**Исследование коррозионных характеристик высокопрочного**

**сплава системы Al-Cu-Li в зависимости от различных режимов термической обработки**

**Research of corrosion characteristics of high-strength welded alloy of Al-Cu-Li system depending on different modes of thermal processing**

Фомина М.А.1; Кутырев А.Е. 1, к.х.н.; Кузин Я.С. 1; Клочкова Ю.Ю. 1, к.т.н.

Fomina M. A., Kutyrev A.E., Kuzin Ya.S., Klochkova Yu.Yu.

mfomina1987@mail.ru;

*1Федеральное государственное унитарное предприятие «Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов» (ФГУП «ВИАМ»), Москва*

***Аннотация:***

Проведено исследование коррозионного поведения листов нового высокопрочного сплава В-1480 системы Al-Cu-Li различными ускоренными методами. Определены склонность к межкристаллитной и расслаивающей коррозии в зависимости от режимов термической обработки и степени остаточной деформации при правке растяжением. Проведено исследование сплава электрохимическим методом в растворе 3% хлорида натрия. Определены потенциалы коррозии, пробоя и репассивации. Получены корреляция потенциалов коррозии и пробоя сплава и режима старения. Предложено, что формирование выделений интерметаллидной фазы Т1 (Al2CuLi) вызывает сдвиг потенциала пробоя сплава и соответственно потенциала коррозии в отрицательную область. Показано влияние режимов термической обработки листов сплава В-1480 на уровень их коррозионных свойств.

***Ключевые слова:***

алюминий-литиевые сплавы, коррозионная стойкость, структура, термообработка, электрохимические исследования.

***Abstract:***

Research of corrosion behavior of sheets of new V-1480 high-strength alloy of Al-Cu-Li system by the different accelerated methods has been conducted. Are defined tendency to mezhkristallitny and stratifying corrosion depending on modes of thermal processing and degree of residual deformation when editing by stretching. Alloy research by electrochemical method in solution of 3% of sodium chloride is conducted. Potentials of corrosion, breakdown and repassivatsiya are determined. Correlation of potentials of corrosion and breakdown of alloy and aging mode are received. It is offered that forming of the intermetallidny phase T1 (Al2CuLi) causes shift of potential of breakdown of alloy and according to corrosion potential in negative area. Influence of modes of thermal processing of sheets of alloy V-1480 on level of their corrosion properties is shown.

***Keywords:***

aluminum-lithium alloys, corrosion resistance, structure, heat treatment, electrochemical researches.

**Введение**

Алюминий-литиевые относятся новому поколению легких авиационных материалов с хорошими эксплуатационными характеристиками, что делает их использование весьма перспективным при проектировании изделий аэрокосмической и авиационной промышленности. Низкая плотность и высокий модуль упругости наряду с очень хорошими показателями криогенной ударной вязкости и пластичности делают эти сплавы привлекательной альтернативой традиционным алюминиевым сплавам [1]. При этом одной из приоритетных задач разработчиков сплавов является совместить оптимальные показатели данных характеристик воедино, для успешного применения материала в элементах конструкций.

При проектировании новых изделий авиационной и космической техники внимание создателей привлекают физико-механические свойства алюминий-литиевых сплавов и прежде всего высокие значения удельной прочности, трещиностойкости и коррозионной стойкости, поэтому одной из приоритетных задач разработчиков сплавов является совместить оптимальные показатели данных характеристик воедино, для успешного применения материала в элементах конструкций [2, 3]. Помимо улучшения прочностных характеристик, стоит принимать во внимание тот факт, что расширение применения в конструкциях полимерных композиционных материалов, в частности углепластиков, повышает требования к коррозионной стойкости контактирующих с ними металлических материалов [4, 5].

Как известно из литературных данных [6, 7], каждая 1 массовая доля (%) лития в алюминии уменьшает плотность на 3% и повышает модуль упругости E на 6%. Алюминиевые сплавы, легированные литием, отличаются специфическими фазовыми и структурными превращениями в процессе нагрева. Благодаря термической обработке можно повысить значения таких характеристик как прочность, вязкость разрушения, коррозионная стойкость и сопротивления циклическим нагрузкам.

ФГУП «ВИАМ» активно занимается разработкой перспективных алюминиевых сплавов с улучшенными механическими и технологическими характеристиками, проводятся исследования их коррозионных свойств, а так же разрабатываются новые системы защитных покрытий для возможности их применения в конструкциях АТ [8–15].

Известно, что режимы искусственного старения по своему влиянию на коррозионную стойкость сплавов системы Al-Cu-Li делятся на режимы недостаривания и на максимум прочности [16].

Настоящая работа посвящена исследованию коррозионных характеристик нового опытного высокопрочного сплава системы Al-Cu-Li, разрабатываемого в ФГУП «ВИАМ», в зависимости от различных режимов термической обработки.

**Объекты и методы исследования**

В качестве объекта исследований бал выбран опытный высокопрочный сплав В-1480 системы Al-Cu-Li, дополнительно легированный микродобавками Ag, Zr и Sc, в виде листов толщиной 2 мм, изготовленных во ФГУП «ВИАМ». Исследована коррозионная стойкость листов в зависимости от режимов искусственного старения с различным временем выдержки (T1 и T2) и степенью остаточной деформации при правке растяжением (ε). Опробованные режимы приведены в таблице 1.

Таблица 1

Режимы термической обработки листов сплава В-1480.

|  |  |  |  |  |  |
| --- | --- | --- | --- | --- | --- |
| №  п/п | Остаточная степень деформации,  ε, % | Температура старения (ступень 1) | Остаточная степень деформации,  ε, % | Температура старения (ступень 2) | Примечание |
| 1 | - | T1 | - | - | T1> T2 |
| 2 | - | T2 | - | - |
| 3 | - | T2 | 4 | - |
| 4 | 2,5 | T2 | - | - |
| 5 | 2,5 | T2 | 2 | - |
| 6 | 2,5 | T2 | 2 | T1 |
| 7 | 4 | T1 | 1,5 | - |
| 8 | 7,5 | T1 | - | - |

Испытания на склонность к межкристаллитной коррозии (МКК) проводили в соответствии с ГОСТ 9.021 растворе 2 на образцах размером 20×10 мм. После выдержки в растворе были изготовлены микрошлифы и проведены металлографические исследования на микроскопе Olympus GX51, определен характер и глубина коррозионных поражений.

Испытания на склонность к расслаивающей коррозии (РСК) сплава проводили по ГОСТ 9.904 в растворе 2 на образцах размеров 60×40 мм. По окончании срока испытаний проводили визуальный осмотр образцов и оценивали состояние поверхности по десятибалльной шкале в соответствии в ГОСТ 9.904.

Образцы из данного сплава были исследованы электрохимическим способом. Каждый образец был подвергнут исследованию на двух различных участках поверхности. Электрохимическое изучение проводили на оборудовании фирмы “Solartron” – электронном потенциостате SI 1287 с анализатором импеданса SI 1260.

Для изучения относительной коррозионной стойкости образцов с различными вариантами термической обработки использовали метод снятия анодной поляризационной кривой. Для электрохимического исследования применяли 3% раствор NaCl. Развертку потенциала осуществляли со скоростью 1 мВ/сек. Перед наложением потенциала образец выдерживали в растворе 3% NaCl в течение одного часа. При этом регистрировали изменение потенциала коррозии во времени.

После замера потенциала, снятого после 24 часов выдержки в 3% растворе NaCl, был произведен замер глубины образовавшихся питтингов на поверхности образцов методом лазерной конфокальной микроскопии на 3D оптическом профилометре Plu neox.

Исследование микроструктуры проводили на микрошлифах после обработки реагентом Баркерса на микроскопе Olympus GX51.

Электронномикроскопические исследования фазового состава образцов, термообработанных по режимам №2 и №8 сплава В-1480 проведены на просвечивающем электронном микроскопе (ПЭМ) Tecnai G2 F20 с применением светлопольных и темнопольных дифракционных методик. Локальный химический состав фазовых составляющих определялся методом энергодисперсионной спектроскопии с применением приставки к ПЭМ для рентгеноспектрального анализа. Объекты исследования – фольги, приготовленные на установке «TENUPOL-5»методом струйной полировки в кислотно-спиртовом электролите, охлажденном до минус 38°С.

**Результаты исследований и их обсуждение**

Результаты испытаний на склонность листов из сплава В-1480 к РСК и МКК приведены в таблице 2. На рисунках 1–4 представлен характерный вид коррозионных поражений, выявленных в результате испытаний на склонность к МКК.

Таблица 2

Коррозионные свойства (МКК, РСК) листов сплава В-1480

|  |  |  |
| --- | --- | --- |
| № режима | МКК, мкм  (max глубина) | РСК, балл |
| 1 | 120 | 3-5 |
| 2 | 150 | 6-7 |
| 3 | 250 | 4-5 |
| 4 | 100 | 5-6 |
| 5 | 160 | 5-6 |
| 6 | 150 и язвенная коррозия | 3 |
| 7 | 100 и язвенная коррозия | 3 |
| 8 | До 100 | 3 |

|  |  |
| --- | --- |
| C:\Users\fomina_ma\AppData\Local\Microsoft\Windows\Temporary Internet Files\Content.Word\режим 2 120мкм.jpeg  а | C:\Users\fomina_ma\AppData\Local\Microsoft\Windows\Temporary Internet Files\Content.Word\режим 3 250мкм.jpeg  б |
| C:\Users\fomina_ma\AppData\Local\Microsoft\Windows\Temporary Internet Files\Content.Word\режим 7 120мкм.jpeg  в | C:\Users\fomina_ma\AppData\Local\Microsoft\Windows\Temporary Internet Files\Content.Word\режим 8 100мкм.jpeg  г |

Рис. 1 – Характер коррозионных поражений после испытаний на МКК режимов

№2 (а), №3 (б), №7 (в), №8 (г)

Исходя из результатов ускоренных коррозионных испытаний, на более подробные исследования были отобраны образцы с режимами НТМО №№2,3,7 и 8, в связи с тем, что листы с режимами №2, №3 проявили себя как самые нестойкие к локальным видам коррозии (МКК, РСК), а режимы №7 и №8 оказали наиболее положительное влияние на коррозионную стойкость листов В-1480.

На рисунке 2 представлена микроструктура листов В-1480, обработанных по режимам №2 и №8. Листы с режимом №2 имеют частично нерекристаллизованную структуру, в листах с режимом №8 она полностью рекристализована, что и обеспечивает повышенные прочностные свойства. В таблице 3 представлены механические свойства листов В-1480, обработанных по вышеуказанным режимам.

|  |  |
| --- | --- |
| В1480 Лист 1,5 №2 (Barker's reagent) 20V 40s х200 2 | В1480 Лист 1,5 №8 (Barker's reagent) 20V 40s х200 1 |
| а | б |

Рис. 2 – Микроструктура листов В-1480, обработанных по режимам

№2 (а) и №8 (б)

Таблица 3

Механические свойства листов В-1480 с режимами № 2,3,7 и 8

|  |  |  |  |
| --- | --- | --- | --- |
| № режима | Механические свойства (средние) | | |
| σв, МПа | σ0,2, МПа | δ, % |
| 2 | 365 | 215 | 25 |
| 3 | 380 | 290 | 21 |
| 7 | 535 | 510 | 9 |
| 8 | 535 | 480 | 9 |

Из приведенных данных четко видно, что прочностные характеристики листов, обработанных по режимам №7 и №8 улучшаются практически в 1,5 раза, что в первую очередь связано со степенью рекристаллизованности структуры сплава.

На рисунке 3 представлены анодные поляризационные кривые для сплава В-1480 для режимов №2 и №7 с обратным ходом развертки. Как видно из графиков, кривые имеют подобный вид – при достижении величины потенциала пробоя (Еb), происходит резкое возрастание анодного тока вплоть до величины 10-2 А/см2. Величины плотности анодного тока при обратном ходе анодной поляризационной кривой превышают плотности анодного тока при прямом ходе, что соответствует электрохимическому поведению металлов в пассивном состоянии, подверженных питтинговой коррозии (ПК). По результатам анализа данных кривых определяют характеристические значения потенциалов питтинговой коррозии, в частности потенциал пробоя Eb и потенциал репассивации Ерп. Указанные величины для всех исследуемых режимов представлены в таблице 4. Также в таблице 4 представлены данные по величине базиса питтингостойкости Δ Еb, определяемому как Ест - Еb. Чем больше величина базиса питтингостойкости, тем выше стойкость к ПК.

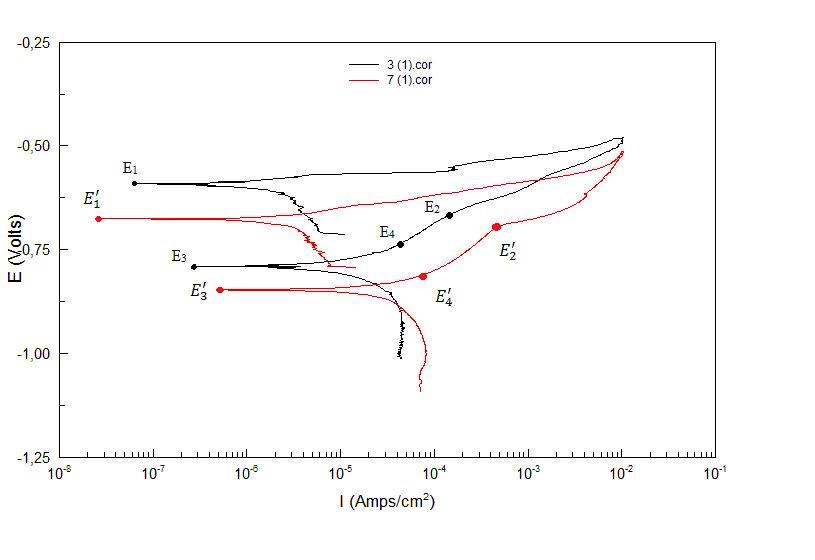


Рис. 3 – Анодные поляризационные кривые для сплава В-1480 для режимов №2 и №7  
 с обратным ходом развертки

Таблица 4

Величины, характеризующиеся электрохимическое поведение образцов сплава В-1480 в растворе 3 % NaCl в зависимости от режима термообработки

|  |  |  |  |  |
| --- | --- | --- | --- | --- |
| Режим | Ест, В | Еb, В | Ерп, В | Δ Еb, В |
| 2 | -0,626 | -0,596 | -0,651 | 0,03 |
| 3 | -0,625 | -0,591 | -0,653 | 0,034 |
| 7 | -0,695 | -0,676 | -0,693 | 0,019 |
| 8 | -0,680 | -0,633 | -0,688 | 0,047 |
| 1 | -0,672 | -0,633 | -0,685 | 0,039 |
| 4 | -0,636 | -0,591 | -0,650 | 0,045 |
| 5 | -0,647 | -0,596 | -0,652 | 0,051 |
| 6 | -0,696 | -0,646 | -0,696 | 0,05 |

Исходя из данных, представленных в таблице 4, наибольшую стойкость к ПК демонстрируют сплавы с термообработкой по режимам №6, №5, №4 и №8. Следует заметить, что обычно для определения склонности к питтинговой коррозии и расчета базиса питтингостойкости используют величину потенциала репассивации Δ Ерп = Ест – Ерп [17, 18], поскольку указанная величина менее зависит состояния поверхности сплава [19]. Однако в данном случае разница между значениями потенциалов пробоя и репассивации практически одинакова для всех режимов и составляет величину 50 мВ. Исключение здесь составляет образец сплава В-1480 с режимом №7.

Для определения стойкости к ПК были проведены непосредственные замеры изменения глубины питтинга, образующихся на сплавах с режимами термообработок №2, №3, №7 и №8 в растворе 3% NaCl методом лазерной конфокальной микроскопии. Данные представлены на рисунке 4. На рисунке 4 отображена функциональная зависимость глубины питтинга от времени для образца по режиму №7. Видно, что для указанного образца, так и для остальных зависимость глубины питтинга от времени может быть представлена степенной функцией с показателем степени 0,3 < n ≤ 0,5 [20]. При этом наибольшую склонность к ПК показывают образцы с термообработкой по режимам №2 и №7, что соответствует электрохимическим данным, представленным в таблице 4.

Рис. 4 – Зависимость изменения глубины питтинга от времени на сплавах с режимами термообработок №2, №3, №7 и №8 в растворе 3 % NaCl

Электронномикроскопическим методом показано, что структура образца, термообработанного по режиму №2 сплава В-1480 является частично рекристаллизованной (рис. 5а, б). В образце, термообработанном по режиму №2 δ′(Al3Li) -фаза выделяется в качестве оболочки на частицах Al3(Zr,Sc) (Рисунок 6а, б). На границах зерен наблюдается выделения, в состав которых входит Cu и Mg (рис. 5, 7). По данным микрорентгеноспектрального анализа показано, что в образце, термообработанном по режиму №2 в области вблизи границы содержание Cu в вес.% составляет 40, а в образце, термообработанном по режиму №8, содержание Cu – 15 вес.% (рис. 8, 9).

Для образца, термообработанного по режиму №8 характерно выделение пластинчатых медесодержащих фаз *θ'* и Т1′ и S'-фазы, содержащей Mg. Пластины Т1′-фазы выделяются как гомогенно, так и гетерогенно по границам субзерен (рис. 10а, б). Фаза *θ'* выделяется гомогенно в объеме зерна (рис. 11а, б). Зарождение S'-фазы происходит гетерогенно на дислокациях и субграницах (рис. 12а, б).

|  |  |
| --- | --- |
| а | б |
| Рис. 5 – Электронномикроскопические изображения субзеренной структуры образца сплава В-1480, термообработанному по режиму №2,: а), б) светлопольные изображения | |

|  |  |
| --- | --- |
| а | б |
| Рис. 6 – Электронномикроскопические изображения композитных частиц δ'/Al3Zr(Sc) образца сплава В-1480, термообработанному по режиму №2: а), б) темнопольные изображения | |

|  |  |
| --- | --- |
| а | б |
| Рис. 7 – Электронномикроскопические изображения границ зерен образца сплава В-1480, термообработанному по режиму №8: а), б) светлопольные изображения | |
|  | |
| Рис. 8 – Локальный микрорентгеноспектральный анализ образца сплава В-1480, термообработанного по режиму №8 | |

|  |
| --- |
| F:\Конференции\Конференция Колобнев Н.И\conference\160-5\16.56.32 profile.bmp |
| Рис. 9 – Локальный микрорентгеноспектральный анализ образца сплава В-1480, термообработанного по режиму №2 |

|  |  |
| --- | --- |
| а | б |
| Рис. 10 – Электронномикроскопические изображения выделений частиц Т1' – фазы образца сплава В-1480, термообработанному по режиму №8: а), б) темнопольные изображения | |

|  |  |
| --- | --- |
| а | б |
| Рис. 11 – Электронномикроскопические изображения выделений частиц θ' – фазы образца сплава В-1480, термообработанному по режиму №8: а), б) темнопольные изображения | |

|  |  |
| --- | --- |
| а | б |
| Рис. 12 – Электронномикроскопические изображения выделений частиц S1' – фазы образца сплава В-1480, термообработанному по режиму №8: а), б) темнопольные изображения | |

**Выводы**

Согласно полученным данным, потенциалы коррозии образцов сплава В-1480 можно разделить на две группы: 1) по режимам термообработки 2, 3, 4 и 5, для которых потенциал коррозии Ест ≈ -0,63 В и 2) по режимам термообработки 1, 6, 7 и 8, для которых потенциал коррозии Ест ≈ -0,69 В. Сравнение данной классификации с параметрами термообработки (таблица 1) показывает, что более положительный потенциал имеют образцы в недостаренном состоянии. Исходя из данного факта, можем предположить, что сдвиг потенциала коррозии в отрицательную область связан с выделениями литийсодержащей анодной фазы. Такой фазой в структуре сплава В-1480 является фаза Т1, значения потенциала коррозии которой, а также потенциала пробоя более отрицательны по сравнению с матрицей [21, 22]. В этом случае возможно применение электрохимического метода для определения степени старения сплава В-1480.

При недостаренном состоянии сплав В-1480 склонен к расслаивающей коррозии (режимы 2-5, таблица 2). Учитывая, что в основном способствуют появлению РСК интерметаллидные фазы, которые строчечно располагаются вдоль вектора деформации [20], то выделения Т1 фазы первично образуются на указанных участках.Однако при дальнейшей выдержке происходит выравнивание состава матрицы и создание более равномерного распределения анодных выделений фазы Т1, способствуя уменьшению склонности сплава к РСК.

Из сравнения размера зерен сплава В-1480, обработанного по режимам №2 и №8 и распространения коррозионных поражений после испытаний на склонность к МКК, видно, что коррозия протекает по границам субзерен. По полученным данным видно, субзеренная структура сплава В-1480, термообработанного по режиму №2 содержит больше выделений по границам, что и приводит, вероятно, к повышенной склонности к МКК.

Листы, термообработанные по режиму 8, правленые с наибольшей степенью остаточной деформации (7,5%), обладают наименьшей склонностью к МКК, за счет повышенной плотности и равномерного распределения выделений фазы Т1 в результате гетерогенного зарождения на дислокациях и малоугловых границах зерен.

Таким образом, сделан вывод, что режимы недостаривания отрицательно сказываются на уровень сопротивления сплава В-1480 к локальным видам коррозии (МКК, РСК). При этом электрохимическим методом с замерами потенциалов коррозии, пробоя и репассивации можно определить, достаточно ли состарен сплав или требуется дополнительная термообработка.

Литература

1. Weldability of Li-bearing aluminium alloys/ international Materials Reviews 1999 Vol 44 No. 6/ A. Kostrivas, J.C. Lippold
2. Стратегические направления развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года. Е.Н. Каблов// 2012. № S. С.7–19.
3. Хохлатова Л.Б., Колобнев Н.И., Антипов В.В., Каримова С.А., Рудаков А.Г., Оглодков М.С. Влияние коррозионной среды на скорость роста трещины усталости в алюминиевых сплавах //Труды ВИАМ. 2013. №3. Ст. 04. (viam-works.ru).
4. Клочков Г.Г., Грушко О.Е., Клочкова Ю.Ю., Романенко В.А. Промышленное освоение высокопрочного сплава В-1469 системы   
   Al–Cu–Li–Mg// Труды ВИАМ. 2014. №7. Ст. 01. (viam-works.ru).
5. Каблов Е.Н. Каримова С.А., Семенова Л.В. Коррозионная активность углепластиков и защита металлических силовых конструкций в контакте с углепластиком// Коррозия: материалы и защита. 2011 г. №12, с. 1-7.
6. Каблов Е.Н., Петрова А.П., Нарский А.Р. Г.В. Акимов - Создатель отечественной науки о коррозии// История науки и техники. 2009. № 11.  
   С. 12–15.
7. J.R. Pickens: J. Mater. Sci., 1985, 20, 4247-4258
8. C.E. Cross: «Weldability of aluminium-lithium alloys: an investigation of hot tearing mechanisms», PhD thesis, Colorado Shool of Mines, August 1986
9. Махсидов В.В., Колобнев Н.И., Каримова С.А., Сбитнева С.В. Взаимосвязь структуры и коррозионной стойкости в сплаве 1370 системы Al‒Mg‒Si‒Cu‒Zn// Авиационные материалы и технологии. 2012. №1.   
   С. 8–13.
10. Фомина М.А., Каримова С.А. Исследование коррозионных свойств листов сплава В-1461-Т1 применительно к всеклиматическим условиям эксплуатации авиационной техники// Авиационные материалы и технологии. 2014. №4. С. 18–22
11. Каримова С.А., Кутырев А.Е., Павловская Т.Г., Захаров К.Е. Низкотемпературное уплотнение анодно-оксидных покрытий на деталях из алюминиевых сплавов// //Авиационные материалы и технологии. 2014. №4. С. 9–1
12. Панченко Ю.М., Стрекалов П.В., Чесноков Д.В., Жирнов А.Д., Жиликов В.П., Каримова С.А., Тарараева Т.И. Зависимость коррозионной стойкости сплава Д16 от засоленности и метеопараметров приморской атмосферы// //Авиационные материалы и технологии. 2010. №3. С. 8–14
13. Махсидов В.В., Колобнев Н.И., Кочубей А.Я., Фомина М.А., Замятин В.М., Пушин В.Г. Влияние низкотемпературной термомеханической обработки на структуру, механические, усталостные и коррозионные характеристики листов сплава системы Al-Mg-Si-Cu-Zn// Металловедение и термическая обработка металлов. 2014 г. №8(710),   
    С. 16–20.
14. Панин В.Е., Каблов Е.Н., Почивалов Ю.И., Панин С.В., Колобнев Н.И. Влияние наноструктурирования поверхностного слоя алюминий-литиевого сплава 1424 на механизмы деформации, технологические характеристики и усталостную долговечность. повышение пластичности и технологических характеристик// //Физическая мезомеханика. 2012. Т. 15. № 6. С. 107–111.
15. Лукин В.И., Иода Е.Н., Пантелеев М.Д., Скупов А.А. Влияние термической обработки на характеристики сварных соединений высокопрочных алюминийлитиевых сплавов// //Труды ВИАМ. 2015. №4. ст.06 URL: http://www.viam-works.ru
16. Хохлатова Л.Б., Оглодков М.С., Пономарев Е.К. Влияние режимов старения на коррозионную стойкость листов из сплава В-1461 системы Al-Li-Cu-Zn-Mg// Металлургия машиностроения. 2012. №3 С. 22–26.
17. ГОСТ 9.912-89. Единая система защиты от коррозии и старения. Стали и сплавы коррозионностойкие. Методы ускоренных испытаний на стойкость к питтинговой коррозии.
18. Фрейман Л.И. В сб.: Итоги науки и техники. Коррозия и защита от коррозии, т. 11, М., 1985.
19. M.K. Cavanaugh, R.G. Buchheit, N. Birbilis. Modeling the environmental dependence of pit growth using neural network approaches // Corrosion Science, 52 (2010) рр. 3070–3077.
20. Синявский В.С., Вальков В.Д., Будов Г.М. Коррозия и защита алюминиевых сплавов – М.: Металлургия, 1979г. – 224 с.
21. LI Jin-feng, ZHENG Zi-qiao, REN Wen-da, CHEN Wen-jing, ZHAO Xu-shan, LI Shi-chen / Simulation on function mechanism of T1(Al2CuLi) precipitate in localized corrosion of Al-Cu-Li alloys; Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 16 (2006) 1268-1273.
22. JIANG Na, LI Jin-feng, ZHENG Zi-qiao, WEI Xiu-yu, Li Yan-fen / Effect jf aging on mechanical properties and localized corrosion behaviors of Al-Cu-Li alloy, Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 15 (2005) 23–29.