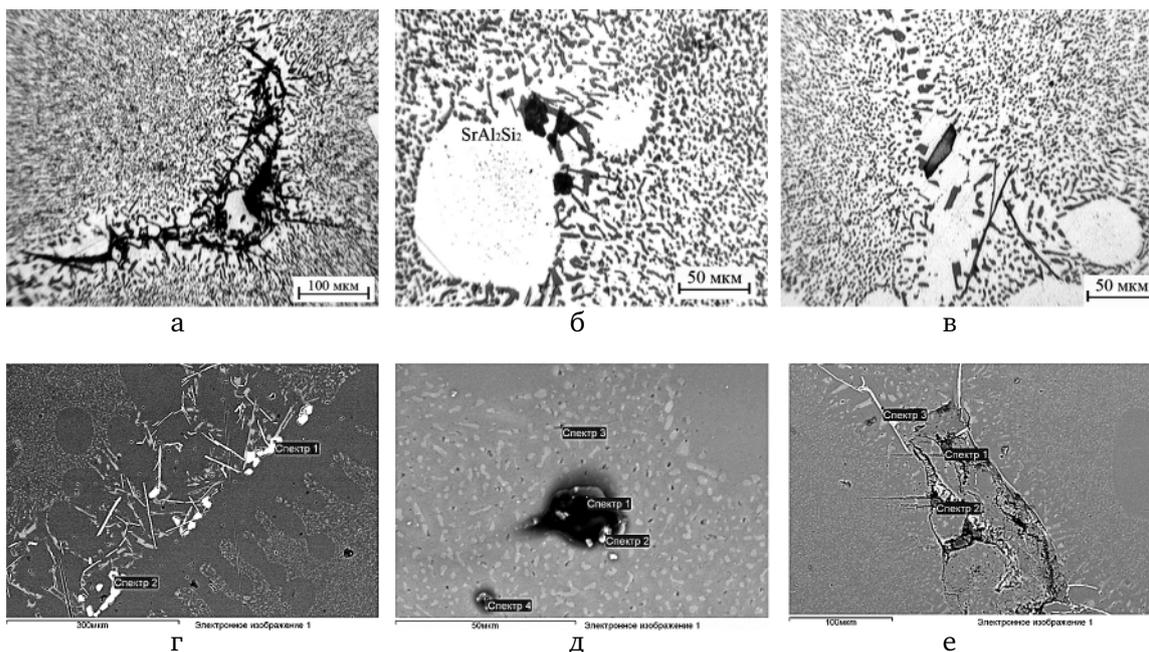


Рис. 2. Микроструктура дефектов чушки сплава AlSi11MgSr:
а, б, в – в световом микроскопе; г, д, е – в сканирующем микроскопе

Таблица 2

Химический состав включений в структуре чушки сплава AlSi11MgSr

Рисунок	Спектр	C	O	Si	Ca	F	Mg	Sr	Fe	S	Na	Al
2 г	1		17,26	25,88		13,62	0,81	13,93				28,50
	2		8,84	32,81	0,24	6,62	0,64	16,55			0,42	33,88
2 д	1	58,92	14,76	6,33	0,21					0,34		19,44
	2	15,20	58,00	23,67								3,13
	3			44,20								55,80
	4	48,88	26,90	5,74	0,21		0,10			0,22		17,95
2 е	1	60,75		38,90								0,35
	2	62,08		37,67								0,25
	3	25,17		2,42					2,96			69,46

В работах [3, 4] установлено, что наличие в структуре чушки интерметаллида $SrAl_2Si_2$ говорит об избыточном содержании стронция и перемодифицировании сплава. Образование грубых интерметаллидных частиц $SrAl_2Si_2$ на границах эвтектических колоний приводит к увеличению вязкости расплава и, как следствие, снижению жидкотекучести. Наличие фтора в составе включений $SrAl_2Si_2$ вероятно связано с присутствием фторидов в исходном материале (электролите) для производства алюминия. Кислород в составе включений подтверждает присутствие оксида алюминия, который снижает жидкотекучесть расплава и трудно удаляется со шлаками [5]. В состав частиц овальной формы входят в основном оксиды и карбиды алюминия и кремния (рис. 2 д, табл. 2, спектр 1, 2, 4). При исследовании состава окисных плен установлено, что их образование также связано с наличием в расплаве кристаллов карбидов кремния и алюминия (рис. 2 е, табл. 2, спектр 1–3). Присутствие в металле чушки данных включений показывает на низкое качество первичных шихтовых материалов – алюминия и кремния, неудовлетворительную очистку расплава и несоблюдение технологии литья и модифицирования. Выявленные металлургические дефекты структуры чушки привели к понижению уровня литейных свойств сплава AlSi11MgSr, а именно жидкотекучести, что согласуется с выводами, приведенными в работе [5].

Оптимизация состава шихты и концентрации химических элементов в сплаве АК12 с использованием L-критерия

Для оценки влияния шихтовых материалов на качество структуры колес из сплава АК12 был использован многокритериальный подход с расчетом L-критерия [6]. Расчет L-критерия провели по формуле:

$$L = [\sum (1 - V_i/V_i^c)^2]^{1/2} = \min, \quad (1)$$

где: V_i – фактические значения исследуемых критериев,
 V_i^c – оптимальные значения критериев.

Оптимальные значения критериев для компонентов шихты и химического состава сплава были определены на основании практически полученных результатов и данных нормативно-технической документации, в соответствии с предельно допустимыми значениями.

Анализ проводился на выборке 23 партий фасонных отливок, изготовленных в марте 2010 г. Выборка была разбита на две части: первая часть включала партии (13 шт.), отлитые без замечаний по литейным свойствам сплава АК12, вторая – партии (10 шт.), полученные из расплава с пониженной жидкотекучестью. Оценка качества отливок проводилась по макро- и микроструктуре на наличие металлургических дефектов (пористости, окисных плен и инородных включений). Пористость оценивали в процентах по методике, предложенной в работе [7]. Значения L-критерия при оценке качества изделий рассчитывались дважды для анализа влияния состава шихты и изменения концентрации легирующих и примесных элементов в пределах марочного состава.

Установлено, что для сплава АК12 первой части выборки L-фактор по шихте изменяется от 2,45 до 100,27 (среднее значение – 43,4, СКО – 40,6). Изменение L-фактора по шихте для второй части выборки составляет от 2,17 до 49,9 (среднее значение – 11,7, СКО – 20,1). Проведенный расчет показал, что приготовление сплава АК12 для первой части выборки проводилось на шихте, содержащей в среднем ~ 60% МГЧ сплава AlSi11MgSr, а во второй части выборки – на шихте, содержащей 70% МГЧ сплава AlSi11MgSr. Расчет L-критерия по химическому составу показал увеличение среднего значения от 1,75 (СКО – 0,71) в выборке первой части до 2,8 (СКО – 1,6) – во второй части, что свидетельствует о повышенной концентрации модифицирующих добавок – Sr, Ti и В в семи из десяти анализируемых партиях. Качество структуры отливок, полученных из расплава, приготовленного на шихте, содержащей до 60% МГЧ сплава AlSi11MgSr, соответствует требованиям ГОСТ Р 50511 и технической документации, степень пористости по сечению отливок составляет ~ 0,8%. При увеличении в составе шихты $\geq 70\%$ МГЧ сплава AlSi11MgSr повышается загрязненность расплава тонкодисперсными включениями. С повышением концентрации $Ti \geq 0,13\%$ и $B \geq 0,005\%$ в этом сплаве степень пористости в структуре отливок увеличивается до 1,2%. Снижение жидкотекучести сплава и ухудшение формозаполняемости связано с особенностями влияния данных элементов на физические свойства алюминия. При увеличении концентрации титана и оксидов алюминия повышается плотность алюминия, титана и железа – увеличивается вязкость [4]. Кроме того, повышение содержания титана может приводить к перемодифицированию сплава и появлению первичных кристаллов Ti-содержащей фазы [3].

Накопление титана и бора было обнаружено при исследовании проб, отобранных из болота литейной машины. В структуре проб наблюдаются 1,5–2,5% грубых скоплений окисных плен и сопряженных с ними включений (рис. 2). Спектральный анализ химического состава проб показал повышенное содержание Ti – 0,2–0,39%, B – 0,0267–0,036%, Sr – 0,09%. При исследовании изломов проб на растровом микроскопе EVO 50 установлено, что в состав включений входят Ti, Sr, Si, Na, Mg, O, N (рис. 3, табл. 2).

Таблица 2

Поэлементный состав включений в изломе пробы от болота литейной машины

№ спектра	O	Na	Mg	Al	Si	Cl	K	Ti	Sr
1	48,59	15,39	9,91	25,55	0,29	0,27	0,14		
2	69,75		0,63	8,02					21,60
3				100,00					
4				76,97	21,80		0,39	1,23	
5				82,69	14,93			2,38	

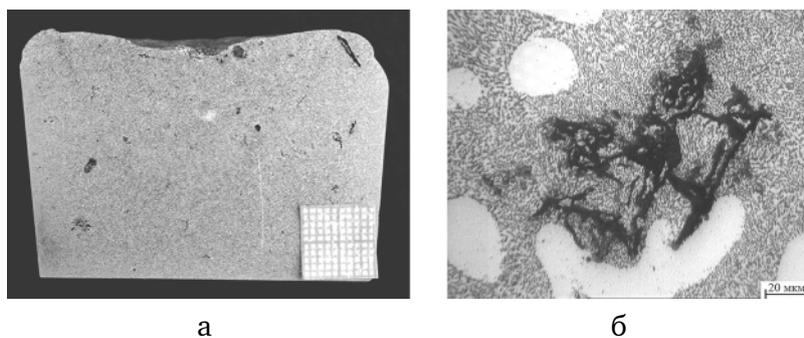


Рис. 2. Вид дефектов на макроструктуре (а) и микроструктуре (б) пробы из болота литейной машины

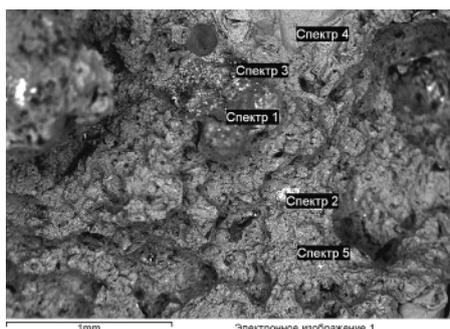


Рис. 3. Дефекты в изломе пробы в сканирующем микроскопе

Анализ влияния модифицирующих добавок – Sr, Ti и В на качество отливок

Для подтверждения результатов проведенной оценки состава шихты и качества отливок, полученных в серийном производстве, были проведены эксперименты на опытных партиях. Приготовление расплава осуществлялось на чушке, содержащей 72% МГЧ сплава AlSi11MgSr. В сплаве изменяли концентрации Sr, Ti и В. Исследования показали, что на макроструктуре всех отливок наблюдается усадочная пористость. Степень пористости отливок увеличивается при дополнительном введении лигатуры AlSr10 и Ti5B1 от 1,03% до 1,67%. На микроструктуре отливок, полученных из расплава, приготовленного по серийной технологии, обнаружены частицы $SrAl_2Si_2$ (O, F), SiC, Al_2O_3 , Al_4C_3 . Морфология частиц

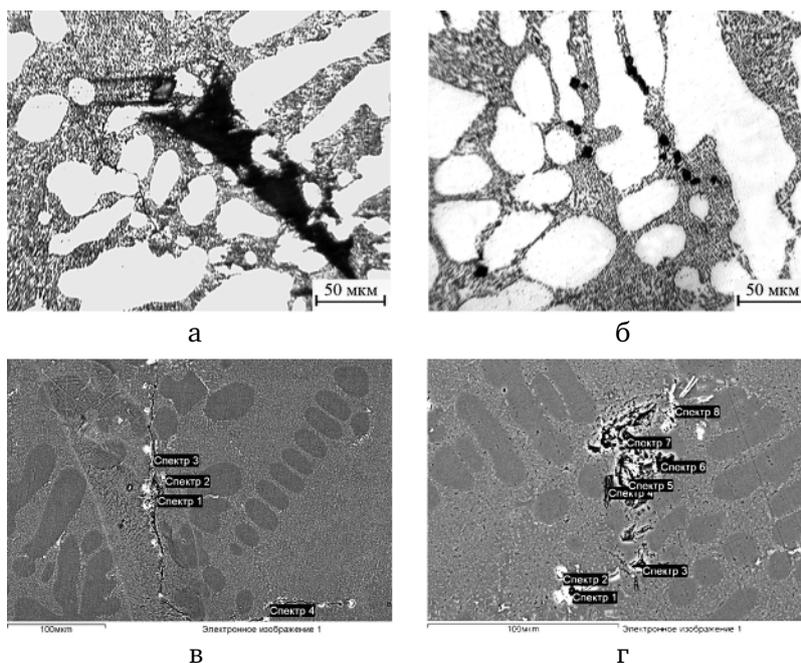


Рис. 4. Микроструктура дефектов отливок сплава АК12:
а, б – в световом микроскопе; в, г – в сканирующем микроскопе

$SrAl_2Si_2$ (O, F) соответствует частицам, выявляемым в структуре чушки сплава $AlSi11MgSr$ производства ОАО «РУСАЛ Красноярский алюминиевый завод». Размер их уменьшается до ~ 8,0 мкм, объемная доля – до 0,6% (рис. 4 а). Результаты анализа поэлементного состава включений показали, что они обогащаются по составу, представляют собой конгломераты, состоящие из интерметаллидов $SrAl_2Si_2$, Al_4Sr , Al_3Ti , оксидов, фторидов и карбидов кремния и алюминия (рис. 4 б, табл. 3). Частицы карбидов и оксидов кремния и алюминия изменений не претерпевают, размеры их соответствуют чушке – 6,5–25,3 мкм (рис. 4 б).

Таблица 3

Химический состав включений в структуре чушки сплава $AlSi11MgSr$

Рисунок	Спектр	C	O	Si	Ca	F	Mg	Sr	Ti	S	Na	Al
4 в	1		59,37	0,50		3,91	0,14	1,23	0,35			34,49
	2			28,46	0,21	17,64		16,32	4,08			33,29
	3		1,74	23,57								74,69
	4	31,90		58,56								9,54
	5	25,26		24,19						0,47		50,08
	6		9,41	9,53								81,07
	7		11,90	44,68								43,42
	8			22,92				8,30	7,18			61,60
4 г	1		8,69	36,03	0,40	2,61	0,57					51,70
	2		4,57	19,85	0,37			25,74	6,22			42,13
	3		5,19	40,66			0,87		11,77	0,39		41,51
	4		3,12	36,22				24,94				35,72

После дополнительного модифицирования расплава лигатурой $Al10Sr$ в структуре отливок количество частиц на основе Sr повышается, размер их увеличивается до 15 мкм. С увеличением в сплаве концентрации Ti и В кроме включений наблюдается изменение внутреннего строения сплава. Размер дендритов алюминиевого твердого раствора увеличивается от 25 до 30 мкм, объемная доля их увеличивается от 30 до 40 %, повышается доля непромодифицированной эвтектики (рис. 5). Такое огрубление структуры свидетельствует об увеличении температурного интервала кристаллизации полученного сплава вследствие сдвига диаграммы состояния вправо, связанное с перемодифицированием.

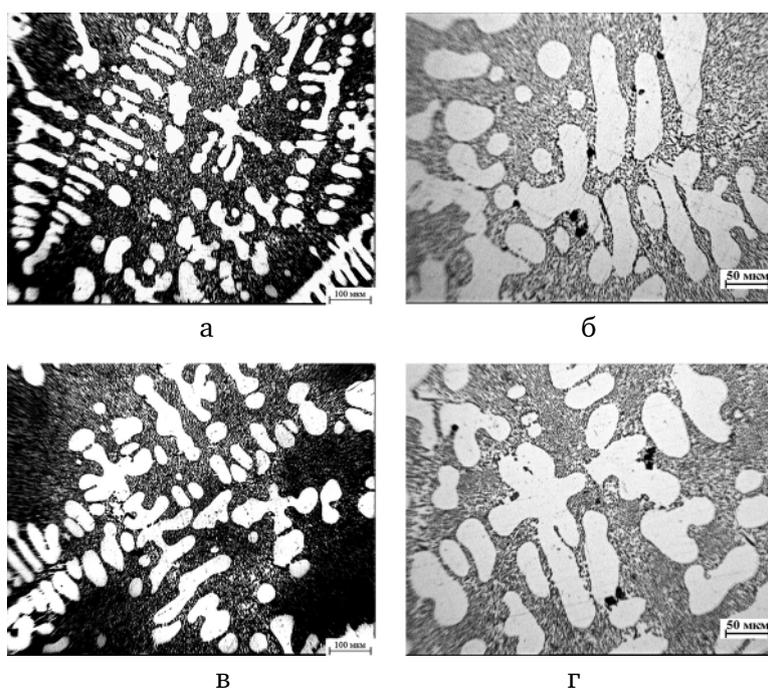


Рис. 5. Микроструктура отливок сплава АК12: а, б – модифицирование по серийной технологии; в, г – после дополнительного модифицирования лигатурами $AlSr10$ и $Ti5B1$

Выводы

Проведённые исследования по оптимизации технологического процесса приготовления сплава АК12 показали, что для повышения качества фасонных отливок из сплава АК12 необходимо:

1. Регламентировать требования к качеству исходных шихтовых материалов, легирующих и модифицирующих лигатур, примесей (Ca, Ga, C, SiC, Al₂O₃, Al₄C₃, P, Sn) в МГЧ сплава AlSi11MgSr.

2. При приготовлении сплава АК12 с использованием МГЧ сплава AlSi11MgSr допускать использование до 30–40 % отходов собственного производства в виде дополнительно рафинированного переплава.

3. Установить концентрации модифицирующих элементов:

в сплаве АК12 не более – Ti – 0,07–0,125 %, В – 0,001–0,002 %, Sr – 0,02–0,035 %, примесей – не более: Ca – 0,0015 %, Ga – 0,010 %, C – 0,0100, P – 0,0015 %, Sn – 0,0060 %, V – 0,0125 %; Cr – 0,0050 %, Fe – 0,1200 %, Zn – 0,0120 %, Pb – 0,0060 %.

4. В спецификацию на МГЧ сплава AlSi11MgSr внести следующие требования к макро- и микроструктуре:

- на макроструктуре не допускаются окисные плёны размером более 5,0 мм в количестве не более 3 штук;
- на поверхности чушки в зоне литника допускаются усадочные раковины и пористость на глубину не более 10 мм;
- газовая пористость не выше 3 балла по ГОСТ 1583;
- частицы нерастворенного кремния не допускаются;
- допустимый размер зерна не более 3 мм;
- размеры частиц интерметаллических включений SrAl₂Si₂ (O, F), SiC, Al₂O₃, Al₄C₃ не более 25 мкм.

ЛИТЕРАТУРА

1. Золоторевский В. С. Металловедение литых алюминиевых сплавов. –М.: МИСиС, 2005. –376 с.

2. Белов Н. А., Савченко С. В., Хван А. В. Фазовый состав и структура силуминов. М.: МИСиС. 2008. – 283 с.

3. Пригунов А. Г., Белов Н. А., Таран Ю. Н., Золоторевский В. С., Напалков В. И., Петров С. С. Силумины. Атлас микроструктур и фрактограмм. Справочник. Под. ред. Ю. Н. Тарана. М.: МИСиС, 1996. –175 с.

4. Алюминий: свойства и физическое металловедение // Справочное издание. Пер. с англ. под ред. Хэтча Дж. Е. –М: Metallurgia, 1989. – с. 422.

5. Фомин Б. А., Москвитин В. И., Махов С. В.. Металлургия вторичного алюминия. М.: Экомет, 2004. – 240 с.

6. Иванова В. С., Баланкин А. С., Булин И. Ж., Оксагаев А. А. Синергетика и фракталы в материаловедении. М.: Наука, 1994. – 383 с.

7. Окладникова Н. В.. Разработка методики определения газовой пористости в фасонных отливках из сплава АК12/Ю. А. Клейменов, Приходько Е. Н., Биронт В. С., Перембоева А. А. //Цветные металлы. – 2007. –№ 10. –С. 107–110

УЛЬТРА- И НАНОДИСПЕРСНЫЕ КЕРАМИЧЕСКИЕ ПОРОШКИ ДЛЯ МОДИФИКАЦИИ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ

В.А. Полубояров¹, А.Н. Черепанов², З.А. Кортаева¹

¹ Институт химии твердого тела и механохимии СО РАН, г. Новосибирск, Россия

² Учреждение Российской академии наук Институт теоретической и прикладной механики им. С.А. Христиановича СО РАН, г. Новосибирск, Россия

Области применения

Литейное производство, металлургия черных и цветных металлов

Это отливки из нержавеющей сталей с повышенным пределом текучести и коррозионной стойкостью; лопатки турбин с повышенной прочностью, пластичностью и циклической стойкостью литого металла; отливки из чугуна с заданной структурой и повышенными эксплуатационными свойствами, непрерывнолитые заготовки из сталей и алюминиевых сплавов с равноосной структурой, с повышенной способностью к сложному деформированию, отливки ответственного назначения из алюминиевых сплавов.

Сущность технологии заключается в модифицировании металлов и сплавов ультрадисперсными порошками тугоплавких соединений (оксидов, нитридов, карбонитридов, боридов и др.). Упрочнение литого металла достигается за счет измельчения его внутренней структуры (зерен матрицы и избыточных фаз) и изменения морфологии структурных составляющих. Модифицирование осуществляется путем введения в расплав специально подготовленных добавок, содержащих тугоплавкие соединения в количестве 0,01–0,05 масс. %. Частицы соединений имеют размер от 0,01 до 0,1 мкм и равномерно распределяются в объеме расплава. Применение таких добавок позволяет увеличить на 15–35 % прочность литого металла при одновременном повышении пластичности в 1,5–2 раза.

Преимущества предлагаемой технологии

Применяемые в настоящее время в России и за рубежом традиционные методы повышения качества сплавов с помощью легирования дорогостоящими элементами достигли своего предела и часто экономически не оправдывают себя. Известные способы и варианты суспензионного модифицирования с применением инокуляторов имеют ряд недостатков, обусловленных, главным образом, относительно большим (5–40 мкм) размером частиц. Это приводит к неоднородности суспензий, вызываемой неравномерным распределением частиц в объеме расплава, а также возможностью седиментации по плотности и низкой устойчивостью от коагуляции и растворения. Тугоплавкие соединения могут быть синтезированы непосредственно в расплаве за счет химических реакций между его компонентами, как это имеет место при азотировании сталей. Однако процесс получения и управления размером таких частиц трудно контролируем и технически достаточно сложен для осуществления. В предлагаемой технологии частицы порошка, благодаря малому размеру и хорошей смачиваемости, обеспечиваемой специальной обработкой, хорошо усваиваются расплавом и равномерно распределяются по его объему. Сравнительно невысокая стоимость УДП тугоплавких соединений и малое количество вводимых добавок (до 0,05 % от массы модифицируемого металла) делают использование УДП экономически более выгодным, по сравнению с обычным модифицированием, и позволяют экономить дорогостоящие легирующие металлы. Применение УДП эффективнее добавок редкоземельных металлов в 2–3 раза.

Технология защищена авторскими свидетельствами и патентами:

А. с. № 1076648 СССР, С22с 35/00, 12.05.82,

А. с. № 1360226 СССР, С22с 35/00, 26.11.86,

Патент РФ № 2121510, 27.11.96.

Целью исследования являлось повышение абразивной и коррозионной стойкости различных марок чугунов и сталей в агрессивных средах и в средах, содержащих абразивные частицы с помощью нового класса модифицирующих материалов – наноразмерных порошков тугоплавких соединений (нанопорошковых инокуляторов (НПИ)).

В качестве тугоплавких неметаллических соединений использовали керамические порошки оксидов, нитридов, карбонитридов, карбонитридов металлов, в качестве вещества-протектора хром, никель или их смесь. Модификатор с размером частиц не более 0,1 мкм получали совместным размолотом тугоплавких керамических частиц и вещества-протектора в планетарных мельницах.

Для модифицирования использовались следующие материалы: углеродистую и марганцовистую стали, чугун передельный, чугун износостойкий, ферросплавы, а также металлический лом. Порошок модификатора в количестве 0,005–0,1 масс. % (в пересчете на керамические тугоплавкие частицы) вводили в виде брикетов под струю металла во время разливки.

Испытания образцов проводились в серной (25%), азотной (10%, 25%), соляной (10%, 25%), плавиковой (3%) кислотах или в их смесях при комнатной температуре и при температуре 70 °С. Измеряли уменьшение массы деталей (в%) через 2 и 24 часа, в зависимости от условий эксперимента.

В таблице 1 приведены данные по коррозионной стойкости серого чугуна. Измерения потери веса проводили через 24 часа выдержки образцов в 25 %-х кислотах: соляной, серной, азотной при комнатной температуре.

Было установлено, что коррозионная стойкость образцов серого чугуна, модифицированных НПИ, в два-три раза выше по сравнению с немодифицированным образцом.

В таблице 2 приведены данные по коррозионной стойкости белого чугуна. Измерения потери веса проводили через 2 часа выдержки образцов в 10% соляной кислоте при комнатной температуре.

Модифицирование снижает скорость коррозии и увеличивает коррозионную стойкость примерно на 15%.

Опытно-промышленные исследования влияния НПИ на гидроабразивный износ чугуна марки ИХЧ28 Н2 проводили на деталях запчастей насоса ГрАТ225 (рабочие колеса, внутренние корпуса, защитные диски). Чугун указанной марки выплавляли в индукционной печи ИЧТ2,5 и разливали по формам. В качестве модифицирующей композиции использовалась смесь нитрида титана и оксида иттрия с порошком хрома в количестве 0,03 масс. % в пересчете на керамические частицы. Из этого же сплава отливались контрольные детали без применения модифицирующей добавки, а также образцы $\varnothing 30 \times 340$ мм с УДП и без НПИ для исследования механических характеристик.

В таблице 3 представлены данные по механическим свойствам немодифицированного и модифицированного образцов износостойкого чугуна ИХЧ28 Н2 (незакаленный чугун). Видно, что все механические свойства опытных образцов, кроме стрелы прогиба, существенно повысились.

Отлитые опытные и контрольные изделия были испытаны в натуральных условиях работы насосов в горнодобывающем производстве. В результате было установлено, что использование модифицированных деталей позволяет увеличить срок работы насоса в 1,37 раз.

В марганцовистой стали марки 110Г13Л в результате модифицирования смесью УДП нитрида титана (0,025 масс. %) с порошком хрома изменилось соотношение первичных карбидов, расположенных внутри кристаллов и выделившихся по их границам, где количество карбидов существенно уменьшилось. Мелкие карбидные включения внутри зерен сохраняются после термообработки, что обеспечивает повышение прочности стали на 20–30%, пластичность на 25–35% и сопротивление абразивному износу на 25–35%.

Данные о влиянии УДП на структуру чугуна были получены с помощью электронной микроскопии. На рисунке 1 приведены электронно-микроскопические снимки одного и того же чугуна, полученного в одинаковых условиях, но слева без добавок УДП, а справа, для сравнения, с УДП добавками при разных увеличениях. Оба образца подвергались травлению азотной кислотой. Уже при увеличении в 50 раз видно, что размеры пластинчатого графита, выделившегося в чугуне без УДП добавок, много больше, чем в чугуне с УДП добавками. Увеличение в 200 и более раз дает возможность увидеть, что чугун без УДП-добавок имеет ферритную природу, а чугун с УДП-добавками имеет перлитную структуру: так как травление азотной кислотой приводит к удалению феррита и наблюдению перлитовых пластин. Таким образом, введение в чугун УДП приводит к образованию перлитно-ферритного композита

и уменьшению размеров пластин выделившегося графита. Хорошо известно, что образование чугуна с перлитной структурой характерно для перегретого чугуна. Поэтому образование чугуна с перлитной структурой в результате введения УДП связано, вероятно, с тем, что как уже отмечалось выше, использование гетерогенных затравок при кристаллизации жидких металлов приводит к резкому уменьшению температуры переохлаждения.

Сталь плавил в индукционной печи с нейтральной футеровкой до температуры ~1823 К. В качестве модификатора применялся комплекс, содержащий порошок (WC+Co). Модифицирующий порошок предварительно подвергался диспергированию до размеров частиц меньше 0,1 мкм и механической активации в центробежной планетарной мельнице в инертном газе совместно с порошком металлического кобальта, являющегося протектором. Подготовленный порошок закатывался в медную фольгу и вводился (в количестве 0,025% по массе) непосредственно в расплав, находившийся в печи после отключения индуктора.

После трехминутной гомогенизации жидкая сталь разливалась с помощью разливочного ковша в сухую подогретую песчаную форму. На рисунке 2 приведены электронно-микроскопические снимки образцов марганцевой стали марки 30-ХГСП, полученных без УДП-добавок – (1) и с УДП-добавкой (2). Основное различие заключается в том, что в модифицированном образце мартенситный переход произошел более полно, в том числе внутри зерен, а у немодифицированного – только у границ зерен, в середине же зерен хорошо видны неоднородности. Такое влияние на полноту мартенситного перехода, вероятно, как и в случае с серым чугуном, связано с использованием гетерогенных затравок при кристаллизации жидкого металла, которое приводит к значительному уменьшению температуры переохлаждения. Кроме того, размеры зерен модифицированного образца в среднем в полтора-два раза меньше, чем у немодифицированного.

Таким образом, введение небольших количеств модификатора в сплавы приводит к: уменьшению зерна металла в 2–3 раза; увеличению содержания перлита в металлической основе; изменению формы графитовых включений чугуна с пластинчатой на гнездообразную (розеточную); увеличению прочности до 35%. В результате этого увеличиваются коррозионная стойкость (на 15–40%) и стойкость к абразивному износу (примерно в 1,4 раза).

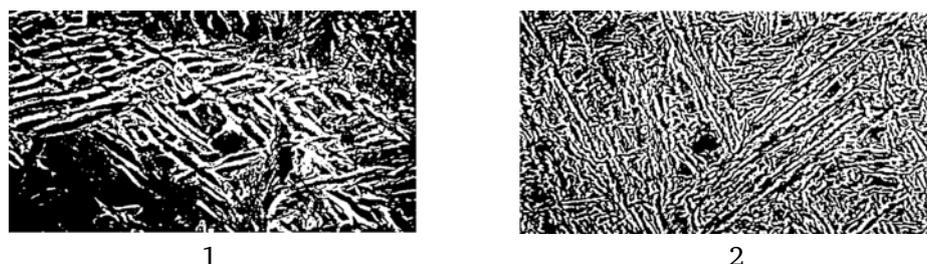


Рис. 2. Электронно-микроскопические снимки шлифов марганцевой стали марки 30-ХГСП немодифицированной (1) и модифицированной УДП (WC+Co) (2) после травления пикриновой кислотой. Ув. 500

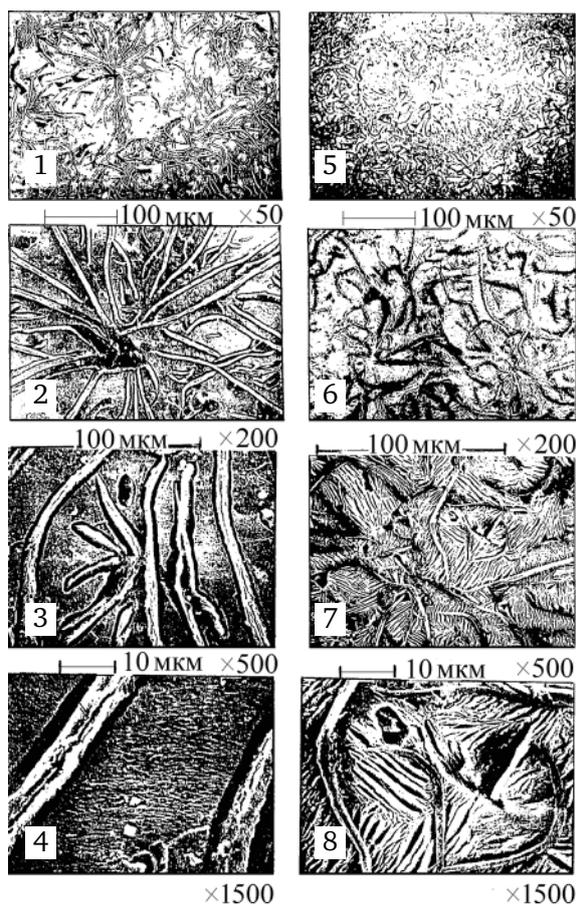


Рис. 1. Электронно-микроскопические снимки шлифов немодифицированного (1–4) и модифицированного УДП (SiC+Cr) серого чугуна

Таблица 1

Данные по коррозионной стойкости серого чугуна

Образцы	№	УДП, масс. %	Ферро-силиций с барием, масс. %	Относительная потеря веса (%), в различных средах (24 часа, комнатная температура)		
				серная к-та (25%)	азотная к-та 25%	соляная к-та (25%)
Серый чугун	1	0	–	10,8	14,0	15,0
	2	0,005	–	7,3	4,5	8,2
	3	0,025	–	3,32	6,13	5,29
	4	0,05	–	3,41	–	–
	5	0,1	–	5,50	7,08	7,50
Износостойкий спец. чугун	6	–	0,3	5,8	6,88	7,53
	7	–	0,7	6,93	12,51	7,65

Таблица 2

Коррозионная стойкость белого чугуна

Образцы	№№	УДП, масс. %	Скорость коррозии г·м ² /час	Относительная потеря веса (%), 2 часа, T=20 °C, соляная к-та (10%)
Белый чугун	1	0	67,18	1,17
	2	0,01	58,14	0,998
	3	0,05	62,27	1,07
	4	0,1	71,68	1,25

Таблица 3

Механические характеристики чугуна ИХЧ28Н2

Вид сплава	Предел прочности при разрыве, σ_B , МПа/м ²	Предел прочности при изгибе, σ_T , МПа/м ²	Стрела изгиба, мм	Твердость, НВ
Без УДП	330	550	4	470
С УДП	404	1044	2,9	477

Таблица 4

Вид сплава	Предел прочности при разрыве σ_B , МПа/м ²	Предел прочности при изгибе $\sigma_{0,2}$, МПа/м ²	Относительное удлинение δ , %	Относительное сужение ψ , %
Без УДП	662,4	388,6	31,5	17,5
С УДП (0,025 %)	871,5	507,5	53,8	36,6

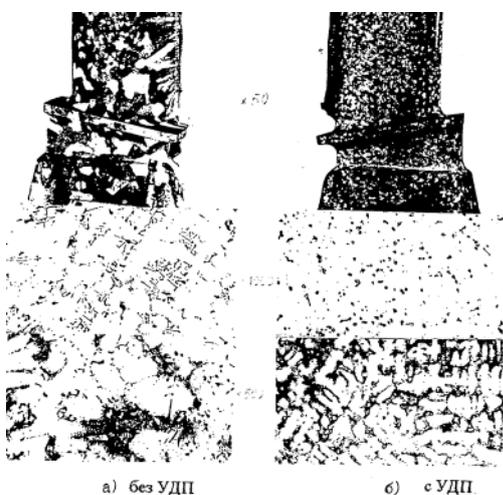


Рис. 3. Макро- и микроструктура отливок из жаропрочного никелевого сплава

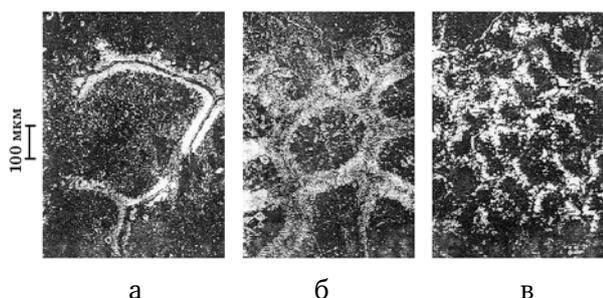


Рис. 4. Электронно-микроскопические снимки образцов: исходной меди, расплавленной при +1150 °C (а), после введения УДП (0,04 масс. %) (б); после введения УДП (0,004 масс. %) (в)

ИСПОЛЬЗОВАНИЕ ОГНЕУПОРНЫХ БЕТОНОВ ООО «МЕТПРОМСНАБ» ДЛЯ ПРОИЗВОДСТВА АЛЮМИНИЯ

А.А. Соломатов¹, Ю.Н. Черепанов², Ю.Л. Голоперов³, Л.Н. Боргояков²,
А.А. Кондрукевич¹, М.М. Нугманов², И.А. Еропкин¹

¹ ООО «Метпромснаб», г. Коломна, Россия

² ООО «РУС Инжиниринг», филиал в г. Саяногорске, Россия

³ ООО «Огнеупор-комплект», г. Москва, Россия

Реферат: В статье отражены особенности использования огнеупорных материалов для футеровки металлтрактов литейных машин, миксеров сопротивления раздаточных и печей плавления вторичного алюминия. Представлены основные марки огнеупорных и теплоизоляционных бетонов, рекомендуемых для футеровки тепловых агрегатов алюминиевой промышленности, а также некоторые результаты испытаний бетонов ООО «Метпромснаб» на предприятиях отрасли.

В условиях интенсификации технологических процессов производства алюминия, увеличения мощности и размеров миксеров сопротивления раздаточных (миксеры) и печей плавления вторичного алюминия (плавильных печей) существенно возрастает роль их огнеупорной футеровки, стойкость которой в значительной мере определяет их технико-экономические показатели работы. Современная тенденция мирового развития производства и применения огнеупоров состоит в существенном снижении удельных расходов огнеупоров во всех отраслях производства связанных с их применением. В значительной степени это достигнуто за счет разработки и внедрения новых неформованных огнеупоров. Несмотря на общую тенденцию сокращения объема производства и применения огнеупоров, удельная доля неформованных огнеупоров, в общем, их балансе возрастает, что сопровождается значительным сокращением производства обожженных огнеупорных изделий [1]. Накопленный опыт по применению неформованных огнеупоров для футеровки миксеров и литейных металлтрактов позволяет подходить к их подбору дифференцированно, что снижает удельный расход огнеупоров.

Металлургия алюминия в отличие от черной металлургии и металлургии тяжелых цветных металлов (медь, никель, кобальт и др.) предъявляет специфический комплекс требований к футеровочным материалам: высокая химическая устойчивость к алюминиотермическому восстановлению, умеренная огнеупорность с учетом максимальной температуры эксплуатации около 1000 °С, достаточные показатели механической прочности и термостойкости, оптимальная теплопроводность и др. [2].

Вследствие исключительно высокого химического средства к кислороду и относительно небольшой температуры плавления алюминия (659 °С) огнеупоры, применяемые при его получении и высокотемпературной обработке, должны обладать не высокой огнеупорностью, а термодинамической прочностью при температурах до 1000 °С, несмачиваемостью расплавами алюминия и сплавов на его основе. Огнеупорность достаточна не менее 1350 °С, но при этом необходима высокая устойчивость к термическим и механическим воздействиям. Такой комплекс физико-химических свойств называется алюмофобностью [3].

В настоящее время большая часть миксеров и плавильных печей российских производителей алюминия футеруется огнеупорным кирпичом. Подина и стены ниже уровня расплава футеруются в следующей последовательности (начиная от металлического кожуха): асбест листовой, кирпич шамотный легковесный ШЛ-1,3, ШЛ-0,4 и/или пенодиатомит ПД-350, прокладка огнеупорным картоном, в качестве защитного слоя используют выкладку из шамотного кирпича марки ША-5 или засыпку глиноземом, рабочий слой выполняют из муллитового кирпича марки МЛС-62. Стены выше уровня расплава футеруются в следующей последовательности (начиная от металлического кожуха): асбест листовой, кирпич легковесный ШЛ-1,3, ШЛ-0,4 и/или ПД-350, кирпич ШБ-II-5. Данная последовательность позволяет обеспечить стойкость 3–4 года. Лотки (блоки) литейных

металлотрактов, как правило, получают уже готовыми, но данный вариант является в 2–3 раза дороже, чем изготовление их из алюмофобных виброукладываемых бетонов на огнеупорных участках завода-потребителя.

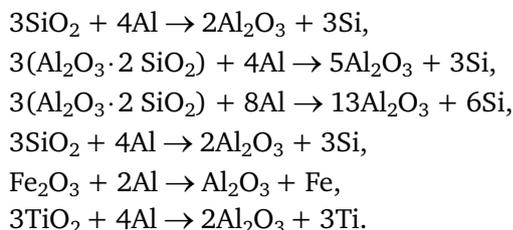
Как показывают исследования отечественных и зарубежных ученых, среди 3,5 тыс. природных минералов и более 1000 искусственных неорганических соединений лишь менее 1% веществ являются алюмофобными. К числу их относятся преимущественно некоторые алюминий-, кальций-, барийсодержащие оксосоединения (оксиды, алюминаты, силикаты, алюмосиликаты и др.) и бескислородные соединения (карбиды, нитриды и др.), не смачиваемые расплавленным алюминием [3].

Дополнительную очистку жидкого алюминия, усреднение и получение заданного состава жидкого металла, выдержку алюминиевых сплавов и другие технологические операции осуществляют в плавильных печах и миксерах вместимостью до 80 и 100 т. Футеровка печи служит в различных условиях: подина и стены ниже уровня расплава подвергаются химическому и эрозионному воздействиям металлической расплава, износу при загрузке печи слитками и удалении шлака, воздействию термических ударов.

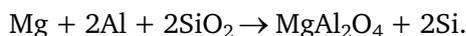
Для футеровки рабочего слоя плавильных печей и миксеров применяют шамотные, высокоглиноземистые и периклазовые огнеупоры. Наибольшему износу подвергается подина печи, ее разрушение начинается после 300–400 плавов и при дальнейшей эксплуатации происходит более интенсивно. Металлический алюминий взаимодействует при высоких температурах с шамотной футеровкой с образованием Al_2O_3 , Si, Fe вследствие чего в подине возникают внутренние напряжения. Наряду с этим происходит интенсивная пропитка жидким алюминием. Пропитанная подина представляет собой монолит, который трудно удаляется при ее демонтаже.

Свод и стены выше уровня металла выкладывают из шамотных огнеупоров они подвергаются воздействию высоких температур, брызг и паров металлов. При применении флюсов футеровка подвергается воздействию паров карналлита, криолита, KCl, NaCl и др.

Основным видом разрушения алюмосиликатных огнеупоров в печах плавки алюминия является химическое взаимодействие алюминия и его сплавов с огнеупором. Жидкий алюминий обладает высокой текучестью и смачиваемостью, что приводит к глубокому проникновению его в поры и трещины. Обладая большой теплоемкостью, он долго не застывает в огнеупорной кладке. Кроме того, высокое сродству к кислороду вызывает восстановление $3Al_2O_3 \cdot 2SiO_2$, SiO_2 , Fe_2O_3 и TiO_2 по реакциям, в результате которых расплавленный алюминий насыщается кремнием, железом и титаном [2]:



В присутствии магнезия возможно образование шпинели:



Для повышения стойкости футеровки применяют защитные обмазки, содержащие кальциевый плавиковый шпат (анортит), высокоглиноземистый цемент, огнеупорную глину или каолин и полифосфат натрия. Подобные обмазки целесообразно наносить в плавильных печах на шамотную выстилку подины и лотки металлотрактов, а также использовать как кладочный раствор в качестве высокотемпературного клея.

В процессе службы в огнеупорах образуется зональность. Зоны имеют различные физико-керамические свойства. Для повышения стойкости футеровки в состав огнеупорных материалов (бетонов, масс, изделий) вводят специальные добавки ($BaSO_4$, BaO, B_2O_3 , и др.), уменьшающие смачивание алюминием и образующие микропористую структуру, что резко снижает степень пропитки огнеупора расплавленным алюминием. О взаимодействии расплавленного алюминия с оксидами судят по величине энтальпии образования оксида (рис. 1).

Оксиды, имеющие более низкую величину свободной энтальпии образования чем у Al_2O_3 , не могут быть восстановлены жидким алюминием, в то время как FeO, Fe_2O_3 и SiO_2 легко им восстанавливаются. С повышением содержания Al_2O_3 в огнеупорах

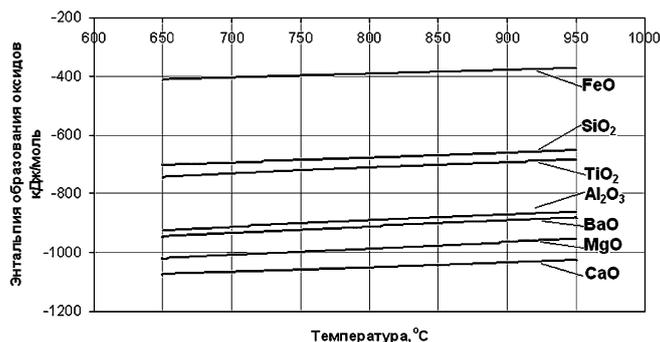


Рис. 1. Энтальпия образования оксидов, кДж/моль O₂, при различных температурах

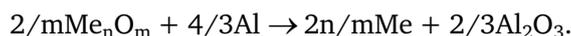
возрастает устойчивость огнеупоров системы Al₂O₃-SiO₂ по отношению к расплавам алюминия. А наличие таких оксидов как ZrO₂, BaO, MgO, CaO, Al₂O₃ только увеличивает алюмофобность огнеупора, а следовательно, и его стойкость.

В последнее время все чаще для футеровки плавильных печей и миксеров алюминиевого производства используются бетоны на химических и гидравлических связках. Стойкость подобных футеровок достигает до 10 лет. Основные принципы создания структур бетонов, стойких к расплаву алюминия и сплавов на его основе – это снижение открытой пористости и снижение размера пор. В бетонах, как и в формованных огнеупорах (кирпичах), открытая пористость не должна превышать 18%, а газопроницаемость 4–5 нРм, при этом основная доля пор должна быть в пределах 3–4 мкм. Следует отметить, что плотноспеченные грубодисперсные зерна наполнителя слабо взаимодействуют с компонентами расплава металла и флюсов, поэтому более высокие требования предъявляются к матрице (связке) бетонов. В качестве грубодисперсных наполнителей используются шамот, боксит, табулярный глинозем, электроплавленный корунд, иногда андалузит, который, в отличие от других алюмосиликатных наполнителей, позволяет увеличить термостойкость за счет более ранней температуры начала муллитобразования, и позволяет снизить коэффициент термического расширения. В связи с тем, что материал наполнителя реагирует с расплавом металла существенно меньше, чем материал тонкодисперсной связки, зачастую по экономическим соображениям идут на применение в качестве наполнителя шамота. Однако в интенсивно эксплуатируемых печах целесообразнее в качестве наполнителя бетонов применять боксит или глинозем.

Из выше изложенного следует, что важную роль для изготовления алюмофобных бетонов является их матрица, которая может содержать реактивные и кальцинированные глиноземы, высокоглиноземистые цементы и комбинации этих связующих. На основании термодинамических расчетов по снижению химической устойчивости к расплавленному алюминию главные минералы (соединения) содержащийся в глиноземах и высокоглиноземистых цементах можно расположить в следующий теоретический ряд [4]:



В этом ряду все соединения, расположенные правее шпинели MgAl₂O₄, в той или иной степени способны восстанавливаться до металла по основной алюминотермической реакции:



Для увеличения стойкости бетонов и изделий из них целесообразно в качестве тонкодисперсного заполнителя матрицы использовать порошковый CaO, MgO, ZrO₂ или BaO, что подтверждается экспериментальными и теоретическими исследованиями (рис. 1). На основании этих данных компанией ООО «Метпромснаб» был разработан ряд среднецементных бетонов для рабочего слоя плавильных печей и миксеров, технические характеристики которых представлены в табл. 1. В разработке композиции для данных бетонов были учтены пожелания специалистов эксплуатирующих данные материалы.

Бетоны АСКАС СМКРБ 55, СМЛЦ 65 и СМЛ 72 содержат алюмофобные добавки, поэтому они могут быть рекомендованы для футеровки рабочего слоя подины стен ниже уровня металла миксера, плавильных печей и ковшей разливки алюминия. Испытания бетона

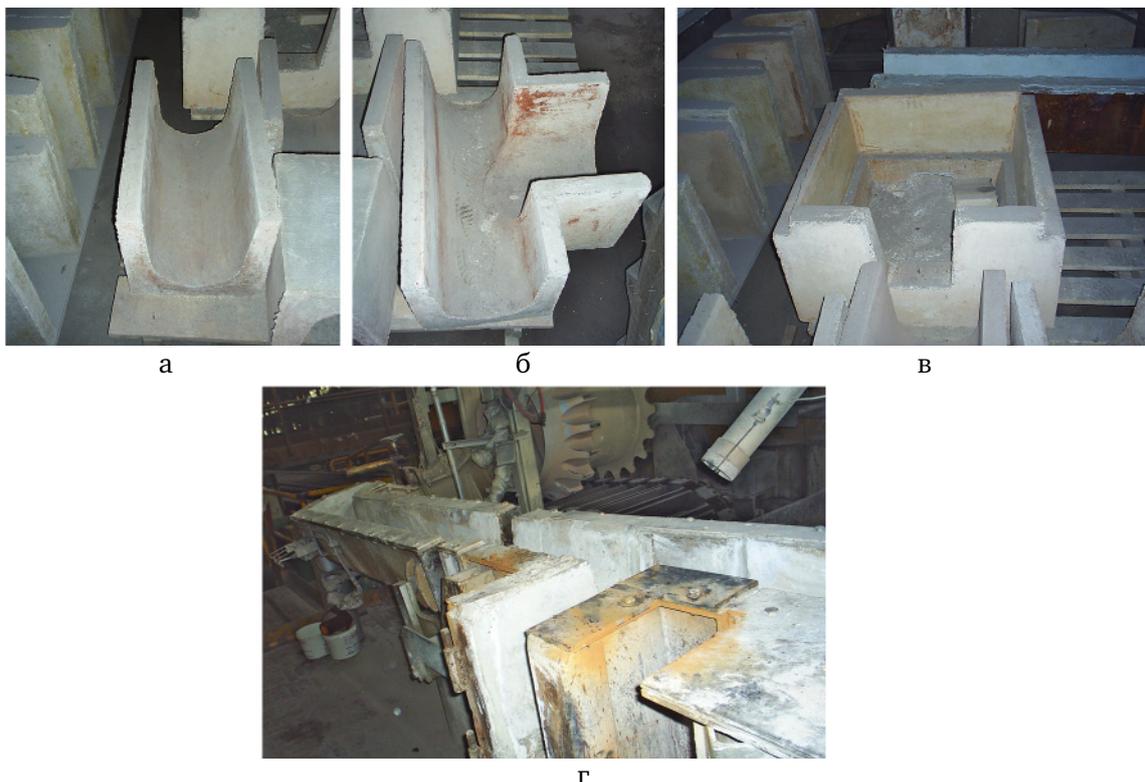


Рис. 2. Блоки (а – прямые, б – Т-образные, в – блок установки фильтров очистки металла) и готовый металлотракт (г) из бетона марки АСКАС СМЛ 72

АСКАС СМЛ 72 успешно прошли в литейном производстве ОАО «РУСАЛ Саяногорск», где он используется для изготовления блоков (лотков) металлотракт (рис. 2 а, б, в, г). Бетон обладает хорошей эластичностью и «удобоукладываемостью», в процессе термообработки трещин не возникает. Полученные результаты – плод совместной работы ООО «РУС Инжиниринг» филиал в г. Саяногорске и ООО «Метпромснаб» по увеличению стойкости футеровок металлотракт и участков миксеров на бетонах отечественного производства.

В настоящее время компания ООО «Метпромснаб» может предложить весь спектр огнеупорных и теплоизоляционных (табл. 2) бетонов для ремонта миксеров. Предлагаемая схема послойного расположения футеровки представлена на рисунке 3. Данный схема позволяет оптимизировать теплотери, что подтверждается теплотехническими расчетами, увеличить стойкость футеровки, а следовательно, и удельный расход огнеупоров. Футеровочные работы начинаются с укладки теплоизоляционного бетона марки ИЗО-

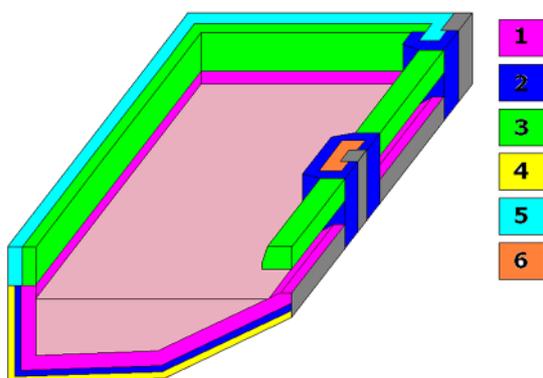


Рис. 3. Схема футеровки ванны миксера из бетонов ООО «Метпромснаб»:

- 1 – АСКАС СМЛЦ 65 или СМЛ 72;
- 2 – АСКАС СМЛ 67; 3 – АСКАС СМКР 50;
- 4 – ИЗОКАС СШ 800; 5 – ИЗОКАС СШ 1300;
- 6 – силикаткальциевые плиты

КАС (СШ 800 – подина и стены ниже уровня расплава, СШ 1300 – стены выше уровня расплава), после сушки при естественных условиях на него наклеивают огнеупорный картон и сверху укладывают защитный слой бетоном АСКАС СМЛ 67, после сушки укладывают бетон рабочего слоя АСКАС СМЛЦ 65 или СМЛ 72. Стены выше уровня расплава торкретируются бетоном АСКАС СМКР 50. Для снижения теплотери через свод рекомендуется в качестве теплоизоляционного слоя использовать самовспучивающийся ячеистый бетон полукислотного состава СПК 18, укладывается методом литья и имеет коэффициент вспучивания 2,3–2,5, т. е. для получения 1 м³ готового материала необходимо 400–450 кг сухой смеси. Время вспучивания и затвердевания состава, в зависимости от температуры окружающей

Таблица 1

Технические характеристики огнеупорных бетонов марки АСКАС

Наименование показателя	Норма для марок АСКАС					
	СМКР 50	СМКРБ 55	СМЛЦ 65	СМЛ 67	СМЛ 72	СК 92
Массовая доля, %:						
Al ₂ O ₃ , не менее	50	55	65	67	72	92
Fe ₂ O ₃ , не более	–	2,0	2,0	2,5	2,5	–
CaO, в пределах	5,0–7,5	4,0–5,0	4,0–5,0	7,0–	4,0–5,0	3,5–5,0
BaSO ₄ , не менее	–	5	3,5	10,0	3,0	–
ZrO ₂ , в пределах	–	–	3,5	–	–	–
Температура эксплуатации, °С, не выше	1500	1400	1650	1630	1650	1750
Предел прочности при сжатии, Н/мм ² , не менее: после сушки при 110 °С	35	35	65	45	45	45
после обжига при 1000 °С	25	25	60	40	40	60
Теплопроводность, Вт/м·К, при средней температуре (350 ± 25) °С, не более	1,1	1,2	1,5	1,3	1,5	1,3
Термическая стойкость (1300 °С – вода), не менее	30	30	25	30	25	25
Кажущаяся плотность, кг/м ³ , в пределах	2250–2350	2450–2550	2500–2600	2450–2550	2500–2600	3050–3150
Массовая доля влаги, %, не более	0,5					
Гранулометрический состав, мм	0,0–5,0	0,0–7,0	0,0–7,0	0,0–5,0	0,0–7,0	0,0–7,0
Способ применения*	С/Г	С	С	С/Г	С	С/Г

* С – виброукладка, Г – торкретирование.

Таблица 2

Технические характеристики теплоизоляционных бетонов марки ИЗОКАС и ячеистого саморасширяющегося теплоизоляционного бетона СПК 18

Наименование показателя	Норма для марок ИЗОКАС			СПК 18
	СШ 800	СШ 1000	СШ 1300	
Массовая доля, %:				
Al ₂ O ₃ , в пределах	34–37	36–39	37–40	18
Fe ₂ O ₃ , в пределах	1,5–3,0	1,0–2,5	1,5–2,5	0,4
CaO, в пределах	17–20	16–19	16–19	2,5
SiO ₂ , в пределах	34–37	36–39	36–39	65
Температура эксплуатации, °С, не выше	1250	1250	1250	1150
Предел прочности при сжатии, Н/мм ² , не менее: после сушки при 110 °С	2,5	3,2	6,0	7
после обжига при 1000 °С	2,0	2,5	3,0	7
Теплопроводность, Вт/м·К, при средней температуре (350 ± 25) °С, не более	0,20	0,28	0,38	0,25
Кажущаяся плотность кг/м ³ , не более	800	1000	1300	700
Массовая доля влаги, %, не более	0,5			
Гранулометрический состав, мм	0,0–8,0	0,0–8,0	0,0–8,0	0,0–0,3
Способ применения*	С/Г	С/Г	С/Г	S

* С – виброукладка, Г – торкретирование, S – саморастекающийся.

Таблица 3

Технические характеристики кладочных растворов

Наименование показателя	Норма для марок		
	КРПК 17	КРШ 40 (СВС)	КРМ 40 (СВС)
Массовая доля после прокаливания на 1200 °С, %:			
Al ₂ O ₃ , не менее	17	40	40
Fe ₂ O ₃ , не более	0,5	0,5	0,5
MgO, не менее	–	–	40
CaO, в пределах	8,0	4,5–6,0	4,5–6,0
SiO ₂ , не более	73	45	3,0
Al до прокаливания, не менее	–	15	15
Температура эксплуатации, °С, не выше	1400	1600	1650
Насыпная плотность, кг/м ³ , в пределах	900–1300		
Массовая доля влаги, %, не более	0,5		
Зерновой состав, %, остаток на сетке № 0,5, не более	0		
проход через сетку № 0,5, не менее	100		
в т. ч. проход через сетку № 0,063, не менее	50		

среды (15–30 °С), составляет 3–4 часа. Основным преимуществом подобного бетона является, заполняемость любого рода неровностей поверхности при вспучивании, при этом, процесс протекает равномерно по всем направлениям, обеспечивая горизонтальность наружной поверхности.

В случаях комбинированных футеровок, т. е. с использованием кирпичной кладки и бетонов рекомендуется использовать кладочные растворы как обычные алюмосиликатного состава, так и кладочные растворы (табл. 3), основанные на самораспространяющемся высокотемпературном синтезе, которые имеют более высокий предел прочности на сдвиг, по сравнению с классическими мертелями и огнеупорными клеями.

Выводы

На контакте с расплавленным алюминием термодинамической стабильностью обладает ограниченное число оксидов. Расчетная стойкость огнеупоров при этом возрастает в ряду ZrO₂, BaO, MgO, CaO, Al₂O₃. Алюминий восстанавливает кремнезем и оксиды переходных металлов. Устойчивость к расплавленному алюминию снижается в ряду: TiO₂, SiO₂, SiO₂, Cr₂O₃, Fe₂O₃.

Грубодисперсные наполнители (шамот, боксит, иногда андалузит, табулярный глинозем, электроплавленный корунд) реагируют с расплавом металла существенно меньше, чем материал тонкодисперсной связки, поэтому важную роль играет состав матрицы.

Матрица бетонов для алюминиевого производства должна основываться на глиноземах, высокоглиноземистых цементах или их композиции с добавками алюмофобных добавок (например, BaSO₄).

Положительные испытания бетонов марки АСКАС на ОАО «РУСАЛ Саяногорск», ЗАО «Алкоа СМЗ» и др. позволяют рекомендовать его для футеровки металлотректоров литейных машин и миксеров на других заводах отрасли.

ЛИТЕРАТУРА

1. Пивинский Ю. Е. Неформованные огнеупоры: Справочное издание: В 2-х томах. Т. 1. Книга 1. Общие вопросы технологии/Ю. Е. Пивинский. – М.: Теплоэнергетик, 2003. – 448 с.
2. Кащеев И. Д., Стрелов К. К., Мамыкин П. С. Химическая технология огнеупоров: учебное пособие. – М.: Интермет Инжиниринг, 2007. – 752 с.
3. Перепелицын В. А. Отчет по научно-исследовательской работе «Разработка износостойчивых огнеупоров для пирометаллургии алюминия из алюминотермических шлаков». – Екатеринбург: ОАО «Восточный институт огнеупоров», 2006. – 27 с.
4. Перепелицын В. А., Рытвин В. М., Кормина И. В., Игнатенко В. Г. Вещественный состав, свойства и перспективы использования огнеупорных алюминотермических шлаков. // Новые огнеупоры, 2006, № 4, С. 14–15.

ГРАФИТСОДЕРЖАЩИЕ ОГНЕУПОРНЫЕ МАТЕРИАЛЫ И ИЗДЕЛИЯ ДЛЯ ЛИТЕЙНОГО ПРОИЗВОДСТВА

Л.И. Мамина, А.И. Безруких, В.Н. Баранов, А.В. Морозов,
С.И. Лыткина, А.Н. Жидков

ФГАОУ ВПО «Сибирский федеральный университет», г. Красноярск, Россия

Исследование влияния различных режимов механосинтеза углеродных материалов, с целью изменения структуры графитов в заданном направлении и увеличения их реакционной способности, позволит повысить качество изделий на их основе для литейного производства.

В работе исследована возможность использования природных скрытокристаллических графитов марок ГЛС-2 (ГОСТ 17022-81) и ГЛС-3 (ГОСТ 17022-81), кристаллических ГЛ-1, С-3, а также углеграфитовых отходов литейного производства (табл. 1) для изготовления на их основе литейных красок, тиглей и нагревательных элементов взамен дорогостоящих и дефицитных для Красноярского края этих же изделий, традиционно поставляемых из других регионов и зарубежья.

Таблица 1

Исследуемые углеродсодержащие материалы

Наименование материала	Марка	Зольность, %
Природный графит	ГЛС-3 (Ногинское месторождение)	22–25
	ГЛС-2 (Курейское месторождение)	15–18
	ГЛ-1 (Завальевское месторождение)	10–13
	С-3 (Завальевское месторождение)	3–5
Отходы литейного производства	И	2–3

С целью определения рациональных режимов механического воздействия на графит варьировали время активации различных типов графита в планетарно-центробежной мельнице АГО-2 от 5 до 20 мин и в вибрационной мельнице РВМ-45 в течение 120 мин. Соотношение графита к мелющим телам составляло 1 : 3. Исходный и активированный графит оценивали по следующим группам параметров: геометрические (средний размер частиц; общая поверхность; форма и микрорельеф поверхности частиц) и энергетические (степень аморфизации кристаллической решетки и насыщенность дефектами кристаллической структуры).

Графиты, подготовленные по принципиально новым технологическим режимам, были опробованы в составах огнеупорных изделий для литейного производства.

Для приготовления легкоплавких сплавов на основе алюминия, цинка, олова, меди, свинца и магния в небольших объемах, были разработаны составы и технология изготовления набивных графитовых тиглей из недорогих и недефицитных огнеупорных материалов.

Анализ зависимости свойств тиглей от типа графита, режимов его активации, состава тигельной массы и технологии изготовления тиглей показал, что механические свойства тиглей на механоактивированных графитах значительно выше, чем на стандартных.

В процессе обжига тиглей выявлена зависимость термостойкости, прочности и твердости тиглей от особенностей кристаллохимического строения графита и температуры обжига тиглей. С повышением температуры обжига существенное влияние на свойства тиглей оказывают зольность и геометрические параметры (A_T) графита. Так, графит ГЛС-3 с повышением температуры быстрее выгорает, в результате чего снижается термостойкость тиглей. Графит ГЛ-1, имея частицы крупнее и общую поверхность меньше, чем у графита ГЛС-2 и ГЛС-3, с повышением температуры вызывает растрескивание и снижение прочности тиглей.

Графит ГЛС-2 содержит зольных примесей в среднем столько же, сколько и графит ГЛ-1, но после активации по дисперсности он сопоставим с графитом С-3. Обладая комплексом таких свойств, он обеспечивает тиглям высокую термостойкость и механические свойства. Свойства тиглей на активированном графите ГЛС-2 А значительно выше, чем на ГЛС-2: прочность повышается на 20–30%, твердость – на 15–20%, термостойкость – на 20–25%, в зависимости от состава тигельной массы и температуры расплава.

Для сушильных агрегатов литейного производства нагреватели традиционно изготавливают из сплавов сопротивления «хром-никель». Достоинствами графитовых нагревателей является сравнительно низкая их стоимость, простота изготовления, возможность совмещения функций нагревателя и рабочей камеры (камера-нагреватель), обеспечивающей однородность температурного поля в печном пространстве за счет равномерного распределения температуры по ее внутренней поверхности. Эти достоинства, по нашему мнению, наиболее реализуются при оснащении такими нагревателями сушильных агрегатов с рабочей температурой до 400–500 °С, еще не приводящей к окислению графита в обычной атмосфере.

Разработанные нагревательные элементы на основе графита марки ГЛС-3 и связующего изготовили по схеме, включающей измельчение графита и связующего, их смешивание, прессование и ступенчатый обжиг композиции. В зависимости от состава прочность нагревателей, изготовленных по данной технологии, составила 250–350 МПа; удельное электрическое сопротивление – 10^{-2} – 10^{-4} Ом·м; плотность – 1,98–2,00 кг/м³; теплоемкость – 1200–1500 Дж/(кг·К); теплопроводность – 50–150 Вт/(м·К).

Для печей с рабочей температурой рабочего пространства до 500 °С были разработаны наноструктурированные теплоизоляционные композиции с повышенными свойствами, на основе местного недефицитного сырья.

Проведенные исследования и полученные результаты подтверждают возможность и целесообразность использования природных графитов месторождений Красноярского края для изготовления в крае графитсодержащих огнеупорных материалов и изделий взамен дорогостоящих и дефицитных, традиционно поставляемых из других регионов.

ВОЗМОЖНОСТИ ПОВЫШЕНИЯ УРОВНЯ СВОЙСТВ БИМЕТАЛЛИЧЕСКОЙ СТАЛЕМЕДНОЙ ПРОВОЛОКИ ПРИМЕНЕНИЕМ ОБЪЕМНЫХ НАНОСТРУКТУРНЫХ МАТЕРИАЛОВ

М.В. Чукин, Д.Г. Емалева, М.А. Полякова

ГОУ ВПО «Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова», г. Магнитогорск, Россия

В настоящее время потребности современной техники и перспективы ее развития все сильнее ужесточают требования, предъявляемые к уровню механических свойств композиционных слоистых материалов. Особый интерес представляет возможность применения высокопрочной сталемедной проволоки для удовлетворения потребностей железнодорожного транспорта и оборонного комплекса России. Поэтому задача повышения качества, эксплуатационной надежности и достижения устойчивого уровня рыночной конкурентоспособности выпускаемой в России сталемедной проволоки становится особенно значимой научно-практической проблемой.

Комплексный анализ промышленных способов производства биметаллических заготовок (металлургический способ: заливка сердечника жидкой медью и способ Deep Forming, электролитический способ, разновидности метода оборачивания) показал, что наиболее прогрессивные линии для производства сталемедной проволоки базируются на процессах твердофазного соединения компонентов (рис. 1).

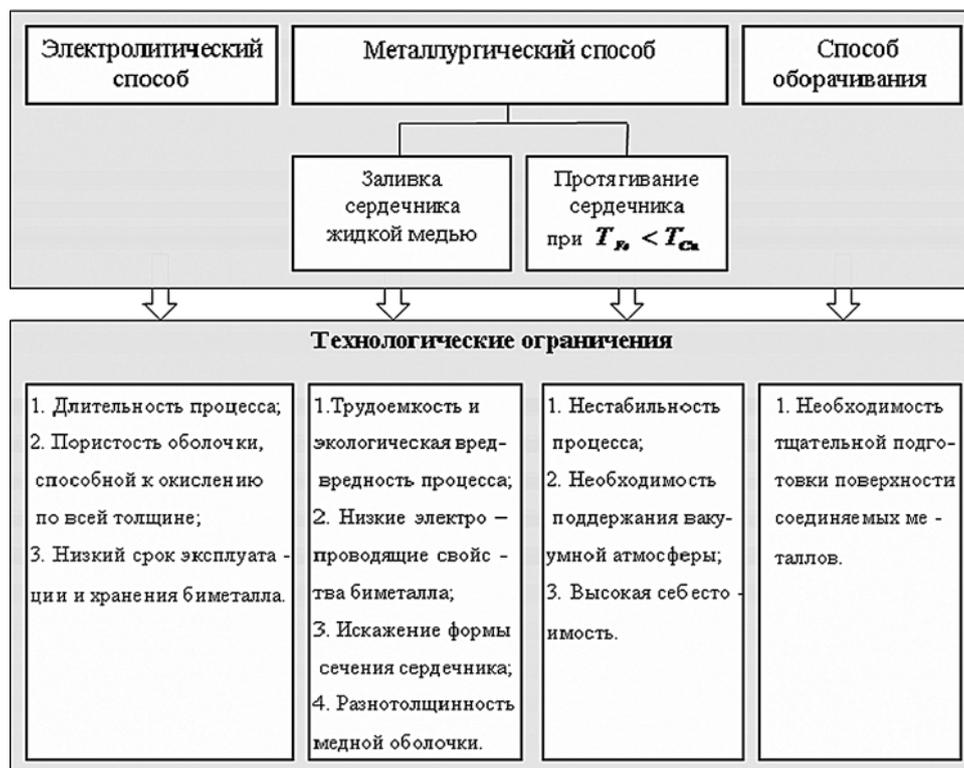


Рис. 1. Способы получения биметаллических сталемедных заготовок и их технологические ограничения

Запатентованная технология производства сталемедной катанки способом твердофазного соединения компонентов разработана и пущена в эксплуатацию в условиях ООО «ЗМИ-Профит» (г. Магнитогорск). В соответствии с существующей схемой, технологический

процесс производства предполагает последовательное выполнение следующих операций (рис. 2):

- электролитно-плазменная обработка (ЭПО) сердечника из низкоуглеродистых марок стали, позволяющая удалить с поверхности оксиды, окалину, смазку и активировать материал;
- формирование заготовки путем оборачивания стального сердечника медной лентой с заваркой продольного шва на плакирующей оболочке;
- предварительная однокомпонентная деформация оболочки на 20–25%;
- высокоскоростной электролитно-плазменный нагрев (ЭПН) заготовки с промежуточными выдержками в пароводяной среде;
- двухстадийная совместная деформация слоистой заготовки в режиме «прокатка-протяжка».

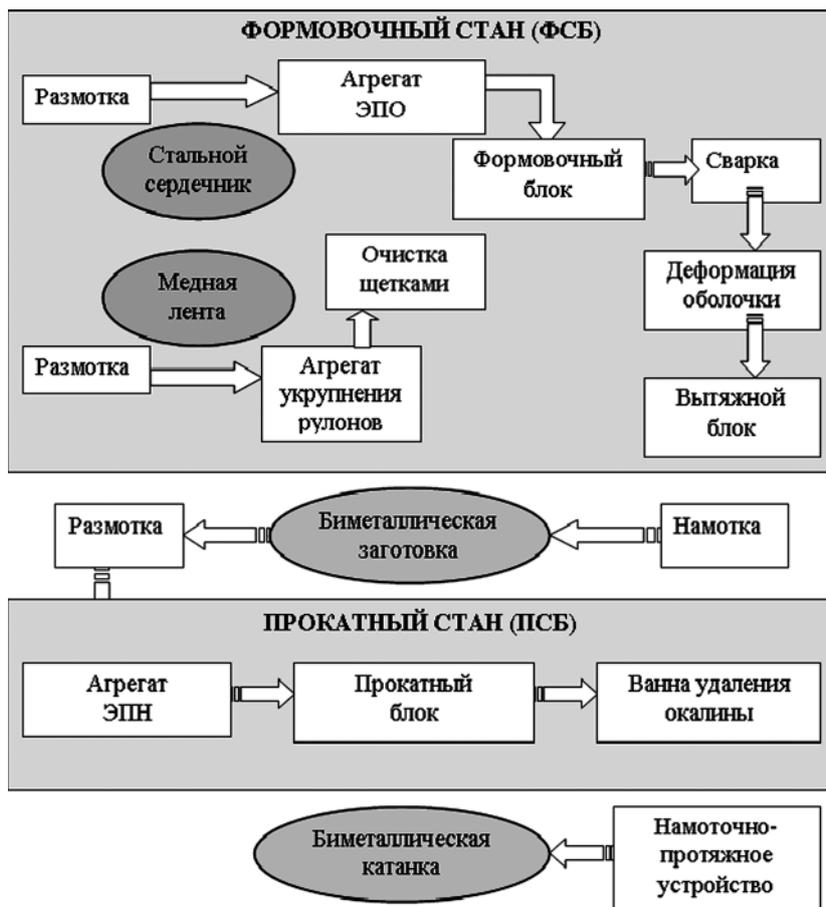


Рис. 2. Общая схема технологического процесса производства сталемедной катанки в условиях ООО «ЗМИ-Профит»

Сталемедная катанка подвергается волочению на станах грубого волочения (типа UDZSA 2500/6, UDZSA 2500/7, UDZSA 630/7) и станах тонкого волочения (типа UDZWG 160/15). При необходимости применяется термическая обработка в электропечах безокислительного отжига (типа СЗП-323Н), обеспечивающая снятие наклепа и восстановление пластических свойств материала.

Преимущества технологии и строгий контроль качества продукции в течение всего производственного цикла определяют удовлетворение требований, предъявляемых к биметаллам рядом ГОСТов и технических условий (ТУ) России, стандартами ASTM (США) и DIN (ФРГ). Вместе с тем на предприятии возникают трудности с достижением высоких прочностных свойств сталемедной проволоки ПБ-0,20, регламентируемых в соответствии с ТУ 14-4-691-75 (табл. 1). Волочение проволоки на готовый размер (сопровождающееся деформационным упрочнением и снижением пластичности материала) не позволяет достичь требуемого уровня механических свойств биметалла (предел прочности проволоки должен быть не менее 1550 МПа).

Таблица 1

**Свойства биметаллической сталемедной проволоки ПБ-0,20,
регламентируемые в соответствии с ТУ 14-4-691-75**

Наименование показателя	Регламентированные значения
Диаметр проволоки, мм	(0,20) ^{-0,015}
Овальность проволоки	не должна выводить проволоку за пределы допуссаемого отклонения по диаметру
Шероховатость поверхности, мкм, не более	0,63
Разрывное усилие при растяжении, кг, не менее	5
Разрывное усилие с узлом, кг, не менее	2,5
Число скручиваний на 360°, не менее	20
Электрическое сопротивление, Ом/м, не более	1,65
Материал покрытия	медь марки М0 или М1
Материал сердечника	сталь марки 60Ш

Один из традиционных способов повышения механических свойств материала – патентирование заготовки из средне- и высокоуглеродистых марок стали (нагрев до температуры порядка 900 °С изотермическое охлаждение при температуре порядка 500 °С [1]). Однако использование сердечника из среднеуглеродистой стали (в соответствии с ТУ 14-4-691-75: сталь марки 60Ш) вызывает ряд технологических проблем, исключающих возможность производства высококачественной сталемедной проволоки ПБ-0,20:

- наблюдается охрупчивание материала, вызванное прохождением катанки через спиртовой раствор, предназначенный для удаления окалины;
- ухудшается свариваемость концов слоистой заготовки;
- отмечается значительное снижение качества соединения компонентов композиции, обеспечивающего целостность медного слоя при действии на проводник знакопеременных изгибающих и растягивающих напряжений.

Кроме того, переход на сталь с большим содержанием углерода (взамен используемой на предприятии низкоуглеродистой стали марки 10кп и 10пс) является экономически невыгодным решением с точки зрения затрат, связанных с закупкой более дорогого сырья и нового оборудования, а также необходимостью значительной модернизации и перенастройки имеющихся агрегатов.

В связи с этим возникает проблема создания альтернативных технических и технологических мероприятий, позволяющих управлять механическими свойствами материала и гарантированно достигать высоких качественных показателей конечной биметаллической продукции.

Зависимость свойств металлов и сплавов от размера структурных составляющих известна давно. В области дисперсности, даже далекой от наноструктурной, физико-механические свойства материалов отличаются от «нормальных» [2]. Поэтому одно из наиболее перспективных направлений достижения высоких показателей прочности при сохранении пластичности объемных материалов – формирование в них ультрамелкозернистой (УМЗ) структуры с зёрнами субмикроструктурного (СМК) (размер зёрен $d \approx 100\text{--}1000$ нм) и нанокристаллического (НК) ($d \leq 100$ нм) уровней способами интенсивной пластической деформации (ИПД) [3]. Анализ технологических особенностей наиболее эффективных способов ИПД, включая кручение под высоким давлением (с открытыми бойками и в бойках с полостью), всестороннюю ковку, циклическую деформацию «осадка – экструзия – осадка», способ винтовой экструзии, накапливаемое соединение прокаткой, способ многократного изгиба и выпрямления полосы, *conshearing*-процесс, равноканальное угловое прессование (РКУП) и его разновидности (РКУП во вращающейся оснастке, РКУП с противодавлением, РКУП в оснастке с параллельными каналами или подвижными стенками, РКУ – «конформ» прессование) и комбинированные схемы обработки, показал, что существующие способы обладают рядом технологических ограничений и не исключают необходимость создания новой схемы деформации, максимально приближенной к промышленным условиям и представляющей научно-практический интерес с точки зрения массового производства сталемедной продукции. Разрабатываемый процесс должен отвечать комплексу требований (рис. 3).

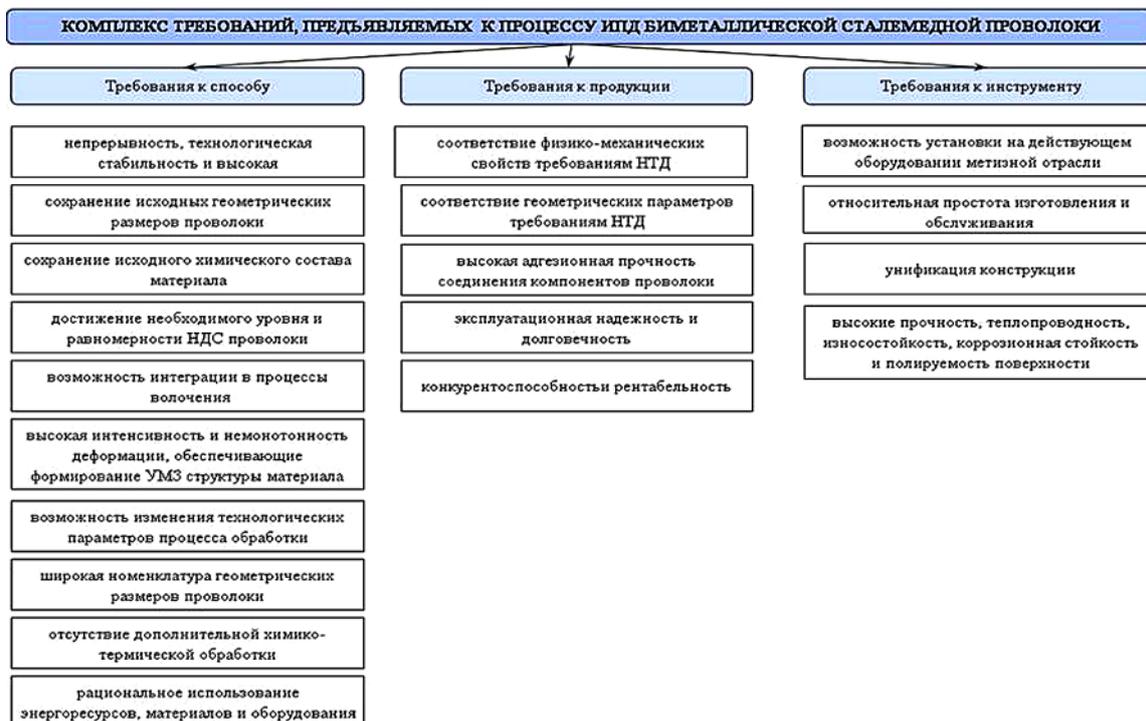


Рис. 3. Требования, предъявляемые к процессу интенсивной пластической деформации биметаллической сталемедной продукции

В ГОУ ВПО «Магнитогорский государственный технический университет им. Г. И. Носова» разработан технологический процесс деформационного наноструктурирования проволоки – равноканальная угловая свободная протяжка (РКУ протяжка) [4]. Сущность метода заключается в многократном протягивании проволоки через сборный инструмент специального профиля. Обработка проволоки способом РКУ протяжки обеспечивает существенную фрагментацию структурных составляющих и модификацию свойств исходного материала без изменения его химического состава. Ключевое отличие предлагаемого способа от большинства существующих деформационных схем формирования УМЗ структур – возможность использования процесса в условиях массового производства метизной отрасли. Непрерывность процесса деформационной обработки может достигаться сочетанием РКУ протяжки с традиционным способом волочения проволоки.

Микроструктура исходной сталемедной заготовки производства ООО «ЗМИ-Профит» приведена на рисунок 4 [5–6]. Размер зерен меди составляет 30 мкм (балл зерна равен 7). Микроструктура стального сердечника соответствует характерной структуре низкоуглеродистой доэвтектоидной стали.

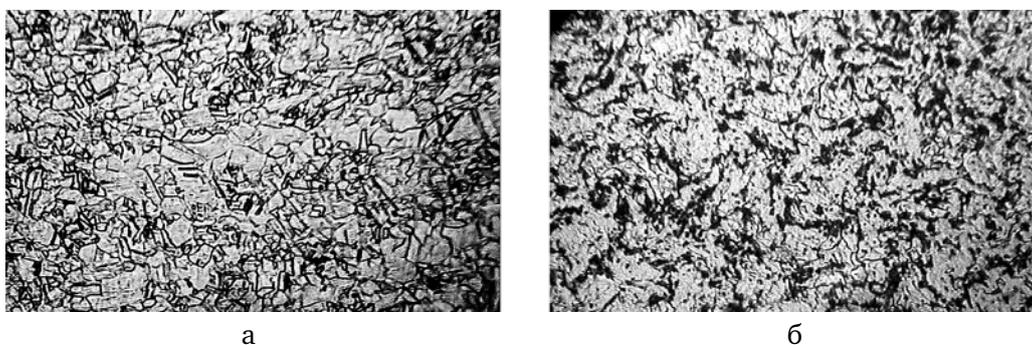


Рис. 4. Микроструктура сталемедной заготовки в исходном состоянии (до РКУ протяжки): а – медная оболочка, $\times 250$; б – сердечник из стали марки 10, $\times 1000$

Металлографические исследования показали, что РКУ протяжка приводит к значительному изменению структуры всех образцов (рис 5). Уже после четырех циклов РКУ протяжки в стальном сердечнике формируется фрагментированная структура с равноосными зернами размером порядка 550 нм (рис. 5а). Кроме того, наблюдается дробление перлитных участков (рис. 5б).

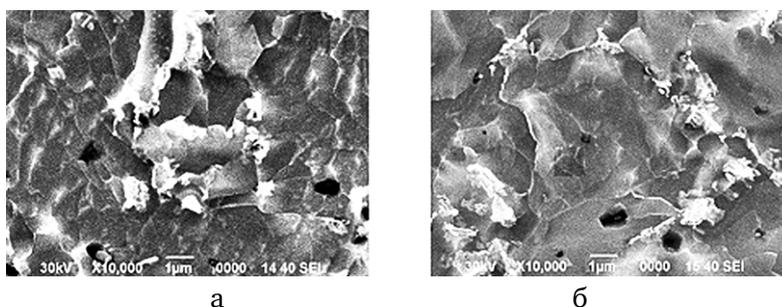


Рис. 5. Фрагментация феррита (а) и дробление перлитных участков (б) в сердечнике сталемедной проволоки, подвергнутой РКУ протяжке

Наиболее значительные изменения происходят в поверхностных слоях медной оболочки (рис. 6). Толщина измельченного медного слоя непрерывно возрастает и достигает значения $h = 204$ мкм. Размер фрагментов, образующихся, к примеру, после четырехкратной РКУ протяжки внутри волокон и крупных зерен меди, составляет от 715 нм до 1,11 мкм.

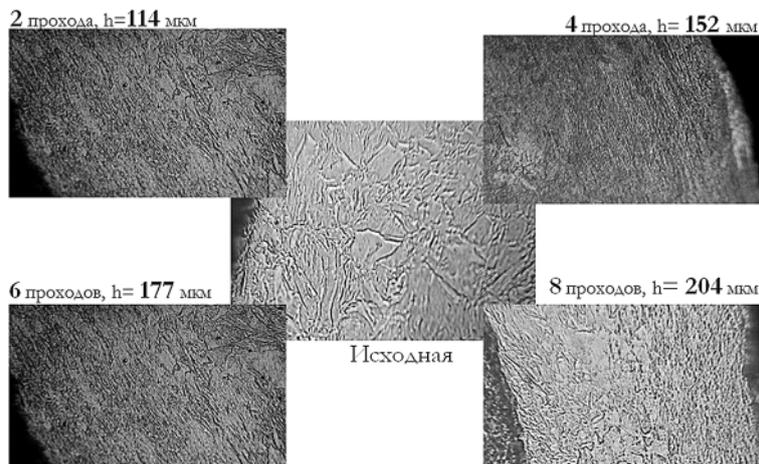


Рис. 6. Микроструктура медной оболочки биметаллической проволоки до и после многократной РКУ протяжки, $\times 500$

Важным результатом исследования, демонстрирующим высокую технологичность и практическую ценность процесса, является то, что при совмещении РКУ протяжки с традиционным волочением проволоки на меньший диаметр полученная при ИПД структура сохраняется. Так, в результате четырехкратной РКУ протяжки и последующего волочения на диаметр 3,7 мм в стальном сердечнике образуется структура с фрагментированными участками феррита с размером фрагментов порядка 440 нм.

Существенное изменение микроструктуры, инициированное сочетанием РКУ протяжки с волочением сталемедной проволоки, позволило добиться следующих наиболее важных с точки зрения повышения качества биметаллической металлоконструкции результатов.

Во-первых, обработка проволоки позволила примерно в 2 раза увеличить значения микротвердости поверхности образцов (в среднем от 700 до 1300 МПа) (рис. 7).

Как видно из рисунка 7, значительное упрочнение поверхности биметалла достигается уже после двукратной РКУ протяжки с последующим волочением.

Во-вторых, в результате обработки заметно упрочняется центральная область стального сердечника (от 2550 до 2870 МПа) (рис. 8). Сравнение значений микротвердости проволоки разного диаметра ($d = 3,7$ мм и $d = 3,2$ мм) показало, что упрочнение, обусловленное диспергированием структурных составляющих биметаллической композиции, значительно превышает деформационное упрочнение, сопровождающее традиционное волочение на меньший диаметр без предварительной РКУ протяжки.

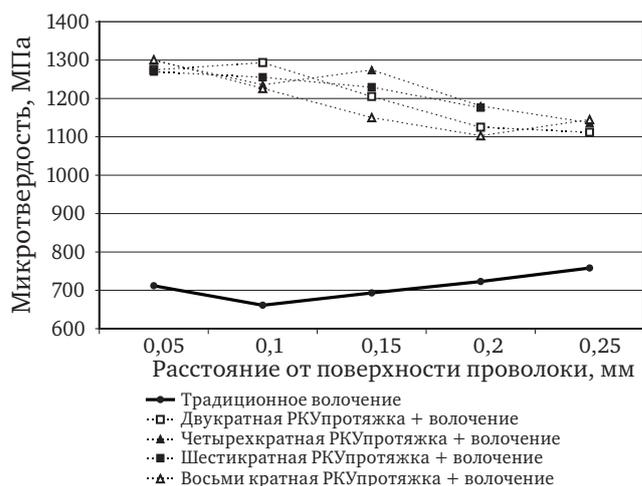


Рис. 7. Распределение микротвердости по толщине медной оболочки биметаллической композиции при совмещении РКУ протяжки с волочением

(традиционных) видов деформационной обработки, сопровождающихся модифицированием структуры и свойств материала (например, прокатка материала с высокими степенями обжатия). По данным работы [7], повышение пластических свойств материала может быть вызвано формированием уникальной структуры, состоящей из ультрамелких зерен с большеугловыми неравновесными границами и способной инициировать возникновение специфического механизма пластической деформации – зернограницное проскальзывание.

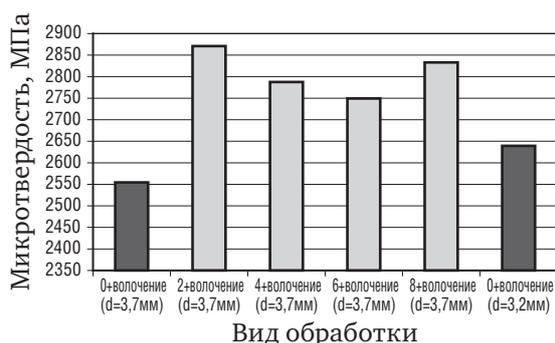


Рис. 8. Твердость в центре сердечника волоченной сталемедной проволоки в зависимости от количества циклов предварительной РКУ протяжки (цифрами показано число проходов)

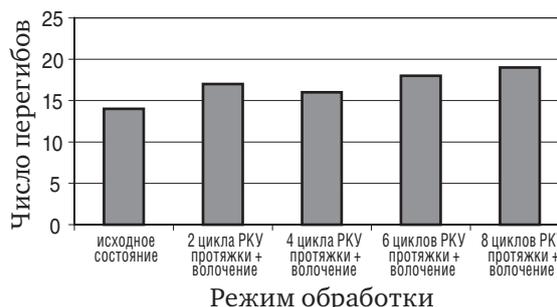


Рис. 9. Динамика изменения пластических свойств биметаллической проволоки при совмещении РКУ протяжки с волочением

Одним из обязательных требований к сталемедной проволоке является соответствие значений электросопротивления требованиям технической документации (к примеру, ГОСТ 3822-79 для проволоки марок БСМ). Исследование процесса изменения электросопротивления проволоки при совмещении РКУ протяжки с волочением показало, что диспергирование структурных составляющих медной оболочки не приводит к существенному ухудшению проводниковых свойств композиции (рис. 10). Представленные на рисунке значения параметра $K, \%$ характеризуют степень изменения электросопротивления образцов при проведении предварительной РКУ протяжки и определяются как:

$$K = \frac{R_N - R_0}{R_N}, \quad (1)$$

где R_0 – электросопротивление образца, подвергнутого волочению, Ом/км; R_N – электросопротивление образца после волочения с предварительной РКУ протяжкой за $N = 2; 4; 6$ или 8 проходов, Ом/км.

Полученные значения R_N удовлетворяют требованиям ГОСТ 3822-79, в соответствии с которыми электросопротивление проволоки БСМ диаметром 4,0 мм, не должно превышать 5 Ом/км.

Таким образом, экспериментальные исследования подтвердили, что в сочетании с волочением РКУ протяжка является эффективным способом ИПД, позволяющим диспергировать структурные составляющие материала до субмикроструктурного уровня и достигать комплекса высоких механических свойств слоистой сталемедной композиции.

Комплекс экспериментальных и модельных исследований позволил разработать опытную конструкцию инструмента и непрерывную технологическую схему производства высокопрочной сталемедной проволоки ПБ-0,20. В соответствии с предлагаемой технологией, процесс многократной РКУ протяжки заготовки внедряется в производственный цикл на стадии тонкого волочения отожженной сталемедной проволоки. Положительное влияние предварительной термообработки на эффективность обработки проволоки подтверждено экспериментально.

Результаты предварительной апробации разработанных технологических режимов и инструмента подтвердили высокую эффективность использования способа РКУ протяжки для формирования УМЗ структуры и повышения прочностных свойств сталемедной проволоки без изменения марочного состава материала. Развитие способа и внедрение результатов теоретических исследований на действующем производстве позволит производить качественную высокопрочную сталемедную продукцию широкого спектра использования.

Работа выполнена в рамках аналитической ведомственной целевой программы «Развитие научного потенциала высшей школы (2009–2010 годы)», проект «Создание научных основ эволюции структуры и свойств наноструктурных конструкционных сталей в процессах обработки давлением», рег. номер 2.1.2/2014), а также федеральной целевой программы «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России» на 2009–2013 гг., реализация мероприятия № 1.2.2 «Проведение научных исследований научными группами под руководством кандидатов наук», проект «Развитие методов деформационного наноструктурирования для получения конструкционной стальной проволоки с уникальным комплексом механических свойств» (государственный контракт П983).

ЛИТЕРАТУРА

1. Красильников Л. А., Лысенко А. Г. Волочи́льщик проволоки. Учеб. пособие для СПТУ- 3-е изд., перераб. и доп.. М.: Металлургия, 1987. 320 с.
2. Молотилов Б. В. Нанотехнологии – новое направление в прецизионной металлургии. Сталь. 2005. № 1. С. 97–100.
3. Валиев Р. З., Александров И. В. Объемные наноструктурные металлические материалы: получение, структура и свойства. М.: ИКЦ «Академкнига», 2007. 398 с.
4. Исследование формирования субмикроструктурной структуры поверхностного слоя стальной проволоки с целью повышения уровня ее механических свойств/Г. С. Гун, М. В. Чукин, Д. Г. Емалева и др. Вестник МГТУ им. Г. И. Носова. Магнитогорск: ГОУ ВПО «МГТУ», 2007. № 3. С. 84–86.
5. Чукин М. В. Копцева Н. В. Емалева Д. Г. Исследование структуры и состояния поверхности медной ленты с целью повышения качества сталемедной катанки в технологии твердофазного соединения. Моделирование и развитие процессов ОМД. Сб. науч. тр.: под ред. В. М. Салганика. Магнитогорск: ГОУ ВПО «МГТУ», 2006. С. 215–222.
6. Повышение качества сталемедной катанки на основе исследования структуры и свойств медной ленты/Н. В. Копцева, М. В. Чукин, Д. Г. Емалева и др. Фазовые и структурные превращения в сталях: сб. науч. тр., Вып. 5/Под ред. В. Н. Урцева. Магнитогорск, 2008. С. 484–495.
7. Валиев Р. З., Мурашкин М. Ю., Рааб Г. И. Новые тенденции в разработке объемных наноструктурных материалов с уникальными свойствами. Фазовые и структурные превращения в сталях: сб. науч. тр., Вып. 5/Под ред. В. Н. Урцева – Магнитогорск, 2008. С. 198–226.

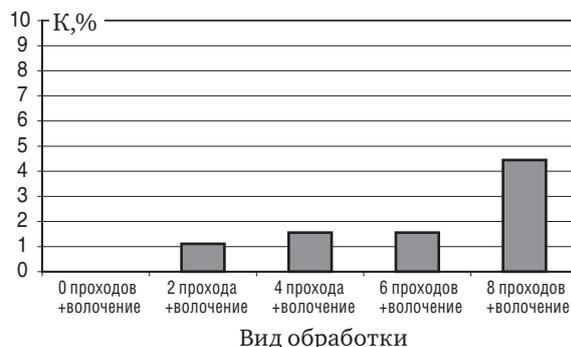


Рис. 10. Динамика роста значений электро-сопротивления сталемедной проволоки при совмещении РКУ протяжки с волочением

ПОВЫШЕНИЕ ЭФФЕКТИВНОСТИ ЭЛЕКТРИЧЕСКОГО ПЛАВИЛЬНО-ЛИТЕЙНОГО АГРЕГАТА

Р.М. Христинич, А.Р. Христинич

ФГАОУ ВПО «Сибирский федеральный университет», г. Красноярск, Россия

Введение

Энергопотребление металлургической отрасли составляет до 70 % вырабатываемой электроэнергии, оборудование является особо опасным и требует для его введения в эксплуатацию разрешения на применение «Ростехнадзора». В связи с чем разработка научно обоснованных технических решений, реализующих энергосберегающие, высоконадежные и прогрессивные технологии в области электротехнических комплексов, а также создание математических моделей и методик для их расчета является актуальным и имеет важное значение для повышения надежности и энергоэффективности электротехнического комплекса плавно-литейных производств, а также для повышения качества алюминиевых полуфабрикатов.

Особенности электрического плавно-литейного агрегата

Плавно-литейный комплекс для алюминия включает силовые питающие трансформаторы, линию силового электроснабжения, систему автоматики, систему электронагрева с тиристорными регуляторами напряжения, гидравлическую и пневматическую системы, устройства для очистки расплава от механических и химических примесей, литейную систему. Электрический плавно-литейный агрегат (ЭПЛА) может быть реализован по двухкаскадной или однокаскадной схеме. В последней, рисунок 1, технологический процесс получения полуфабрикатов из алюминиевых сплавов осуществляется следующим образом: в миксере 1 на основе жидкого алюминия осуществляется приготовление сплава с заданными параметрами по физико-химическим свойствам; для интенсификации тепловых и химических процессов в расплаве применяется электромагнитный перемешиватель 2; с помощью системы состоящей из подъемного устройства 3 и металлотракта 4 приготовленный расплав поступает через установку рафинирования 5 и установку фильтрации 6 в кристаллизаторы литейной машины 7, где происходит формирование слитков.

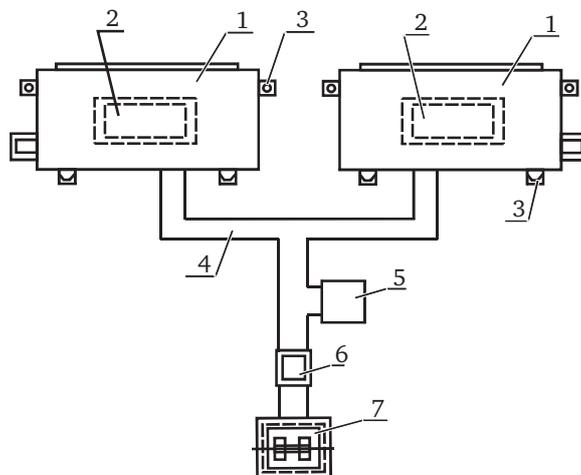


Рис. 1. Однокаскадная схема ЭПЛА

Анализ эксплуатации ЭПЛА позволил сделать вывод о целесообразности исследования в следующих направлениях:

- изучение технологических процессов и особенностей работы ЭПЛА, приводящих к зарождению, развитию и достижению критического уровня повреждения узлов и систем оборудования;
- разработка моделей надежности оборудования на стадии проектирования и эксплуатации, что обеспечит решение ряда задач, таких как: обоснование оптимальной долговечности узлов оборудования, снижение материалоемкости и энергоемкости конструкций, повышение производительности узлов и агрегатов;
- применение математических моделей прогнозирования повреждений является отправной точкой в решении задач исследовательского, технологического и технико-экономического направления, связанных с повышением надежности работы оборудования и обеспечением непрерывности технологического процесса;
- разработка новых систем и устройств электромагнитного воздействия на расплав с целью повышения надежности и эффективности существующего и разработки более прогрессивного технологического оборудования для получения качественных алюминиевых полуфабрикатов.

Численно-математическая модель надежности узлов и объектов ЭПЛА

Прогнозирование надежности, например, электрических нагревателей, силового питающего трансформатора, а в конечном итоге, возможного времени их безотказной работы являются важными для безаварийной эксплуатации ЭПЛА. Это позволяет эксплуатационному и ремонтному персоналу вносить оперативные изменения в режим работы ЭПЛА, направленные на предотвращение аварийных ситуаций.

Ввиду сложности учета всех особенностей электрических нагревателей, свойств загружаемых в миксер материалов, многообразия условий их эксплуатации для решения задачи анализа их надежности и задачи синтеза для определения параметров их эффективной эксплуатации используются следующие допущения: несущественные изменения в конструкции электрического нагревателя; выход нагревателя по причинам внешнего воздействия; преднамеренное нарушение условий эксплуатации и технологических условий ведения плавки; сбой в системе управления электрическим миксером или в системе питания электрического нагревателя.

Для решения означенных задач может успешно использоваться одна из многих модификаций ИНС – конфигурация ИНС прямого распространения с обучением по методу обратного распространения ошибки. Такая ИНС представляет собой многослойный персептрон, во входном слое которого находится, например, 5 нейронов, в скрытом – 6 нейронов, в выходном – один нейрон. Для обучения ИНС используется алгоритм обратного распространения ошибки совместно с генетическим алгоритмом (ГА).

В данном алгоритме использована одна из наиболее распространенных функций – нелинейная функция активации с насыщением (логистическая функция или сигмоид)

$$F(S) = 1/(1+e^{-as}). \quad (1)$$

Для ускорения обучения в нашем случае приняты: коэффициент скорости обучения $KSO = 0,85$, момент ускорения обучения $LMOM = 0,9$. Число генераций ГА в этом случае не превышает 40. Для каждого тренируемого образца вычисление ошибки выполняется по формуле:

$$EP = 0,5(DH - OK)^2, \quad (2)$$

где DH – заданное значение; OK – расчетное значение. Точность обучения ИНС определялась при помощи суммарной ошибки, которая по заданию не превышала $\varepsilon = 10^{-6}$. Применение численно-математической модели на основе ИНС совместно с ГА позволяет определять надежность узлов ЭПЛА при наличии многих функционально несвязанных факторов: решать прямую и обратную задачи надежности, а также выполнять корректировку фиксированных заданий в режиме реального времени для управления параметрами ЭПЛА.

Повышение эффективности и надежности электрического плавильно-литейного агрегата

Используя методику определения надежности, определено число погашений узлов и систем ЭПЛА и выявлено, что наименее надежными являются нагреватели с величиной погашений 11,25, что составляет более 80 процентов всех отказов ЭПЛА. Поэтому в область исследования были включены электрические нагреватели миксеров сопротивления, для которых были определены допустимые параметры при продолжительной их эксплуатации: номинальная мощность нагревателя – 73 кВт; допустимая температура воздушного пространства вокруг нагревателей – 850 °С; допустимая температура жидкого металла – 850 °С; максимальный ток в цепи питания нагревателей – 350 А; период эксплуатации – 2 года и другие параметры.

Совокупное изменение технико-технологических параметров электрического миксера, например, величины тока нагревателя, температуры воздуха вокруг нагревателя, температуры металла в миксере, приводит к сложному закону изменения срока службы нагревателя, представленному в таблице 1.

Таблица 1

Изменение срока службы нагревателей от технико-технологических параметров

$\tau_1(100)$, дни	36	31	26	21	16	11	6	1
$\tau_2(240)$, дни	105	110	115	120	125	130	135	140
$t_{мет}$, °С	700	710	715	720	725	730	735	740
$t_{возд}$, °С	740	760	780	800	820	840	860	860
$\Sigma \tau$, дни	400	348	292	252	226	208	198	200

Результаты исследований надежности нагревателей подтверждают сложный характер зависимости срока службы от совокупности изменяющихся параметров, которые оказывают взаимное влияние друг на друга и на нагреватели.

Расположение нагревателей в подсводовом пространстве электрического миксера или печи в классическом исполнении во многом обусловлено специфической конструкцией нагревателей и низкой надежностью футеровочных материалов подины миксера. В отношении эффективности такая конструкция электрического миксера имеет существенные недостатки: увеличенный объем внутреннего пространства из-за расположения нагревателей; увеличенные тепловые потери; перегрев нагревателей и рабочего пространства миксера; нагрев расплава в миксере происходит, только при помощи одного вида теплопередачи – излучения, что приводит к перегреву верхних слоев расплава металла и охлаждению нижних слоев и требуется выравнивание температуры расплава путем внешнего воздействия – перемешивания и т. д.

В основу новой конструкции электрического миксера (рис. 2) принят фактор повышения тепловой эффективности нагрева металла в миксере за счет использования прямой теплопередачи между нагревателями, установленными в огнеупорном слое футеровки подины ванны и расплавом, а также путем увеличения конвективной теплопередачи в самом металле, находящемся в ванне миксера.

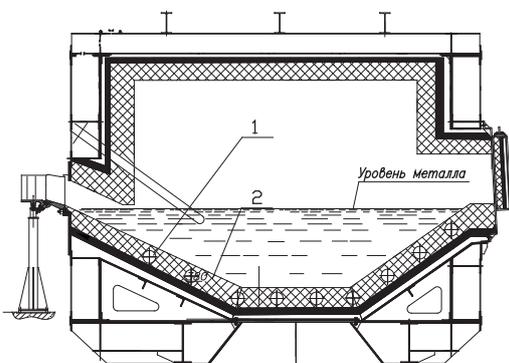


Рис. 2. Электрический миксер с нагревателями в подине

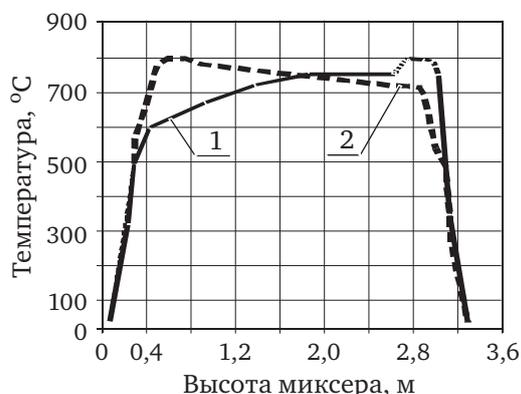


Рис. 3. Распределение температуры в миксере

График распределения температуры в миксере по вертикали при расположении нагревателей под сводом и в подине представлен на рисунке 3 (1 – нагреватели в огнеупорном слое подины; 2 – нагреватели под сводом). Такие изменения конструкции миксера и его тепловых режимов позволяют достичь снижения потерь мощности на 26 %, повысить надежность нагревателей за счет снижения их температуры, уменьшить энергопотребление, ускорить растворение легирующих компонентов.

Исследования эффективности нагрева миксера на физической модели

Физическая модель миксера с индуктором электромагнитного перемешивания в масштабе 1:15 представлена на рисунке 4. Модель состоит из ванны, изготовленной из немагнитной стали толщиной 0,5 мм и заполненной моделирующим металлом. Ванна установлена в металлокаркас, во врезке которого расположен двухфазный индуктор бегущего электромагнитного поля. Под ванной установлены электрические нагреватели, обеспечивающие нагрев моделирующего металла путем прямой теплопередачи.

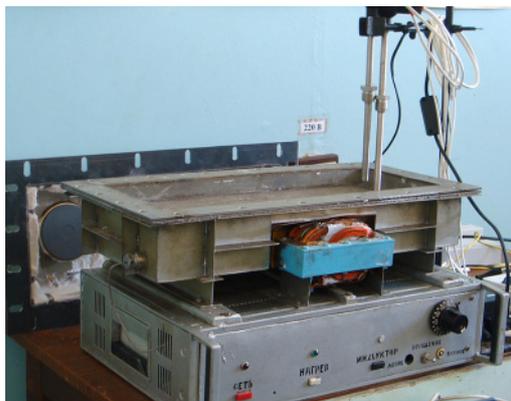


Рис. 4. Физическая модель миксера



Рис. 5. Измерительный комплекс

Под сводом миксера-модели установлены нагреватели, моделирующие нагрев миксера в классическом исполнении. Измерение параметров в физической модели осуществляется при помощи измерительного комплекса (рис. 5).

Проведенные исследования распределения температуры в пространстве миксера-модели в режиме «сушки» выявили, что перепад температур в незаполненной металлом модели при нагреве со стороны подины не превышает 2–3 градусов, а при нагреве со стороны свода перепад температуры в контрольных точках составил 6–7 градусов.

Исследованы зависимости изменения градиента температуры в процессе нагрева моделирующего металла в миксере-модели. Выявлено, что при нагреве со стороны ванны миксера-модели перепад температур по высоте столба металла 50 мм не превышает 4–5 °С (рис. 6, кривые 3, 4), при нагреве расплава со стороны свода миксера-модели перепад температур составил 10–12 °С по высоте расплава (рис. 6, кривые 1, 2).

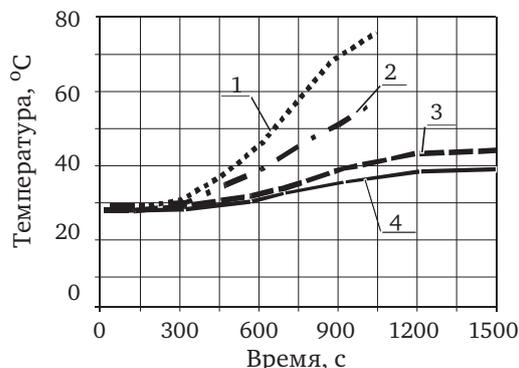


Рис. 6. Эффективность нагрева расплава в миксере

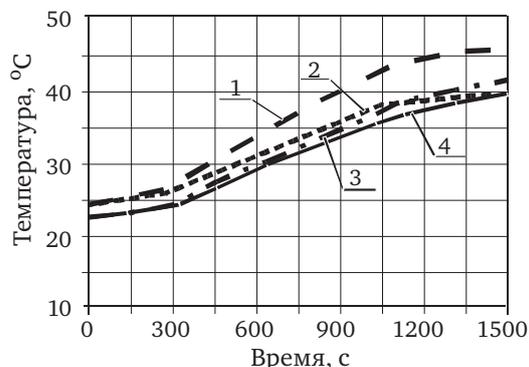


Рис. 7. Сравнение экспериментальных и расчетных данных

Исследования на модели показали, что затраты энергии на нагрев одинакового объема расплава при расположении нагревателей со стороны подины в 2,5 раза меньше чем при расположении нагревателей под сводом модели.

В работе выполнен сравнительный анализ результатов экспериментальных исследований и теоретических расчетов в программно-вычислительном комплексе ANSYS процесса нагрева воздушной среды (рис. 7: кривая 3 – температура внизу, 4 – температура вверх) и расплава в миксере – модели (рис. 7: кривая 1 – температура внизу; кривая 2 – температура вверх) при нагреве снизу. Сравнивая соответствующие кривые рисунков 6 и 7, видно, что величина погрешности не превышает 8–10 %, что подтверждает хорошую настройку расчетной модели.

Экспериментально доказано и подтверждено расчетами, что расположение нагревателей со стороны подины ванны электрического миксера повышает эффективность нагрева жидкой (твердой) шихты, приводит к выравниванию температуры по высоте и объему расплава, интенсифицирует теплообмен между слоями расплава и уменьшает необходимость использования перемешивателей расплава в миксере, а также повышает надежность нагревателей за счет прямой теплопередачи между нагревателями, футеровкой и расплавом.

Повышение эффективности литейной машины и качества алюминиевых полуфабрикатов

На эффективность работы ЭПЛА и качество алюминиевых полуфабрикатов при литье оказывают влияние такие факторы, как температура расплава, скорость литья, интенсивность охлаждения кристаллизатора и слитка, наличие модифицирующих добавок.

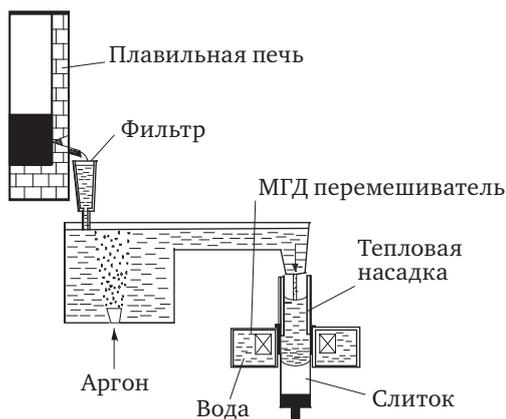


Рис. 8. ЭМП в кристаллизаторе

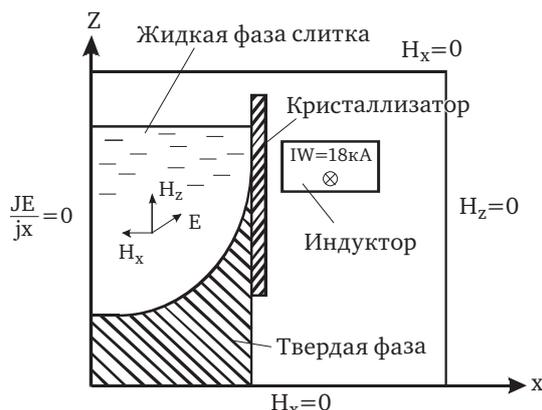


Рис. 9. Расчетная модель ЭМП

Совокупность означенных факторов, влияние их друг на друга, приводит к неконтролируемому протеканию процесса кристаллизации слитка и снижению его качества. Кроме того, в процессе неконтролируемой кристаллизации, алюминиевый слиток может быть подвержен различным дефектам технического характера: ликвационные наплывы, трещины, неслитины, поры, ликвация и т. п.

Цилиндрический слиток из алюминиевого сплава высокого качества может быть получен литьем в кристаллизатор с электромагнитным перемешиванием затвердевающего расплава на обычной литейной машине. Схема процесса полунепрерывного литья цилиндрических алюминиевых слитков для последующего прессования с применением электромагнитного перемешивателя показана на рисунке 8.

Исследования траекторий перемещения расплава и определения скоростей движения расплава в области жидкой фазы слитка проводились с использованием численной модели системы «индуктор-слиток» (рис. 9), которая реализована в программном комплексе ANSYS.

На рисунке 10 представлено распределение поля скоростей в области жидкой фазы непрерывно отливаемого слитка при $IW=18$ кА и частоте питающего напряжения равной 2,5 герца. Центр основного контура циркуляции расположен в нижней части жидкой фазы, а направление движения расплава осуществляется против часовой стрелки.

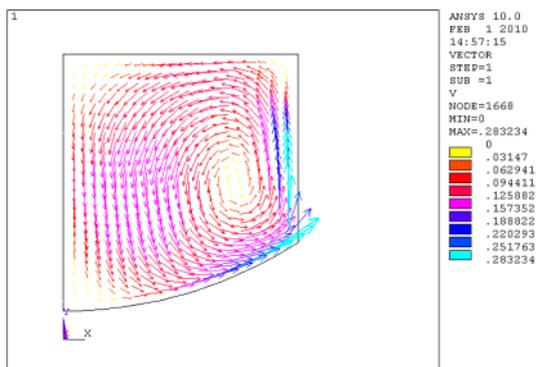


Рис. 10. Векторное поле скоростей в жидкой фазе круглого слитка

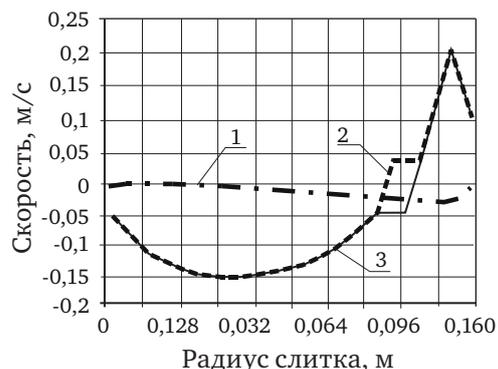


Рис. 11. Распределение скорости по радиусу слитка

С уменьшением частоты питающего напряжения область циркуляции расширяется и оказывает большее влияние на формирование структуры слитка.

Распределение скорости по радиусу жидкой фазы слитка представлено на рисунке 11 (1 – радиальная составляющая скорости; 2 – результирующая скорость; 3 – аксиальная составляющая скорости). Максимальных значений в сечении достигает скорость в вертикальном направлении $V_y=0,15-0,2$ м/с, что характеризует теплообмен между слоями расплава вдоль стенки кристаллизатора и осевыми слоями. Ниже и выше означенного сечения будут преобладать скорости V_x , которые определяются формой кристаллизатора и пограничным слоем жидкой фазы слитка. Окончательные рекомендации для выбора скорости перемешивания определяются в процессе отработки технологии литья слитков с применением ЭМП.

Заключение

1. Разработана численно-математическая модель надежности элементов ЭПЛА на основе искусственных нейронных сетей и генетического алгоритма, реализованная в виде программы «Энергопро-Надежность», позволяющая планировать срок службы его узлов при наличии функционально несвязанных факторов: решать прямую и обратную задачи надежности.

2. Предложена новая конструкция электрического миксера с расположением нагревателей со стороны подины ванны миксера, которая позволяет на 20–30 % уменьшить тепловые потери миксера, увеличить эффективность равномерного нагрева расплава в ванне миксера и повысить надежность нагревателей и ЭПЛА в целом.

3. Произведены расчеты срока службы нагревателей электрического миксера сопротивления и показано, что работоспособность нагревателей зависит от технико-технологических факторов и в зависимости от условий эксплуатации может изменяться от 9 месяцев до нескольких лет. Представлены рекомендации по повышению срока службы нагревателей и электрического миксера в целом.

4. Разработан электромагнитный перемешиватель жидкой сердцевины непрерывно литого цилиндрического алюминиевого слитка и его численно-математическая модель для исследования электрогидродинамических параметров системы «индуктор-слиток» доказывающая, что диапазон эффективной частоты для интенсификации теплообменных процессов находится в интервале от 1,0 до 25,0 герц, что позволит осуществить проработку глубинных слоев жидкой фазы слитка.

ПЕРЕРАБОТКА ПО ТЕХНОЛОГИИ TUMBLER И ПРОИЗВОДСТВО ВТОРИЧНОГО АЛЮМИНИЯ

Д. Рос

GPS Global Solution, Dounington, PA, США

Введение

Мировое производство алюминия продолжает расти, в настоящее время оно составляет примерно 60 миллионов тонн в год. Алюминиевая промышленность производит около 1% мировых выбросов парниковых газов, поэтому и находится под давлением общественности, чтобы снизить эти выбросы. Доля вторичного рециклированного алюминия (в настоящее время около одной трети) продолжает увеличиваться и может рассматриваться в качестве основы для сокращения выбросов парниковых газов. Вторичному алюминию необходимо всего 5% энергии, а генерирует он только 5% парниковых газов по сравнению с производством первичного алюминия, но при этом переплавка лома производит алюминиевый шлак, приносящий дополнительные экологические проблемы.

Развитие технологии DIDOIN/GPS TUMBLER сделало механическую переработку алюминиевого шлака весьма экономически эффективной альтернативой термической переработке этих низкосортных материалов и внесло свой вклад в потенциальные возможности отрасли по снижению её негативного воздействия на окружающую среду.

Ключевые моменты технологии TUMBLER для шлаков и солевого кека:

- Простые, низкочастотные методы отделения металлов от оксидов и солей.
- Легкий монтаж и эксплуатация, требуют наличия лишь базовых операционных навыков.
- Существенное увеличение количества алюминия извлекаемого на предприятиях, образующих шлаки.
- Способствует значительному улучшению окружающей среды путем сокращения объемов отходов для захоронений.
- Способствует значительному сокращению выбросов CO₂ при производстве алюминия.
- Возвращаются тысячи тонн алюминия, которые были отходами, а теперь могут быть извлечены.

Переработка вторичного алюминия

«Белый» шлак производится при переплаве металлических отходов на многих рециклинговых заводах, экструдерных и прокатных фабриках, которые перерабатывают алюминиевый лом. Этот шлак имеет более высокое содержание металла, чем «черные» шлаки и содержит мало или вообще не содержит флюс. Механическая переработка с помощью системы TUMBLER в сравнении с термической переработкой, будет более благоприятна для окружающей среды, менее дорогой и менее сложной. TUMBLER будет увеличивать общий процент возвращенного алюминия, а оставшийся оксид алюминия переходит в состояние, более подходящее для последующей переработки.

Промышленность вторичного алюминия также образует в печах с боковым карманом (SWF) два типа черных шлаков при плавлении ломов которые имеют относительно низкое содержание алюминия и обычно требуют от переработчиков некоторые виды механической обработки для эффективного извлечения алюминия. Первым источником шлака является непосредственно боковой «карман» печи. Остальной шлак образуется в основной камере/поде печи с боковым «карманом» или миксерах. Эти материалы типично являются затратными для рециклинга и дают низкий экономический эффект, производящему их заводу из-за низкого содержания металла в шлаке. Переработчики шлака обычно покупают такой материал и механически перерабатывают его или используют его как флюсовую добавку в процессе нормального рециклинга шлака. После извлечения алюминия смесь оксид/флюс обычно захоранивают (в США) или разделяют на оксидный и флюсовый компоненты (в Европе). TUMBLER с первого раза дает производящему «черный»

шлак заводу весьма экономичный метод для извлечения алюминия и производства мелко гранулированного материала, который может быть классифицирован для последующих потенциальных использований, рециклинга флюса или эффективного захоронения.

TUMBLER также позволяет вторичному переработчику алюминия получать металл, содержащийся в шлаках литейных цехов, с малыми затратами. Этот металл обычно перерабатывают в роторной печи, генерирующей в качестве отходов солевой кек.

Описание оборудования и процесса

DIDION/GPS TUMBLER – это совершенно уникальное оборудование, использующееся для механической переработки шлаков и других материалов, в которых доля пластичной фракции алюминия перемешана с более рассыпчатой фракцией (оксид и флюс). Установка в настоящее время усовершенствована для извлечения алюминия из «черного» шлака и солевого кека. Она также производит концентраты с высоким содержанием металла из «белых» алюминиевых шлаков и разделяет металл различных размеров и оксидные фракции. Система была продана для использования в цехах медного литья с той же целью, чтобы подготовить медные шлаки для внутренней цеховой переработки и субпродуктов на продажу. Испытания и исследования проводятся со многими другими материалами.

TUMBLER серии 3 RT60.1500 – для переработки алюминиевого шлака и солевого кека

Новейшая установка, которую мы разработали, представляет собой перерабатывающую линию, которая устраняет необходимость в других предварительных системах дробления и сортировки для получения концентратов 90% алюминия фракций более 6 мм, содержащихся в шлаках или солевом кеке. Это совершенно новая концепция, которая чрезвычайно эффективна и рентабельна не только для переработчиков, но и для генераторов шлаков.



Рис. 1. RT 60,1500 Tumbler

Материал практически любого размера может быть загружен в переднюю часть TUMBLER. Система спроектирована для переработки крупногабаритных шлаков/солевых кеков. Все мелкие фракции удаляются через переднюю часть оборудования (секция 4). Каток «малка» в новом дизайне (секция 2) конструктивно выполняется твердосварным, это позволяет успешно концентрировать материалы в диапазоне меньших размеров до 1/4" (6 мм). Между секциями 2 и 3 установлена кольцевая перегородка, которая контролирует количество материала в барабане. Мы контролируем размер материала, перерабатываемого в секции 3 размером отверстий вкладыша пластин футеровки. Ежемесячные расходы на обслуживание достоверно оказываются очень низкими. Наш опыт работы с несколькими ранними системами указывает на продление срока службы деталей футеровки из литой стали до 10 лет.



Рис. 1. Непереработанный шлак



Рис. 2. Концентрат +3/8"



Рис. 3. Концентрат +1/4"

На малых моделях производительность газоочистки составляет всего 17000 м³/час. А для более крупных моделей – 34000 м³/час.

Приведенные выше примеры показывают типичный входящий непереработанный шлак прямо из плавильной печи и концентраты высшего уровня, переработанные в TUMBLER. Эти концентраты предназначены для прямого плавления или использования в качестве добавочных продуктов для других процессов.

Экологическое воздействие:

- **Уменьшение «углеродного следа» (выброса диоксида углерода в атмосферу).**
В настоящее время существует глобальный акцент на сокращение выбросов CO₂ в рамках усилий по остановке воздействия на глобальное потепление. Сжигание углеродного топлива считается основным вкладом в выбросы CO₂. Механическая обработка шлаков для очистки алюминия до достаточно высокой концентрации является реальным решением в сфере термической переработки шлаков. Объем алюминиевого производства вторичной алюминиевой промышленности во всем мире является цифрой, которую трудно определить. Вероятно где-то около 20–25 млн тонн/год. Объем генерации шлака будет существенно различаться в зависимости от типа печи и типа переплавляемого лома. Диапазон от 5 до 10% исходного материала, конечно, не завышенное число. Это позволяет оценить генерацию шлака в 1–2,5 млн тонн/год. Эта цифра соизмерима по масштабам с одним-двумя очень большими русскими или арабскими (Ближний Восток) заводами. Вес диоксида углерода (CO₂) в расчете на тонну шлака при термической переработке составляет примерно 130 кг/т. Это означает, что механическая переработка шлаков сэкономит от 130000 до 325000 тонн выбросов CO₂ в атмосферу.
- **Сокращение захоронения отходов.**
Существуют три типа шлаков, которые образуются при переплаве вторичного алюминия: 1) «белый» шлак, который создается в печах при переработке алюминия без использования флюса; 2) «черный» шлак, который появляется в результате плавления в печах с боковым колодцем, наклоняющихся роторных печах, и 3) солевой кек, который появляется в результате плавления во вращающихся печах с неподвижной осью. «Белый» шлак, как правило, имеет содержание алюминия 30–70%. Этот материал, обычно перерабатывается или в солевой роторной печи с фиксированной осью или роторной печи с наклоняющейся осью. Солевая роторная печь имеет более хорошие показатели, чем вращающаяся печь с фиксированной осью, как с точки зрения производительности, так и генерации отходов. Природа процесса требует использования флюса для выделения алюминия из шлака. Обычно на каждые 3 кг оксида алюминия, что идет в печь, должен быть добавлен 1 кг флюса. Для 1000 кг шлака с содержанием алюминия 50% получается 665 кг отходов идущих на захоронение, т. е. 66,5% генерация отходов. Если предположить, что 50% шлака, получаемого из процесса переработки – это «белый» шлак, то тогда даже при консервативной оценке 332500–832250 тонн пойдут на захоронение и этот материал содержит как минимум 5% алюминия, т. е. 16625–41612 тонн алюминия будут выброшены. Система TUMBLER позволяет снизить объемы захоронения отходов, поскольку чистый, свободный от флюсов оксид алюминия обычно может быть переработан, а также сохраняются все остальные фракции алюминия.

«Черный» шлак, генерируемый в рециклинговых печах (печь с «боковым карманом» и солевая роторная печь с наклоняющейся осью), как правило, неэффективно механически перерабатывают, чтобы сохранить алюминиевые частицы около 6 мм для вторичного плавления. Остаточный материал, как правило, идет в отходы. Если предположить, что другая половина материала упомянутого выше была черным шлаком с содержанием алюминия 12%, то при текущем методе переработки 440000–1100000 тонн пойдут в отходы. Если бы мы использовали технологию TUMBLER, то дополнительно примерно 20% этого материала – алюминий в мелочи, который может быть выделен и переработан. Снижение объема захоронений = дополнительно 88000–220000 тонн.

Особенно в Европе есть много роторных печей с горизонтальной осью и производящих при работе солевой кек. Большая часть этого материала проходит через некоторый тип системы извлечения флюса (соли). В результате переработки образуется соль и оксидный компонент, с низкой стоимостью.

Экономика этих систем является в лучшем случае сомнительной, но обязательной в некоторых районах мира для окружающей среды. Эта статья не затрагивает этот материал, так как предполагается не захоранивать эти отходы. Вместе с тем известно, что в некоторых районах мира отходы отправляют на захоронение. Подводя итог, использование TUMBLER для обработки шлаков может сохранить от 100000 до 260000 тонн алюминия и предотвратить захоронение от 420000 до 1000000 тонн материала.

● **Сохранение ресурсов.**

Во избежание экологической катастрофы, очень важно предотвратить ежегодное захоронение 1000000 тонн шлаков. Влияние на окружающую среду варьируется от континента к континенту в зависимости от местных законов. Это, безусловно, является значительным преимуществом для нашей планеты в целом. Объем в 100000–260000 тонн алюминия, содержащемся в данном материале, являющимся вторичным алюминием, в отличие от производства первичного алюминия, оказывает значительное положительное воздействие на окружающую среду. Промышленность признает, что требуется лишь 5% энергии для рециклинговой переработки алюминия, по сравнению с производством алюминия из бокситов. Доклад международного института алюминия по выбросам CO₂ в процессе производства алюминия консервативно оценивает в 125 кг/т CO₂ для вторичного рециклингового производства алюминия по сравнению с 8320 кг/т для электролиза первичного алюминия. Поэтому от 820000 до 2163000 тонн CO₂ могли бы не образовываться при условии переработки и дополнительного извлечения алюминия из алюминиевого шлака, сегодня отправляемого на свалку.

Типичные результаты

Таблица 1

Тип сырья: «Черный» шлак из печей с боковым колодцем*

Размер	% от объема переработки	% содержания Al	Комментарии	Рынок
Грубый концентрат	2–6%	+90%	Внутрицеховое извлечение, отражательная печь	Слитки Al сплава RSI
Мелкий концентрат	2–10%	+85–90%	Внутрицеховое извлечение, отражательная печь	Слитки Al сплава RSI
Грубая мелочь	25–35%	15–40%	Рециклинг переработчиком шлака или продажа продукта/индукционные токи	Экзотермический продукт/Соль/Захоронение
Мелочь	40–50%	10–25%	Продажа как субпродукт/ Индукционные токи	Экзотермический продукт/Соль/Захоронение
Пыль мешочных фильтров	5–10%	< 15%	Фракция мешочных фильтров	Соль вторично рециклированная/захоронение
Итого:	100%	20–30%	Среднее вторичное извлечение 12%	

Содержание металла в «черном шлаке» или извлечение, показываемое рециклинговым заводом, является обычно комбинацией первых двух фракций и может находиться в диапазонах от 5–6% до 15–16%. Чем выше содержание алюминия, тем больший экономический эффект достигается за счет переработки черного шлака на заводах. Две следующие фракции перерабатываются только при наличии специального плавильного оборудования или брикетируются и продаются как побочный продукт для использования в других отраслях промышленности. Разделение данных фракций происходит за счет использования магнитной сепарации металлизированной фракции и оксидной составляющей.

Переработка этих материалов позволяет увеличить общее содержание алюминия в среднем на 7–16%. В зависимости от рыночной стоимости данных материалов, можно добиться значительного экономического эффекта.

Самой сложной задачей в техническом плане является переработка оставшихся фракций. До сих пор задача не решена, но в настоящий момент активно обсуждается. Эта фракция составляет до 80% от общего объема, поступающего в переработку черного шлака. Наихудшим выходом из ситуации является захоронение данных материалов, как и происходит в настоящее время в США. Если мы принимаем такой вариант, это означает, что после переработки на установке TUMBLER, снижение объема захораниваемых отходов составит около 10%, по сравнению с обычным процессом переработки шлаков. Это происходит в результате извлечения мелких фракций алюминия из общего объема перерабатываемого материала. Несмотря на то, что снижение отходов будет небольшим, это все равно внесет небольшой вклад в улучшение экологической обстановки в мире. Оставшаяся часть представляет из себя 1/3 солевых флюсов и 2/3 оксидов и других включений.

Это материалы, которые при определенных затратах, могут быть использованы в других отраслях промышленности в определенном размере и объемах. Они сейчас перерабатываются в Европе с последующим производством оксидов и флюсов. Использование небольших систем для выполнения этих задач является одним из вариантов. Но данный способ на настоящий момент не является оптимальным из-за дороговизны таких установок по переработке флюсов.

Другие включения требуют специального подхода для решения задачи их последующей переработки. Потребуется свежие идеи и нестандартные ходы, чтобы решить эту задачу.

Таблица 2

Тип сырья: «Черный» шлак из основной камеры плавильной печи*

Размер	% от объема переработки	% содержания Al	Комментарии	Рынок
Грубый концентрат	15–20 %	+ 90 %	Внутрицеховое извлечение, отражательная печь	Слитки Al сплава в RSI
Мелкий концентрат	10–15 %	+ 90 %	Внутрицеховое извлечение, отражательная печь	Слитки Al сплава в RSI
Грубая мелочь	20–30 %	45–65 %	Рециклинг переработчиком шлака или продажа продукта/индукционные токи	Экзотермический продукт/Соль/Захоронение
Мелочь	20–25 %	20–25 %	Продажа как субпродукт / Индукционные токи	Экзотермический продукт/Соль/Захоронение
Пыль мешочных фильтров	5–10 %	< 15 %	Фракция мешочных фильтров	Соль вторично рециклированная/захоронение
Итого:	100 %	30–50 %	Среднее вторичное извлечение 35 %	

Этот материал образуется на каждой стадии работы печи с боковым карманом. Повышение содержания алюминия обычно теряется на фоне общих данных, заявляемых заводами по переработке шлаков.

Однако внутрицеховая переработка шлака позволяет в малых количествах повысить объем перерабатываемого алюминия на вторичных заводах.

В этих материалах содержится довольно большое количество флюса, что затрудняет дальнейшую переработку мелкой фракции. Несмотря на то, что объем шлакообразования в основной камере всего 20% от объема шлакообразования в боковом кармане, объем алюминия для внутрицеховой переработки составит почти половину образующегося шлака. Это необходимо учитывать в экономических расчетах внутрицеховой переработки.

Другие возможности

Для заводов вторичной переработки алюминия, производящих слитки, переработка в системе TUMBLER является отличной возможностью для получения дополнительного объема металла с минимальными затратами, на фоне улучшения экологических показателей завода в целом.

Таблица 3

Тип сырья: «Белый» шлак*

Размер	% от объема переработки	% содержания Al	Комментарии	Рынок
Грубый концентрат	35–45 %	+90 %	Внутрицеховое извлечение, отражательная печь	Слитки Al сплава RSI
Мелкий концентрат	5–20 %	+85–90 %	Внутрицеховое извлечение, отражательная печь	Слитки Al сплава RSI
Грубая мелочь	10–20 %	50–60 %	Рециклинг переработчиком шлака или продажа продукта/индукционные токи	Экзотермический продукт/Соль/Захоронение
Мелочь	20–30 %	20–35 %	Продажа как субпродукт/Индукционные токи	Экзотермический продукт/Соль/Захоронение
Пыль мешочных фильтров	5–10 %	<15 %	Фракция мешочных фильтров	Соль вторично рециклированная/захоронение
Итого:	100 %	60–80 %	Среднее вторичное извлечение 70 %	

Концентраты, получаемые из данного материала, обычно не включают солевую фракцию и имеют высокий процент содержания алюминия. Они отлично подходят для переработки в печах с боковым карманом, особенно, если есть система Vortex (воронка). Данный материал обычно образуется в небольших литейных отделениях.

Мелкая фракция, полученная при переработке данного материала, содержит большое количество алюминия с низким содержанием хлоридов. Этот материал исключительно хорош из-за высокого содержания алюминия с сохранением постоянного размера частиц. Данный факт подтверждается при работе на установке TUMBLER, вследствие чего эти материалы становятся более привлекательными для других рынков, использующих субпродукты переработки.

Мелкие частицы алюминия и очищенная оксидная составляющая могут быть востребованы в цементной промышленности за счет содержания Al_2O_3 , металлургической промышленности в качестве раскислителя или кондиционирующей присадки, химической промышленности в качестве реагентов и при производстве экзотермической продукции.

Таблица 4

Тип сырья: Солевой кек*

Размер	% от объема переработки	% содержания Al	Комментарии	Рынок
Грубый концентрат	2–4 %	+90 %	Внутрицеховое извлечение, отражательная печь	Слитки Al сплава RSI
Мелкий концентрат	2–4 %	+90 %	Внутрицеховое извлечение, отражательная печь	Слитки Al сплава RSI
Грубая мелочь	30–50 %	15–20 %	Рециклинг переработчиком шлака или продажа продукта	Экзотермический продукт/химическая промышленность
Мелочь	40–50 %	10–15 %	Продажа как субпродукт	Реакционный материал/Захоронение
Пыль мешочных фильтров	5–10 %	<15 %	Фракция мешочных фильтров или продажа продукта	Реакционный материал/захоронение
Итого:	100 %	5–20 %	Среднее вторичное извлечение 6 %	

Многие заводы по переработке алюминия установили роторные наклоняющиеся печи для переработки широкого спектра низкосортных ломов. Такой тип печей хорошо подходит для данного применения. Однако они образуют солевой кек с низким содержанием алюминия. Поэтому роторные печи негативно влияют на окружающую среду. Солевой кек идет на захоронение как в США и Европе, так и в других странах, хотя он должен быть также переработан. Решением задачи может стать TUMBLER, за счет чего можно извлечь алюминиевую фракцию всех размеров. TUMBLER также производит мелкую фракцию, необходимую для процесса восстановления солей без предварительного первичного и вторичного дробления.

Вывод

Преимущества использования системы механической переработки шлака TUMBLER на вторичных алюминиевых заводах видны сразу. Первичная алюминиевая промышленность имеет возможность снизить негативное влияние на окружающую среду за счет улучшения переработки шлака. Одна установка способна перерабатывать все виды шлаков, перечисленные выше. Для управления установкой не требуется специально обученного персонала. Установка проста в обращении, низкочувствительна в обслуживании и предназначена для отделения нежелательных включений от алюминиевого концентрата.

При расчете капитальных затрат на установку, все эти факторы, как и экономия за счет снижения влияния на окружающую среду, должны быть учтены. По большому счету, объем капиталовложений не так важен, как сокращение негативного влияния на окружающую среду.

Грубый и мелкий концентраты могут быть переработаны практически любым способом. Рынки алюминиевой, оксидной и солевой мелочи могут отличаться в зависимости от места расположения перерабатывающего предприятия. Заказчикам оборудования необходимо определить какие задачи им необходимо будет решать в зависимости от спроса региональных рынков и какие экологические ограничения будут действовать в их регионе.

СОСТОЯНИЕ И ПЕРСПЕКТИВЫ РАЗВИТИЯ ТЕХНОЛОГИЙ ПРОИЗВОДСТВА ДЕФОРМИРОВАННЫХ ПОЛУФАБРИКАТОВ ИЗ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ НА ПРЕДПРИЯТИЯХ РФ

Ю.А. Горбунов

ФГАОУ ВПО «Сибирский федеральный университет», г. Красноярск, Россия

В силу исторических обстоятельств подавляющее большинство крупных отечественных металлургических заводов, связанных с переработкой алюминия, при создании было ориентировано на обеспечение государственных оборонных отраслей промышленности полуфабрикатами из так называемых «твердых» сплавов. В остальном мире в подавляющем большинстве случаев номенклатура продукции аналогичных предприятий определялась спросом частных потребителей и ориентировалась на производство «мягких» сплавов для товаров широкого потребления и бытовой техники. Очевидно, что требования к продукции в этих случаях существенно отличались от требований отечественных оборонных отраслей промышленности, что, безусловно, наложило свой отпечаток на технологию изготовления полуфабрикатов и состав производственного оборудования заводов.

Кроме того, при широком вторжении в конце XX века электронной техники и новых технических решений в металлургию и металлообработку за рубежом началось активное техническое перевооружение предприятий, что привело к существенному отставанию отечественных заводов по уровню автоматизации оборудования и управления технологическими процессами.

В конце прошлого века в ходе конверсии оборонных отраслей промышленности и переориентации отечественной спецметаллургии от плановой системы хозяйствования, доставшейся от СССР, к рыночной экономике спрос на полуфабрикаты из «твердых» сплавов резко снизился. При этом в силу низкой конкурентоспособности отечественных предприятий в борьбе с зарубежными производителями за рынок полуфабрикатов из «мягких» сплавов и ограниченностью этого рынка, объем выпуска продукции на российских предприятиях упал в 2–7 раз. Поставленные перед необходимостью самостоятельного выживания отечественные предприятия были вынуждены заняться анализом опыта наиболее развитых зарубежных компаний и реализацией планов по адаптации к требованиям открытой экономики.

Поэтому за последние десять лет в состоянии техники и технологии отечественных заводов по глубокой переработке алюминия наметились явные тенденции к положительным изменениям. Рассмотрим их применительно к основным процессам производства деформированных полуфабрикатов.

Производство плоского проката. По экспертным оценкам, до 70% алюминия, подвергаемого глубокой переработке, используется для производства проката. При этом основная доля приходится на тонколистовые продукты, которые применяются в производстве банок для пищевых продуктов, в автомобильной промышленности, стройиндустрии, изготовлении спортивного инвентаря, упаковки и т. д.

В РФ объем производства плоского алюминиевого проката относительно невысок и составляет менее 300 тыс. т, в том числе экспорт – около 140 тыс. т. При этом присутствии на внешнем рынке достигнуто преимущественно за счет поставки плит и фольги.

Производство плит в нашей стране в основном сконцентрировано на двух предприятиях.

Алкоа Металлург Рус (АМР) – ранее Белокалитвинское металлургическое производственное объединение – ориентировано на производство плит различной номенклатуры и толстых листов шириной до 3000 мм и длиной до 27500 мм.

На предприятии в 2007 г. проведена установка горизонтального закалочного агрегата фирмы «Эбнер» и модернизация правильно-растяжной машины усилием 6000 тонн. Реализован проект по созданию автоматизированной линии поперечной и продольной

резки плит австрийской фирмы MFL стоимостью \$2 млн и ввод в эксплуатацию установки неразрушающего контроля плит длиной до 30 метров. В 2008 г. передана в производство печь старения плит. В результате создан современный комплекс оборудования, рассчитанный на выпуск толстых листов и тонких плит в объеме до 24 000 т/год.

Каменск-Уральский металлургический завод (КУМЗ). На этом предприятии так же проведена реализация «плитного проекта» стоимостью более \$75 млн. Работы завершены в конце 2007 г. созданием завода «Чкаловский» с установкой производственных мощностей для выпуска плит объеме 22 500 т/год.

На заводе планируется выпускать плиты длиной более 30 м и толстые листы свыше 8 мм для гражданской авиации. В 2008 г. году «Чкаловский» планировал выпустить 70–80% авиационного проката от проектной производительности, для обеспечения заключенных контрактов с российскими и зарубежными авиастроителями. В период 2010–2014 г. планируется строительство стана горячей прокатки 5000 для производства плит шириной до 4500 мм.

Отечественным гигантом прокатного производства должен был стать *Красноярский металлургический завод (КраМЗ).* Однако создание мощного плитного производства на этом предприятии законсервировано с конца прошлого века. К этому времени предприятием была приобретена по импорту линия резки и фрезерования слитков фирмы «Кновенагель». Смонтирована одна печь с шагающими балками и начат монтаж другой. По клетки горячей прокатки «Кварто 3000» и вспомогательному оборудованию механо-монтажные работы были выполнены на 90%, электромонтажные – на 30%.

На участке обработки плит были смонтированы горизонтально-закалочный агрегат фирмы «Эбнер», правильно-растяжная машина усилием 6000, линии продольной и поперечной резки. В стадии пусконаладочных работ находились печи старения и отжига плит. В мае 2010 г. появилась информация о намерениях завершения работ по пусковому комплексу производства в течение ближайших 3–5 лет.

Производство тонколистового проката. Для обеспечения показателей качества проката на уровне запросов мировых потребителей в этом сегменте продукции отечественным металлургам потребовался полный пересмотр требований к технологии приготовления алюминиевых сплавов и литья плоских слитков, что реализовано на основных алюминиевых заводах страны с привлечением ведущих зарубежных фирм.

Отечественные отражательные печи конца прошлого века уступали современному оборудованию по вместимости, тепловой мощности, производительности, удельному расходу топлива и автоматизации управления. Методы рафинирования сплавов и литейные системы не обеспечивали требуемого уровня чистоты металла, геометрических размеров, качества структуры и других показателей слитков. Поэтому в 90-х годах прошлого столетия и в начале этого века отечественные предприятия были вынуждены заняться модернизацией существующих и созданием новых плавно-литейных агрегатов с привлечением наиболее компетентных в этом направлении зарубежных фирм.

Не затрагивая вопросов приготовления сплавов и очистки расплава, отметим, что для литья слитков на отечественных предприятиях использована наиболее распространенная в мире литейная система фирмы Wagstaff «LHC – Low Head Composite» (композиционная конструкция с низкой верхней частью), которая минимизирует торцевую турбулентность, одновременно повышая скорость охлаждения. В сочетании с автоматизированным управлением эта технология дает возможность управлять литьем слитков в гораздо большем диапазоне теплового потока, обеспечивая управление их структурой и высокое качество поверхности.

С использованием этой системы на САЗе в 2005 г. проведена модернизация литейной машины и достигнуто увеличение объема производства слитков под прокатку фольги до 73,4 тыс. т/год. В ОАО «РУСАЛ Красноярск» (КраАЗ) на литейном агрегате № 5 так же смонтирована система литья «Wagstaff», позволяющая отливать из сплавов серии 3xxx и 8xxx слитки двойной длины (до 11,5 м) и весом до 45 т. Литейные машины с кристаллизаторами фирмы Wagstaff оснащены комбинированными системами программируемых логических контроллеров и персональных компьютеров, которые позволяют полностью автоматизировать работу всей установки от наклона миксера до перемещения литейного стола. Установка литейных систем фирмы Wagstaff планируется и на других заводах «Русала».

СТАНЫ ГОРЯЧЕЙ ПРОКАТКИ для обработки крупногабаритных слитков алюминиевых сплавов за последние десятилетия так же превратились в крайне сложные, высоко автоматизированные и весьма энергоемкие агрегаты. Отличительными особенностями их конструкции сегодня являются:

- возможность деформации слитков весом до 30 т;
- применение комбинированных электро-механических и гидравлических нажимных устройств;
- регулирование профиля валков путем секционной подачи эмульсии, противоизгиба и сдвижки рабочих валков;
- достижение скоростей прокатки до 4 м/с в черновых и до 8 м/с в чистовых клетях;
- смотка в рулон проката толщиной от 2 до 18 мм, шириной более 2000 мм и весом до 28–30 т.

В РФ наиболее близок к соответствию этим требованиям стан горячей прокатки компании «Алкоа СМЗ» (ранее Самарский металлургический завод), который является одним из трех крупнейших в Европе. Это достигнуто в результате модернизации стана, которая непрерывно проводилась в течение многих лет – как в советское время совместно с компанией Шлеман-Зимаг, Новокраматорским машиностроительным заводом, так и позже совместно с компанией SMS Demag. После серии реконструкций в настоящее время основной продукцией стана стала баночная лента толщиной 2,6 мм и точностью ± 20 мкм. Такая точность не только соответствует мировым стандартам, но и превышает их.

Сейчас «Алкоа СМЗ» – крупнейший российский производитель тонкого листа и баночной ленты. Объем баночной ленты, выпускаемой на СМЗ, составил в 2007 г. около 75 тыс. т, и в 2009 г. намечалось его увеличение до 100 тыс. т.

Каменск-Уральский металлургический завод (КУМЗ) в последние годы также проводил модернизацию стана горячей прокатки производства НКМЗ, инвестируя около 7 млн долл. на замену главного привода стана и реконструкция эмульсионной системы, что должно было улучшить качество поверхности катаных изделий. Предполагалось, что это позволит повысить производительность стана до 135 тыс. т/год, однако экономический кризис внес существенные коррективы в эти намерения.

Ступинский металлургический комбинат (СМК). В качестве головного оборудования предприятие располагает четырехвалковыми станами горячей и холодной прокатки с длиной бочки рабочих валков 2800 мм. С момента создания в предвоенные годы прошлого века основное оборудование, системы управления и контроля технологических параметров практически не модернизировались. Они кардинально отстают от требований сегодняшнего дня, физически изношены и по целому ряду позиций сортамента не могут обеспечивать приемлемое качество продукции и экономические показатели производства.

По мнению ряда экспертов, для прокатных цехов КУМЗа и «АМР» (БКМПО) единственным способом получения тонколистовой горячекатаной продукции, удовлетворяющей настоящим и перспективным требованиям рынка в точности геометрических размеров проката, является установка двух напольных моталок у реверсивной клетки стана горячей прокатки и модернизация систем управления процессом.

Среди особенностей современных СТАНОВ ГОРЯЧЕЙ ПРОКАТКИ можно отметить:

- рост производительности станов за счет повышения скоростей прокатки (600–1800 м/мин), мощности привода (до 5000 кВт), увеличения размера рулона, удельная масса которых составляет до 12 кг/мм (вес более 25 т);
- сокращение времени на перевалку до 3 мин;
- съём рулона за время менее 60 сек.;
- наличие средств автоматизации технологического процесса с интегрированной системой охлаждения валков, осуществляющих контроль геометрии профиля и толщины полосы.

Среди отечественных заводов только «Алкоа СМЗ» располагает современным прокатным оборудованием. Станы холодной прокатки, установленные на «АМР» (БКМПО), КУМЗе и СМК, выполнены по устаревшей реверсивной схеме и оснащены инерционными электромеханическими нажимными устройствами. В качестве СОЖ используют водную эмульсию, не имеют систем автоматического регулирования толщины проката, скорость прокатки не превышает 4 м/с.

Оценка технического состояния реверсивных станов показывает, что даже коренная реконструкция не может обеспечить существенного улучшения качества выпускаемой на них продукции и снижения издержек производства. Поэтому экономически наиболее

рациональным решением является замена реверсивных станков на современное оборудование. Эти соображения распространяются и на вопросы модернизации термического и адьюстажного оборудования.

Анализ конъюнктуры рынка позволяет говорить о том, что при дальнейшей модернизации заводов необходимо ориентироваться на продолжающееся уменьшение толщины холоднокатаного листа с одновременным увеличением ширины полосы. Подтверждением тому является производство заготовок для консервных банок из сплава AA3004, где ширина превысила 2000 мм, а толщина уменьшается до 0,35–0,30 мм и по прогнозам достигнет 0,25 мм в ближайшее время.

Допуск по толщине предполагается более жестким нежели 0,7% при отклонении от геометрической формы на уровне 0,8–1,0%. Обязательным условием является высокое металлургическое качество продукции.

ОТДЕЛКА ПОВЕРХНОСТИ ПРОКАТА. Отставание отечественных заводов в сортаменте проката, производимого с отделкой поверхности, очень велико. Так, в Северной Америке ежегодно потребляется около 300 тыс. т проката с покрытиями, а в Европе – около 330 тыс. т. По другим данным в Европе более 50% листов поступает на рынок с отделкой поверхности. В Китае суммарный спрос на рулоны с покрытиями оценивается в размере до 1,5 млн т/год. Спрос на эти категории продукции стабильно растет.

В то же время в РФ, за исключением линий лакировки баночной ленты, линий окраски алюминиевых лент и нанесения декоративных пленок на СМЗ, практически нет производства лент с отделкой поверхности гальваническими, лакокрасочными, эмалевыми, полимерными и другими видами покрытий

Все большую популярность за рубежом набирает технология покраски алюминиевого листа путем нанесения защитно-декоративного покрытия PPC (Powder Coil Coating – порошкового рулонного покрытия). При этом лист способен выдерживать изгиб с радиусом равным толщине листа без нарушения целостности окрашенной поверхности.

Значителен рынок предварительно сенсibilизированных пластин для полиграфической промышленности толщиной 0,2–0,5 мм. Технологический процесс изготовления этих пластин схож с окраской и включает в себя подготовку поверхности ленты, которую можно производить на линии окраски ленты с дальнейшей передачей на линию нанесения сенсibilизированного покрытия.

Совокупность этих требований определяет состав и конструктивные особенности оборудования для перспективного развития отечественных прокатных производств.

Производство фольги. По экспертным оценкам в предкризисный период мировое потребление фольги составляло порядка 2,5 млн т/год, в том числе в Европе – порядка 840 тыс. т, а в России – около 80 тыс. т. При этом суммарные мощности фольгопрокатного производства превышали 3 млн т (без Китая). По данным Европейской ассоциации алюминиевой фольги, рост ее потребления в тот период примерно на 5% в год был связан с развитием трех основных областей применения: упаковки, товаров широкого потребления и промышленности. Объединенная компания «Русский алюминий» является в нашей стране монопольным производителем фольги. При этом наиболее современным оборудованием оснащен завод «Саянская фольга», построенный по проекту FATA Hunter. Он располагает тремя линиями БПЛ производительностью по 17 тыс. т/год каждая и комплексом прокатного оборудования для производства широкой номенклатуры фольги. В 2008 г. заводом намечалось выпустить около 44 тыс. т продукции. При этом доля экспортных поставок (более чем в 30 странах мира) в объеме продаж предприятия планировалась около 59%. Одновременно предприятие реализует фольгу примерно 350 отечественным потребителям, занимая около 70% рынка России.

В 2009 г. «РУСАЛ» объявил об окончании программы комплексной модернизации другого фольгопрокатного предприятия – «Арменала» (г. Канакер, Армения), так же входящего в активы компании. Объем инвестиций по этой программе превысил \$75 млн. Производственная мощность обновленного предприятия по данным пресс-службы «Русала» составит 25 тыс. т фольги (в том числе толщиной менее 9 мкм).

В рамках реализованной программы на «Арменале» установлено оборудование для бесслитковой прокатки, проведена полномасштабная модернизация заготовительного и фольгопрокатных станков, фольгопрокатное оборудование оснащено средствами контроля и автоматического управления технологическим процессом. На заводе также внедрены современные системы экологической безопасности и охраны труда. Подрядчиком по реализации проекта выступал лидер мирового машиностроения немецкая фирма Achenbach.

Завод Арменал по итогам января-апреля произвел 8,156 тыс. т алюминиевой фольги, что на 44,4% или 2,507 тыс. т больше, чем в январе-апреле 2009 г. Планируется, что после выхода «Арменала» на полную производственную мощность его основными рынками сбыта станут Европа и США.

«Уральская фольга» в 2008 г. планировала довести объем выпуска продукции до 18 тыс. т.

Завод осуществил в последнее время модернизацию отечественной линии БПЛ-1600, включающую установку рафинирования расплава «Snif» и решение ряда вопросов по автоматизации агрегата, провел совершенствование контрольного оборудования по производству фольги.

К 2010 г. завод планировал завершить модернизацию плавильно-литейного и прокатного оборудования (в том числе стана Кварто 1800) и увеличить объем производства до 24 тыс. т/год. При этом в общем объеме выпуска доля тонкой фольги толщиной от 20 микрон должна вырасти с 34 до 50%, а сверхтонкой 9 – микронной фольги с 14 до 25%.

Дальнейшее развитие отечественных фольгопрокатных производств, так же как и зарубежных заводов, наряду с требованиями качества должно в обязательном порядке удовлетворять современным экономическим требованиям, что определяет необходимость производства и обработки рулонов шириной более 2000 мм с весом рулона не менее 7 т, что уже стало стандартными показателями для вновь сооружаемых производств.

Производство профильной продукции. В мире до 21% от общего объема производства деформированных полуфабрикатов приходится на экструдированные полуфабрикаты. При этом наиболее динамичным в этом направлении является Китай, в котором выпуск профильной продукции составляет более 4,5 млн т/год. На этом фоне отечественная промышленность выглядит достаточно скромно. В РФ в 2007 г. производство профилей составило порядка 140 тыс. т. В предкризисный период 2008 г. ожидался рост производства на 15–20%, однако фактически в 2009 г. произошло снижение до 110 тыс. т. Больше половины производимой профильной продукции приходится на строительный сектор, 13% применяется в электротехнике, 12% – в транспорте, 7% – в машиностроении и 13% – в других отраслях. Если основной тенденцией начала этого столетия в РФ была нехватка производственных мощностей, то уже в 2007 г. число производителей профилей возросло до 38 предприятий. При этом новые отечественные предприятия в основном оснащались современным оборудованием, закупаемым в США, Австрии, Италии, Китае, Германии, Корее и ориентировались на производство профилей малого и среднего поперечного сечения. Для получения литых заготовок на предприятиях нового поколения используются современные литейные системы, разработанные компаниями Wagstaff, VAW и другими. Их применение позволяет получить литые заготовки с толщиной поверхностного ликвационного слоя менее 300 мкм, что исключает необходимость механической обработки заготовок перед прессованием. Для гомогенизации литых заготовок в рамках современных тенденций начато применение современных проходных печей. Так, красноярская компания «Сегал» эксплуатирует высокопроизводительную малогабаритную проходную печь южнокорейской компании «Sun Kyung Machinery».

На «СМК» введена в эксплуатацию печь, изготовленная австрийской фирмой «Hertwich», которая имеет в своем составе камеру нагрева и камеру регламентированного охлаждения, а также транспортировочное устройство для загрузки – выгрузки и перемещения слитков. Работа печи обеспечивается автоматической системой управления с точностью поддержания температуры в пределах пяти градусов Цельсия.

В отличие от заводов советского поколения экструзионные линии новых предприятий – это высоко автоматизированные производства. Благодаря печам с температурным градиентным разогревом заготовок с большей зональностью и системам изотермической экструзии они характеризуются увеличенными скоростями прессования. Дополнительные условия для этого создает применение прессового инструмента, охлаждаемого жидким азотом, которое началось на отечественных заводах.

Выходные линии прессов не только реализуют прессование профилей с натяжением, но и обеспечивают высокую скорость равномерного охлаждения профилей после прессования, что позволяет получать состояния поставки Т6, Т66 и избежать коробления профилей, которые прессуются с толщинами элементов до 0,65 мм.

Крупные прессовые центры советского времени (КУМЗ, Алкоа СМЗ, КраМЗ), имеющие от 38 до 42 единиц прессового оборудования, безусловно, уступают по технической

оснащенности и экономическим показателям производства новым предприятиям. Однако ВСМПО-Ависма и СМЗ располагают и поныне уникальными прессами усилием 120 и 200 МН, что в целом делает отечественную прессовую отрасль достаточно сбалансированной по номенклатуре производимой продукции.

Кузнечно-прессовое производство (КПП). В общем объеме производимых деформированных полуфабрикатов на эту отрасль приходится около 1 %. Однако это не умаляет ее значимость, так как в основной массе это продукция ответственного назначения, предназначенная для эксплуатации в условиях сложного нагружения. При создании отечественного КПП упор был сделан на производство крупногабаритных изделий из «твердых сплавов», что определялось потребностями авиационной, ракетной, судостроительной и других оборонных отраслей промышленности. При решении поставленных задач отечественные заводы были оснащены уникальным оборудованием, не имеющим аналогов в мире.

Крупнейшие в мире гидравлические прессы усилием 750 и 650 МН созданы НовоКраматорским машиностроительным заводом. Один из этих прессов установлен на «ВСМПО-Ависма», а другой на «Алкоа СМЗ». Производительность таких машин составляет 10–15 поковок в час.

В 2002 г. пресс усилием 750 МН на «ВСМПО-Ависма» подвергнут модернизации, в ходе которой достигнуто снижение чечевичности штампуемой заготовки за счет точного дозирования технологического усилия, устранение клиновидности посредством внедрения систем синхронизации пресса, повышение точности геометрических размеров за счет внедрения системы позиционного останова подвижной траверсы на заданный размер, достижение высокого качества структуры металла за счет возможности оптимального выбора регулируемых скоростей штамповки. Все это обеспечил созданный регулятор адаптивного управления принципиально новой конструкции. Комплекс смонтированного оборудования включает уникальную эмульсионную аппаратуру производства НКМЗ, маслосистемы с элементной базой известной фирмы Rexroth и систему автоматизированного управления с элементной базой Siemens.

Модернизация пресса проведена и на «Алкоа СМЗ». На первом этапе для этой мощной машины был изготовлен уникальный подштамповый блок, расширивший металлургам путь к конкурентоспособным зарубежным заказам. Затем в течение 2006–2007 гг. новокраматорские машиностроители спроектировали, изготовили и отгрузили в Самару более 150 т сложнейших наукоемких гидросистем и систем управления технологическими процессами пресса-гиганта. При этом была обеспечена точность штамповки изделий до ± 2 мм, четкая повторяемость техпроцессов, автоматическое регулирование усилий. Оснащение пресса новой АСУ открыла возможность получения точнейшей информации по ведению техпроцесса выпуска продукции.

В результате проведенных работ уникальное отечественное оборудование оказалось востребованным для производства сложных крупногабаритных поковок для ведущих мировых производителей авиационной и железнодорожной техники.

Более сложными оказались вопросы загрузки прессов средней мощности, например, КраМЗа, оснащенного уникальными прессами с предварительно напряженной станиной «ленточного» типа усилием 50, 100 и 150 МН, а также КУМЗа, АМР (БКМПО), ВСМПО-Ависма, СМК. Типичным выходом из сложившейся ситуации для кузнечно-прессовых производств этих заводов, стало освоение выпуска штампованных дисков колес легковых и грузовых автомобилей.

Технологические схемы изготовления штамповок, разработанные на первом этапе, на большинстве заводов характеризовались многооперационностью, низкими выходами годного, высокими трудо- и энергозатратами. Необходимость снижения издержек производства поставила заводы перед необходимостью создания более эффективных технологических процессов, гарантирующих высокую производительность, качество и конкурентоспособность продукции

Достаточно удачно эта проблема была решена на Красноярском металлургическом заводе, где раньше других освоено полунепрерывное литье слитков из сплава АВ в кристаллизаторы скольжения с тепловыми насадками и модифицирование расплава прутковой лигатурой алюминий – 5% титана – 1% бора. При этом достигнуто снижение обратной ликвации в слитках и шероховатости их поверхности до уровня, исключающего необходимость обточки заготовок. Кроме того проведено измельчение литой структуры до такой степени, которая позволила в значительной степени снизить продолжительность выдержки металла при температуре гомогенизации и даже понизить температуру ее проведения.

Наряду со снижением температурно-временных показателей предварительной термической обработки заготовок стало возможным применение их форсированного нагрева до температуры гомогенизации и совмещения гомогенизации с нагревом перед деформацией.

Уникальной особенностью технологии стало применение штампов разъемной конструкции, обеспечивших получение готовой поковки колеса обработкой заготовки в одном штампе. При этом проведение деформации заготовок при температуре 450–470 °С обеспечило формирование термически стабильной структуры с высокой концентрацией магния, меди и кремния в твердом растворе, что позволило реализовать процесс закалки сплава непосредственно с температуры деформации.

Несмотря на все новшества кузнечно-прессовые методы производства автомобильных колес не обеспечивают загрузки имеющихся производственных мощностей, так как они уступают в конкурентной борьбе литейным технологиям. Единственной перспективой сохранения и развития этих производств является углубление взаимоотношений с зарубежными потребителями продукции и надежда на возрождение и развитие отечественных машиностроительных заводов.

Следует отметить, что в отечественной практике крайне слабо развито производство малогабаритных штампованных поковок из алюминиевых сплавов весом от 0,5 до 3 кг, которые находят за рубежом широкое применение в самых различных областях промышленности. Так, например, в Германии и Японии объемы производства таких поковок составляют около 20 тыс. т/год и прогнозируется дальнейший рост их потребления.

В первую очередь, автомобильная промышленность предсказывает прирост свыше 300% по алюминиевым штампованным деталям в легковых машинах. При этом в сфере двухколесного (велосипеды и мотоциклы), рельсового транспорта, авиационной промышленности и судостроения также усиливается применение легких штампованных конструктивных узлов.

Поразительно быстрое развитие этой отрасли за рубежом характеризуется тремя тенденциями.

С одной стороны, многие из крупных алюминиевых концернов сконцентрировались на основной специализации и поэтому избавились от своих кузнечных производств. Эти мощности повсеместно перешли в состав более мелких предприятий среднего уровня. С другой стороны, в Европе уже много лет отмечается создание новых мощностей и рост уже утвердившихся фирм-поставщиков.

Все тенденции развития отрасли регулируются потребностями рынка, в котором действуют очень высокие требования к точности штамповок и срокам их изготовления. Лишь в случае выполнения поставщиком этих условий появляются минимальные предпосылки для обсуждения контрактов на поставку. Третьим условием в этом случае становится цена, причем совершенно очевидно, что ценовой прессинг будет усиливаться и дальше.

Ответом поставщиков продукции на требования рынка является создание высокоавтоматизированных штамповочных производств, обеспечивающих оперативное освоение новых продуктов, их производство в установленные сроки, со стабильным уровнем качества и цены. В отечественной практике создание таких производств пока является туманной перспективой, поскольку остается крайне не развитым рынок потребления таких продуктов.

Таким образом, несмотря на все сложности и проблемы в течение последнего десятилетия однозначно наблюдается положительная динамика развития технологии и оборудования практически во всех направлениях деятельности заводов РФ по глубокой переработке алюминия. Однако потребление алюминия в России остаётся крайне низким. Оно в 6,9 раза ниже, чем в США, в 3,2 раза – чем в Германии, в 5,0 раз ниже, чем в Японии; в 1,5 раза ниже, чем в Китае. Поэтому задачей ближайшего десятилетия является создание новых производственных мощностей с использованием инновационных технологических процессов и наращивание выпуска продуктов глубокой переработки алюминия с целью повышения уровня жизни населения страны.

АНАЛИЗ ДЕФОРМАЦИОННЫХ РЕЖИМОВ ОБРАБОТКИ БЛАГОРОДНЫХ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ НА ИХ ОСНОВЕ

*Н.Н. Довженко, С.Б. Сидельников, Э.В. Мальцев, В.С. Биронт, А.В. Столяров,
Е.С. Лопатина, И.В. Усков, А.П. Шубаков, Э.А. Рудницкий, О.С. Лебедева*

ФГАОУ ВПО «Сибирский федеральный университет», г. Красноярск, Россия
ОАО «Красноярский завод цветных металлов им. В.Н. Гулидова», г. Красноярск, Россия

Расширение ассортимента ювелирных изделий и повышение требований к их качеству требует внедрения новых составов сплавов на основе благородных металлов с легирующими элементами, которые улучшают их свойства. Перспективу в этом отношении могут иметь комплексно легированные сплавы палладия, золота, серебра, с добавками родия, рутения, а также небольшими добавками неблагородных металлов, включая медь, кремний, олово, цинк и некоторые другие (патенты РФ № 2367552, 2352660, 2391425 и др.).

В структуре изготовления ювелирных изделий из таких сплавов, имеющих повышенные механические свойства, определяющим этапом является создание технологических режимов их обработки.

Технологическая схема производства литых и деформированных полуфабрикатов для производства ювелирных изделий из сплавов благородных металлов и их сплавов содержит в качестве основных операций непрерывное литье заготовки, сортовую прокатку и волочение проволоки на заданный диаметр. Для ювелирных цепочек используется проволока диаметром 0,25–0,35 мм. Для сортовой прокатки применяют сортовую прокатный стан Famor TL 12T и прокатные станы типа BILER марки INVIMES. Технические характеристики предложенного оборудования представлены в таблице 1.

Таблица 1

Технические характеристики сортовых станов

Наименование параметра	Величина параметра стана	
	сортовой стан Famor TL 12T	сортовой стан BILER
Мощность двигателя, кВт	5,4	4,4
Напряжение питания сети трехфазное, В	380	380
Частота тока, Гц	50	50
Количество калибров	12	8
Диаметр валков, мм	110	135
Количество клетей	12	8
Скорость прокатки, м/мин	12–24,5	20–70
Максимальная производительность, кг/ч	60	30
Габаритные размеры, мм	1700×1320×1670	2600×500×1200
Масса, кг	1000	850

Методика расчета деформационных режимов холодной сортовой прокатки разработана на основе использования рекомендаций, приведенных в работах [1, 2]. Расчет технологических параметров процесса волочения осуществляли по методике, приведенной в работе [3].

Вычисления проводили для следующих заводских условий обработки. Прокатку исходного слитка диаметром 8 мм проводят в три этапа. На первом прокатку ведут на стане Famor TL 12T в калибрах до размера сечения квадратной полосы 3,9×3,9 мм. Далее – на станах типа BILER в двух клетях до размера соответственно 2,2×2,2 мм и 1,1×1,1 мм. Рассчитанные маршруты и усилия прокатки для обработки нового сплава золота 585 пробы представлены в таблице 2.

Таблица 2

Режим сортовой прокатки полосы и энергосиловые параметры процесса

№ прохода	F, мм ²	$\varepsilon_{ед}$, %	$\varepsilon_{сум}$, %	$\lambda_{ед}$	$\lambda_{сум}$	\bar{k} , МПа	P, кН
прокатка на стане Fator							
1	50,13	0,2	0,2	1,002	1,002	504,16	5,37
2	46,10	8	8,2	1,09	1,09	527,19	15,04
3	40,45	12	19,5	1,14	1,24	564,41	18,68
4	36,97	9	26,4	1,09	1,36	589,86	14,89
5	33,99	8	32,3	1,09	1,48	612,97	14,01
6	30,47	10	39,4	1,12	1,65	641,73	15,63
7	26,73	12	46,8	1,14	1,88	673,83	16,49
8	24,40	9	51,4	1,10	2,06	694,48	13,01
9	21,16	13	57,9	1,15	2,37	724,06	15,67
10	19,36	9	61,5	1,09	2,60	740,81	11,56
11	17,06	12	66,0	1,14	2,95	762,55	13,20
12	15,52	9	69,1	1,10	3,24	777,20	10,66
прокатка на стане BILER № 1							
1	14,44	7	7	1,08	1,41	523,39	6,58
2	12,96	10	17	1,23	1,20	554,07	8,05
3	10,24	21	34	1,27	1,52	619,77	11,96
4	9,00	12	42	1,14	1,72	653,08	8,06
5	7,84	13	49	1,15	1,98	685,81	7,97
6	6,76	14	56	1,16	2,30	717,44	7,82
7	5,76	15	63	1,17	2,70	747,56	7,60
8	4,84	16	69	1,19	3,21	775,85	7,33
прокатка на стане BILER № 2							
1	4,00	17	17	1,21	1,21	556,96	4,86
2	3,24	19	33	1,23	1,49	615,82	4,93
3	2,56	21	47	1,27	1,89	675,20	4,92
4	2,25	12	54	1,14	2,15	703,95	3,23
5	1,96	13	60	1,15	2,47	731,62	3,17
6	1,69	14	65	1,16	2,86	757,94	3,10
7	1,44	15	70	1,17	3,36	782,73	3,00
8	1,21	16	75	1,19	4,00	805,81	2,89

Примечание: F – площадь поперечного сечения полосы; \bar{k} – среднее сопротивление деформации сплава, P – сила прокатки.

Графическое изображение изменения параметров прокатки представлено на рисунках 1–3. График зависимости единичной степени деформации $\varepsilon_{ед}$ (рис. 1) включает три участка, граничные значения каждого из которых соответствуют первому и последнему проходу в клети, с промежуточными отжигами. Так, при прохождении первой клети значения относительной деформации изменяются от 0,2% до 13%. Зависимость на этом участке имеет 4 выраженных пика – на 3, 7, 9 и 11 проходах (12–13%), причём на первом проходе деформация незначительна (0,2%). Граничные значения второй клети – 7% и 21% соответственно. На этом участке имеется один проход с ярко выраженным повышением степени деформации на третьем проходе (21%). Характер изменения степеней деформации в третьей клети практически аналогичен изменению этих параметров во второй клети, изменения касаются первых двух проходов, где значения степени деформации выше на 10 и 9% соответственно. В целом следует отметить, что распределение деформаций по проходам весьма неравномерно, что неблагоприятно сказывается на обработке металла, ведет к повышению энергосиловой загрузки оборудования и появлению трещин на полосе при прокатке.



Рис. 1. Зависимость единичной степени деформации $\epsilon_{ед}$ от номера прохода

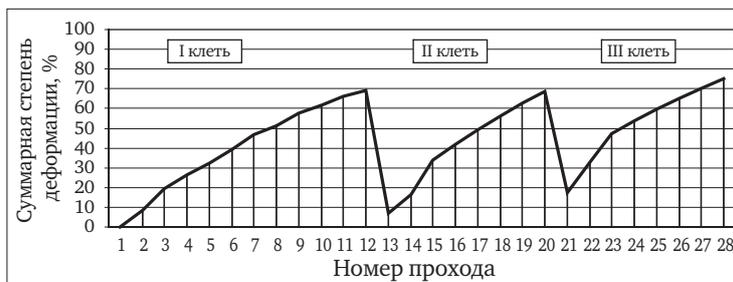


Рис. 2. Зависимость суммарной степени деформации $\epsilon_{сум}$ от номера прохода

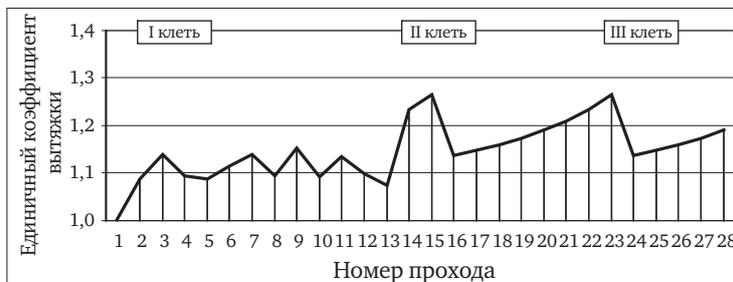


Рис. 3. Зависимость единичного коэффициента вытяжки $\lambda_{ед}$ от номера прохода

Суммарные степени деформации (рис. 2) имеют следующие значения: 69%, 69% и 75% соответственно по клетям, что в целом соответствует пластическим характеристикам обрабатываемого сплава, однако с целью ужесточения режимов прокатки возможно повышения суммарной степени деформации в этих клетях до значений 80–82%.

Характер изменения единичных коэффициентов вытяжки (рис. 3) аналогичен характеру изменения относительных степеней деформаций. Анализ результатов показывает, что единичные коэффициенты вытяжки распределены неравномерно. Если учитывать то, что с ростом суммарной степени деформации происходит сильное упрочнение, то увеличение вытяжки к последнему проходу в клетю может быть причиной растрескивания полосы, так к этому времени уже исчерпан ресурс пластичности металла.

Изменения усилий прокатки по проходам показаны на рисунке 4, при этом допустимое усилие прокатного стана Fator TL 12T составляло 61,7 кН, а прокатных станов типа BILER – 50,3 кН. Так как расчетные значения силы прокатки не превышают допустимых, задаваемые степени деформации можно считать применимыми с позиций выполнений ограничений по энергосиловой нагрузке.

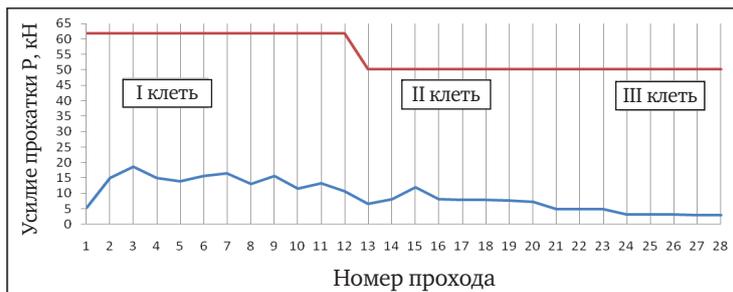


Рис. 4. Изменение силы прокатки по проходам

Из вышеприведенной графической зависимости видно, что распределение силовых нагрузок можно считать относительно равномерным. Максимальные значения сила прокатки принимает в первой клетке на 3 и 7 проходах (18,68 и 16,49 кН соответственно). Это связано с увеличением степени деформации на указанных проходах, однако эти значения не превышают допустимых.

Анализ действующей технологии сортовой прокатки показал, что неравномерное распределение коэффициентов деформации по проходам может привести к получению брака при обработке, особенно в условиях, когда пластические свойства обрабатываемого металла снижены (что наблюдается, например, для сплавов, содержащих никель). Кроме того, быстрое упрочнение металла при холодной деформации может еще более усугубить условия обработки, и тогда неравномерность обжатий при прокатке может привести к остановке прокатки в непрерывной группе клетей стана из-за обрывов.

С учетом вышеизложенного были разработаны новые режимы прокатки прутка квадратного сечения размерами 1,1×1,1 мм (табл. 3) из непрерывнолитой заготовки диаметром 8 мм из сплава золота 585 пробы, позволяющие существенно снизить неравномерность деформации при прокатке, уменьшить количество проходов и при этом выполнить ограничения по энергосиловой загрузке имеющихся прокатных станов.

Конечным этапом получения проволоки является процесс волочения, который осуществляется по заданному маршруту в несколько проходов. Маршрут волочения выбирается заранее и зависит от конечного диаметра проволоки и механических свойств материала. Волочение осуществляется на волочильном стане типа 10NFS COMEVI (табл. 4) до конечного размера проволоки 0,25 мм.

Таблица 3

Маршрут и энергосиловые параметры предлагаемого режима прокатки

№ прохода	F, мм ²	ε _{ед} , %	ε _{сум} , %	λ _{ед}	λ _{сум}	\bar{k} , МПа	P, кН
1	47,61	5,2	5	1,06	1,06	518,2	30,7
2	36,00	24,4	28	1,32	1,40	597,2	28,0
3	28,09	22,0	44	1,28	1,79	662,0	24,2
4	23,04	18,0	54	1,22	2,18	706,8	19,6
5	19,36	16,0	61	1,19	2,60	740,8	16,8
6	16,81	13,2	67	1,15	2,99	764,9	13,9
7	15,21	9,5	70	1,11	3,30	780,2	10,9
8*	13,69	10,0	73	1,11	3,67	794,9	10,6
9	10,24	13,51	25	1,34	1,34	585,3	12,8
10	7,84	12,50	43	1,31	1,75	656,1	11,3
11	6,25	10,71	54	1,25	2,19	707,8	9,4
12	5,29	8,00	61	1,18	2,59	740,3	7,3
13	4,84	4,35	65	1,09	2,83	755,9	4,8
14*	4,41	4,55	68	1,10	3,10	770,9	4,7
15	3,24	26,53	27	1,36	1,36	590,3	6,0
16	2,40	25,85	46	1,35	1,84	668,2	5,4
17	1,90	20,73	57	1,26	2,32	719,1	4,2
18	1,56	17,95	65	1,22	2,82	755,5	3,5
19	1,37	12,39	69	1,14	3,22	776,5	2,6
20	1,21	11,61	73	1,13	3,64	793,9	2,3

*Примечание: после отмеченных проходов предусмотрены отжиги.

Таблица 4

Технические характеристики волочильного стана

Наименование параметра	Величина параметра стана
Мощность двигателя, кВт	7,3
Напряжение питания сети трехфазное, В	380
Диаметр проволоки, мм	0,12–2,0
Максимальный диаметр барабана, мм	250
Скорость волочения, м/мин	0–250
Габаритные размеры, мм	2000×1000×1300
Масса, кг	280

Для анализа процесса волочения, реализуемого в производственных условиях, рассчитывали суммарную вытяжку и количество переходов (табл. 5). Распределяли коэффициенты деформации по переходам и составляли маршрут волочения: 1,1–1,00–0,90–0,80–0,70–0,60–0,50–0,45–0,40–0,35–0,30–0,25 мм. Далее рассчитывали силу волочения $P_в$ по формуле А.П. Гавриленко [3] и напряжения волочения $K_в = P_в/F$. По полученным данным проверяли устойчивость процесса волочения по коэффициенту запаса $\gamma_3 = \sigma_в/K_в$.

Результаты расчетов приведены в таблице 5. Анализ показал, что характер распределения коэффициентов вытяжки по переходам скачкообразный, а максимальное значение этого параметра достигается в первом переходе, что приводит к увеличению энергосиловой загрузки. Следует отметить очень высокую суммарную степень деформации при волочении (96%), тогда как при прокатке она не превышает 75%. При таких высоких степенях деформации, как суммарных, так и единичных, возможен обрыв проволоки, что характерно для проволок тонких сечений. Особенно это важно для 6 и 11 переходов, так как значение коэффициента запаса прочности здесь ниже допустимого значения $\gamma_3 = 1,4$, что свидетельствует о возможности обрыва проволоки в этих переходах.

Таблица 5

Маршрут волочения проволоки

№ перехода	Диаметр проволоки d_i , мм	Площадь поперечного сечения F , мм ²	Степень деформации $\varepsilon_{ед}$, %	Степень деформации суммарная $\varepsilon_{сум}$, %	Вытяжка $\lambda_{ед}$	Вытяжка суммарная $\lambda_{сум}$	$K_в$, МПа	γ_3
1	1,00	0,7850	35,00	35	1,54	1,54	433,15	1,62
2	0,90	0,6359	19,00	47	1,23	1,90	290,23	2,60
3	0,80	0,5024	20,99	58	1,27	2,41	354,59	2,25
4	0,70	0,3847	23,44	68	1,31	3,15	436,66	1,96
5	0,60	0,2826	26,53	77	1,36	4,28	544,98	1,65
6	0,50	0,1963	30,56	84	1,44	6,17	695,87	1,36
7	0,45	0,1590	19,00	87	1,23	7,61	382,21	2,50
8	0,40	0,1256	20,99	90	1,27	9,63	440,11	2,22
9	0,35	0,0962	23,44	92	1,31	12,58	514,70	1,92
10	0,30	0,0707	26,53	94	1,36	17,13	614,89	1,63
11	0,25	0,0491	30,56	96	1,44	24,66	757,30	1,33

Графическое изображение изменения напряжения волочения по переходам представлено на рисунке 5.

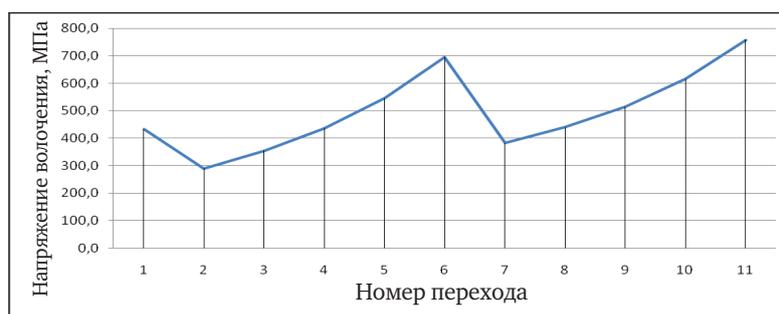


Рис. 5. Изменение напряжения волочения по переходам

Как видно из выше приведенной зависимости, распределение значений напряжения волочения весьма неравномерно по переходам, достигая пиковых значений в 6 и 11 переходах, что может привести к упомянутым ранее обрывам проволоки.

Одним из вариантов оптимизации режима волочения можно считать перераспределения коэффициентов деформации и их снижение за счет уменьшения диаметра исходной заготовки для волочения. При этом суммарная степень деформации при прокатке увеличится незначительно. С учетом приведенных выше соображений произведено перераспределение коэффициентов вытяжки и рассчитаны новые деформационные режимы волочения. Основные их характеристики приведены в таблице 6.

Таблица 6

Режимы волочения проволоки по предлагаемому режиму

№ перехода	Диаметр проволоки d , мм	Площадь поперечного сечения F , мм ²	Степень деформации $\varepsilon_{ед}$, %	Степень деформации суммарная $\varepsilon_{сум}$, %	Вытяжка $\lambda_{ед}$	Вытяжка суммарная $\lambda_{сум}$	$K_в$, МПа	γ_3
1	1,00	0,7857	35	35	1,54	1,54	431,69	1,61
2	0,85	0,5612	29	54	1,40	2,16	505,38	1,55
3	0,71	0,4009	29	67	1,40	3,02	559,60	1,52
4	0,61	0,2905	28	76	1,38	4,17	570,01	1,58
5	0,52	0,2152	26	82	1,35	5,62	549,90	1,70
6	0,45	0,1618	25	87	1,33	7,48	534,92	1,79
7	0,40	0,1245	23	90	1,30	9,72	496,87	1,96
8	0,35	0,0988	21	92	1,26	12,25	437,01	2,26
9	0,32	0,0816	17	93	1,21	14,82	390,54	2,55
10	0,29	0,0664	19	95	1,23	18,23	393,54	2,55
11	0,25	0,0491	26	96	1,15	24,66	569,82	1,77

Графические зависимости расчетных параметров волочения по предлагаемому режиму представлены на рисунках 6, 7 соответственно. Как видно из полученных результатов, в предложенном режиме деформации коэффициенты вытяжки распределены более равномерно по переходам, причем они снижаются от первых переходов к последним (рис. 6). Это обусловлено тем, что перед первым переходом заготовка подвергается отжигу и обладает повышенными пластическими свойствами. Значения коэффициентов запаса на всех переходах не превышают допустимых значений (рис. 7).

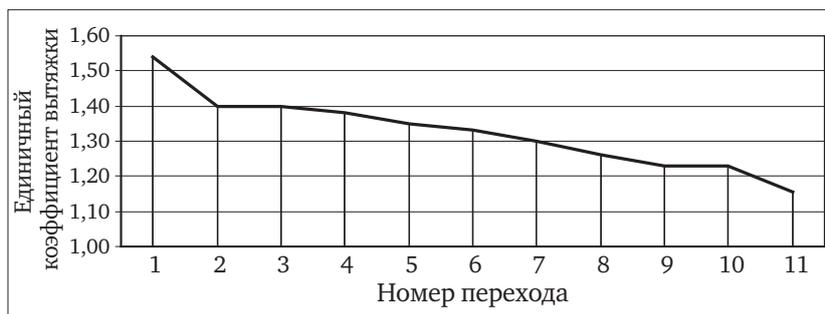
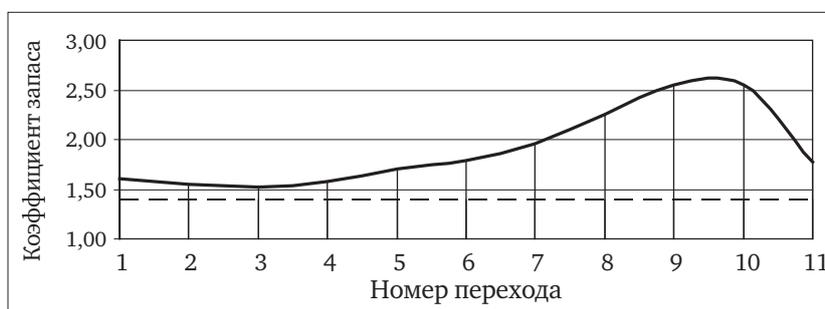


Рис. 6. Распределение вытяжек по переходам по предлагаемому режиму

Рис. 7. Изменение коэффициента запаса γ_3 по переходам по предлагаемому режиму

Таким образом, в результате проведенных исследований проанализированы режимы сортовой прокатки и волочения, используемые для получения проволоки из благородных металлов и сплавов. Установлено, что неравномерный характер распределения коэффициентов деформации приводит к вероятности получения брака на операциях сортовой

прокатки и обрывам проволоки при волочении. Рассчитаны энергосиловые параметры прокатки и волочения проволоки для случая обработки новых сплавов золота 585 пробы. Предложены новые режимы деформации, которые при гарантированном выполнении ограничений по энергосиловой нагрузке оборудования обеспечивают получение качественных деформированных полуфабрикатов при сниженном количестве этапов обработки. В качестве рекомендаций следует отметить, что при назначении режимов деформации целесообразно перераспределить суммарную степень деформации в целом, увеличив ее на стадиях сортовой прокатки и уменьшив при волочении. Кроме того, необходимо уточнить режимы термообработки после этапов холодной деформации с целью получения максимальных пластических свойств для последующей деформационной обработки.

ЛИТЕРАТУРА

1. Смирнов, В. К. Калибровка прокатных валков [Текст]/В. К. Смирнов, В. А. Шилов, Ю. В. Инатович. М.: Металлургия, 1987. – 368 с.
2. Гилевич, Ф. С. Теория и технология прокатки [Текст]/Ф. С. Гилевич, С. Б. Сидельников, Р. И. Галиев. Красноярск: ГУЦМиЗ, 2005. -148 с.
- Зю Непомнящий, В. И. Волочильное производство [Текст]/В. И. Непомнящий. Красноярск, ГАЦМиЗ, 1999. – 60 с.

КРИСТАЛЛИЗАЦИЯ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА В ИМПУЛЬСНОМ ЭЛЕКТРОМАГНИТНОМ ПОЛЕ

И.Н. Ердаков, В.В. Новокрещенов

Южно-Уральский государственный университет, г. Челябинск, Россия

Ультразвуковая обработка, вибрация, высокотемпературный перегрев, магнитное поле, электрический ток и другие способы внешнего воздействия вызывают большой интерес в современных исследованиях повышения качества и эффективности промышленных технологий литья цветных сплавов. Достоинством данных способов воздействия является получение мелкозернистой структуры с повышенными механическими и эксплуатационными свойствами без изменения химического состава расплава модификаторами и накопления нежелательных примесей при последующих переплавах.

Развитие способа обработки расплавов металлов НИЭП

Среди известных способов внешнего воздействия новым направлением является обработка расплава наносекундным импульсным электромагнитным полем (НИЭП). На протяжении последних двадцати лет исследованию влияния данного электромагнитного воздействия на вещества и металлические расплавы посвящен ряд работ [1–3], в которых показана и подтверждена научная новизна и перспективность этого направления.

Данный способ физического воздействия, благодаря техническим особенностям генератора импульсов, выгодно отличается от других способов:

- 1) существенно меньшими энергетическими затратами на формирование поля;
- 2) более длительным сроком службы генератора;
- 3) отсутствием разрушающего воздействия поля на литейную форму.

Указанные преимущества позволяют отнести рассматриваемый физический способ обработки металлов и сплавов к энергосберегающим процессам.

Однако на сегодняшний момент отсутствуют данные о влиянии НИЭП на жидкотвердую фазу металлов и сплавов, включая сплавы на основе алюминия.

В плане дальнейшего развития нового только формирующегося научно-технического направления и с позиций формирования новых научных знаний представляется перспективным провести исследования по обработке силуминов НИЭП непосредственно в литейной форме, воздействуя импульсным полем на стадии кристаллизации.

Методика экспериментальных исследований

Проведению указанных исследований препятствуют, в первую очередь, особенности конструкции установки, обеспечивающей размещение излучателей непосредственно в литейной форме. Во-вторых, временное ограничение пребывания сплава в жидком состоянии, когда воздействие электромагнитных импульсов эффективно и носит накопительный характер [3]. В-третьих, возможность работы рассматриваемых генераторов импульсов в режиме короткого замыкания, что существенно повысит эффективность влияния НИЭП на расплавы металлов.

Анализ литературных данных, проведенные предварительные исследования и особенность формирования данного импульсного поля позволили разработать лабораторную установку для исследований влияния НИЭП на кристаллизацию силумина (рис. 1).

Установка собирается следующим образом. В песчано-глинистую форму вертикально заформовываются графитовые трубки. Внутри графитовых устанавливаются кварцевые трубки с медными электродами и термопарами. Трубки в верхней части фиксируются асбестовой крышкой.

Перед заливкой металла к форме подключается генератор импульсов, и в одной из графитовых трубок создается импульсное электромагнитное поле. После заполнения формы расплавом силумина и затвердевания образцов поле снимается.

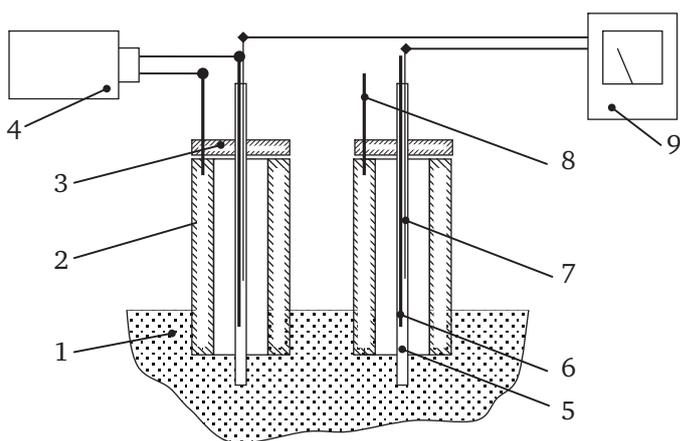


Рис. 1. Лабораторная установка для исследований влияния НИЭП на кристаллизацию силумина:
 1 – песчано-глинистая форма;
 2 – графитовая трубка;
 3 – асбестовая крышка;
 4 – генератор наносекундных электромагнитных импульсов;
 5 – кварцевая трубка;
 6, 8 – медные электроды;
 7 – термопара;
 9 – милливольтметр

Для создания импульсного электрического воздействия в исследованиях используется генератор марки FID-technology со следующими характеристиками:

- длительность импульса 0,5 нс;
- амплитуда импульса 10 кВ;
- фронт импульса 0,1 нс;
- частота повторения импульсов 1000 Гц.

Отличительной особенностью генераторов марки FID-technology, по сравнению с генераторами марки GNP [3], является более высокие значения амплитуд импульсов, а также возможность включения его в режим короткого замыкания. Лабораторная установка для исследований влияния НИЭП на кристаллизацию силумина при включении генератора в режим короткого замыкания будет исключать диэлектрик между электродами (кварцевую трубку).

Результаты влияния НИЭП на кристаллизацию силумина

В экспериментах изучалось влияние НИЭП на кристаллизацию сплава АК7ч с кварцевым диэлектриком между электродами. Температуру заливки сплава варьировали, а температура формы была постоянной (20 °С).

Для проведения металлографического анализа на растровом электронном микроскопе JOEL JSM-64600LV из верхней, центральной и нижней частей цилиндрических образцов вырезались пробы и изготавливались шлифы. Сечения шлифов совпадало с плоскостью проходящей вдоль медного электрода. Средний линейный размер дендритных ячеек α -фазы (d_{cp}) определялся методом случайных секущих, пористость (P) по ГОСТ 1583, а твердость (T) по Бринеллю.

Результаты измерения свойств образцов представлены в таблице 1.

Таблица 1

Результаты измерения свойств образцов

Образец	Верхняя часть			Центральная часть			Нижняя часть		
	d_{cp} , мкм	P, балл	T, НВ	d_{cp} , мкм	P, балл	T, НВ	d_{cp} , мкм	P, балл	T, НВ
Контрольный (Тзал=700 °С)	195	2	92	170	1	101	142	1	110
Экспериментальный (Тзал=700 °С)	171	1	104	153	1	110	124	1	116
Контрольный (Тзал=800 °С)	169	2	110	161	2	115	129	2	123
Экспериментальный (Тзал=800 °С)	149	2	118	136	2	126	121	1	130
Контрольный (Тзал=900 °С)	153	4	132	132	3	140	118	2	145
Экспериментальный (Тзал=900 °С)	120	2	143	117	1	159	103	1	160

Спектральным анализом для образца, сформированного в условиях НИЭП, зафиксировано уменьшение количества эвтектического кремния. Увеличение температуры заливки с 700 до 900 °С способствует уменьшению количества эвтектического кремния с 1,1 до 1,5 раза. Изменение формы эвтектики не обнаружено. Фазовый состав образцов (контрольных и экспериментальных) идентичен: α -фаза, Mg_2Si , (AlSiFeMn)-тая фаза.

В ходе проведенных исследований установлено, что НИЭП на стадии кристаллизации сплава АК7ч способствует формированию более плотной структуры, уменьшению средних размеров дендритов α -фаза, увеличению значений твердости и снижению количества эвтектического кремния. Указанное влияние НИЭП возрастает с увеличением температуры заливки сплава.

ЛИТЕРАТУРА

1. Крымский В. В., Корягин Ю. Д., Сарычева Н. А. Изменение свойств цветных сплавов под действием наносекундных электромагнитных импульсов: Препринт. – Челябинск, Изд-во ЮУрГУ, 2004. – 16 с.
2. Диплом № 349 от 5 февраля 2008 г. на научное открытие «Явление изменения физических характеристик металлических расплавов при воздействии на них наносекундных электромагнитных импульсов». Авторы: Ри Э. Х., Знаменский Л. Г., Кулаков Б. А., Крымский В. В., Ри Хосен, Балакирев В. Ф., Ивочкина О. В., Дубровин В. К.
3. Балакирев В. Ф., Крымский В. В., Кулаков Б. А., Ри Хосен. Электроимпульсные нанотехнологии/Под ред. чл.-корр. РАН Л. А. Смирнова. Екатеринбург: Уро РАН, 2009.

ПЕРСПЕКТИВЫ РАЗВИТИЯ КОМБИНИРОВАННЫХ И СОВМЕЩЕННЫХ ПРОЦЕССОВ ОБРАБОТКИ ЦВЕТНЫХ МЕТАЛЛОВ И ИХ СПЛАВОВ

С.Б. Сидельников, Н.Н. Довженко

ФГАОУ ВПО «Сибирский федеральный университет», г. Красноярск, Россия

Приведено описание новых технических и технологических решений, позволяющих получать полуфабрикаты из компактных и некомпактных заготовок различных цветных металлов и сплавов, в том числе малопластичных и труднодеформируемых.

Интенсивное развитие новых процессов обработки цветных металлов, связанных, в первую очередь, с комбинацией в одном очаге деформации нескольких операций или совмещением в нем операций литья и обработки давлением, привело в настоящее время к созданию научного направления, ориентированного на создание трудо- и энергосберегающих технологий. В первую очередь, эти технологии направлены на решение задач по получению длинномерной продукции из алюминиевых, медных и других цветных металлов и сплавов, характеризующейся небольшими размерами поперечного сечения и большой длиной (катанка, проволока, профили и т.д.).

За рубежом при получении таких изделий широко используются технологии комбинированной обработки металлов нового поколения, названные технологиями непрерывного прессования (Конформ, Экстроллинг, Лайнекс) и совмещенные процессы непрерывного литья, прокатки, прессования (Кастекс, Кастер). Модульное оборудование, предназначенное для их реализации (рис. 1), характеризуется высокой мобильностью, гибкостью перехода от одного типоразмера к другому, а также сравнительно высокой производительностью и может служить базой для создания мини-производств.

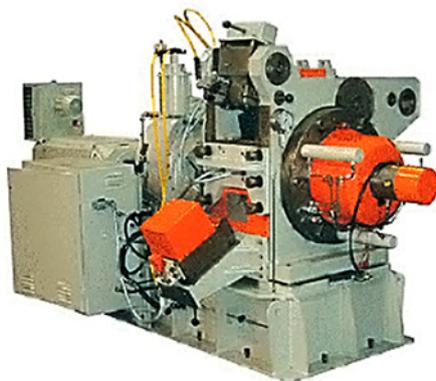


Рис. 1. Установка CONFORM™ 400 компании BWE LTD

В нашей стране также имеются многочисленные научные разработки в этом направлении, связанные, в первую очередь, с созданием оборудования и технологий непрерывного прессования и непрерывного литья-прессования по методу Конформ и совмещенных процессов обработки по методу совмещенной прокатки-прессования (СПП) и совмещенного литья, прокатки и прессования (СЛИПП) [1].

В качестве технических решений для реализации методов непрерывного литья и совмещенной прокатки-прессования предложены различные варианты устройств и установок, защищенные патентами на изобретения и полезные модели (патенты РФ № 1667979, 1801040, 2100113, 2100136, 2200644, 2334574, 2335376, 29675, 67492, 68387, 70828, 73245). При этом определены проектные и технологические параметры оборудования, проведены необходимые комплексные экспериментальные и теоретические исследования нового процесса для различных сплавов цветных металлов, созданы опытно-промышленные установки, на которых опробованы предлагаемые технологические схемы получения пресс-

изделий из алюминиевых сплавов. Запатентованы также способы получения прессовой продукции специального назначения с помощью предложенных методов, например, литатурных прутков для модифицирования алюминиевых расплавов (патент РФ № 2257419) и заготовок из алюминиево-кремниевых сплавов (патент РФ № 2334588).

Наиболее изученным можно считать процесс совмещенной прокатки-прессования, так как с его помощью на лабораторных и опытно-промышленных установках опробованы режимы получения прутков и профилей не только из сплошных заготовок цветных металлов и сплавов, но и из заготовок, полученных из стружки методом брикетирования (рис. 2). Основным техническим решением здесь является создание дополнительных активных сил трения за счет смещения матрицы от общей оси валков и применение закрытого типа калибра с использованием валков разного диаметра.

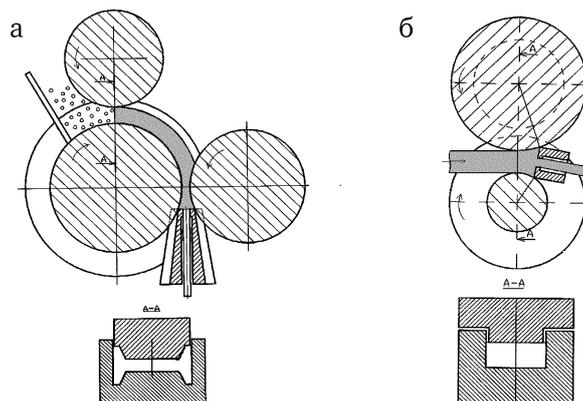


Рис. 2. Устройства для получения профилей и проволоки из цветных металлов и сплавов по патентам № 1692739, № 1785459:
а – из порошковых материалов; б – из литой заготовки

Для малопластичных и труднодеформируемых сплавов цветных металлов целесообразно использовать технологическую схему с использованием для получения литой заготовки электромагнитного кристаллизатора (ЭМК) и ее обработки на установке совмещенной обработки (рис. 3). При этом установлено, что такая схема позволяет получать, например, сварочную проволоку из сплава АК12 с высоким уровнем пластических свойств, необходимых для деформации волочением с целью получения тонких размеров [2]. Кроме того, комбинированная обработка заготовок, полученных в электромагнитном кристаллизаторе, опробована и на других сплавах цветных металлов.

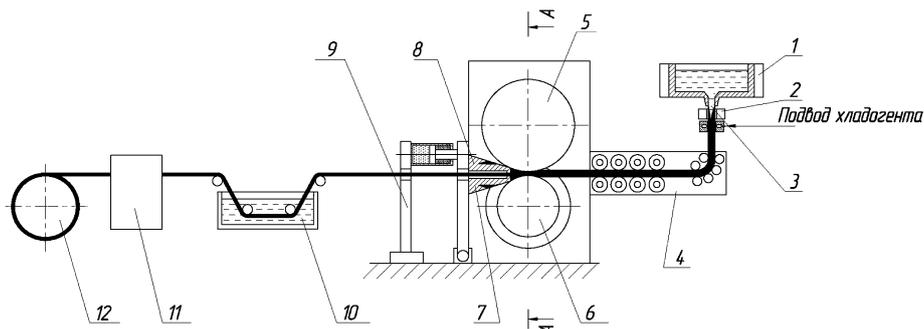


Рис. 3. Установка совмещенной обработки по патенту № 67492:
1 – печь-миксер; 2 – электромагнитный кристаллизатор; 3 – питатель; 4 – правильно-задающее устройство; 5 – валок с выступом; 6 – валок с ручьем; 7 – матрица; 8 – клиновидные полости для охлаждения; 9 – гидроцилиндр; 10 – охлаждающее устройство; 11 – универсальная прокатная клеть; 12 – устройство для намотки изделий

Наиболее перспективным можно считать применение метода совмещенного литья, прокатки и прессования, так как снижается не только количество металлургических переделов, но и энергозатраты, необходимые для получения литой заготовки. Такой метод может стать базовым для создания инновационных разработок в области производства небольших партий продукции на неспециализированных предприятиях. Особенностью данной

технологии является дозированная подача расплава металла в калибр валков устройства совмещенной обработки (рис. 4), быстрое охлаждение на поверхности водоохлаждаемых валков и деформация закристаллизовавшейся заготовки путем прокатки-прессования.

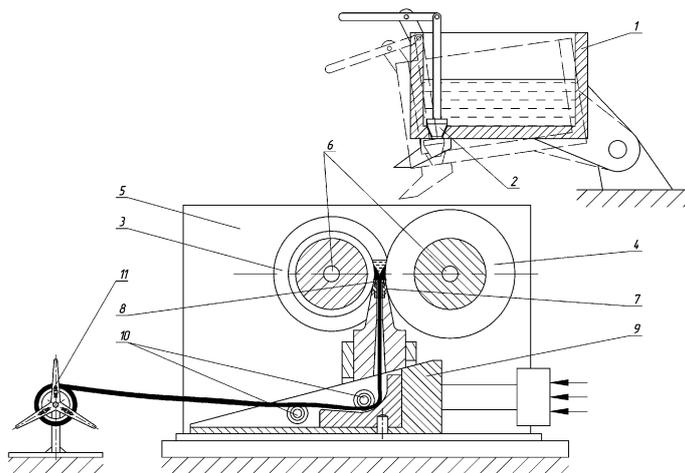


Рис. 4. Устройство для непрерывного литья, прокатки и прессования по патенту № 73245: 1 – печь-миксер; 2 – регулятор подачи расплава; 3 – валок с ручьем; 4 – валок с выступом; 5 – станина; 6 – полости для охлаждения валков; 7 – матрица; 8 – клиновидные полости для охлаждения матрицы; 9 – клиновой механизм; 10 – направляющие ролики; 11 – моталка

Новые технологии комбинированной и совмещенной обработки применялись для получения продукции в виде длинномерных изделий из цветных металлов и их сплавов, при этом были опробованы различные варианты и сочетания металлургических переделов (рис. 5).

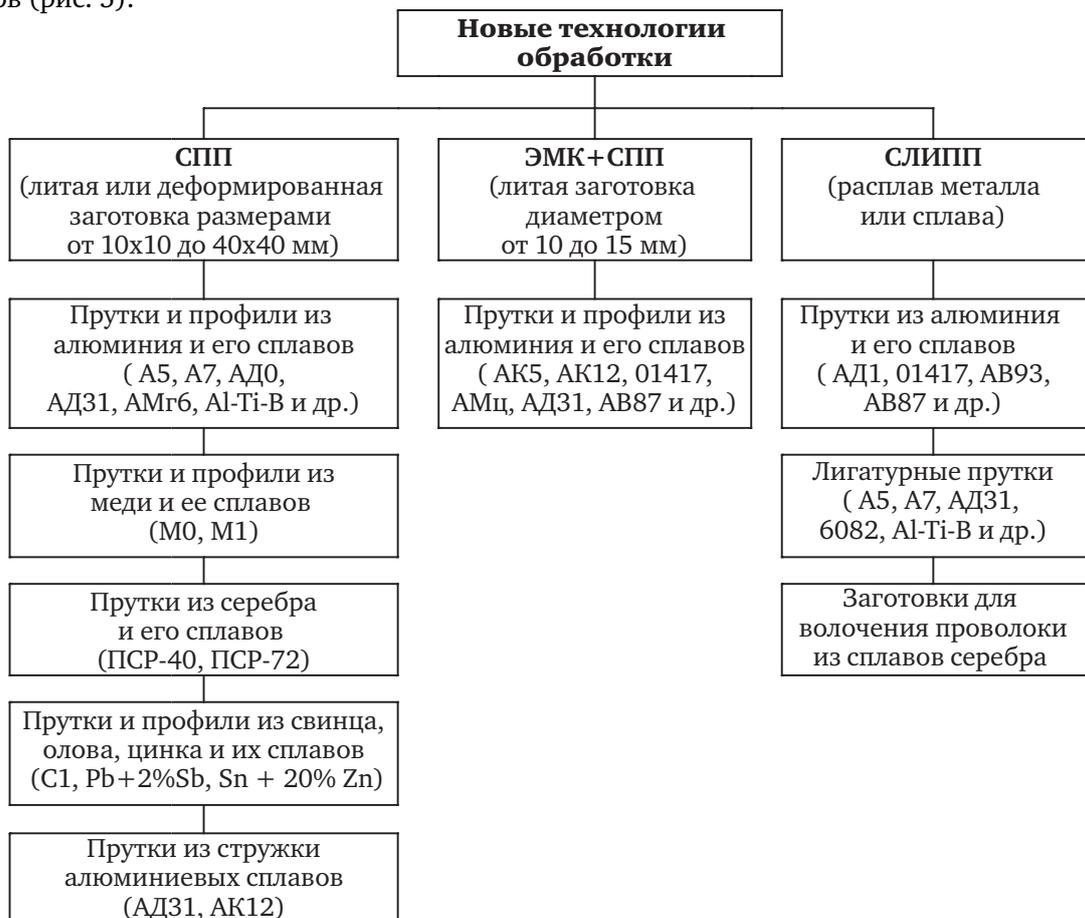


Рис. 5. Схемы получения продукции из цветных металлов и сплавов совмещенными и комбинированными методами

На основе проведенных теоретических и экспериментальных исследований были разработаны новые конструкции установок совмещенной обработки цветных металлов и сплавов. На рисунке 6 представлен вариант выполнения установки совмещенного литья и прокатки-прессования в виде 3D-модели.

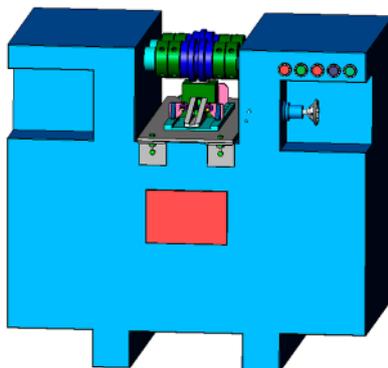


Рис. 6. Общий вид модели установки СЛИПП

Практическая реализация технологических режимов получения прутков из алюминия и его сплавов проведена на ОАО «ВСМПО» (г. Верхняя Салда) и ООО «ЛПЗ «Сегал» (г. Красноярск) [3]. Сварочная проволока, полученная с применением новых технологий совмещенной обработки, может применяться для пайки волноводных трактов из алюминиевых сплавов на ОАО «Информационные спутниковые системы» (г. Железногорск) и соответствует ТУ 1–808–274–2003.

Проведенные в промышленных условиях исследования позволили утверждать, что предложенные технологические режимы обеспечивают при заданных температурно-скоростных и деформационных параметрах процесса регламентированную структуру и свойства пресс-изделий по ГОСТ.

Таким образом, перспективы развития и применения методов комбинированной и совмещенной обработки весьма очевидны и экономически выгодны для металлургической отрасли. Однако их комплексное использование возможно только при условии заинтересованности различных предприятий такого профиля в выпуске продукции специального, электротехнического, строительного и др. назначений, а также вложении финансовых средств в проектирование и внедрение новых технологий и оборудования.

ЛИТЕРАТУРА

1. Сидельников, С. Б. Комбинированные и совмещенные методы обработки цветных металлов и сплавов: монография/С. Б. Сидельников, Н. Н. Довженко, Н. Н. Загиров. – М.: МАКС Пресс, 2005. – 344 с.

2. Сидельников, С. Б. Разработка устройств и технологии для получения проволоки из труднодеформируемых алюминиевых сплавов с применением методов совмещенной обработки/С. Б. Сидельников, Н. Н. Довженко, Р. Е. Соколов и др.//Вестник Магнитогорского государственного технического университета им. Г.И.Носова.– Магнитогорск, 2009. – № 4. – С. 30–34.

Зю Сидельников, С. Б. Проектирование и освоение опытно-промышленной установки совмещенной прокатки-прессования/С. Б. Сидельников, А. И. Гришечкин, Н. Н. Довженко//Технология легких сплавов. – 2002. – № 5–6. – С. 41–44.

ИСПОЛЬЗОВАНИЕ МЕТОДОВ ТЕРМОДЕФОРМАЦИОННОЙ ОБРАБОТКИ ДЛЯ ПОЛУЧЕНИЯ ИЗДЕЛИЙ ИЗ СОРТНОЙ СЫПУЧЕЙ СТРУЖКИ ЦВЕТНЫХ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ

Н.Н. Загиров

ФГАОУ ВПО «Сибирский федеральный университет», г. Красноярск, Россия

В условиях рыночной экономики для многих отраслей промышленности основной проблемой и одновременно задачей продолжает оставаться создание конкурентно-способной металлопродукции. При этом заметная роль в обеспечении высокого уровня физико-механических свойств и приемлемой себестоимости металлоизделий отводится технологиям их производства. Современные тенденции их развития связаны с экономией материальных ресурсов путем наиболее полного и комплексного использования существующих источников сырья, изыскания новых нетрадиционных его видов и организацией на их базе малоотходных производств.

Одним из потенциальных объектов, который многие годы привлекает внимание работников металлообрабатывающих предприятий, остаются образующиеся в том или ином виде отходы производства, основным способом переработки которых всегда считался плавильный передел. Однако стоит отметить, что плавильный передел и связанные с ним заготовительно-транспортные операции, являясь эффективным средством переработки крупногабаритного лома и отходов, на существующем уровне развития процессов сбора, хранения, транспортирования отходов и собственно металлургических процессов, не обеспечивают, по нашему мнению, необходимой эффективности переработки стружковых отходов, особенно мелких сыпучих фракций.

Низкая эффективность традиционной технологии при переработке стружковых отходов обусловлена следующими факторами:

- повышенным угаром металла, который в 2–3 раза превышает угар тех же металлов при переплаве кускового лома;
- снижением на 10–15% производительности металлургических агрегатов при использовании в шихте стружковых отходов вместо кускового лома;
- потерями металла за счет коррозии стружки, которые примерно на порядок превышают потери от коррозии кускового лома;
- экологическим несовершенством плавильного передела, а также особо вредными и тяжелыми условиями труда при осуществлении этого передела;
- отсутствием технологии и оборудования для предварительной подготовки и переплава ряда видов стружковых отходов (например, окисленной или загрязненной смазочно-охлаждающей жидкостью (СОЖ) стружки).

Недостатки традиционной технологии могут быть сведены к минимуму при переработке стружковых отходов методами, основанными на использовании приемов порошковой металлургии. В этом случае технологический цикл «стружка-прессовка-полуфабрикат-изделие» значительно короче традиционного металлургического цикла, менее энергозатратнее, легко автоматизируется и, при необходимости, встраивается в современное производство. Разрабатываемые при этом схемы переработки стружковых отходов полностью исключают угар металла, неизбежный при плавильном переделе, и связанные с этим переделом газопылевые выбросы, являющиеся одним из основных источников загрязнения окружающей среды.

Важнейшими факторами, определяющими промышленную конкурентноспособность указанного направления, являются еще более жесткое, чем перед переплавом, обеспечение селективного (марочного) сбора стружковых отходов, четкая организация работ по удалению их из зоны резания, а также соблюдение определенных условий хранения их перед переработкой. Выполнение перечисленных требований во многих случаях исключает необходимость проведения таких операций, как сепарация твердых и жидких, магнитных и немагнитных компонентов; обезжиривание и предварительная тепловая обработка стружковых отходов. Хотя, естественно, в конечном итоге все зависит от состояния поступающей на переработку стружки и назначения получаемых из нее изделий.

Следует отметить, что примеры практической реализации рассматриваемой технологической схемы время от времени приводятся в периодических технических изданиях. Но, как правило, в них речь идет о переработке в полуфабрикаты и изделия стружки определенного химического состава, образующейся на конкретном металлургическом или машиностроительном предприятии. Задачи, на решение которых направлены такого рода публикации, связаны с изготовлением металлопродукции, являющейся альтернативой продукции, произведенной из литых металлов и сплавов. Критерием в данном случае служит соответствие уровня механических и эксплуатационных характеристик полученных изделий параметрам, оговоренных в действующих технических условиях.

Однако более перспективным, на наш взгляд, представляется разработка схем, связанных с созданием новых специфических функциональных композиционных или структурно-неоднородных материалов, изготовление которых базируется на консолидации различного рода дискретных сред с определенным сочетанием компонентов в твердой фазе. Основу таких материалов и должны составлять сортные сыпучие стружковые отходы, образующиеся при мехобработке металлических изделий на металлообрабатывающих станках и агрегатах. Термин «сортные» в целом характеризует стружковые отходы цветных металлов и сплавов по видам, засоренности и размерам, хотя и предполагает некоторую произвольность форм, размеров и свойств частиц. Обязательным в этом случае является выполнение критериев достоверности и определенности химического состава исходного сырья, а также степени чистоты поверхности частиц по загрязнениям особого рода, которые обычно не учитываются при соблюдении общих требований химического состава. Особенно это относится к материалам с сильно развитой удельной поверхностью, типа металлических опилок.

Разработка материалов с ультрамелкой зеренной структурой связано с осуществлением технологий термической и деформационной обработки стружки, обеспечивающих формирование нанофрагментов в твердой матрице. Существенная роль в формировании необходимых структуры и уровня свойств получаемых из стружки изделий отводится реализуемой технологической схеме, включающей этапы брикетирования, спекания, дополнительных горячей и холодной пластической деформации, а также термообработки. В совокупном виде они должны обеспечить как заданную организацию движения макропотоков металла, связанную с развитием значительных деформаций сдвига, так и интенсифицировать процессы, характерные для протекания механически активируемой тепловой диффузии, а также диффузии, обусловленной генерацией и перемещением неравновесных дефектов. При этом уменьшение объемного содержания пор вызывается, главным образом, изменением относительного положения контактирующих микрообъемов материала, сопровождающимся интенсивными сдвиговыми деформациями, как по контактирующим поверхностям деформируемых частиц, так и внутренним сдвигом в деформируемом материале. При такой деформации создаются благоприятные условия для разрушения и диспергирования поверхностных окисных пленок, обнажения ювенильных поверхностей в зоне пор и на поверхностях отдельных частиц, а также образования на этих поверхностях узлов схватывания. Роль высокотемпературного нагрева, помимо снижения общего уровня прочностных характеристик частиц компактируемого материала, дополнительно сводится к растворению, разложению и перекристаллизации компонентов, а также развитию диффузионных процессов.

Можно предположить, что для получения изделий из композиционных стружковых материалов не существует единого универсального варианта осуществления технологического процесса (цепочки технологических операций), предполагающего к тому же использование однотипного оборудования и приемов, характерных, например, только для процессов порошковой металлургии. Для разработки и опробования такого рода технологий следует всякий раз использовать комплексный подход, подразумевающий всесторонний последовательный анализ потенциальных возможностей в решении конкретных задач каждой из включенных в схему операций, а также оценку экономически целесообразных путей практической их реализации.

На наш взгляд, технологический процесс получения продукции из композиционных стружковых материалов в общем случае должен включать стадии, отображенные на схеме (рис. 1). Каждая из представленных на схеме стадий характеризуется определенными средствами воздействия на те или иные признаки макро- и микростроения в деформируемом материале, поэтому свой законченный вид она в каждом конкретном случае приобретает только после соответствующей практической апробации. При этом включение в общую

схему той или иной технологической операции носит вариативный характер, что обусловлено видом и спецификой обрабатываемого материала, размерами и конфигурацией получаемых изделий, уровнем достигаемых механических свойств и рядом других факторов.

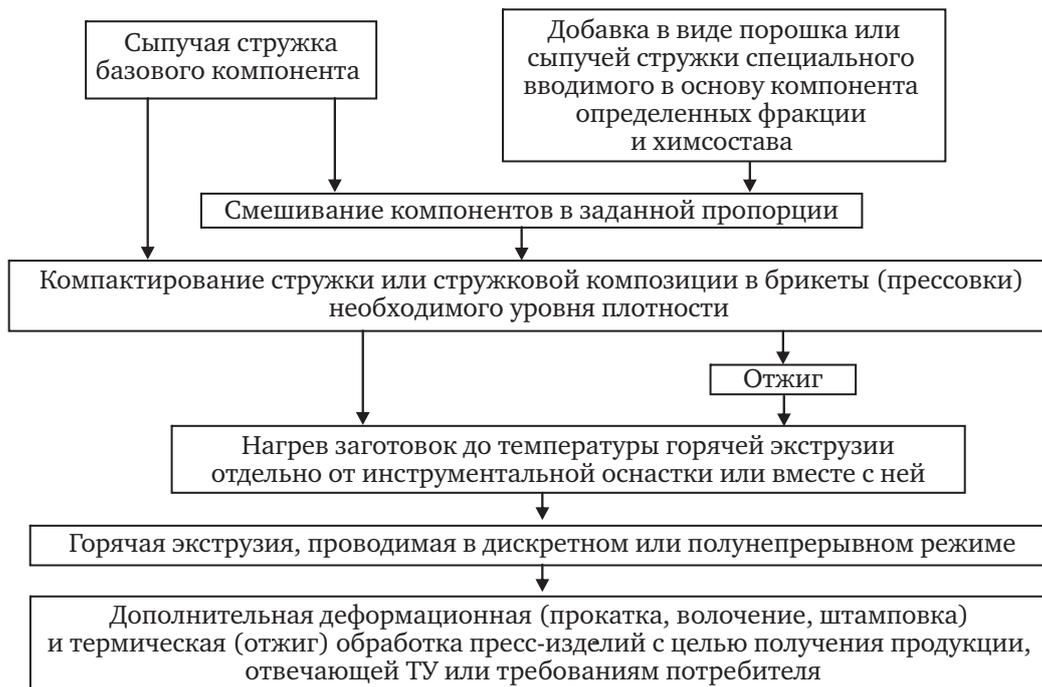


Рис. 1. Общая технологическая схема получения продукции на основе переработки стружки цветных металлов и сплавов

На рисунке 2 представлены несколько вариантов конкретной практической реализации укрупненной общей схемы, показанной на рисунке 1, применительно к получению изделий круглого и прямоугольного поперечных сечений на основе переработки сыпучей стружки некоторых алюминиевых и медных сплавов, которые прошли экспериментальную проверку в лабораторных условиях кафедры ОМД института цветных металлов и материаловедения Сибирского федерального университета [1].



Рис. 2. Технологические схемы получения изделий из стружковых материалов, апробированные на кафедре ОМД ИЦМиМ СФУ

Как следует из приведенных на рисунке 2 схем, измельчение стружки каким-либо способом и получение из нее дисперсных порошков с заданными химическими и физико-технологическими свойствами ни по одному из вариантов не предусмотрено. Это объясняется тем, что, как известно, при измельчении стружки в порошок окислы, присутствующие в ней в виде относительно легко удаляемых тонких пленок на поверхности частиц, переводятся в высокодисперсное состояние, равномерно распределяются по всему объему, в том числе закупориваются внутри частиц порошка, то есть переводятся в кинетически трудновосстановимую форму. Процесс измельчения на всех видах современного промышленного размольного оборудования осуществляется при комнатной температуре на воздухе или в жидких средах, содержащих растворенный кислород воздуха. Поэтому продукт дополнительно окисляется и содержание кислорода в порошке на порядок и более превышает его содержание в стружке.

Кроме того, большинство металлов и сплавов, стружка которых требует измельчения, проявляет себя в процессе измельчения как пластичные. В результате частицы измельченного материала оказываются сильно наклепанными, выход годных фракций составляет 40–70%.

Другой общей характерной чертой всех приведенных на рисунке 2 схем является наличие в технологической цепочке операции «экструзия» (выдавливание), проводимой при определенных температурно-деформационных условиях и с использованием типового или специализированного оборудования. Относительная плотность поступающих на экструзию прессовок должна быть не ниже 80–90%. Меньший уровень плотности считается нежелательным, ибо в противном случае увеличивается активная поверхность окисления при нагреве прессовок перед экструзией и увеличивается вероятность инфильтрации используемой при экструзии смазки внутрь изделия.

Сопровождающая экструзию интенсивная пластическая деформация частиц способствует образованию свободных от окислов контактных поверхностей, активизирует непосредственное взаимодействие между частицами, увеличивая тем самым число металлических связей. Благоприятная схема напряженного состояния обеспечивает материалу наиболее высокую деформируемость по сравнению с другими процессами ОМД, однако эта положительная черта процесса проявляется в условиях крайне неравномерного распределения скоростей и деформаций. Наличие существенной разности сечений рабочей втулки контейнера и очка матрицы (выражающейся коэффициентом вытяжки при экструзии), сил контактного трения и других факторов приводит к тому, что движение частиц материала происходит не только в направлении его истечения, но и отчасти в поперечном направлении. Последнее обстоятельство способствует появлению местных (дополнительных) напряжений, различных по величине, направлению и знаку, в том числе и растягивающих. Этому содействует и перемещение частиц материала по траекториям различной длины со скоростью, меняющейся в процессе прохождения металла через различные участки рабочей зоны.

Частично компенсировать негативные моменты, связанные с реализацией процесса горячей экструзии, позволяют следующие приемы: использование на стадии компактирования стружки в заготовки комбинированных схем нагружения, например, сжатия с кручением, а на стадии получения пресс-изделий заданного сечения применение совмещенных процессов обработки давлением типа прокатки-прессования [2]. В первом случае за счет сообщения материалу дополнительных сдвиговых деформаций обеспечивается лучшая проработка структуры металла на стадии формирования стружки в прессовки под последующую горячую экструзию. Во втором случае, общая вытяжка, свойственная процессу горячей экструзии, как бы перераспределяется определенным образом по стадиям прокатки в закрытом калибре, распрессовки вблизи зеркала матрицы и выдавливания через очко матрицы. Каждая из перечисленных стадий в отдельности характеризуется меньшей, чем при экструзии степенью деформации, а, следовательно, меньшей неравномерностью распределения деформаций. Но при этом суммарная деформация, а также разнонаправленный характер течения металла при прохождении различных зон очага деформации, в совокупности дают тот необходимый эффект, который и обеспечивает получение пресс-изделий с требуемой структурой и заданным на данном этапе уровнем механических характеристик.

Окончательные типа-размер и свойства, соответствующие техническим условиям или требованиям потребителя, готовая продукция приобретает на заключительном этапе деформационной и термической обработки. Этот этап подразумевает выполнение типичных

операций, свойственных получению изделий из литых металлов и сплавов. Причем режимы проведения этих операций претерпевают минимальную корректировку, обусловленную спецификой состава и свойств исходного стружкового сырья.

Проведенные экспериментальные исследования позволили установить рациональный диапазон изменения основных технологических параметров осуществления отдельных операций, составляющих общую схему изготовления того или иного изделия. Полученные образцы продукции подвергались всестороннему изучению на предмет оценки уровня физико-механических характеристик материала и происходящих в нем структурных изменений. Обобщение всех полученных данных позволило наметить области предпочтительного использования продукции, изготовленной по предлагаемой схеме, среди которых основными, на наш взгляд, являются сварочное производство, электротехническая промышленность, проволочные изделия бытового и декоративного назначения, а также прутки и проволока, применяемые в качестве модифицирующих лигатур и припойных материалов.

ЛИТЕРАТУРА

1. Биронт В. С., Аникина В. И., Загиров Н. Н. Материаловедение. Формирование структуры нового класса стружковых материалов. – ГУЦМиЗ, Красноярск, 2005–80 с.
2. Сидельников С. Б., Довженко Н. Н., Загиров Н. Н. Комбинированные и совмещенные методы обработки цветных металлов и сплавов. – М.: МАКС Пресс, 2005. – 344 с.

НЕПРЕРЫВНОЕ ПРЕССОВАНИЕ МЕТАЛЛОВ СИЛАМИ КОНТАКТНОГО ТРЕНИЯ ЗАГОТОВКИ С ДВИЖУЩИМСЯ КОНТЕЙНЕРОМ

Ю.В. Горохов, И.В. Солопко, В.П. Суслов

ФГАОУ ВПО «Сибирский федеральный университет», г. Красноярск, Россия

Существующие способы прессования металлов на гидравлических прессах позволяют получить как сплошные, так и полые изделия различного типоразмера, однако после каждого цикла прессования образуется пресс-остаток, удаление которого и последующая закладка очередной заготовки в контейнер пресса, снижает производительность процесса. Стремление к повышению эффективности получения пресс-изделий стимулировало в последние десятилетия разработку новых способов непрерывного прессования. Наиболее удачным из них, нашедшем широкое применение в промышленности, является способ Конформ. Этот метод непрерывного прессования основан на использовании сил контактного трения между заготовкой и стенками движущейся части контейнера для захвата, продвижения к матрице и выдавливания металла в ее отверстие.

Основу конструкции устройства для непрерывного прессования металлов способом Конформ составляет разъемный контейнер, подвижная часть которого надвигается на матрицу, установленную в неподвижной его части. Непрерывность процесса достигается выполнением подвижной части контейнера в виде канавки прямоугольного сечения на ободе приводного колеса. Неподвижный кольцевой сектор с матрицей, сопрягаясь с канавкой по дуге обода колеса, образует калибр, т. е. разъемный контейнер. Таким образом, организуется круговая циркуляция трехстороннего подвижного калибра при одной неподвижной стенке (рис. 1). При подаче прутковой заготовки 3 в канавку 2 вращающегося колеса 1, она продвигается по контейнеру, образованному поверхностями канавки и неподвижного сектора 5 и достигает его выступа, перекрывающего сечение контейнера. В зоне непосредственно перед выступом заготовка подвергается пластическому деформированию, заполняя сечение контейнера и по мере развития давления экструдируется в отверстие матрицы 4 в виде пресс-изделия 6. Матрица может быть установлена в радиальном и тангенциальном колесу направлениях.

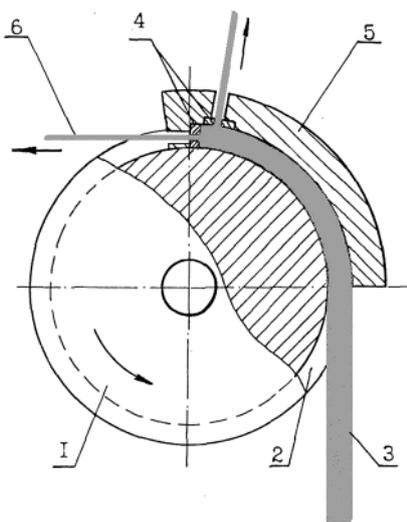


Рис. 1. Схема устройства для непрерывного прессования с горизонтальной осью вращения колеса: 1 – вращающееся колесо; 2 – канавка; 3 – заготовка; 4 – матрицы; 5 – неподвижный сектор; 6 – пресс-изделие

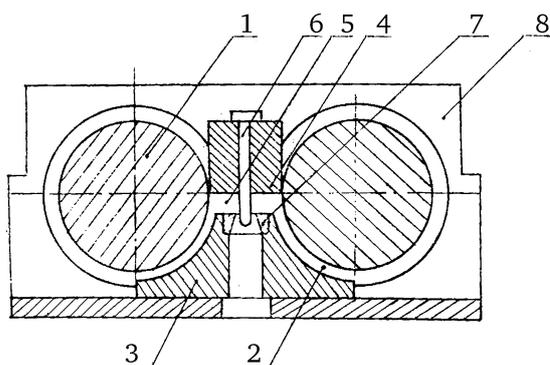


Рис. 2. Двухколесное устройство для непрерывного прессования полых профилей со сваркой:

- 1 – колесо с канавкой; 2 – калибр; 3 – башмак;
4 – упоры; 5 – камера сварки; 6 – игла;
7 – матрица; 8 – корпус устройства

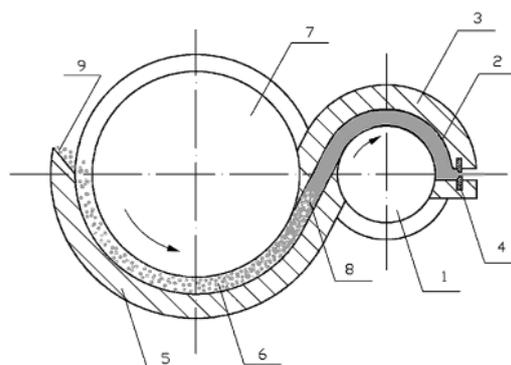


Рис. 3. Схема устройства для непрерывного прессования порошковых материалов:

- 1 – основное вращающееся колесо; 2 – калибр основного колеса; 3 – основная кольцевая вставка; 4 – матрица; 5 – дополнительная кольцевая вставка; 6 – калибр дополнительного колеса; 7 – дополнительное вращающееся колесо; 8 – камера уплотнения; 9 – порошковый материал

В настоящее время несколько зарубежных фирм специализируются на выпуске машин Конформ различных модификаций. Фирмы Outokumpu Holton Ltd и BWE Ltd выпускают промышленные установки, работающие в комплексе с литейными кристаллизаторами роторного типа. Диаметр рабочего колеса установок от 285 до 550 мм, мощность привода до 500 кВт. На них изготавливают секторные провода для кабеля с поперечным сечением до 2400 мм², коллекторные шины, трубы всех типов для систем охлаждения диаметром от 3 до 5 мм, причем около 75 % установок предназначены для прессования алюминиевых сплавов и 25 % – медных.

Разновидностью машины Конформ является двухвалковая установка (рис. 2), на которой фирмой Alform alloys изготавливаются полые профили площадью поперечного сечения до 70 мм² из алюминия [1]. Заменой иглы в этой установке на движущийся сердечник можно получать плакированные профили.

В большинстве случаев в качестве заготовки используют литой прутки, но на этих же машинах, оборудованных загрузочным бункером, можно прессовать и порошковые материалы. Кроме существующих конструкций модели Конформ в последнее время предложены несколько их разновидностей. В работе [4] представлено устройство Конформ, где в качестве заготовки применяют порошок, гранулы и стружку, при этом материал подается в калибр вращающегося дополнительного колеса с целью его компактирования перед калибром основного вращающегося колеса (рис. 3).

При непрерывном прессовании изделий, например, из гранул, материал 9 задается в калибр 6, образованный дополнительным вращающимся колесом 7 и дополнительной кольцевой вставкой 5. Под действием сил контактного трения гранулы захватываются поверхностью калибра колеса, поступают в камеру уплотнения 8, а из нее попадают в виде спрессованного брикета в калибр 2 основного колеса 1 и подвергаются деформации чистого сдвига в процессе их движения по S-образному калибру и камере уплотнения, и выдавливаются через отверстие матрицы 4. Компактирование гранул в камере уплотнения происходит благодаря большей скорости их движения в калибре дополнительного колеса относительно скорости их движения в калибре основного колеса, причем отношение этих скоростей зависит от величины насыпной массы гранул.

На основе принципа Конформ в последнее время разработаны способы Конформ-Конклад (рис. 4) и Конформ-Кастэкс (рис. 5). Первый способ предназначен для производства кабельных оболочек (телевизионных, опико-волоконных) и плакирования высоковольтных кабелей и суперпроводников.

Машины Кастэкс оснащены узлом для подачи в канавку колеса жидкого металла. По мере его продвижения к матрице происходит кристаллизация расплава и выдавливание пресс-изделия в отверстие матрицы. На установках этого типа реализуется совмещение процессов непрерывного литья, кристаллизации и прессования металла в одном инструменте [2].

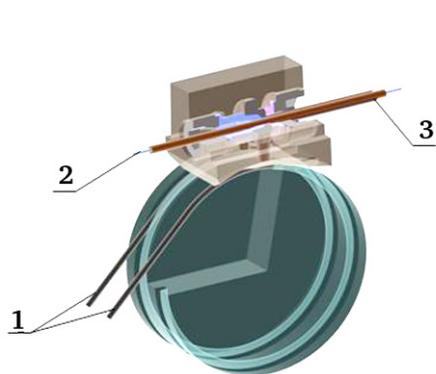


Рис. 4. Принципиальная схема реализации процесса тангенциального непрерывного прессования способом Конформ-Конклад:

- 1 – заготовки;
- 2 – основа для плакирования;
- 3 – готовое изделие

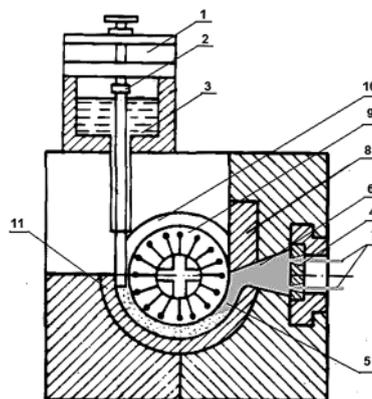


Рис. 5. Схема процесса непрерывного прессования Конформ-Кастэкс полых профилей из жидкого металла:

- 1 – литейный желоб;
- 2 – устройство регулирования расхода жидкого металла;
- 3 – жидкий металл;
- 4 – матрица;
- 5 – фронт кристаллизации;
- 6 – камера сварки;
- 7 – полые профили;
- 8 – упор;
- 9 – колесо;
- 10 – кольцевая канавка;
- 11 – кольцевая вставка

Несмотря на достигнутые успехи в разработке конструкций оборудования и технологических процессов получения разнообразных профилей из цветных металлов непрерывным прессованием, продолжается изучение этого способа с целью повышения его технико-экономических показателей и расширения областей его применения. Для успешного проектирования и изготовления новых модификаций машин Конформ, в том числе и отечественной промышленностью, необходимо создание базы теоретических и экспериментальных исследований этого процесса.

К настоящему времени сотрудниками кафедры «Обработка металлов давлением» Сибирского федерального университета накоплен достаточный опыт в разработке экспериментальных и опытно-промышленных установок Конформ. Теоретические основы процесса непрерывного прессования цветных металлов изложены в трех монографиях, докторских и кандидатских диссертациях, более чем в 30-ти научных статьях опубликованных в центральных технических журналах. Конструктивная и техническая новизна решений защищена несколькими десятками авторскими свидетельствами и патентами. Действующие модели установок для непрерывного прессования металлов в 1987–88 г. отмечены серебряными и бронзовыми медалями ВДНХ СССР. В результате совместных научно-исследовательских работ с ведущими заводами цветной металлургии введены в действие опытно-промышленные установки Конформ на КраМЗе (рис. 6), Туимском и Каменск-Уральском заводах ОЦМ, ОАО «СВЭМ».

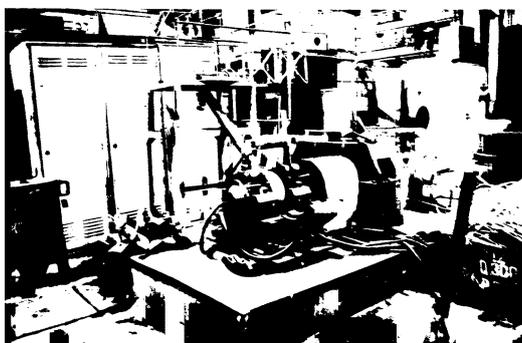


Рис. 6. Фотография опытно-промышленной установки Конформ

Особое место среди модификаций машин Конформ, спроектированных на кафедре ОМД, занимает установка с вертикальной осью вращения колеса (рис. 7), которая дает возможность равномерной подачи жидкого металла в канавку, выполненную на его торце.

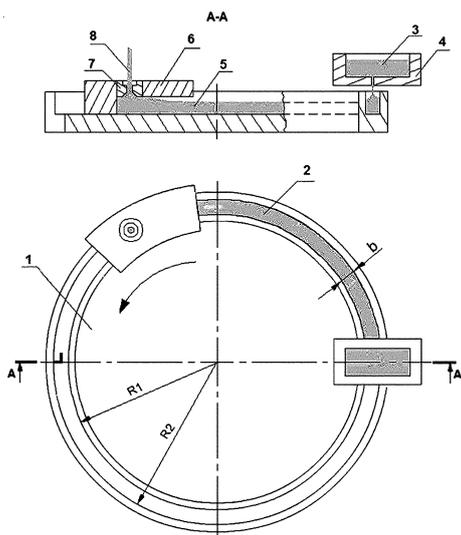


Рис. 7. Схема установки непрерывного литья-прессования:

1 – колесо-кристаллизатор; 2 – ручей; 3 – жидкий металл; 4 – литниковая коробочка; 5 – слиток; 6 – матрицедержатель; 7 – матрица; 8 – пресс-изделие

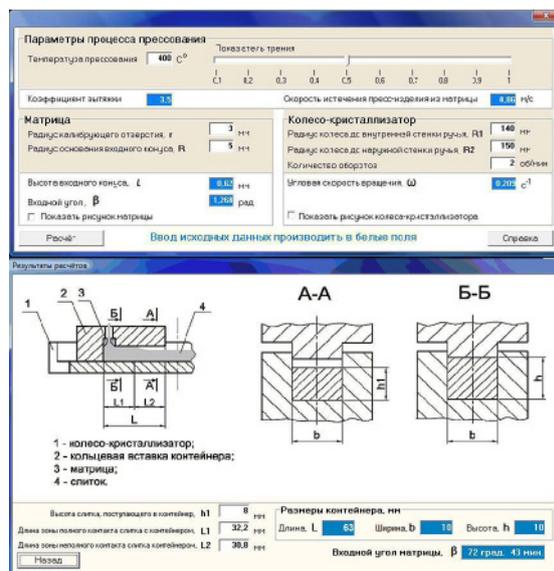


Рис. 8. Пример выполнения программы «Оптимизация размеров инструмента при непрерывном прессовании Конформ»

В отличие от установки Кастэкс фирмы BWE Ltd с горизонтальной осью вращения колеса (рис. 5), в которой процесс заливки металла в прессовый узел не стабилен в связи с налипанием закристаллизовавшегося расплава на входную часть неподвижной вставки, здесь металл поступает в прессовую камеру в закристаллизованном состоянии [3].

С целью повышения оперативности проектирования установок Конформ составлена программа «Оптимизация размеров инструмента при непрерывном прессовании Конформ» [5], предназначенная для системы автоматизированного проектирования рабочего инструмента при непрерывном прессовании профилей из цветных металлов на установке с вертикальной осью вращения колеса, действующей по принципу Конформ, где определяющее значение имеет правильный выбор размеров контейнера и входного угла матрицы (рис. 8).

Автоматизация расчетов позволила не только упростить процедуру проектирования, но и обеспечить поиск рациональных параметров инструмента с применением элементов вариационного исчисления. Программа может применяться конструкторами и технологами в заводских условиях, а также в учебном процессе при изучении специальных дисциплин по обработке металлов давлением.

Анализ тенденции современного развития прессового производства показывает, что наряду с усовершенствованием существующего оборудования и технологии, разрабатываются новые и высокоэффективные способы непрерывного прессования, из которых наибольшее применение в промышленности получил Конформ.

ЛИТЕРАТУРА

1. Корнилов В. Н. Непрерывное прессование со сваркой алюминиевых сплавов. Красноярск: изд-во педагогического института, 1993.-216 с.
2. Maddock V. «Gießpressen» von Profilen – eine Weiterentwicklung des Conform-Verfahrens. Aluminium, 1985, 61 Jg., № 6, s.429–432.
3. Непрерывное литье-прессование цветных металлов. Сергеев В.М, Горохов Ю. В., Соболев В. В., Нестеров Н. А., М.: Металлургия, 1990. – 85 с.
4. Горохов Ю. В., Солопко И. В. Устройство для непрерывного прессования порошковых материалов: Патент РФ № 86513. Опубликовано 10.09.2009, Бюл., № 25.
5. Горохов Ю. В., Солопко И. В. Оптимизация размеров инструмента при непрерывном прессовании Конформ. Свидетельство РФ № 2010613104. Зарегистрировано в Реестре программ для ЭВМ 11.05.2010.

ОСОБЕННОСТИ ПРОИЗВОДСТВА ФАСОННЫХ ХОЛОДНОГНУТЫХ ПРОФИЛЕЙ ИЗ СТАЛЕЙ ПОВЫШЕННОЙ ПРОЧНОСТИ

Г.В. Щуров¹, Э.М. Голубчик¹, М.В. Чукин²

¹ ОАО «Магнитогорский металлургический комбинат», г. Магнитогорск, Россия

² ГОУ ВПО «Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова», г. Магнитогорск, Россия

Ужесточение требований современного быстро меняющегося рынка приводит к необходимости поиска новых технических решений и мгновенной адаптации существующих технологических возможностей предприятий под выпуск высокорентабельной металлопродукции. Особенно это актуально для производителей, связанных с глубокой переработкой металла, к которой можно отнести и изготовление холодногнутых фасонных профилей (ГП).

На сегодняшний день ОАО «Магнитогорский металлургический комбинат» (ОАО «ММК») является одним из крупнейших производителей холодногнутых профилей в России, на котором к настоящему времени освоен выпуск более 700 профилеразмеров из различных марок стали – от низкоуглеродистых до легированных. При этом по отдельным видам профилей, изготавливаемых, например, для нужд вагоноремонтных и вагоностроительных заводов, ОАО «ММК» является единственным отечественным производителем.

Значительную долю гнутых профилей в ОАО «ММК» занимают холодногнутые фасонные профили, изготавливаемые на профилегибочном стане (ПГС) 2–8×100–600 из «традиционного» марочного состава (09Г2 (С, Д), 10ХНДП, СтЗсп, пс). Особенностью формовки в условиях ПГС 2–8 является поштучное профилирование полосовой горячекатаной заготовки мерной длины, что вызывает на концевых участках формируемого профиля неизбежное отклонение части геометрических размеров и появление дефектов типа «свал» и «развал» полки (рис. 1).

Это связано с влиянием так называемых «жестких концов» и возникновением неравномерных упругих напряжений в различных элементах сечения профиля. По изложенным причинам во всех стандартах (ТУ, ГОСТ) на гнутые профили контроль размеров поперечного сечения, а также скручивания и кривизны, регламентируется на определенном расстоянии от концов штанг. Например, стандарты на швеллеры стальные гнутые равнополочные (ГОСТ 8278-83), швеллеры стальные гнутые неравнополочные (ГОСТ 19772-93) и уголки стальные гнутые неравнополочные (ГОСТ 8281-80) регламентируют следующие расстояния контроля от торцов (табл. 1).

Однако в настоящее время потребители все больше ужесточают требования к качеству гнутых профилей, что связано, в том числе и с сокращением расходного коэффициента при переработке и использовании металлопродукции. Так, например, при сборке рам грузовых

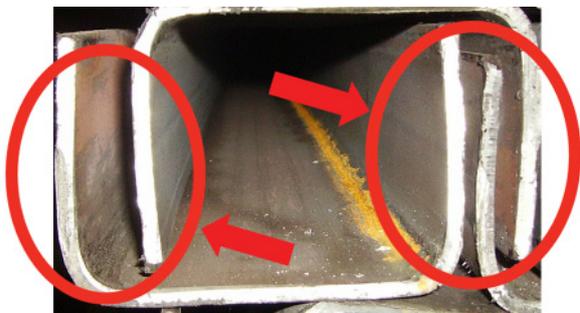


Рис. 1. Формирование концевых дефектов гнутых профилей при поштучной формовке



Рис. 2. Внешний вид гнутого профиля размерами 150×180×300×8 мм

Таблица 1

**Нормируемые расстояния замера геометрических параметров
в гнутом профиле при поштучной формовке**

Стандарт	Расстояние от торца профиля, мм, при точности профилирования		
	высокая	повышенная	обычная
ГОСТ 8278-83	80	100	200
ГОСТ 8281-80	150	200	300
ГОСТ 19772-93	100	150	300
ТУ 14-101-406-98	500		

автомобилей из лонжеронной заготовки потребителей (ОАО «КАМАЗ», ОАО «МАЗ», ОАО «УралАЗ») не устраивают значительные отклонения геометрических размеров на столь значительном расстоянии от торцов штанг (табл. 1). При этом, чем выше прочностные характеристики профилируемого металла, тем в большей степени и на большем расстоянии наблюдаются указанные отклонения. В связи с этим возникает, с одной стороны, задача разработки технологии профилирования, позволяющая минимизировать образование концевых дефектов при производстве фасонных гнутых профилей. С другой стороны, необходимо проведение комплекса исследований по анализу влияния марки стали (её химического состава) на формирование качественных показателей готовых профилей.

Специалистами ОАО «ММК» совместно с учеными ГОУ ВПО «МГТУ» был проведен комплекс исследований по характеру влияния основных технологических факторов процесса профилирования (количество формирующих клеток, единичные углы подгибки, механические свойства исходной заготовки и др.) на уровень получаемых геометрических размеров и формы готового профиля. Исследование проводилось в рамках освоения технологии производства гнутого профиля специального размера 150×180×300×8 мм. На рисунке 2 представлен внешний вид полученного гнутого профиля.

Данный гнутый профиль используется в качестве усилителя конструкции моста, т. е. к нему предъявляются достаточно «жесткие» требования, как по геометрическим размерам, так и по механическим свойствам. Так, например, допуск на основные геометрические параметры (разновысотность полок, разноширинность оснований) на длине 12 м ограничен значением ±3 мм. Ранее подобные профили ни в ОАО «ММК», ни на других предприятиях России не производились, и закупались по импорту.

Освоение технологии изготовления ГП 150×180×300×8 осуществлялось в несколько этапов. Вначале исследование технологии профилирования осуществлялось на прокате из стали марки S420MC в соответствии с требованиями DIN EN 10149-2:1995. Данная сталь обладает повышенными прочностными свойствами (табл. 2).

Таблица 2

**Механические свойства горячекатаного проката
из стали марки S420MC (h = 8 мм)**

Параметр	Механические свойства*		
	предел текучести, σ_T , Н/мм ²	временное сопротивление разрыву, σ_B , Н/мм ²	относительное удлинение, δ_5 , %
Фактическое значение	480–510	530–650	26–31
Требования EN10149-2:1995	≥420	480–650	≥19

* – Усредненные значения.

Для изготовления указанного профиля была разработана технология, предусматривающая формовку полосы в семи клетях с соответствующими частными углами подгибки (10°–20°–32°–45°–65°–67° 15'). При этом расчет калибровки базировался на традиционных методиках без учета особенностей химического состава стали, микролегированной карбонитридообразующими элементами. В результате первых опытных прокаток металла

из достаточно прочной стали был достигнут уровень отклонения основных геометрических размеров от требуемых значений в диапазоне $\pm 5 \div 7$ мм, что являлось недопустимым для потребителя. В ходе анализа результатов первоначальных исследований было принято решение об увеличении числа проходов до 8 и соответствующем изменении частных углов подгибки в чистовых клетях ($10^\circ-20^\circ-32^\circ-45^\circ-58^\circ-65^\circ-67^\circ 30'$). При этом был получен требуемый уровень геометрических размеров (рис. 3).

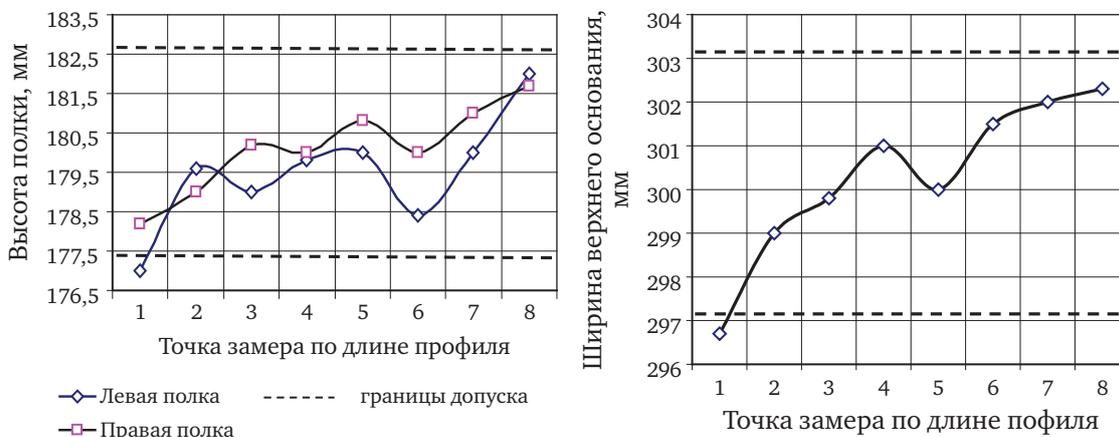


Рис. 3. Полученные геометрические размеры в гнущем профиле 150×180×300×8 из стали марки S420 MC

На следующем этапе освоения потребитель высказал пожелание изготавливать данный вид гнутого профиля из «традиционных» марок стали (10 ХСНД, 09 Г2 С и их аналоги). При этом в процессе производства ГП 150×180×300×8 из низколегированных марок стали с использованием разработанной для стали марки S420 MC калибровки появилась проблема обеспечения стабильности геометрических размеров и формы по длине изделия. Данная ситуация потребовала проведения дополнительных исследований по анализу изменчивости механических свойств горячекатаного проката в процессе профилирования. Было установлено, что низколегированные марки стали обладают повышенным (по сравнению со сталью марки S420 MC) пружинением, которая в условиях поштучной формовки без заднего натяжения приводит к значительному скручиванию в зонах концевых участков, что, в свою очередь, увеличивает нестабильность геометрических размеров. Поэтому было принято решение перейти на увеличенное число проходов при формовке профиля на данном классе сталей. Были установлены следующие частные углы подгибки: $10^\circ-20^\circ-32^\circ-45^\circ-53^\circ-60^\circ-65^\circ-67^\circ 30'$. Изменение схемы формовки позволило обеспечить требуемый уровень качества холодногнутого профиля в части геометрических размеров и формы. При этом в ходе проведенных исследований была предложена адаптационная модель управления показателями качества гнутых профилей, в которой было предложено учитывать изменение реологических свойств формуемого материала.

ЛИТЕРАТУРА

1. Бельшев А. С., Голубчик Э. М., Щуров Г. В. и др. Перспективы развития производства гнутых профилей в ОАО «ММК»//Сталь. 2007. – № 2. – С. 76.
2. Голубчик Э. М., Щуров Г. В., Архандеев А. В.. Управление качеством при изготовлении гнутых профилей для мостостроения в ОАО «ММК»//Сталь. 2009. № 10. –С. 46.

АНАЛИЗ ПАРАМЕТРОВ, КОТОРЫЕ ВЛИЯЮТ НА ДИФФУЗИОННЫЕ ПРОЦЕССЫ В ХОДЕ ГОМОГЕНИЗАЦИИ СПЛАВА AlZn5,5Mg2,5Cu1,5

В. Вайзова

ФПТМ, ЕПУ в Усти над Лабем, Чешская республика

Краткий обзор

В ходе гомогенизации алюминиевых сплавов, получаемых в результате непрерывного или полунепрерывного литья, оказывается, что химическая неоднородность начинается в пределах отдельных дендритных элементарных ячеек (кристаллическая сегрегация). Это как раз диффузионный процесс, который происходит при температуре, которая достигает температуры ликвидуса материала. В этом процессе происходит переход растворимых интерметаллических соединений и эвтектики в твёрдый раствор и он значительно подавляет кристаллическую сегрегацию. Температура, время гомогенизации, размер дендритных элементарных ячеек и диффузионная длина влияют на процесс гомогенизации. В статье рассматривается оптимизация процесса гомогенизации на основе времени и температуры гомогенизации, которые влияют на механические свойства сплава AlZn5,5Mg2,5Cu1,5.

Ключевые слова: гомогенизация, сплав AlZn5,5Mg2,5Cu1,5, испытание на микротвёрдость по Виккерсу, кристаллическая сегрегация, EDX анализ

ВВЕДЕНИЕ

Гомогенизация определяется как метод термической обработки, которая происходит при высокой температуре, близкой к температуре ликвидуса (приблизительно 0,7–0,8 температуры плавления) с целью исключения химической неоднородности посредством диффузионных процессов. В процессе кристаллизации длительный временной интервал между жидкой и твёрдой фазой является причиной различного химического состава в середине и на границах дендрит. Наличие уравновешенной и неуравновешенной эвтектики, которые обнаруживаются в структуре отливок сплава AlZnMgCu, ухудшают механические свойства сплава. Возможно свести к минимуму или даже полностью исключить химическую неоднородность в кристаллической сегрегации посредством гомогенизации. Статья описывает оптимизацию процесса термообработки на основе структуры и выбранных механических свойств сплава AlZn5,5Mg2,5Cu1,5.

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ

Сырьё, предоставленное производителем, было использовано для отливки экспериментального материала. Были подготовлены отливки экспериментальных сплавов, принимая во внимание химический состав, установленный стандартом CSN 424222. Материал расплавлялся в печи при температуре 730 °С, температура печи считывалась цифровым термометром в пределах точности ±2 °С. В процессе плавки расплав обрабатывался рафинадной солью, с поверхности расплава снимался шлак. Подготовленный материал был разлит в предварительно нагретую (до температуры 220 °С) изложницу гравитационным способом. Отливки были в форме конического цилиндра размером 40/50×100 мм. Химический состав подготовленного экспериментального сплава (массовый процент) показан в таблице 1.

Таблица 1

Химический состав сплавов AlZn5,5 Mg2,5 Cu1,5

AlZn5,5Mg2,5Cu1,5 металлическая форма [массовый %]	Zn	Mg	Cu	Si	Fe	Al
	5,21	1,89	1,47	0,05	0,06	91,30

Будучи составленным таким образом, сплав был разделён на два комплекта образцов, которые были подвергнуты гомогенизации. Диффузионный отжиг производился в ЛАС печи, температура печи считывалась цифровым термометром в пределах точности $\pm 2^\circ\text{C}$. Первый комплект образцов подвергался различным температурным режимам с диапазоном $410\text{--}530^\circ\text{C}$ с температурными перепадами в 20°C ($410; 430; 450; 470; 490; 510; 530^\circ\text{C}$), отжиг длился 8 часов.

Второй комплект образцов был выполнен при постоянной температуре гомогенизации ($T=470^\circ\text{C}$), но с различными периодами времени процесса термообработки. Время гомогенизации было от 2 часов до 24 часов (2; 4; 6; 8; 10; 12; 16; 20; 24 часа). Для анализа микроструктуры и микро-твёрдости по Виккерсу до и после гомогенизации было выполнено металлографическое шлифование образцов грузом в 20 г и длительностью 5 секунд.

Структура сплава $\text{AlZn}_{5,5}\text{Mg}_{2,5}\text{Cu}_{1,5}$ была выделена методом цветного травления, когда цветовой контраст появляется в качестве реакции образца на реактив для травления (KMnO_4). Посредством этого метода была выявлена неоднородность химического состава дендритных элементарных ячеек.

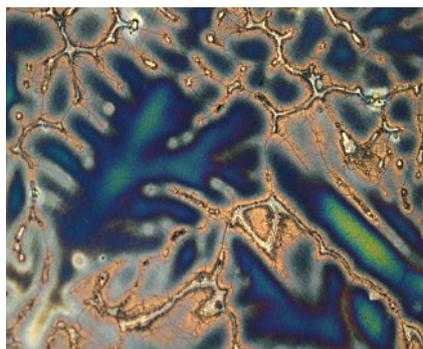
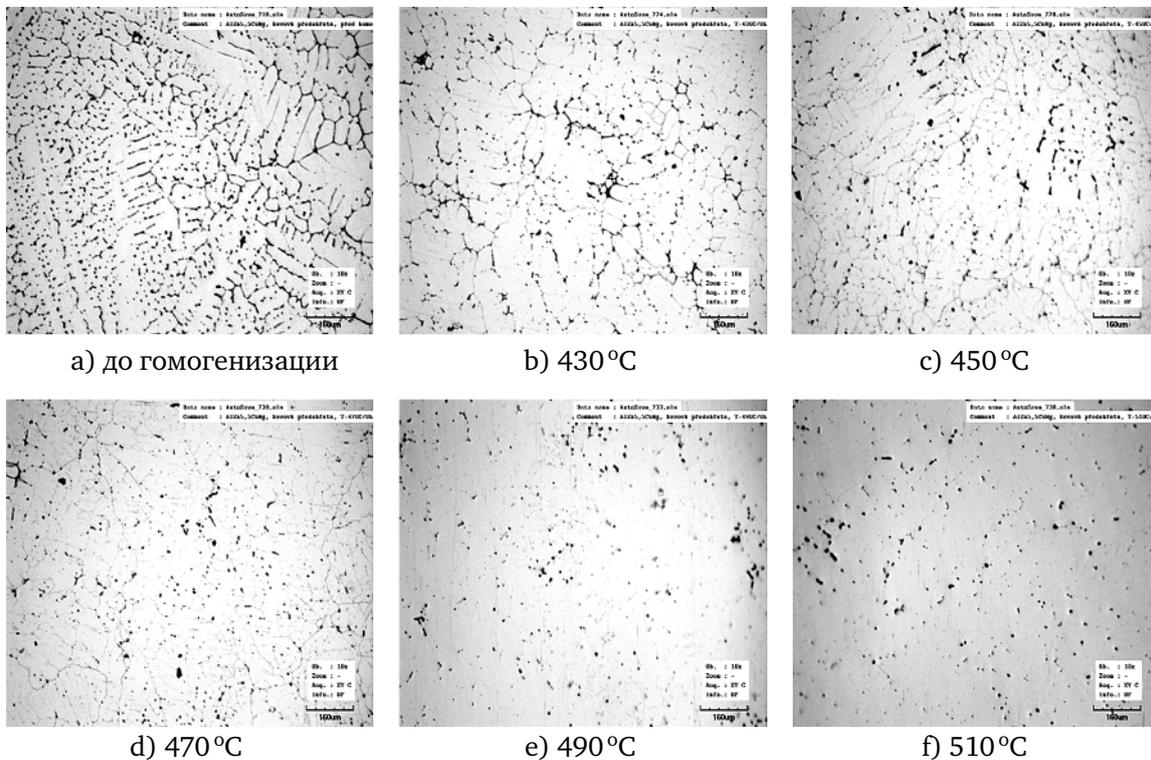


Рис. 1. $\text{AlZn}_{5,5}\text{Cu}_{2,5}\text{Mg}_{1,5}$ микроструктура сплава до гомогенизации. Увелич.: 200х

После гомогенизации была проанализирована микроструктура образцов (их металлографического шлифования) конфокальным лазерным микроскопом LEXT с увеличением в 100х.



а) до гомогенизации

б) 430°C

в) 450°C

д) 470°C

е) 490°C

ф) 510°C

Рис. 2. $\text{AlZn}_{5,5}\text{Cu}_{2,5}\text{Mg}_{1,5}$ микроструктура сплава при постоянном отжиге, продолжающимся 8 часов. Увел.: 100х

Анализ микроструктуры экспериментального сплава, подвергающегося термообработке с постоянно меняющимися температурами показывает, что температура 430–450 °С является недостаточной для подавления кристаллической сегрегации. По изображениям (рис. 2 б, в) структуры $AlZn_{5,5}Mg_{2,5}Cu_{1,5}$ ясно, что расплавлены не все присутствующие растворимые эвтектики и интерметаллические соединения. При температуре 510 °С возможно наблюдать структуру и ясно, что при такой высокой температуре появляются плавящиеся эвтектики, которые расположены по дендритным элементарным ячейкам, и сфероидные плавящиеся эвтектики. После визуального контроля структуры сплава $AlZn_{5,5}Mg_{2,5}Cu_{1,5}$ можно утверждать, что гомогенизация при температуре 430–530 °С является оптимальным режимом для гомогенизации при температурном интервале 470–490 °С.

После анализа микроструктуры все эти образцы сплава $AlZn_{5,5}Mg_{2,5}Cu_{1,5}$, которые были подвергнуты 8-часовой гомогенизации, были проанализированы на твёрдость по Виккерсу, особенно анализировалась их микро-твёрдость, при нагрузке в 20 г и длительностью 5 секунд, в результате чего была определена оптимальная температура для гомогенизации: 470 °С (рис. 4). Такая же температура была выбрана для обработки ещё одного комплекта образцов, которые подвергались гомогенизации, длящейся от 2 до 24 часов.

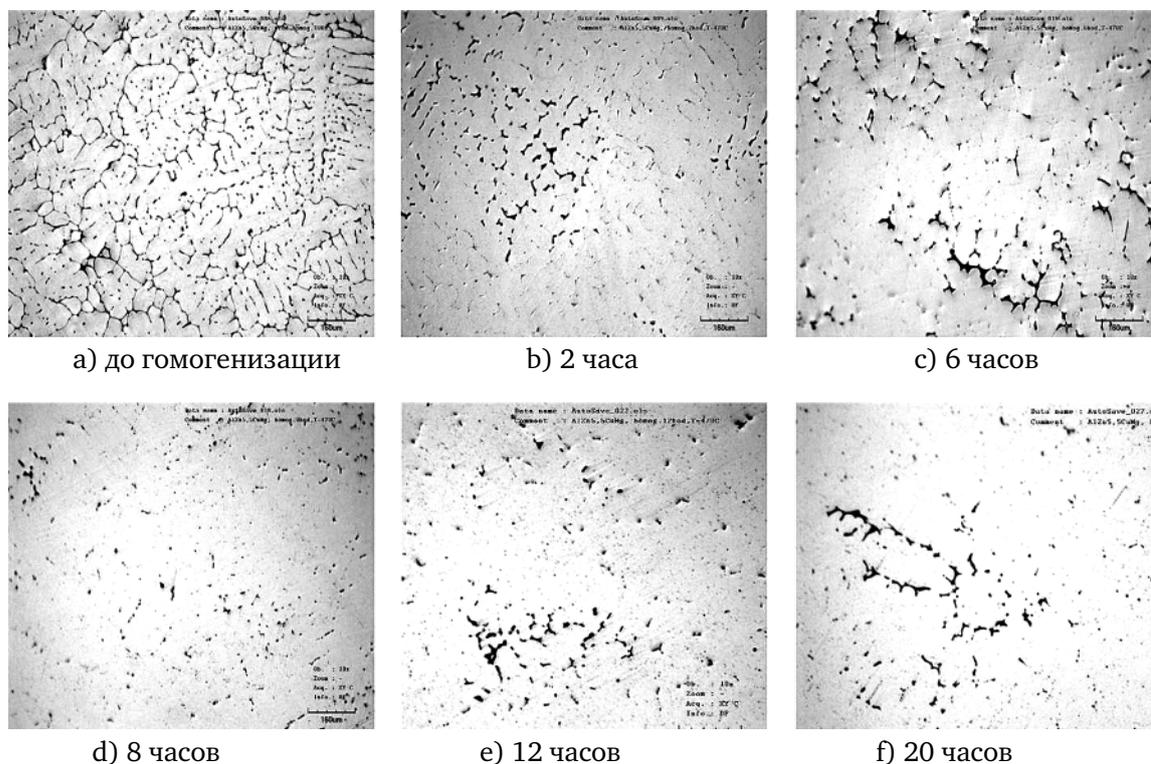


Рис. 3. Микроструктура сплава $AlZn_{5,5}Mg_{2,5}Cu_{1,5}$ при постоянной температуре гомогенизации 470 °С. Увелич.: 100х

Известно, что время гомогенизации зависит от структуры анализируемого сплава. Как видно из рисунка 3 а, показывающего структуру сплава $AlZn_{5,5}Mg_{2,5}Cu_{1,5}$ до гомогенизации, структура готового сплава, который разливается в предварительно нагретую изложницу, является мелко-ретикулярной, а плавление интерметаллических соединений и диффузия представленных элементов внутри дендритных элементарных ячеек не будут трудоемкими.

По рисункам 3 б и 3 в можно утверждать, что времени гомогенизации при температуре 470 °С недостаточно. Рассматривая структуру, возможно точно установить оптимальное время гомогенизации в диапазоне от 8 до 10 часов, когда плавление эвтектики плавления и диффузия элементов в твёрдом растворе α завершена. При более длительном времени гомогенизации происходит устранение осадка, а поры появляются в результате затвердевания расплава и эвтектики анализируемого сплава, это видно по рисунку 3 ф. Была определена твёрдость всех образцов анализируемого сплава по Виккерсу, она определяет свойства твёрдости материала, на неё влияют химический состав и структура материала. Была определена микро-твёрдость металлографических шлифовок в центре дендритных элементарных ячеек грузом в 20 г и длительностью 5 секунд. Зависимость твёрдости анализируемого

сплава от температуры и времени гомогенизации представлена графически на рисунке 4 и рисунке 5.

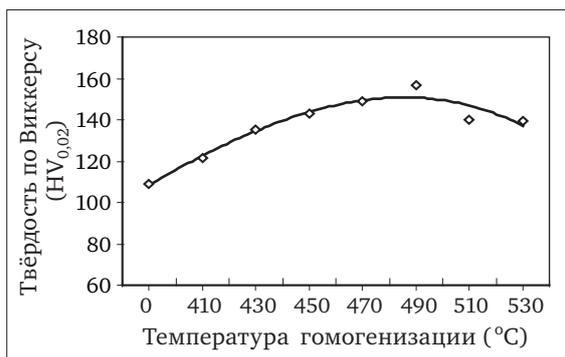


Рис. 4. Зависимость твёрдости по Виккерсу сплава AlZn5,5Mg2,5Cu1,5 от температуры гомогенизации в течение 8 часов

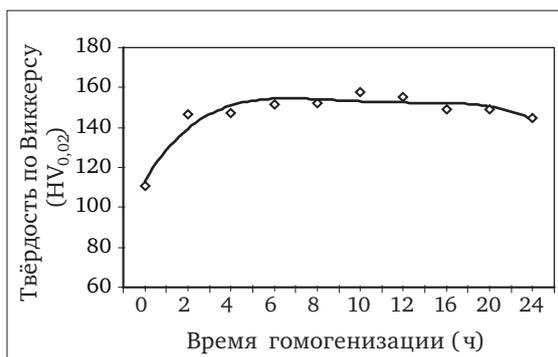


Рис. 5. Зависимость твёрдости по Виккерсу сплава AlZn5,5Mg2,5Cu1,5 от времени гомогенизации при постоянной температуре T=470°C

По рисунку 4 возможно утверждать, что с увеличением температуры гомогенизации (T = 410–490°C) микротвёрдость по Виккерсу анализируемого сплава AlZn5,5Mg2,5Cu1,5 растёт в центре дендритных элементарных ячеек. Образцы анализируемого сплава, которые были гомогенизированы при температуре от 470 до 490°C в течение 8 часов, показывают максимальное значение микро-твёрдости по Виккерсу. С дальнейшим увеличением температуры твёрдость уменьшается, это происходит из-за эвтектики плавления, которая появляется на границах зёрен, и из-за сфероидной эвтектики плавления, которая появляется внутри зёрен.

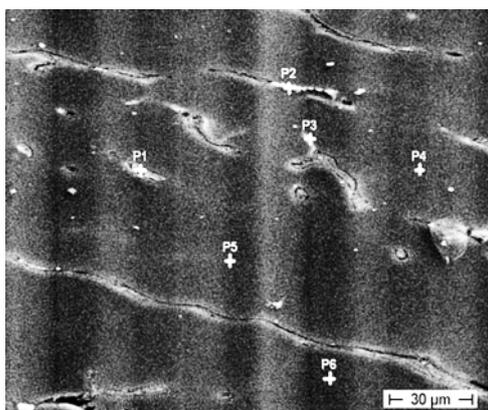


Рис. 6. Образец анализа EDX сплава AlZn5,5Mg2,5Cu1,5 до гомогенизации, места анализа помечены как P1–P6

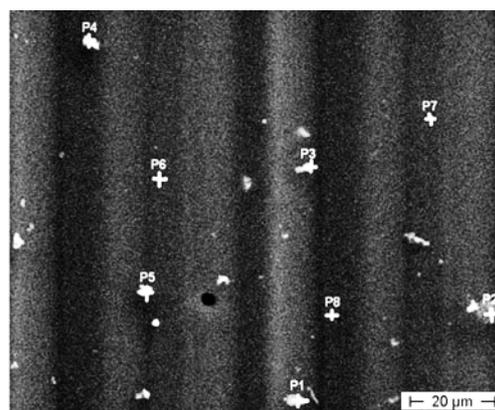


Рис. 7. Образец анализа EDX сплава AlZn5,5Mg2,5Cu1,5 после гомогенизации при температуре T=470°C в течение 8 часов, места анализа помечены как P1–P8

Таблица 2

Значения помеченных мест сплава AlZn5,5Mg2,5Cu1,5 при анализе образца EDX Рис. 6 P1–P6

m. %	Mg	Al	Cu	Zn
P1	1,77	76,14	7,43	14,67
P2	1,42	64,00	22,60	11,98
P3	2,17	76,66	4,68	16,49
P4	2,16	85,03	1,20	11,60
P5	2,17	85,07	1,28	11,48
P6	2,10	81,06	2,56	14,27

Таблица 3

Значения помеченных мест сплава AlZn5,5Mg2,5Cu1,5 при анализе образца EDX Рис. 7 P1–P8

m. %	Mg	Al	Cu	Zn
P1	2,05	77,51	3,92	16,52
P2	1,83	75,85	6,90	15,41
P3	2,03	77,28	3,93	16,75
P4	1,91	76,80	5,50	15,79
P5	2,12	77,17	4,18	16,53
P6	1,91	77,40	4,17	16,52
P7	2,01	77,19	4,06	16,75
P8	2,20	77,27	3,84	16,70

Как показано графически, исходя из микротвёрдости по Виккерсу сплава $\text{AlZn}_{5,5}\text{Mg}_{2,5}\text{Cu}_{1,5}$ и зависимости её от времени гомогенизации при постоянной температуре 470°C , можно утверждать следующее: после 2 часов гомогенизации микро-твёрдость материала ярковыраженно растёт; при более длительной гомогенизации (8–12 часов) твёрдости по Виккерсу растёт умеренно; гомогенизация, которая длится более 20 часов при температуре 470°C , вызывает умеренное снижение твёрдости анализируемого материала, что происходит из-за укрупнения удаляемого осадка внутри дендритных элементарных ячеек в твёрдом растворе α . Вообще можно утверждать, что 2 часа гомогенизации анализируемого сплава при температуре $T=470^\circ\text{C}$ будет достаточно, чтобы достичь максимального значения микро-твёрдости по Виккерсу, которая исследуется в центральной части дендритных элементарных ячеек.

Учитывая значения экспериментального сплава $\text{AlZn}_{5,5}\text{Mg}_{2,5}\text{Cu}_{1,5}$ при анализе образца EDX до гомогенизации, можно утверждать следующее:

– структура экспериментального сплава $\text{AlZn}_{5,5}\text{Mg}_{2,5}\text{Cu}_{1,5}$ до гомогенизации состоит из α -твёрдого раствора и растворимой и нерастворимой эвтектики типа $\alpha + \text{Mg}_3\text{Zn}_3\text{Al}_2$ (квазибинарный сплав) или нерастворимой эвтектики типа $\alpha + \text{CuMgAl}_2$. Можно также выявить наличие растворимой третичной эвтектики $\alpha + \text{Mg}_5\text{Al}_8 + \text{Mg}_3\text{Zn}_3\text{Al}_2$ и $\alpha + \text{Mg}_3\text{Zn}_3\text{Al}_2 + \text{MgZn}_2$. Наличие меди вызывает рост эвтектики типа $\alpha + \text{CuMgAl}_2 + \text{Mg}_3\text{Zn}_3\text{Al}_2 + \text{MgZn}_2$, большая её часть растворится в MgZn_2 или $\text{Mg}_3\text{Zn}_3\text{Al}_2$.

– по рисунку 6 можно определить наличие эвтектики типа $\alpha + \text{CuAl}_2$, которая может появиться также и после короткого периода старения.

Багодаря анализу образцов EDX после гомогенизации при температуре $T=470^\circ\text{C}$ в течение 8 часов, можно сделать следующий вывод:

- растворимость меди и цинка при гомогенизации чрезвычайно высока, и во время гомогенизации происходит очень интенсивная и быстрая диффузия элементов в твёрдый раствор α ;
- из рисунка 7 ясно, что большее количество присутствующей растворимой эвтектики растворилось при температуре 470°C через 8 часов. Это касается растворимой низкоплавкой эвтектики $\alpha + \text{Mg}_5\text{Al}_8 + \text{Mg}_3\text{Zn}_3\text{Al}_2$, которая растворяется при температуре свыше 450°C . Можно утверждать, что даже эвтектика $\alpha + \text{Mg}_3\text{Zn}_3\text{Al}_2 + \text{MgZn}_2$, которая может растворяться при температуре 475°C , растворилась при таком режиме гомогенизации.
- по значениям анализа структуры EDX экспериментального сплава при температуре гомогенизации 470°C и времени 8 часов (рис. 7) ясно, что существующая эвтектика $\alpha + \text{CuMgAl}_2$ не растворилась (P2, P4).

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

После экспериментов со сплавом $\text{AlZn}_{5,5}\text{Mg}_{2,5}\text{Cu}_{1,5}$ можно сделать следующий вывод:

1. По микроструктуре сплава $\text{AlZn}_{5,5}\text{Mg}_{2,5}\text{Cu}_{1,5}$, который подвергался гомогенизации в течение постоянного времени длительностью 8 часов при меняющейся температуре, можно утверждать, что, учитывая микроструктуру сплава $\text{AlZn}_{5,5}\text{Mg}_{2,5}\text{Cu}_{1,5}$, гомогенизация при температуре от 430 до 530°C является оптимальным режимом гомогенизации при температурном интервале от 470 до 490°C . При более высокой температуре свыше 510°C как это видно по микроструктуре, появляется эвтектика плавления вдоль границ дендритных элементарных ячеек и сфероидная эвтектика плавления.

2. После анализа микроструктуры комплектов экспериментального сплава, сделанных при постоянной температуре $T=470^\circ\text{C}$, можно заключить, что времени гомогенизации в 2–6 часов будет недостаточно. Учитывая микроструктуру после термообработки при температуре 470°C , оптимальное время гомогенизации составило от 8 до 10 часов, когда растворение растворимой эвтектики и диффузия элементов в твёрдом растворе α закончена.

3. Принимая во внимание микро-твёрдость по Виккерсу твёрдого раствора α , с нагрузкой 20g, продолжительностью в 5 секунд (микро-твёрдость всех образцов была проанализирована в средней части дендритных элементарных ячеек), можно определить оптимальный режим гомогенизации: постоянное время гомогенизации составляет 8 часов, интервал температур составляет от 470 до 490°C .

4. По экспериментальному сплаву, сделанному при постоянной температуре 470 °С (рис. 5), можно наблюдать значительный рост твёрдости по Виккерсу твёрдого сплава α , после 2 часов гомогенизации. Гомогенизация, которая продолжалась 20 часов, вызывает умеренное снижение микро-твёрдости анализируемого материала, это происходит из-за укрупнения удаляемого осадка внутри дендритных элементарных ячеек в твёрдом растворе α .

5. Результаты анализа EDX экспериментального сплава AlZn5,5Mg2,5Cu1,5 до и после гомогенизации, проводимой при 470 °С в течение 8 часов показывают, структура сплава AlZn5,5Mg2,5Cu1,5 до гомогенизации создаётся твёрдым раствором α и растворимой и нерастворимой эвтектикой типа $\alpha + \text{Mg}_3\text{Zn}_3\text{Al}_2$ (квазибинарный сплав) или нерастворимой эвтектикой типа $\alpha + \text{CuMgAl}_2$. Можно предположить наличие растворимой третичной эвтектики $\alpha + \text{Mg}_5\text{Al}_8 + \text{Mg}_3\text{Zn}_3\text{Al}_2$ и $\alpha + \text{Mg}_3\text{Zn}_3\text{Al}_2 + \text{MgZn}_2$. Медь влияет на рост эвтектики типа $\alpha + \text{CuMgAl}_2 + \text{Mg}_3\text{Zn}_3\text{Al}_2 + \text{MgZn}_2$, большая часть её растворится в MgZn_2 или $\text{Mg}_3\text{Zn}_3\text{Al}_2$. Из рисунка 6 (P2) можно обнаружить наличие эвтектики типа $\alpha + \text{CuAl}_2$, которая может также появиться через короткий период старения. Из рисунка 7 гомогенизированного сплава видно, что наибольшее количество присутствующей растворимой эвтектики растворилось при температуре 470 °С через 8 часов. Это касается эвтектики типа $\alpha + \text{Mg}_5\text{Al}_8 + \text{Mg}_3\text{Zn}_3\text{Al}_2$ и эвтектики типа $\alpha + \text{Mg}_3\text{Zn}_3\text{Al}_2 + \text{MgZn}_2$. Эвтектика типа $\alpha + \text{CuMgAl}_2$ при температуре 470 °С в течение 8 часов не растворяется (P2, P4).

ЛИТЕРАТУРА

1. Grígerová, T.-Lukač, I., Kořený, R.: Zlievárenstvo neželezných kovov, Praha, 1988, 063–566–88.
2. Мична, Š.- Лукач, I.- Лоуда, Р., Оченашек и др.: Алюминиевые материалы и технологии от А до Я, Adin s. r.o, 2005, ISBN 978–80–89244–18–8.
3. Лукач, I. – Мишна, Š.: Цветовой контраст, структура и дефекты алюминия и алюминиевых сплавов, Издание Кэмбридж, Международная наука, 2001, ISBN 18–983–26–70–3.
4. Michna, Š.- Nová, I.: Technologie a zpracování kovových materiálu, Adin, s. r.o., Prešov, 2008, ISBN 978–80–89244–38–6.

СОТРУДНИЧЕСТВО НПЦ МАГНИТНОЙ ГИДРОДИНАМИКИ С РОССИЙСКИМИ И ЗАРУБЕЖНЫМИ ПАРТНЕРАМИ ПО СОЗДАНИЮ ПЛАВИЛЬНО-ЛИТЕЙНЫХ ТЕХНОЛОГИЙ ДЛЯ ЦВЕТНЫХ МЕТАЛЛОВ

*В.Н. Тимофеев, Р.М. Христинич, С.А. Бояков, А.И. Корчагин, А. А. Темеров,
М. В. Первухин, Е.А. Павлов, Е.А. Головенко*

ООО «НПЦ магнитной гидродинамики», г. Красноярск, Россия
ФГАОУ ВПО «Сибирский федеральный университет», г. Красноярск, Россия

Коллектив кафедры «Электротехнология и электротехника» Сибирского федерального университета тесно интегрирован с ООО «НПЦ Магнитной гидродинамики» и сотрудничает с рядом зарубежных фирм.

В СФУ приобретено уникальное лабораторное оборудование, приборы, вычислительная техника и программное обеспечение для исследования физических процессов в металлургии и литейном производстве. В СФУ работает Центр коллективного пользования, оснащенный современным аналитическим оборудованием – спектрометрами, электронными микроскопами и т.д. Приобретено лицензионное программное обеспечение: Ansys Academic Research Ansys Multiphysics, Ansys CFX, Ansys ICEM, ProCast 20084, Solid Works, Компас 9 и др.

СФУ и «НПЦ Магнитной гидродинамики» заключили контракт с ОАО «Чувашкабель» на разработку, изготовление, поставку и ввод в эксплуатацию промышленной установки для получения прутков из алюминиевых сплавов. Коллектив проводит научные исследования и готовит к защите три докторские и шесть кандидатских диссертаций, связанных с электротехнологиями для металлургии.

В 2004 г. ООО «НПЦ Магнитной гидродинамики» подписало лицензионное соглашение с английской фирмой «Mechatherm» на разработку, изготовление и поставку миксеров.

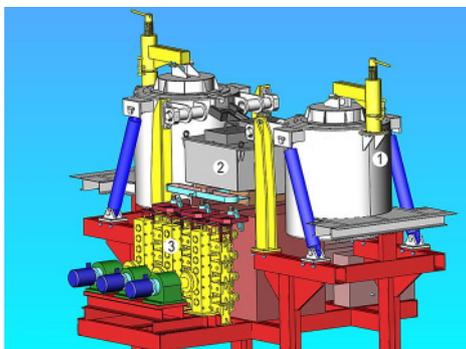


Рис. 1. Проект установки с МГД-кристаллизатором для поставки на ОАО «Чувашкабель»



Рис. 2. Подписание соглашения между фирмами ООО «НПЦ магнитной гидродинамики» и «Mechatherm» (Англия)

Объединение НПЦ МГД и Mechatherm LTD позволило:

Выиграть крупные тендеры на разработку и поставку:

- Двух поворотных миксеров емкостью 100 тонн каждый для ОАО «КрАЗ».
- Шести поворотных миксеров емкостью 60 тонн каждый для ООО «ХАЗ».
- Четырех поворотных миксеров емкостью 60 тонн с МГД-перемешивателями для ОАО «ИрКАЗ», г. Иркутск.
- Реконструкцию и поставку литейного оборудования для ALKOA (США), г. Самара (Самарский металлургический завод).
- Стратегическое партнерство с ООО «РИК» (РУСАЛ) для оснащения вновь строящихся заводов.
- Выиграть крупные тендеры на разработку и поставку поворотных миксеров для: ООО «Тайшетский алюминиевый завод», ООО «Богучанский алюминиевый завод».



Рис. 3. Поворотные миксеры на ООО «ХАЗ»

Предложить российским заказчикам современное оборудование, соответствующее международным стандартам со снижением общей стоимости на 15-20%.

В июне 2010 г. заключено лицензионное соглашение №1-MHDS между ООО «НПЦ МГД» и фирмой «Altek-Europe MDY» (Великобритания). «НПЦ МГД» имеет большие достижения в области разработки, производства и внедрения комплексов безканального магнетогидродинамического перемешивания жидких металлов в печах и миксерах на территории России и стран СНГ. Altek-Europe MDY имеет безупречный опыт в области продаж оборудования для вторичной металлургии в различных странах мира. Стороны посчитали целесообразным объединить усилия по коммерческой реализации разработок в области магнетогидродинамического перемешивания жидких расплавах в печах и миксерах в странах вне России и СНГ.

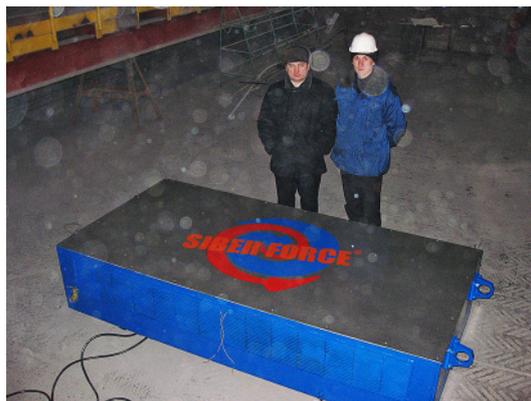


Рис. 4. Индуктор МГД-перемешивателя

Жизненный цикл электрических печей и миксеров во многом определяется нагревательными системами этих устройств. Лидирующее положение в мире по производству и поставке электрических нагревателей занимает шведская фирма «Kanthal». ООО «НПЦ МГД» так же занимается исследованием и разработкой электрических нагревателей для миксеров. Между фирмами достигнута договоренность о совместной реализации проекта «Излучающий свод». Данная технология в случае ее практической реализации способна существенно улучшить экономические показатели плавильных печей, печей выдержки алюминиевых сплавов и прочих агрегатов в индустрии первичного и вторичного алюминия, как в части увеличения межремонтных периодов и снижения затрат на обслуживание, так и уменьшение капитальных затрат на изготовление данного оборудования. Прямых аналогов данной технологии в мире мы не знаем.

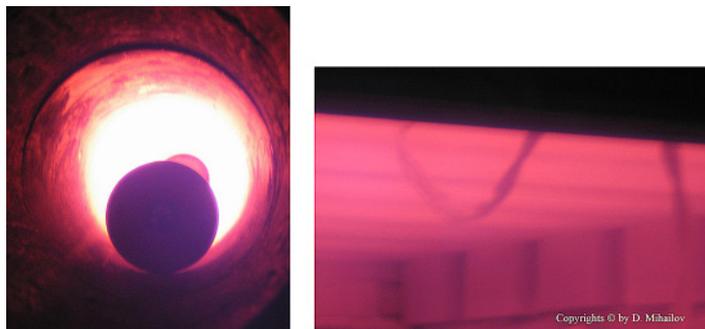


Рис. 5. Излучающий свод

Сотрудничество с Сибирским федеральным университетом позволило повысить эффективность исследований, разработку нового оборудования и технологии.

Сотрудничество с зарубежными партнерами позволило предлагать на российский рынок современное конкурентоспособное оборудование с более низкой себестоимостью.

С целью повышения эффективности управления проектами, мотивации членов коллектива в ООО «НПЦ Магнитной гидродинамики» введен проектный метод управления.