

при поддержке Российского фонда фундаментальных исследований

**Фундаментальные исследования и последние
достижения в области литья, деформации,
термической обработки и защиты от коррозии
алюминиевых сплавов**

сборник материалов конференции

ФГУП «ВИАМ» ГНЦ РФ

г. Москва, ул. Радио, д. 17

9 октября 2015 года

Научное электронное издание локального распространения

© Все права защищены, при перепечатке

ссылка на данное издание обязательна. ФГУП ВИАМ, 2015

Аннотация: в сборнике материалов конференции «Фундаментальные исследования и последние достижения в области литья, деформации, термической обработки и защиты от коррозии алюминиевых сплавов» публикуются доклады, посвященные исследованиям в области литья, деформации, термической обработки, анализу уровня современного развития исследований в области перспективных технологий получения, обработки и защиты алюминиевых сплавов для сложных технических систем.

Содержание:

1. Новые алюминий-графеновый металлические композитные материалы: синтез и свойства. Елшина Л.А., Мурадымов Р.В., Квашничев А.Г. (ФГБУН «Институт высокотемпературной электрохимии» УрО РАН, ФГАОУ ВПО «Уральский федеральный университет им. Б.Н.Ельцина»)

Разработан новый, не имеющий аналогов в мировой науке и практике метод создания композитных металлических материалов на основе алюминия, содержащий до 5 мас.% модифицирующих углерода в виде графеновых листов, равномерно распределенных в алюминиевой матрице, в галогенидном расплаве при температурах 973-1073 К. Синтез графеновых слоев из атомов углерода – одностадийный процесс, который происходит непосредственно в расплавленной алюминиевой матрице без необходимости отдельной стадии синтеза и выделения углеродных наноматериалов, что уменьшает трудоемкость получения алюминиевых композитов с высоким содержанием углерода. Получаемые таким методом алюминий-графеновые металлические композиты отличаются равномерным распределением по объему металла чешуек графена размером от 100 нм до 100 мкм, что приводит к высокой однородности свойств композитов. Изучена коррозионная стойкость и некоторые механические свойства алюминий-углеродных металлических материалов.

Ключевые слова: алюминий, графен, металлматричный композит, расплавленные соли.

2. Влияние режимов термической обработки на структуру и свойства кованных полуфабрикатов из сплава 1933. Вахромов Р.О., Ткаченко Е.А. (ФГУП «ВИАМ» ГНЦ РФ)

Гомогенизационный отжиг слитков проводится для растворения неравновесных избыточных фаз, устранения внутрикристаллитной ликвации и уменьшения внутренних напряжений. Одновременно при условии присутствия в сплаве малых добавок переходных металлов, происходит процесс распада твердого раствора марганца, хрома, циркония с образованием дисперсоидов. Проведено исследование влияния различных режимов гомогенизации на объемную долю неравновесных структурных составляющих, свойства слитка из сплава 1933 при повышенных температурах, плотность и размер, образующихся дисперсоидов Al_3Zr . Показана эффективность применения многоступенчатых режимов старения для повышения прочности, вязкости разрушения и усталостной долговечности в поковках из сплава 1933.

Ключевые слова: сплав 1933 системы Al-Zn-Mg-Cu, гомогенизационный отжиг, слитки, поковки, микроструктура, дисперсоиды Al₃Zr, устойчивость пересыщенного твердого раствора, многоступенчатое искусственное старение

3. Исследование слитков и деформированных полуфабрикатов высоколегированных алюминиевых сплавов дифракционными методами. Овсянников Б.В., Чикова О.А., Резник П.Л. (НТЦ ОАО «КУМЗ», ФГАОУ ВПО «Уральский федеральный университет им. Б.Н.Ельцина»)

Изучено влияние режимов термообработки слитков сплава 01570 и полуфабрикатов сплава 01461 на структуру, фазовый состав и кристаллическую структуру. На основе данных EBSD и EDS исследований установлено различие микроструктур образцов, сделано предположение о наиболее благоприятном режиме отжига для дальнейшей деформации. По результатам дифракционных исследований сделаны выводы о растворимости Zr в сплаве 01561 и присутствии метастабильной фазы Al₃Zr.

Ключевые слова: сплав 01570, сплав 01461, сплав 01561, EDS, EBSD, микроструктура, фактор Шмидта, Al-Mg-Sc, Al-Li, термическая обработка, фазовый состав, дифракционный метод, слиток, полуфабрикат

4. Особенности рекристаллизации сплавов на основе системы Al-Mg₂Si с добавками скандия и циркония. Рохлин Л.Л., Бочвар Н.Р. (ФГБУН «Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова» РАН)

Исследовано влияние небольших добавок скандия и циркония на рекристаллизацию в холоднодеформированных алюминиевых сплавах на основе системы Al-Mg₂Si. Установлено, что добавки скандия и циркония снижают разупрочнение при рекристаллизации и способствуют измельчению зерна Al-Mg₂Si сплавов при отжиге.

Ключевые слова: алюминиевые сплавы, скандий, рекристаллизация.

5. Влияние легирующих элементов и ИПД на свойства и структуру сплавов типа 1545К. Сидорович А.Е., Чеверикин В.В., Поздняков А.В., Золоторевский В.С. (Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»)

Ключевые слова: алюминиевые сплавы, интенсивная пластическая деформация

6. Влияние МГД-перемешивания на структуру алюминиевого сплава при его направленной кристаллизации в тигле. Хрипченко С.Ю., Денисов С.М.,

Долгих В.М., Колесниченко И.В. (ФГБУН «Институт механики сплошных сред» УрО РАН)

7. Перспективы применения высокопрочного алюминиевого сплава 1933Т33 в типовых конструкциях необитаемых подводных аппаратов (НПА). Овштейн Е.И., Сычева Т.И., Пантелеева Е.И., Вахромов Р.О., Ткаченко Е.А. (ОАО «Концерн «МПО-Гидроприбор», ФГУП «ВИАМ» ГНЦ РФ)

В работе рассмотрена возможность внедрения высокопрочного алюминиевого сплава 1933Т33 для изготовления корпусно-механических частей (КМЧ) НПА. Проведено исследование прочностных и коррозионных свойств сплава 1933Т33, параметров обработки полуфабрикатов резанием.

Ключевые слова: необитаемые подводные аппараты, высокопрочные алюминиевые сплавы, механические характеристики, обработка резанием

8. Гибридные слоистые материалы на базе листов из алюминий-литиевых сплавов для обшивок планера самолета. Серебренникова Н.Ю., Антипов В.В., Сенаторова О.Г., Ерасов В.С., Шестов В.В. (ФГУП «ВИАМ» ГНЦ РФ)

Повышение весовой эффективности перспективных изделий авиационной техники возможно за счет применения многослойной обшивки из гибридных материалов на базе алюминий-литиевых листов и алюмокомпозитов. Такие материалы обладают высоким сопротивлением развитию трещины усталости, пониженной плотностью и высокой прочностью, по сравнению с монолитными материалами.

В данной работе оценивались структура и свойства фрагмента прототипа гибридной панели крыла самолета Ту-204, изготовленного в промышленных условиях Воронежского акционерного самолетостроительного объединения (ПАО «ВАСО»). Были определены на стандартных образцах свойства на растяжение, сжатие, СРТУ, МЦУ, а также на конструктивно-подобных образцах - продольная устойчивость при сжатии. Гибридный слоистый материал рекомендуется использовать для изготовления верхних и нижних панелей крыла самолета.

Ключевые слова: гибридный слоистый материал, гибридная панель крыла, обшивка, стрингер, алюминий-литиевый сплав, СИАЛ.

9. Термомеханическая обработка сплава 1370 при изготовлении герметичных корпусов гироскопических устройств. Даммер В.Х., Колобнев Н.И., Кириллов В.А. (АО «Научно-производственный центр «Полюс», ФГУП «ВИАМ» ГНЦ РФ)

При изготовлении герметичных корпусов гироскопических устройств применяют свариваемые алюминиевые сплавы пониженной прочности типа АМгб. Повышение прочностных свойств используемого материала позволит снизить массу, повысить надежность и срок эксплуатации устройств.

При этом материал должен обеспечивать герметичность сварных соединений, высокую точность изготовления деталей и стабильность их размеров в течение длительного времени в условиях значительных механических нагрузок и обладать способностью к глубокой холодной вытяжке. Этим требованиям удовлетворяет термически упрочняемый сплав 1370 разработки ФГУП ВИАМ.

10. Влияние размера частиц Т-фазы на структуру криопрокатанного сплава Д16. Крымский С.В., Михайловская А.В., Котов А.Д., Яковцева О.А., Автокротова Е.В., Ситдииков О.Ш., Маркушев М.В. (ФГБУН «Институт проблем сверхпластичности металлов» РАН, Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»)

11. Управление структурой силумина на основе алюминия А7 элементами-компенсаторами. Богданова Т.А., Довженко Н.Н., Гильмашина Т.Р., Меркулова Г.А. (ООО «КиК», ФГАОУ ВПО «Сибирский федеральный университет»)

*Сегодня перед производителями легкосплавных автомобильных колес стоит задача выпуска конкурентоспособной, высококачественной продукции при минимальных затратах на ее изготовление. Использование первичного алюминия марки А7 с высоким содержанием железа позволит уменьшить себестоимость литых колес, при этом снижает их механические свойства из-за образования включения фазы Al-Fe-Si игольчатой формы. На предприятии ООО «КиК» выплавлена серия опытных сплавов на основе АК12 с различным соотношением железа. В качестве элемента-компенсатора был марганец. Исследованы структуры и свойства опытных сплавов и готовых изделий (дисков автомобильных колес). Выбрано оптимальное содержание железа и марганца и показано, что содержание железа не должно превышать 0,25 масс.%.
Ключевые слова: диски автомобильных колес, литье под низким давлением, силумин, структура, свойства*

12. Исследование штамповок, полученных методом изотермической деформации из алюминиево-литиевого сплава В-1469. Милевская Т.В., Селиванов А.А., Ткаченко Е.А. (ФГУП «ВИАМ» ГНЦ РФ)

В настоящее время в мировой практике основной тенденцией развития является ресурсо- и энергосбережение. Наиболее доступными и очевидными способами снижения энерго- и материалоемкости технологий получения деталей являются: повышение точности изготовления штампованных поковок и, как следствие, сокращение объемов операций обработки резанием; сокращение числа переходов штамповки, что позволяет экономить на штамповой оснастке, которая дорога и трудоемка в изготовлении, и на прочих расходах, связанных с дополнительным запуском кузнечно-прессового оборудования.

Проведена работа по разработке технологии изотермической штамповки наружного обода колеса самолета и подобран деформируемый материал, увеличивающий весовую эффективность конструкции. Проведены исследования структуры и механических свойств полученных штамповок колес. Исследования показали, что применение разработанной технологии и рекомендованного материала позволило уменьшить массу штамповки на 4 кг при сохранении объема используемой заготовки. Полученные штамповки имеют удовлетворительное расположение волокна и требуемый уровень механических свойств.

Ключевые слова: изотермическая штамповка, алюминиевый сплав, энергоэффективность, ресурсосбережение, штамповка колеса самолета

13. Влияние технологических параметров получения алюминиево-циркониевой лигатуры из оксида циркония на извлечение ценного компонента. Попов Д.А., Пентюхин С.И., Трапезников А.В., Огородов Д.В. (ФГУП «ВИАМ» ГНЦ РФ)

Алюминотермическое восстановление циркония применяется при производстве алюминиево-циркониевых лигатур. Наиболее дешёвым и доступным основным сырьём для этих целей является оксид циркония (бадделейт). В настоящей статье представлены результаты исследований влияния различных технологических факторов на извлечение циркония из цирконийсодержащих солей в лигатуру Al-Zr.

Ключевые слова: лигатура, алюминий, цирконий, флюс, алюминотермия, извлечение.

14. Оптимизация режимов термомодеформационной обработки высокопрочного алюминиевого сплава 019705. Хомутов М.Г., Чеверикин В.В., Коротицкий А.В. (Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»)

Исследование влияния режимов термомодеформационной обработки нового алюминиевого высокопрочного сплава 019705 с добавками железа и никеля. Оптимизацию режимов

получения полуфабрикатов проводили с использованием комплекса физического моделирования термомеханических процессов Gleeble System 3800 на модуле Hydrawedge II со скоростями деформации 0,01, 0,1, 1 и 10 с⁻¹ при температурах 200, 300, 330, 400 и 450°C. Выявлены зависимости схемы получения деформированного полуфабриката (прессование, прокатка) от скорости и температуры деформации.

Ключевые слова: высокопрочные алюминиевые сплавы, физическое моделирование термомеханических процессов.

15. Защита алюминиевых сплавов от атмосферной коррозии летучими ингибиторами. Гончарова О.А., Надькина Е.А., Кузнецов Ю.И. (ФГБУН «Институт физической химии и электрохимии им. А.Н. Фрумкина» РАН)

Известно, что благодаря образованию пассивной оксидной пленки, большинство алюминиевых сплавов обладают высокой коррозионной стойкостью в атмосферных условиях. Однако часто для них характерны весьма опасные виды локальной коррозии, такие как: питтинговая, межкристаллитная, в том числе расслаивающая, и транскристаллитная. Для изделий из высокопрочных сплавов Al необходимо считаться с возможностью коррозионного растрескивания и коррозионной усталостью. Очевидно, что важную роль должна играть надежная защита изделий и полуфабрикатов из алюминиевых сплавов не только при эксплуатации, но и при изготовлении, транспортировке и хранении их. Однако в настоящее время среди средств защиты этих сплавов широко используются лишь оксидные, преимущественно полученные анодированием, и лакокрасочные покрытия. Между тем, существует немало ситуаций, в которых защита сплавов может и должна осуществляться очень тонкими и даже наноразмерными покрытиями, сформированными из газопаровой фазы.

В настоящей работе обсуждаются возможности защиты различных сплавов (АД-31, АМг-3, АМг-6, Д-16, В-95) наноразмерными ($\delta \leq 15$ нм) покрытиями летучих ингибиторов коррозии. Для этого использовали летучие ингибиторы коррозии (ЛИК), которые способны самопроизвольно испаряться в замкнутом пространстве и адсорбируясь из газопаровой фазы на поверхности сплава, предотвращать его коррозию.

Ключевые слова: атмосферная коррозия, наноразмерные пленки, летучие ингибиторы коррозии, алюминиевые сплавы.

16. Влияние центробежного ускорения на механические свойства алюминиевого сплава В96Ц1 Т1. Леган М.А., Зубков П.И., Ларичкин А.Ю., Любашевская И.В., Зубков В.П., Таланин А.В., Донских С.В. (ФГБУН «Институт гидродинамики им. М.А. Лаврентьева» СО РАН, ООО "Научно-

технологическая инициатива", ФГАОУ ВПО «Новосибирский государственный технический университет»)

Проведены испытания образцов, вырезанных из длительно работавшего центробежного ускорителя, изготовленного из высокопрочного алюминиевого сплава В96Ц1 Т1. Испытания показали, что: во-первых, характеристики прочности сплава понизились по сравнению с величинами, определенными ранее на образцах после аналогичной термической обработки; во-вторых, материал образцов, более удаленных от оси вращения, имел меньшие значения прочностных характеристик и относительного удлинения до разрыва по сравнению с образцами из центральной части ускорителя; в-третьих, материал образцов, более удаленных от оси вращения, имел большее значение модуля упругости по сравнению с образцами из центральной части ускорителя.

Ключевые слова: центробежный ускоритель, алюминиевый сплав, прочность.

17. Получение и исследование многослойных листов из сплава АМц. Носова Е.А., Ерисов Я.А. (Самарский государственный аэрокосмический университет)

Проведена холодная прокатка листовых заготовок из сплава АМц толщиной 1 мм со степенью обжатия в каждом переходе 50-60%. Отжиг полученных образцов проводился при температуре 500°C, 1 час в лабораторной камерной печи сопротивления. Испытания на одноосное растяжение образцов по ГОСТ 1487 позволили установить, что после 2 перехода прокатки нагартовка образцов не устраняется при выбранном режиме отжига. Анализ микроструктуры показал хороший контакт слоёв для всех образцов. Результаты работы могут быть полезны при создании многослойных композитов с матрицей из алюминиевых сплавов и разработке процессов получения из них изделий методами листовой штамповки.

Ключевые слова: холодная прокатка, отжиг, алюминиевый сплав АМц, многослойный лист, механические свойства

18. Исследование реологических характеристик алюминиевых сплавов электротехнического назначения и технологические решения по их обработке. Довженко Н.Н., Сидельников С.Б., Самчук А.П. (ФГАОУ ВПО «Сибирский федеральный университет»)

Для решения задач снижения себестоимости проводниковой продукции и увеличения срока ее службы проведена исследования, связанные с созданием новых алюминиевых сплавов, легированных металлами переходной группы и редкоземельными металлами,

исследованием реологических свойств и назначением технологических режимов их обработки совмещенными методами литья и обработки давлением.

В результате исследований с помощью метода горячего кручения в широком диапазоне температурно-скоростных и деформационных параметров установлены значения сопротивления деформации катанки из алюминиевых сплавов с содержанием циркония в пределах 0,2-0,26% и сплавов алюминия с РЗМ с содержанием мишметалла 0,5 и 7%.

Показано, что полученные данные позволяют прогнозировать силовые затраты на деформацию исследуемых сплавов и выбирать для них энергосберегающие технологические режимы процессов совмещенного литья и обработки давлением (литья-прокатки и литья-прокатки-прессования).

Результаты исследований были использованы при проектировании и освоении установки совмещенной обработки, которая в настоящее время внедряется на Иркутском алюминиевом заводе для производства алюминиевой катанки из алюминиевых сплавов электротехнического назначения.

Ключевые слова: алюминиевые сплавы, редкоземельные и переходные металлы, сопротивление металла деформации, реология, непрерывное литье, прокатка, прессование, кручение, катанка.

19. Технологии изготовления гнутых профилей методом стесненного изгиба из высокопрочных алюминиевых сплавов. Марковцев В.А., Илюшкин М.В., Попов А.Г. (ОАО «Ульяновский НИАТ»)

Возросшие требования к современным летательным аппаратам в отношении качества, надежности, прочности, весовой отдачи элементов конструкции открыли возможность широкого применения новых высокоресурсных гнутых профилей изготавливаемых методом стесненного изгиба на гибочно-прокатных станах. Применение таких профилей позволяет устранить конструктивно-технологические ограничения, возникающие при использовании прессованных профилей: увеличивается ресурс работы изделия за счет лучшего качества поверхности и структуры материала по сечению профиля, наличие лакирующего слоя позволяет предотвратить развитие коррозии при эксплуатации изделия.

Ключевые слова: гнутый профиль, высокопрочный сплав, стесненный изгиб

20. Ингибирование коррозии алюминиевых анодов в химических источниках тока. Огорокова Н.С., Суворова Е.В., Севрук С.Д., Пушкин К.В., Фармаковская А.А.(Московский авиационный институт (национальный исследовательский университет))

В данной работе изучен механизм окисления алюминиевых анодов в водных щелочных растворах и рассматривается возможность улучшения энергетических характеристик электродов путем введения добавок в электролит и анод.

Ключевые слова: алюминиевый анод, химический источник тока, ингибитор, коррозия

21. Исследование закономерностей коррозионного разрушения деформируемых алюминиевых сплавов при лабораторных и натурных испытаниях. Курс М.Г., Фомина М.А. (ФГУП «ВИАМ» ГНЦ РФ)

При паспортизации алюминиевых сплавов обязательным является исследование склонности сплавов к локальным видам коррозии, определяемых в лабораторных условиях, а также коррозионной стойкости материалов, определяемой в процессе натурной экспозиции. Стандартно климатические испытания алюминиевых сплавов проводятся в условиях открытых площадок. В настоящей работе показано, что испытания под навесом являются более показательными для данного класса материалов, так как обеспечивают усиление контролирующих факторов коррозионного процесса – продолжительности увлажнения поверхности и увеличение количества хлоридов.

Также в работе освещены проблемы корреляции лабораторных и натурных коррозионных испытаний и приведена методика натурно-ускоренных испытаний, позволяющая сократить сроки климатических испытаний в 4-5 раз по сравнению с экспозицией в натурных условиях.

Ключевые слова: коррозия, алюминиевые сплавы, коррозионные испытания.

22. Напряжения и деформации, возникающие при гибке с упругим элементом. Кузин А.О. (АО «РКЦ «Прогресс»)

В данной работе предложена новая схема процесса двухугловой гибки в штампе с упругой планкой, проведен анализ ее напряженно-деформированного состояния в DEFORM-2D.

Ключевые слова: двухугловая гибка; упругие свойства; деформация; напряжение; форма пуансона; упругая планка; упругое пружинение; ширина планки.

23. Защитные композиционные фторполимерные покрытия на алюминиевых сплавах. Машталяр Д.В., Гнеденков С.В., Синебрюхов С.Л., Имшинецкий И.М., Надараиа К.В., Бузник В.М. (ФГБУН «Институт химии» ДВО РАН, ФГУП «ВИАМ» ГНЦ РФ)

Представлены способы формирования на поверхности алюминиевых сплавах композиционных полимерсодержащих покрытий методом плазменного электролитического оксидирования с применением фторорганического материала.

Композиционные покрытия существенно увеличивают антикоррозионные и антифрикционные свойства алюминиевых сплавов, снижая токи коррозии и износ покрытий на 6 и 4 порядка соответственно. Это позволяет значительно уменьшить вероятность коррозионного и механического повреждения защитного покрытия в процессе эксплуатации, а, следовательно, повысить его надежность.

Ключевые слова: плазменное электролитическое оксидирование, алюминиевые сплавы, ультрадисперсный политетрафторэтилен, защитные покрытия.

24. Экологически чистые технологии обработки поверхности алюминиевых сплавов. Козлова И.А., Павловской Т.Г., Захарова К.Е. (ФГУП «ВИАМ» ГНЦ РФ)

Алюминиевые сплавы, несмотря на повышенный интерес конструкторов к композитным полимерным материалам (ПКМ), являются основным конструкционным материалом авиационной промышленности, а значит и вопросы их защиты от коррозии, придания их поверхности специальных свойств остаются актуальными. Современные требования экологических норм безопасности технологических процессов требуют исключить применение в растворах для обработки поверхности токсичные соединения, такие как шестивалентный хром. В работе представлены современные технологические решения обработки алюминиевых сплавов в растворах, не содержащих токсичных соединений.

Ключевые слова: плазменное электролитическое оксидирование, анодное оксидирование, анодно-оксидные покрытия, химическое оксидирование, алюминиевые сплавы.

25. Электрохимические свойства защитных композиционных покрытий на сплаве алюминия АМгЗ. Егоркин В.С., Вялый И.Е., Синябрюхов С.Л., Гнеденков С.В. (ФГБУН «Институт химии» ДВО РАН)

Разработаны способы формирования защитных антикоррозионных гидрофобных слоев на поверхности АМгЗ. Покрытия были получены путем осаждения наночастиц из дисперсий на поверхность, предварительно обработанную плазменным электролитическим оксидированием (ПЭО).

Значения краевого угла для сформированных покрытий превышают 160°. Последовательное воздействие плазменного электролитического оксидирования и супергидрофобного агента приводит к ингибированию коррозионного процесса. Защитные свойства покрытий обусловлены высокими изоляционными характеристиками ПЭО-слоев, а также малой площадью контакта поверхности с агрессивным раствором, обусловленной многомодальным рельефом поверхности и формированием трехфазной границы раздела.

Значения модуля импеданса сформированных покрытий достигают $|Z|_{f=0.01} = 3,4 \cdot 10^{10}$ Ом·см².

Ключевые слова: плазменное электролитическое оксидирование, антикоррозионные свойства, супергидрофобные слои, электрохимическая импедансная спектроскопия.

УДК 544.653 : 532.64

Электрохимические свойства защитных композиционных покрытий на сплаве алюминия АМгЗ

Егоркин В.С., к.х.н.; Вялый И.Е.; Синебрюхов С.Л., д.х.н.;
С.В., д.х.н.

Гнеденков

egorkin@ich.dvo.ru

ФГБУН Институт химии Дальневосточного отделения Российской академии наук, г. Владивосток

Аннотация:

Методами сканирующей электронной микроскопии, электрохимической импедансной спектроскопии и потенциодинамической поляризации исследованы морфологическая структура и особенности коррозионного процесса на образцах из сплава алюминия АМгЗ, защищенных естественной оксидной пленкой, ПЭО-покрытием и нанокompозитным супергидрофобным покрытием, сформированным различными способами. Установлено, что супергидрофобные нанокompозитные покрытия, сформированные на ПЭО-покрытиях из дисперсии, содержащей наночастицы диоксида кремния, являются более эффективными ингибиторами коррозионного процесса в сравнении с другими исследованными в данной работе защитными слоями.

Ключевые слова:

плазменное электролитическое оксидирование, антикоррозионные свойства, супергидрофобные слои, электрохимическая импедансная спектроскопия.

Abstract:

The morphological structure and peculiarities of the corrosion process on aluminium alloy AMg3 samples protected by native oxide, plasma electrolytic oxidation, and nanocomposite superhydrophobic coatings formed by different methods have been investigated. The results obtained by the above-mentioned methods indicate that superhydrophobic nanocomposite coatings atop PEO-pretreated surface, deposited from the SiO₂ nanoparticles dispersion in hydrophobic agent, are the most efficient inhibitors of corrosion processes in comparison with other investigated protective layers.

Реферат

Разработаны способы формирования защитных антикоррозионных гидрофобных слоев на поверхности АМгЗ. Покрытия были получены путем осаждения наночастиц из дисперсий на поверхность, предварительно обработанную плазменным электролитическим оксидированием (ПЭО).

Значения краевого угла для сформированных покрытий превышают 160°. Последовательное воздействие плазменного электролитического оксидирования и супергидрофобного агента приводит к ингибированию коррозионного процесса. Защитные свойства покрытий обусловлены

высокими изоляционными характеристиками ПЭО-слоев, а также малой площадью контакта поверхности с агрессивным раствором, обусловленной многомодальным рельефом поверхности и формированием трехфазной границы раздела.

Значения модуля импеданса сформированных покрытий достигают $|Z|_{f=0.01} = 3,4 \cdot 10^{10} \text{ Ом} \cdot \text{см}^2$.

Введение

Формирование на поверхности конструкций из сплавов алюминия покрытий, обеспечивающих их антикоррозионную защиту, является одной из важнейших задач, решаемых современным материаловедением. Покрытия, формируемые методом плазменного электролитического оксидирования (ПЭО), и композиционные слои, созданные на базе ПЭО-покрытий, обладают высокими антикоррозионными свойствами [1-3]. ПЭО-покрытия демонстрируют хорошие защитные характеристики для хранения и эксплуатации элементов конструкций в мягких коррозионно-активных условиях [4, 5]. Вместе с тем, в научной литературе отмечена высокая коррозионная защита, обеспечиваемая различным гидрофобными (ГФ) и супергидрофобными покрытиями (СГФ) [6-15]. Хорошая адгезия ПЭО-слоев к металлической подложке [16], высокие антикоррозионные свойства [4, 5] и развитая поверхность делают такие слои перспективным объектом для модификации [1], в том числе с использованием гидрофобных агентов и наночастиц [6, 8, 17]. Результаты исследований электрохимических свойств и особенностей формирования защитных слоев подобного типа для защиты таких металлов и сплавов, как магний [8-10, 13, 14, 17-19], медь [11], цинк [12, 20], алюминий [21], стали различных марок [22-27], свидетельствуют о

существенном изменении морфологии поверхности и ингибировании коррозионных процессов. Состав дисперсии, содержащей наночастицы, с помощью которой формировали супергидрофобные слои на низкоуглеродистой стали, титане, магнии, описан в [8, 17].

Формирование на металлах и сплавах гидрофобных и супергидрофобных нанокompозитных покрытий, изучение их электрохимического поведения представляют собой важные этапы создания антикоррозионных покрытий, обладающих надежными защитными свойствами не только в атмосферных условиях, но также и в агрессивной среде.

Основной целью настоящего исследования являлось разработка способа создания гидрофобных покрытий на базе ПЭО-слоев на сплаве алюминия посредством обработки их раствором гидрофобного агента, не содержащем наночастиц. Другой целью было установить и сравнить влияние предварительной обработки поверхности ПЭО-покрытий перед осаждением гидрофобного слоя на смачиваемость и электрохимические свойства формируемых покрытий.

Экспериментальная часть

Образцы представляли собой прямоугольные пластинки из деформируемого сплава АМгЗ, принадлежащего системе Al–Mg–Mn–Si (масс. %: Mg – 3,2–3,8; Mn – 0,3–0,6; Si – 0,5–0,8; Ti до 0,1; Cu до 0,1; Zn до 0,2; Fe до 0,5; Al – остальное), размером 15 мм × 40 мм × 1,5 мм. Для стандартизации поверхности образцы обрабатывали шлифовальными бумагами различной зернистости до достижения зерна последней 15 мкм и промывали дистиллированной водой.

Плазменное электролитическое оксидирование проводили в электролите, содержащем 20 г/л $C_4H_4O_6K_2 \cdot 0,5 H_2O$ и 1,5 г/л NaF на тиристорной установке, оснащенной автоматизированной системой управления и контроля, сопряженной с компьютером с соответствующим

программным обеспечением [4, 8, 17]. Все образцы были обработаны в монополярном гальваностатическом режиме ПЭО при плотности тока 0,7 А/см² до достижения напряжением значения 330 В. Время оксидирования составляло 2,5 минуты. Частота поляризующих импульсов составляла 300 Гц, коэффициент заполнения (обратная величина скважности) – 50 %.

Для формирования СГФ-слоев использовали гидрофобный агент – метокси- $\{3-[(2,2,3,3,4,4,5,5,6,6,7,7,8,8,8\text{-пентадекафтороктил)окси}]пропил\}$ -силан (MAF) (Merck, Germany), декан (Acros Organics, USA) и 99,9%-й этиловый спирт (Merck, Germany) [8, 17].

После оксидирования образцы подвергали дополнительной обработке: либо обработкой в этиловом спирте (П1), либо облучению ультрафиолетовым излучением в присутствии плазмы озона (П2).

Для обработки плазмой образцы на 50 минут помещали в камеру UV Cleaner, где, вследствие УФ-излучения, создавалась озоновая плазма. Подобная обработка, как и наполнение, имела целью увеличение числа хемосорбционно-активных центров.

Последней стадией формирования композиционного покрытия было осаждение гидрофобного слоя из смачивающей плёнки, представляющей собой раствор гидрофобного агента в безводном декане. Обработку проводили при комнатной температуре.

Исследование электрохимических свойств образцов осуществляли на электрохимической системе Solartron ModuLAB (Solartron Analytical, USA), оснащенной фемтоамперметром. Измерения проводили в трехэлектродной ячейке K0235 (Princeton Applied Research, USA) в 3 %-м растворе NaCl при комнатной температуре. Электродом сравнения служил хлорсеребряный электрод, заполненный насыщенным раствором KCl (Koslow Scientific Company, USA). Рабочая площадь образца составляла 1 см². Перед началом электрохимических измерений образцы выдерживали в электролите до установления значений потенциала свободной коррозии E_c в течение 60 мин. Поляризационные зависимости снимали при развертке потенциала от

значения $E_1 = E_c - 250$ (мВ) до значения $E_2 = E_c + 250$ (мВ) при скорости развертки потенциала 0,17 мВ/с. Запись импедансного спектра осуществляли при значении потенциала свободной коррозии исследуемого электрода, при этом использовали возмущающий сигнал синусоидальной формы со среднеквадратичной амплитудой 10 мВ в диапазоне частот 1 МГц – 0,01 Гц.

Для измерения углов смачивания был использован прибор KRUSS DSA100. Объем капель – 7–8 мкл.

Результаты и обсуждение

В результате измерения смачиваемости было установлено, что ПЭО-покрытия гидрофильны, со значениями контактных углов $35,9^\circ \pm 2,9^\circ$. Образец с ПЭО-покрытием, обработанным этанолом и гидрофобным агентом характеризуется углами смачивания $157,7^\circ \pm 3,9^\circ$ и углами скатывания $22,5^\circ \pm 6,4^\circ$. ПЭО-покрытие, обработанное плазмой озона и гидрофобным агентом показывает углы смачивания $160,1^\circ \pm 6,9^\circ$ и углы скатывания $17,5 \pm 8,8^\circ$. Значения углов смачивания равны или превышают значения, полученные для гидрофобизированной поверхности стекла – 158° [15] и стали – 160° [22]. Подобные значения указывают на достижение супергидрофобного состояния (поверхность считается супергидрофобной, если угол превышает 150°). Более того, достижение контактным углом значения 98° , уже обеспечивает ингибирование коррозии стали вплоть до 97 % [26]. Следует обратить внимание на то, что углы скатывания для покрытий П-1 и П-2 выше критерия, принятого для супергидрофобных материалов (менее 10°).

Результаты исследований, проведенных с помощью метода электрохимической импедансной спектроскопии и потенциодинамической поляризации (E_k – потенциал коррозии, В; j_k , – плотность тока коррозии, А/см²; R_p – поляризационное сопротивление, Ом·см²), вычисленные по поляризационным кривым и значения модуля импеданса, измеренные на частоте 0,01 Гц ($|Z|_f = 0,01$, Ом·см²), приведены в таблице. Для образца без покрытия $|Z|_f = 0,01$ равен $2,9 \cdot 10^4$ Ом·см². Зависимость фазового угла от частоты

спектра этого образца содержит одну временную константу на частотах 10^4 – 1 Гц, обусловленную присутствием плёнки естественного оксида на поверхности сплава. В спектре образца с ПЭО-покрытием отмечены две временные константы в широком частотном диапазоне от 10^6 до $0,01$ Гц. Значения фазового угла θ близки к -90° , что указывает на емкостный характер исследуемой границы раздела. Практика импедансного моделирования и данные о структуре ПЭО-покрытий [1, 4, 5, 16, 17] подтверждают присутствие двух временных констант (двух перегибов на зависимости фазового угла от частоты), отвечающих за пористую и беспористую части ПЭО-покрытия. Модуль импеданса ПЭО-покрытия равняется $|Z|_{f=0,01} = 1,4 \cdot 10^8 \text{ Ом} \cdot \text{см}^2$, что характеризует исходное состояние слоя, обладающего высокими защитными свойствами.

Спектр супергидрофобного покрытия, сформированного на базе на ПЭО-слоя, обработанного этиловым спиртом имеет один перегиб на зависимости фазового угла от частоты. Это подтверждает факт проникновения супергидрофобного агента в поры композитного слоя и снижения поверхностной энергии последнего, в результате чего реализуется гетерогенный режим смачивания поверхности и формирование более гомогенной по морфологическому фактору границы раздела ПЭО-покрытие/электролит, по сравнению с ПЭО-слоем. В соответствии со спектром для покрытия П-1 в диапазоне частот 10^6 – 10^5 Гц значения модуля импеданса не достигают величины сопротивления электролита ($30 \text{ Ом} \cdot \text{см}^2$). Это поведение обусловлено гидрофобными свойствами покрытия. Низкая поверхностная энергия гидрофобного агента и особый рельеф поверхности, обеспечивающий формирование трёхфазной границы раздела (покрытие/газ/электролит), не позволяют достичь значений сопротивления электролита на высоких частотах. Значение $|Z|_{f=0,01}$ покрытия П-1 является максимальным среди исследованных покрытий и равняется $3,4 \cdot 10^{10} \text{ Ом} \cdot \text{см}^2$. Предварительная обработка поверхности ПЭО-покрытий плазмой озона с последующей обработкой раствором гидрофобного агента, обеспечивает

формирование покрытия, обладающего меньшими противокоррозионными свойствами ($|Z|_{f=0,01} = 9,2 \cdot 10^9 \text{ Ом} \cdot \text{см}^2$) в сравнении с П-1.

Таблица 1

Электрохимические параметры образцов из сплава АМгЗ с различными поверхностными слоями, измеренные в 3 % растворе NaCl

Тип образца	E_c , В (Ag/AgCl)	i_c , А/см ²	R_p , Ом·см ²	$ Z _{f=0,01}$, Ом·см ²
Без покрытия	-0,76	$6,1 \cdot 10^{-7}$	$2,9 \cdot 10^4$	$2,9 \cdot 10^4$
с ПЭО-покрытием	-0,61	$3,5 \cdot 10^{-10}$	$1,7 \cdot 10^8$	$1,4 \cdot 10^8$
с П-1-покрытием	-0,73	$1,9 \cdot 10^{-12}$	$4,9 \cdot 10^{10}$	$3,4 \cdot 10^{10}$
с П-2-покрытием	-0,60	$4,8 \cdot 10^{-12}$	$2,2 \cdot 10^{10}$	$9,2 \cdot 10^9$

При исследовании электрохимических свойств покрытий методом потенциодинамической поляризации образцы с ГФ-покрытиями также проявили существенно более высокий уровень защиты в хлоридсодержащей среде в сравнении с ПЭО-покрытием и образцом без покрытия. Поляризационные кривые для образцов с ГФ-покрытиями показывают существенное снижение токов во всём диапазоне поляризующих смещений в сравнении с незащищённым сплавом и ПЭО-покрытием. Значение плотности тока свободной коррозии, рассчитанное для образца с исходным ПЭО-покрытием ($j_k = 3,5 \cdot 10^{-10} \text{ А/см}^2$, таблица), подтверждает высокие защитные свойства данного базового слоя. Снижение токов коррозии для ПЭО-покрытия в сравнении с незащищенным металлом составило более трёх порядков величины. Для покрытий П-1 и П-2 коррозионные токи в сравнении с ПЭО-покрытием снизились в 184 и 73 раза соответственно, а в сравнении с незащищенным металлом – более чем на шесть порядков величины, как для П-1, так и для П-2 образцов.

Выводы

Таким образом, по результатам проведенных исследований был предложен способ формирования супергидрофобных слоёв на поверхности ПЭО-покрытий на сплаве алюминия посредством осаждения МАФ из раствора.

Измерение смачиваемости покрытий показало, что обработка ПЭО-покрытий на АМгЗ раствором метокси- {3-[2,2,3,3,4,4,5,5,6,6,7,7,8,8,8-пентадекафтороктил)окси]пропил}-силана в декане, приводит к формированию супергидрофобных покрытий, характеризующихся контактными углами, превышающими 150° , независимо от процедуры предварительной подготовки поверхности.

Слои, формируемые осаждением гидрофобного агента из раствора в декане на ПЭО-покрытия, характеризуются высокой стабильностью и антикоррозионными свойствами. Значение модуля импеданса для покрытия П-1, обработанного этанолом, является максимальным для исследованных слоёв и составляет $|Z|_{f=0,01} = 3,4 \cdot 10^{10} \Omega \cdot \text{см}^2$.

Работа выполнена при поддержке Российского научного фонда (№ 14-33-00009) и Правительства РФ (Федерального агентства научных организаций).

Авторы выражают благодарность чл.-корр. РАН Людмиле Борисовне Бойнович и д.ф.-м.н. Александру Михайловичу Емельяненко (лаборатория поверхностных сил Института физической химии и электрохимии им. А.Н. Фрумкина РАН г. Москва) за участие в разработке композиционных гидрофобных покрытий и измерение гидрофобных свойств сформированных слоёв.

Литература

1. Gnedenkov S.V., Sinebryukhov S.L., Mashtalyar D.V., Egorkin V.S., Sidorova M.V., Gnedenkov A.S. Composite polymer-containing protective coatings on magnesium alloy MA8 // *Corros. Sci.* 2014. Vol. 85. P. 52–59.
2. Sinebryukhov S.L., Sidorova M.V., Egorkin V.S., Nedorozov P.M., Ustinov A.Yu., Volkova E.F., Gnedenkov S.V. Protective Oxide Coatings on Mg–Mn–Ce, Mg–Zn–Zr, Mg–Al–Zn–Mn, Mg–Zn–Zr–Y, and Mg–Zr–Nd Magnesium-Based Alloys // *Protection of Metals and Physical Chemistry of Surfaces*. 2012. Vol. 48, No. 6. P. 678–687.
3. Rudnev V.S., Yarovaya T.P., Nedorozov P.M., Ustinov A.Yu., Tyrina L.M., Malyshev I.V., Kuryavii V.G., Egorkin V.S., Sinebryukhov S.L., Gnedenkov S.V. Obtaining $ZrO_2 + CeO_x + TiO_2/Ti$ Compositions by Plasma Electrolytic Oxidation of Titanium and Investigating Their Properties // *Protection of Metals and Physical Chemistry of Surfaces*. 2011. Vol. 47, No. 5. P. 621–628.
4. Gnedenkov S.V., Sinebryukhov S.L., Zavidnaya A.G., Egorkin V.S., Puz' A.V., Mashtalyar D.V., Sergienko V.I., Yerokhin A.L., Matthews A. Composite Hydroxyapatite-PTFE Coatings on Mg-Mn-Ce Alloy for Resorbable Implant Applications via a Plasma Electrolytic Oxidation-based Route // *Journal of the Taiwan Institute of Chemical Engineers*. 2014. Vol.45, is 6. P. 3104–3109.
5. Gnedenkov S. V., Sinebryukhov S. L., and Sergienko V. I. Electrochemical Impedance Simulation of a Metal Oxide Heterostructure / Electrolyte Interface: A Review // *Russian Journal of Electrochemistry*. 2006. Vol. 42, No. 3, P. 197–211.
6. Barkhudarov P. M., Shah P. B., Watkins E. B., Doshi D. A., Brinker C. J., Majewski J. Corrosion inhibition using superhydrophobic films // *Corros. Sci.* 2008. Vol. 50. P. 897–902.

7. Emelyanenko A. M., Boinovich L. B. Application of dynamic thresholding of video images for measuring the interfacial tension of liquids and contact angles. *Instruments and Experimental Techniques*. 2002. Vol. 45. P. 44–49.
8. Gnedenkov S. V., Egorkin V. S., Sinebryukhov S. L., Vyaliy I. E., Pashinin A. S., Emelyanenko A. M., Boinovich L. B. Formation and electrochemical properties of the superhydrophobic nanocomposite coating on Mg–Mn–Ce magnesium alloy // *Surf. Coat. Technology*. 2013. Vol. 232. P. 240–246.
9. Ishizaki T., Hieda J., Saito N., Saito N., Takai O. Corrosion resistance and chemical stability of super-hydrophobic film deposited on magnesium alloy AZ31 by microwave plasma-enhanced chemical vapor deposition // *Electrochim. Acta*. 2010. Vol. 55. P. 7094–7101.
10. Ishizaki T., Okido M., Masuda Y., Saito N., Sakamoto M. Corrosion resistant performances of alkanolic and phosphonic acids derived self-assembled monolayers on magnesium alloy AZ31 by vapor-phase method // *Langmuir*. 2011. Vol. 27. P. 6009–6017.
11. Liu T., Chen S., Cheng S., Tian J., Chang X., Yin Y. Corrosion behavior of super-hydrophobic surface on copper in seawater // *Electrochim Acta*. 2007. Vol. 52. P. 8003–8007.
12. Liu H., Szunerits S., Xu W., Boukherroub R. Preparation of superhydrophobic coatings on zinc as effective corrosion barriers // *ACS Appl. Mater. Interfaces*. 2009. Vol. 1. P. 1150–1153.
13. Ou J. F., Hu W. H., Xue M. S., Wang F. J., Li W. One-step solution immersion process to fabricate superhydrophobic surfaces on light alloys // *ACS Appl. Mater. Interfaces*. 2013. Vol. 5. P. 9867–9871.
14. Ou J. F., Hu W. H., Xue M. S., Wang F. J., Li W. Superhydrophobic surfaces on light alloy substrates fabricated by a versatile process and their corrosion protection // *ACS Appl. Mater. Interfaces*. 2013. Vol. 5. P. 3101–3107.

15. Shang Q. Q., Wang M. Y., Liu H., Gao L. J., Xiao G. M. Facile fabrication of water repellent coatings from vinyl functionalized SiO₂ spheres // *J. Coating. Tech. Res.* 2013. Vol. 10. P. 465–473.
16. Gnedenkov S. V., Sinebryukhov S. L., Egorkin V. S., Mashtalyar D. V., Emelyanenko A. M., Boinovich L. B. Electrochemical properties of the superhydrophobic coatings on metals and alloys // *Journal of the Taiwan Institute of Chemical Engineers.* 2014. Vol. 85. №6. P. 3075–3080.
17. Гнеденков С. В., Синебрюхов С. Л., Сергиенко В. И. Композиционные многофункциональные покрытия на металлах и сплавах, формируемые плазменным электролитическим окислением. – Владивосток : Дальнаука, 2013. – 460 с.
18. She Z. X., Li Q., Wang Z. W., Li L. Q., Chen F. A., Zhou J. C. Researching the fabrication of anticorrosion superhydrophobic surface on magnesium alloy and its mechanical stability and durability // *Chem. Eng. J.* 2013. Vol. 228. P. 415–424.
19. Song J. L., Lu Y., Huang S., Liu X., Wu L. B., Xu W. J. A simple immersion approach for fabricating superhydrophobic Mg alloy surfaces // *Appl. Surf. Sci.* 2013. Vol. 266. P. 445–450.
20. Qiu R., Zhang D., Wang P. Superhydrophobic-carbon fibre growth on a zinc surface for corrosion inhibition // *Corros. Sci.* 2013. Vol. 66. P. 350–359.
21. Song J. L., Xu W. J., Liu X., Lu Y., Wei Z. F., Wu L. B. Ultrafast fabrication of rough structures required by superhydrophobic surfaces on Al substrates using an immersion method // *Chem. Eng. J.* 2012. Vol. 211/212. P. 143–152.
22. Tuberquia J. C., Nizamidin N., Harl R. R., Albert J., Hunter J., Rogers B. R. et al. Surface-initiated polymerization of superhydrophobic polymethylene // *J. Am. Chem. Soc.* 2010. Vol. 132. P. 5725–5734.
23. Yu D. Y., Tian J. T., Dai J. H., Wang X. Corrosion resistance of three-layer superhydrophobic composite coating on carbon steel in seawater // *Electrochim. Acta.* 2013. Vol. 97. P. 409–419.

24. Yu S. R., Liu J. A., Diao W., Li W. Preparation of a bionic microtexture on X52 pipeline steels and its superhydrophobic behavior // J. Alloys Compounds. 2014. Vol. 585. P. 689–695.

25. Zhou C. L., Lu X., Xin Z., Liu J. Corrosion resistance of novel silane-functional polybenzoxazine coating on steel // Corros. Sci. 2013. Vol. 70. P. 145–151.

26. Zhou C. L., Lu X., Xin Z., Liu J., Zhang Y. F. Hydrophobic benzoxazine-cured epoxy coatings for corrosion protection // Progr. Org. Coat. 2013. Vol. 76. P. 1178–1183.

27. Zhu L., Jin Y. A novel method to fabricate water-soluble hydrophobic agent and super-hydrophobic film on pretreated metals // Appl. Surf. Sci. 2007. Vol. 253. P. 3432–3439.

УДК 620.193.43

Новые алюминий-графеновый металлические композитные материалы: синтез и свойства

Елшина Л.А.^{1,2}, д.х.н.; Мурадымов Р.В.¹; Квашничев А.Г.^{1,2}

¹ *Институт высокотемпературной электрохимии УрО РАН,*

² *Уральский федеральный университет им. Б.Н. Ельцина*

Аннотация:

При химическом взаимодействии солевого плава, содержащего карбиды металлов или неметаллов, с расплавленным алюминием в атмосфере воздуха при температурах 973-1073 К впервые синтезированы алюминий-графеновые металлические композитные материалы с равномерно распределенными по объему металла однослойными пленками графена.

Ключевые слова:

алюминий, графен, металломатричный композит, расплавленные соли.

Реферат

Разработан новый, не имеющий аналогов в мировой науке и практике метод создания композитных металлических материалов на основе алюминия, содержащий до 5 мас.% модифицирующих углерода в виде графеновых листов, равномерно распределенных в алюминиевой матрице, в галогенидном расплаве при температурах 973-1073 К. Синтез графеновых слоев из атомов углерода – одностадийный процесс, который происходит непосредственно в расплавленной алюминиевой матрице без необходимости отдельной стадии синтеза и выделения углеродных наноматериалов, что уменьшает трудоемкость получения алюминиевых композитов с высоким содержанием углерода. Получаемые таким методом алюминий-графеновые металлические композиты отличаются равномерным распределением по объему металла чешуек графена размером от 100 нм до 100 мкм, что приводит к высокой однородности свойств композитов. Изучена коррозионная стойкость и некоторые механические свойства алюминий-углеродных металлических материалов.

Создание новых алюминиевых сплавов и композитных материалов на основе алюминиевой матрицы с пониженной плотностью и повышенной твердостью является одной из самых серьезных задач современного материаловедения. В этом направлении перспективно создание новых алюминиевых композитов с высоким содержанием нано- и микрочастиц углерода, а также керамических частиц, таких как оксид алюминия, карбид титана.

По данным Шранка [1], растворимость углерода в жидком алюминии составляет около 0.03 ат.%. Углерод (графит) не смачивается жидким алюминием до температуры 1373 К, что делает его самым широко используемым материалом анодов при электролизе алюминия. Поэтому синтез алюминия, содержащего углерод в содержаниях выше равновесных, представляется чрезвычайно сложной задачей.

Металлокомпозитный алюминий-углеродный материал, как правило, производят прессованием, точнее «вдавливанием» алюминия в волокнистые углеродные матрицы [2], или пропиткой углеродных волокон жидким металлом [3], причем, для улучшения смачиваемости углеродных волокон и частиц в расплавленной алюминиевой матрице их покрывают тонкими слоями меди, никеля, серебра толщиной 0.4-1 мкм [4], «смешением в расплаве» частиц, усов или коротких волокон углерода (до 50 мас.%) с расплавом алюминия с последующим формованием деталей по стандартной технологии литья [5].

Из-за разницы в плотности смешиваемых в расплаве материалов и плохой смачиваемости углерода расплавленным алюминием, этим способом трудно получить однородный композитный материал, поэтому алюминий-углеродные композитные материалы, получаемые по этому способу, имеют низкие эксплуатационные и технологические характеристики.

В последние несколько лет опубликовано значительное количество работ по синтезу и механическим свойства алюминий-графенового композита [6-12]. В основном, так же, как и в случае использования в качестве упрочняющей добавки углеродных нанотрубок, процессы синтеза сводятся к перемолу и последующему отжигу предварительно синтезированного графена или оксида графена с алюминиевым порошком. Упрочняющее влияние графена на алюминиевый композит практически все исследователи связывают с образованием рентгенографически подтвержденной фазы – карбида алюминия. Однако, даже малый добавки карбида алюминия разрушительно действуют на алюминиево-графеновый

композит в агрессивных средах и даже в условия атмосферной коррозии, вызывая неоднородную питтинговую коррозию, исключая практическое использование полученных таким образом алюминий-графеновых композитов.

Таким образом, можно заключить, что в настоящее время не существует надежных и производительных методов синтеза алюминий-углеродных композитов с высоким содержанием и равномерным распределения углерода в виде графита или графена в алюминиевой матрице, при которых в качестве побочного продукта не образовывался бы карбид алюминия, который даже в примесных количествах крайне негативно сказывается на коррозионных свойствах получаемого металлического материала.

Задачей настоящего исследования является получение алюминий-графеновых металлических композиционных материалов с содержанием углерода до 5 мас.%, без образования карбида алюминия с улучшенной структурой и физико-химическими свойствами при температурах ниже 1073 К методом химического взаимодействия углеродсодержащих компонентов непосредственно “in situ” в расплавленной алюминиевой матрице под слоем расплавленных галогенидов щелочных металлов.

Получение алюминиево-углеродных металлических материалов проводили в печи вертикального нагрева в алундовом тигле. В качестве исходного алюминия использовали технический алюминий А35. Основу солевого флюса приготавливали из легкоплавких смесей расплавленных хлоридов щелочных металлов: лития, натрия, калия, цезия, а также кальция. В составе солевого флюса использовали также небольшие добавки (до 5 мас.%) фторидов натрия, калия, аммония или алюминия. В качестве углеродсодержащей добавки использовали порошки карбидов металлов и неметаллов – от карбидов вольфрама и титана до карбидов кремния и бора в концентрациях от 0.2 до 6.5 мас.%. Соли тщательно измельчали и перемешивали с карбидной навеской, после чего насыпали их на дно тигля,

сверху помещали алюминиевый цилиндр, на который сверху насыпали солевой флюс, не содержащий добавок карбида, для избегания избыточного окисления алюминия кислородом воздуха.

Температурный интервал, в котором проводили исследования, был определен, как 973-1023 К. Это выше температуры плавления алюминия (935 К) и много ниже температуры, оптимальной для образования карбида алюминия (выше 1373 К). Время взаимодействия алюминия после расплавления алюминия и солевой смеси составляло от 0.5 до 5 ч. Полученный металлический материал выливали вместе с солью в тигель с контролируемой скоростью охлаждения. После застывания соль растворяли, металлический королек взвешивали, определяли его плотность и изучали его химический состав и структуру при помощи рентгенофазового анализа, спектроскопии комбинационного рассеяния, определяли его прочностные характеристики и твердость в зависимости от содержания графена в алюминиевой матрице. Химический состав алюминиевых композитов, содержащих углерод, определяли при помощи рентгенофлуоресцентного анализа

Замешивание нано- и микропорошков углерода в расплавленный алюминий нецелесообразно из-за крайне плохой смачиваемости углерода расплавленным алюминием, вследствие чего образующиеся композиты очень пористы, имеют неоднородный состав. Проблема смачиваемости углеродных частиц расплавленным алюминием легко может быть решена путем использования в качестве реакционных сред для синтеза расплавленных галогенидов (хлоридов и фторидов) щелочных и щелочноземельных металлов. Коэффициенты диффузии ионов углерода в расплавленных галогенидах сопоставимы по величине с коэффициентами диффузии в расплавленном алюминии, что позволяет проводить реакции химического взаимодействия углеродсодержащих добавок с расплавленным алюминием при сравнительно низких температурах (973-1073 К) с высоким выходом алюминиевых сплавов и композитов, содержащих углерод.

Синтез частиц углерода внутри алюминиевой матрицы происходит путем одностадийной реакции компонентов, расплавленной галогенидной смеси с расплавленным алюминием, вследствие чего образованные внутри расплавленной алюминиевой матрицы листы графена, так же, как и микрокристаллы графита прекрасно смачиваются алюминием.

Были синтезированы алюминий-графеновые металлические композиты с различным содержанием графена в них. Полученные таким образом алюминий-графеновые металлические материалы беспористы, имеют характерный металлический блеск (Рис.1), высокую электропроводность и прекрасно механически обрабатываются, содержание углерода остается постоянным от поверхности алюминиевой капли к ее центру. Плотность образованных таким образом алюминий-графеновых композитов составляет 2.4 – 2.5 г см-3 в зависимости от содержания графена в нем.



Рис.1 – Оптическое изображение алюминий-графеновых композитных материалов.

Тонкие прозрачные графеновые пленки обнаружены на поверхности металлического королька, они остаются на срезе шлифа после резки и полировки алюминий-графенового композита, а также после его прокатки (Рис.2).

Фазовую чистоту углеродных включений исследовали при помощи спектроскопии комбинационного рассеяния из-за высокой чувствительности

метода ко всему ряду структурных состояний углерода – от алмаза до графена, позволяющих идентифицировать углерод в sp^2 и sp^3 гибридизациях.

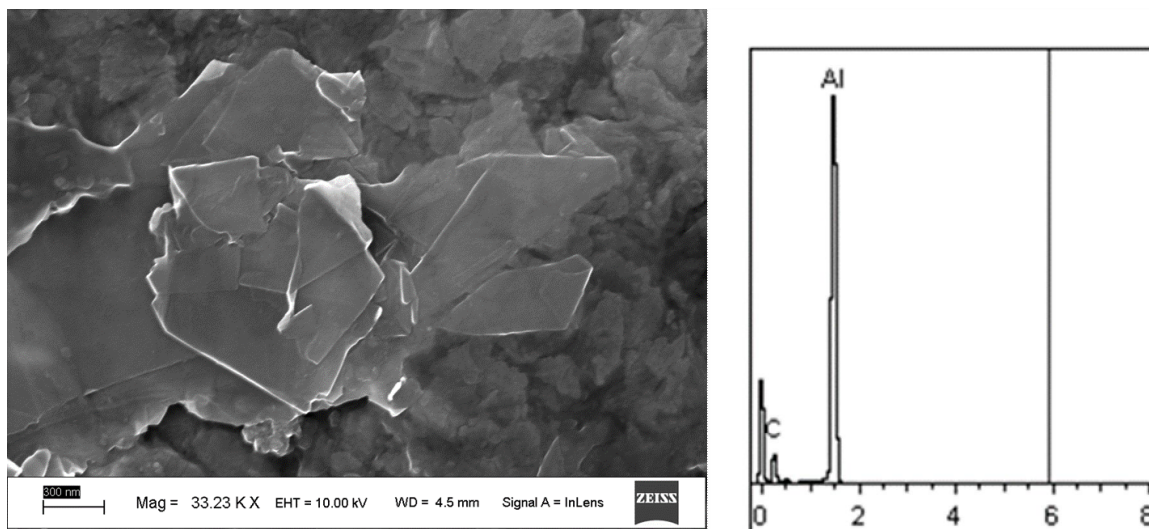


Рис.2 – Изображение во вторичных электронах поперечного среза алюминий-графенового композита и рентгеновский спектр углеродного включения в нем.

Рис.3 представляет собой типичный спектр прозрачной углеродной пленки в алюминиевой матрице. Размер однослойной графеновой пленки довольно значителен – 25×35 мкм. Представленный Рамановский спектр является типичным спектром графена. Он содержит все характеристические графеновые пики: G – при 1585 см^{-1} , D – 1339 см^{-1} , 2D – 2663 см^{-1} , D+G- при 2938 см^{-1} . Все пики хорошо определены и симметричны.

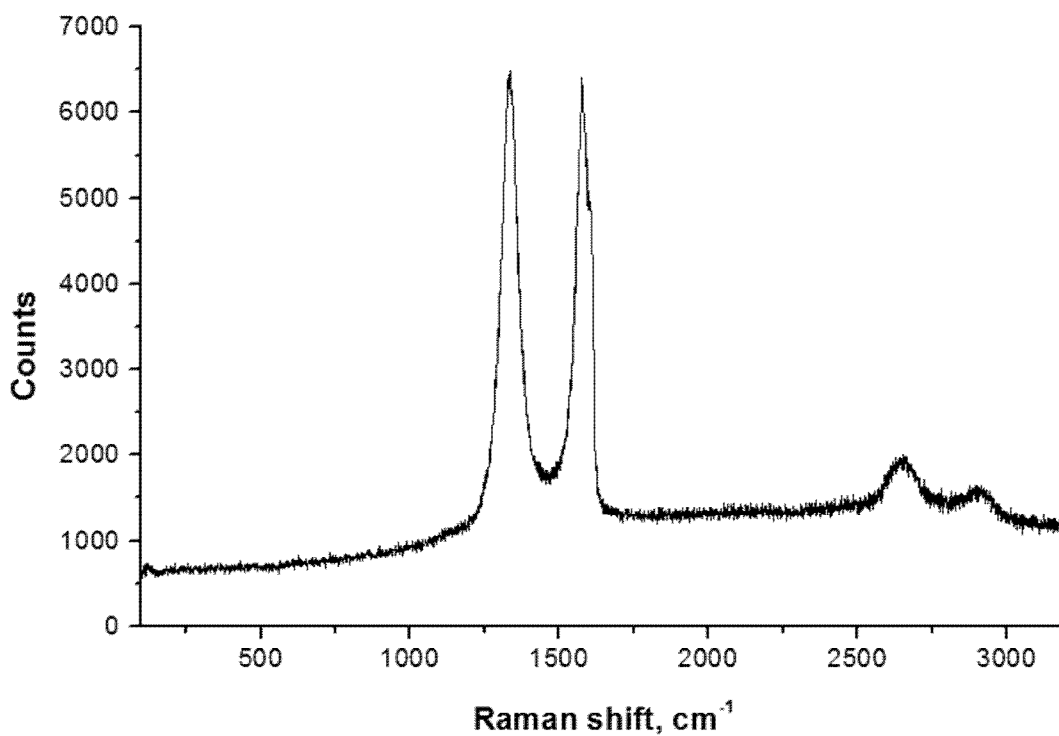


Рис.3 – Спектр комбинационного рассеяния графенового включения в алюминий-графеновом композите.

Таблица 1

Некоторые свойства алюминий-углеродных композитов

	Al	Al-1% graphene	Al-2% graphene	Al-2% graphite
Температура плавления	662 ⁰ C	660 ⁰ C	658 ⁰ C	666 ⁰ C
Плотность, г/см³	2.7	2.5	2.4	2.4

Твердость, HV 2000 мН	16.72	45.32	57.19	25.52
Модуль упругости, (ГПа)	60.61	82.48	87.93	58.54
Предел текучести, $\sigma_{0.2}$, МПа	41.46	47.61	48.1	43.92
Предел прочности, σ_B, МПа	61.87	80.4	93.78	75.5
Относительное удлинение, δ_5, %	13.04	20.6	24.2	19.04
Скорость коррозии, г/м²·ч	0.0016	0.0035	0.0048	0.0130
Показатель глубинной, мм/г	0.005	0.012	0.017	0.045
Класс коррозионной стойкости	3 Весьма стойкий	4 Стойкий	4 Стойкий	4 Стойкий
Характер коррозии	Равномерная	Равномерная	Равномерная	Питтинг

Выводы

Получаемые при химическом взаимодействии компонентов солевого плава с расплавленным алюминием плотные, беспористые алюминий-графеновые металлические композитные материалы обладают повышенной твердостью, эластичностью и хорошей коррозионной стойкостью. Температура плавления алюминий-углеродных композитов точно соответствует температуре плавления исходного алюминия. Наличие отдельных, равномерно распределенных в объеме алюминия фаз графена и графита в алюминии подтверждено рядом независимых методов исследования. Потенциально вредный для коррозионной стойкости алюминий-углеродных композитов карбид алюминия не образуется при данных условиях эксперимента. Твердость, прочность и эластичность алюминий-графенового композита значительно превышают значения для алюминия прямо пропорционально содержанию графена в композите. Алюминий-графеновые металлические образцы при хранении их на воздухе в течение долгого времени (1.5-2 года) остаются блестящими, не покрываются оксидной пленкой. Алюминий-графеновые металлические

композитные материалы затем могут быть переплавлены для литья деталей различной формы без потери исходных свойств полученного композита, а также прокатаны в тонкую фольгу.

Литература

1. Anderko K., Shrunck F.A. Constitution of Binary Alloys, Suppl.2, McGraw-Hill, NY, ISBN: 9970034375, 1969.
2. Yanmei L., Ziyang X., Gaohui W., Longtao J., et al. Rare Metal Materials and Engineering, 2010, 39(7) 1152–1156.
3. Naplocha K., Granat K. Wear 265 (2008) 1734–1740.
4. Zabolotskiy A.A, Salibekov S.E. Metallurgy and heat treatment of metals 10 (1978) 49-52 (In Russian).
5. Koryagin S.I., Pimenov I.V., Khudyakov V.K. The handling of materials: Textbook/ Kaliningrad State University – Kaliningrad, 2000. – 448 p (In Russian).
6. Wang J., Li Zh., Fan G., Pan H., Chen Zh., Zhang Di. Scripta Materialia 66 (2012) 594–597.
7. Bastwros M., Kim G.-Y., Zhu C., Zhang K., Wang Sh., Tang X., Wang X. Composites: Part B 60 (2014) 111–118.
8. Rashad M., Pan F., Tang A., Asif M. Progress in Natural Science: Materials International 24 (2014) 101–108.
9. M. Fattahi, A.R. Gholami, A. Eynalvandpour, E. Ahmadi, Y. Fattahi, S. Akhavan, Micron 64 (2014) 20–27.
10. Pérez-Bustamante R., Bolaños-Morales D., Bonilla-Martínez J., Estrada-Guel I., Martínez-Sánchez R. Journal of Alloys and Compounds 615 (2014) S578–S582.
11. Li J.L., Xiong Y.C., Wang X.D., Yan S.J., Yang C., He W.W. et al. Materials Science & Engineering A 626 (2015) 400–405.

12. Bartolucci S. F., Paras J., Rafiee M. A., Rafiee J., Lee S., Kapoor D., Koratkar N. Graphene–aluminum nanocomposites, *Materials Science and Engineering A* 528 (2011) 7933– 7937.

Благодарность.

Работа была частично профинансирована за счет гранта Проекта фундаментальных исследований УрО РАН № 15-6-3-29 «Создание новых конструкционных композиционных материалов на основе алюминия с улучшенными механическими свойствами с использованием нано- и микродисперсных керамических модификаторов».

УДК 669.175

Влияние режимов термической обработки на структуру и свойства кованных полуфабрикатов из сплава 1933

Вахромов Р.О.; Ткаченко Е.А.; Лукина Е.А.; Селиванов А.А.

admin@viam.ru

ФГУП «Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов», г. Москва

Аннотация:

Гомогенизационный отжиг слитков проводится для растворения неравновесных избыточных фаз, устранения внутрикристаллитной ликвации и уменьшения внутренних напряжений. Одновременно при условии присутствия в сплаве малых добавок переходных металлов, происходит процесс распада твердого раствора марганца, хрома, циркония с образованием дисперсоидов. Проведено исследование влияния различных

режимов гомогенизации на объемную долю неравновесных структурных составляющих, свойства слитка из сплава 1933 при повышенных температурах, плотность и размер, образующихся дисперсоидов Al_3Zr . Показана эффективность применения многоступенчатых режимов старения для повышения прочности, вязкости разрушения и усталостной долговечности в поковках из сплава 1933.

Ключевые слова:

сплав 1933 системы Al-Zn-Mg-Cu, гомогенизационный отжиг, слитки, поковки, микроструктура, дисперсоиды Al_3Zr , устойчивость пересыщенного твердого раствора, многоступенчатое искусственное старение

Abstract:

Homogenization ingots held to dissolve the nonequilibrium excess phases, eliminating intergranular segregation and stress relief. Simultaneously, the condition of the presence in the alloy of small additions of transition metals, the process of decomposition of the solid solution of manganese, chromium, zirconium, to form dispersoids. The influence of different modes of homogenization on the volume fraction of nonequilibrium structural components, the properties of the alloy ingot of 1933 at elevated temperatures, density and size of the resulting dispersoid Al_3Zr . Describes the efficiency of multi-modes of aging to improve the strength, toughness and fatigue life of an alloy forgings in 1933.

Keywords:

alloy 1933 of Al-Zn-Mg-Cu, homogenization annealing, ingots, forgings, microstructure, dispersoids Al_3Zr , quench sensitivity, multi-stage artificial aging

Введение

На протяжении многих лет алюминиевые сплавы занимают доминирующее положение в конструкциях авиационной и космической техники. Одной из актуальных задач, стоящих в области авиастроения,

является повышение весовой и экономической эффективности самолетов новых поколений [1-3].

С этой точки зрения особый научно-практический интерес представляют высокопрочные сплавы системы Al-Zn-Mg-Cu, которые имеют высокую удельную прочность среди алюминиевых сплавов, при этом они технологичны при изготовлении деформированных полуфабрикатов, а рациональное использование различных режимов термической обработки позволяет в широком диапазоне управлять комплексом их служебных характеристик применительно к требуемым условиям эксплуатации [4].

В настоящее время одним из основных конструкционных материалов для силового набора планера современных изделий авиационной техники является высокопрочный алюминиевый ковочный сплав 1933 системы Al-Zn-Mg-Cu, разработанный во ФГУП «ВИАМ» [5,6]. Сплав применяют в виде массивных полуфабрикатов толщиной до 250 мм для изготовления которых применяются крупногабаритные слитки [7].

Структура промышленных слитков, отлитых методом непрерывного литья, неоднородна. Она состоит из дендритов твердого раствора переменного состава, между ветвей которых расположены скопления неравновесных избыточных интерметаллидных фаз, которые затрудняют деформирование слитка, а при значительных растягивающих напряжениях, возникающих в металле при ковке, способствуют образованию трещин. Для устранения последствий неравновесной кристаллизации применяют гомогенизацию слитков [8].

Гомогенизацию проводят при температуре полной или наибольшей растворимости интерметаллидных фаз, но не превосходящей температуры равновесного солидуса. В некоторых алюминиевых сплавах в результате неравновесных условий затвердевания слитка могут образовываться избыточные неравновесные эвтектики с температурой плавления ниже температуры равновесного солидуса сплава. В связи с этим, при выборе

температуры гомогенизации желательнее избегать оплавления слитка, поскольку это может привести к снижению свойств полуфабрикатов [9].

При выборе режима гомогенизации для большинства современных сплавов системы Al-Zn-Mg-Cu необходимо также принимать во внимание то обстоятельство, что наряду с растворением неравновесных избыточных фаз при гомогенизации происходит также процесс распада твердого раствора марганца, хрома, циркония, вводимых в сплав в качестве переходных элементов-антирекристаллизаторов [10].

Одновременно, введение указанных элементов приводит к снижению устойчивости пересыщенного твердого раствора сплавов системы Al-Zn-Mg-Cu, тем самым ускоряется его распад при низких скоростях охлаждения при закалке. Частичный распад приводит к увеличению разброса и анизотропии механических и коррозионных свойств по сечению полуфабрикатов после искусственного старения. Марганец и хром по сравнению с цирконием в большей степени снижают устойчивость пересыщенного твердого раствора [11].

В связи с этим содержание Mn и Cr в сплаве 1933, который в основном используется в виде массивных полуфабрикатов, ограничено $\leq 0,1$ % масс. и $\leq 0,05$ % масс. соответственно. При указанной концентрации в сплаве 1933 эти элементы находятся исключительно в твердом растворе

В качестве элемента-антирекристаллизатора в сплав 1933 введен цирконий в количестве 0,10–0,15 % масс. Интерметаллид циркония Al_3Zr выпадает в виде особо дисперсных частиц (около сотых долей микрометра), существенно меньших по размерам по сравнению с выделениями интерметаллидов хрома и марганца [12,13].

При увеличении продолжительности гомогенизации средний размер дисперсоидов может достигать 30–40 нм. С увеличением размера дисперсоидов уменьшается их когерентность к матрице, и они становятся центрами гетерогенного зарождения фазы $MgZn_2$ во время распада

пересыщенного твердого раствора при низкой скорости охлаждения при закалке [14-20].

Учитывая вышесказанное, при выборе режима гомогенизации для сплава 1933 необходимо оценивать ее эффективность не только по растворению неравновесных интерметаллидных фаз и устранению микроликвации, но и по плотности и размеру образующихся во время гомогенизации дисперсоидов Al_3Zr .

В данной работе проведено исследование влияния различных режимов гомогенизации на объемную долю неравновесных структурных составляющих, свойства слитка из сплава 1933 при повышенных температурах, распад пересыщенного твердого раствора циркония в алюминии.

Материалы и методы

Материалом для исследований служили полученный в условиях металлургического производства ОАО «КУМЗ» круглый слиток диаметром 305 мм из сплава 1933. Химический состав сплава соответствует требованиям ОСТ1 90026. От слитка были отобраны темплеты толщиной 50 мм, которые были подвергнуты гомогенизации по шести режимам в интервале температур 350-465 °С и временем выдержки от 4 до 36 часов и охлаждением в воде с температуры гомогенизации.

Микроструктуру темплетов от слитка исследовали на шлифах при помощи металлографического микроскопа Olympus GX51, оснащенного цифровой камерой. Для проведения количественного анализа применяли ПО Olympus Stream Basic.

Исследования тонкой структуры темплетов от слитка проводили на фольгах методом просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ). Электронно-микроскопические исследования проведены при ускоряющем напряжении 200 кВ на просвечивающем электронном микроскопе Теснаі G2 F20 S-TWIN TMP -JEM 200 CX с термополевым катодом типа Шоттки,

оснащенном системой для рентгеноспектрального микроанализа Oxford X-Max.

Механические свойства при растяжении образцов из слитков (σ_B , $\sigma_{0,2}$, δ) при комнатной (20 °С) и повышенных температурах (330-450 °С) определяли на образцах, отобранных в осевом направлении, в соответствии с требованиями ГОСТ 1497-84 с применением универсальной сервогидравлической компании Zwick/Roell (Германия), оснащенной термокабинетом для проведения испытаний в диапазоне температур от 20 °С до 300 °С.

Результаты

Исследование макроструктуры слитка Ø 305 мм сплава 1933 показало, что структура равноосная мелкозернистая по всему сечению. Пористости, неметаллических и интерметаллидных включений в исследуемых слитках не обнаружено (рисунок 1, а). Микроструктура слитка дендритная с размером литого зерна 50–100 мкм (рисунок 1, б).

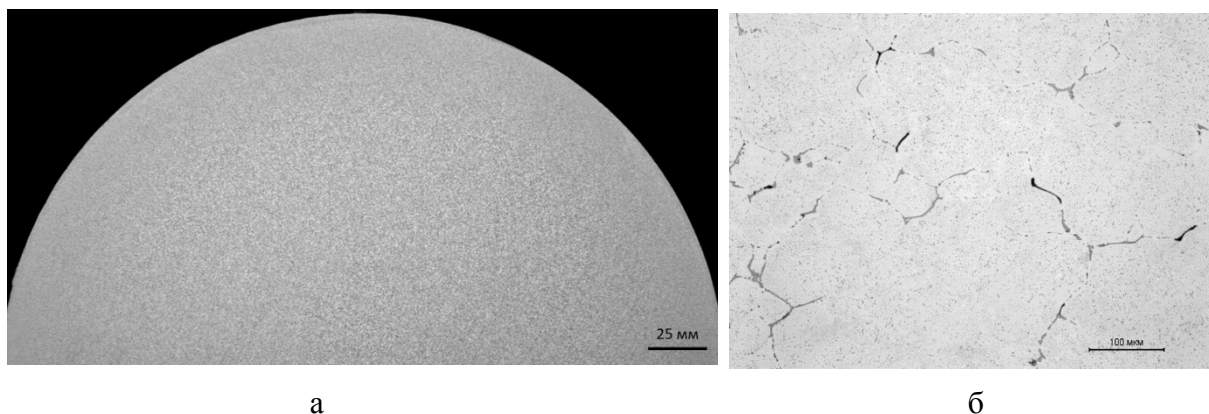


Рис. 1 – Структура слитка Ø 305 мм из сплава 1933:

а – макроструктура поперечного сечения, б – микроструктура в литом состоянии

Методом МРСА установлено, что по границам дендритных ячеек α твердого раствора находятся сложные неравновесные эвтектики, содержащие фазы Al_7Cu_2Fe , $Mg(Zn,Cu,Al)_2$ (рисунок 2, таблица 1).

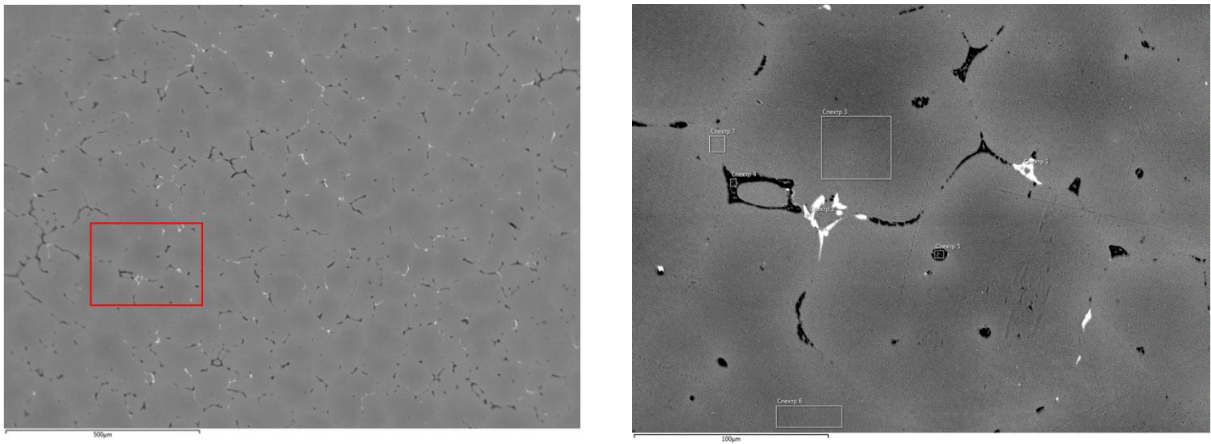


Рис. 2 – Структура слитка из сплава 1933 в литом состоянии:
 а – выделен участок, на котором проведен локальный химический анализ фаз и твердого раствора, б – выделены участки, химический состав которых приведен в таблице 1

Таблица 1

Химический состав эвтектических фаз и твердого раствора

№ спектра	Mg	Al	Si	Fe	Cu	Zn	Фаза
1	-	55.0	2.0	25.5	14.6	2.8	Al ₇ Cu ₂ Fe
2	-	54.6	2.0	26.5	14.3	2.6	Al ₇ Cu ₂ Fe
3	1.5	90.5	-	-	0.8	7.1	α
4	2.0	86.6	-	-	2.8	8.6	Mg(Zn,Cu,Al) ₂
5	1.8	86.2	0.8	-	3.2	8.0	Mg(Zn,Cu,Al) ₂
6	1.5	90.2	-	-	1.0	7.3	α
7	2.1	87.1	-	-	1.9	8.9	граница зерна

Для изучения влияния температуры и времени выдержки при гомогенизации на процесс растворения неравновесных избыточных фаз и распад пересыщенного твердого раствора циркония были выбраны режимы, приведенные в таблице 2.

Таблица 2

Выбранные режимы гомогенизации для проведения исследований

№	Режим гомогенизации
1	350 °С, 26 ч
2	460 °С, 4 ч
3	350 °С, 26 ч + 460 °С, 4 ч
4	460 °С, 24 ч – стандартный режим
5	460 °С, 36 ч
6	465 °С, 12 ч

Режим №4 является стандартным для сплава 1933, режимы №3 и №5 выбраны для изучения роста среднего размера дисперсоидов Al₃Zr от

продолжительности гомогенизации, режим №1 и режим №3 выбраны для изучения влияния двухступенчатой гомогенизации на структурно-фазовый состав слитка, режим №6 выбран для изучения эффективности проведения гомогенизации вблизи температур неравновесного солидуса.

Эффективность режима гомогенизации оценивалась по изменению объемной доли структурных составляющих и свойствам темплетов от слитка из сплава 1933 при повышенных температурах. После гомогенизации исследована микроструктура с определением объемной доли не растворившихся фаз (рисунок 3, таблица 3).

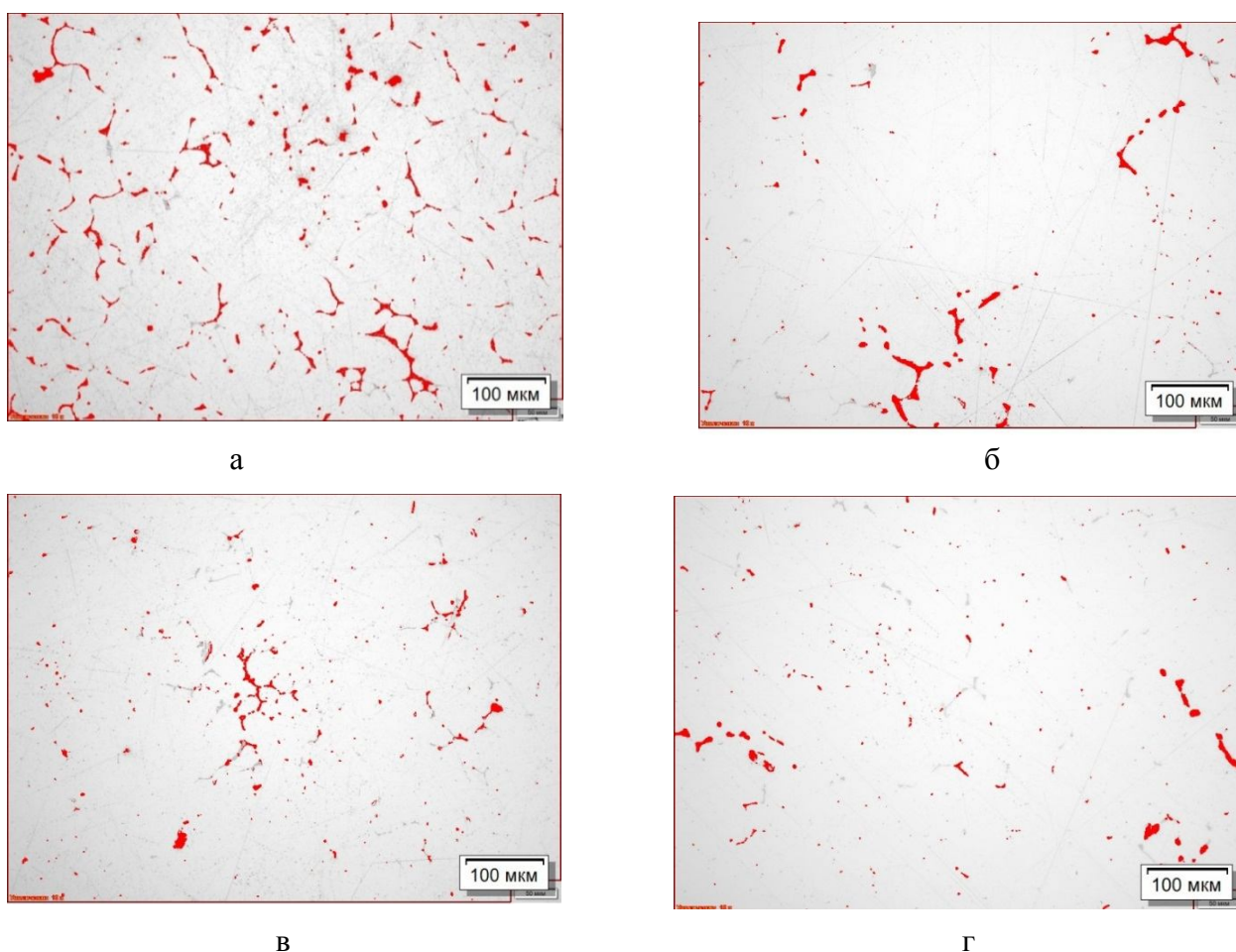


Рис. 3 – Микроструктура слитка из сплава 1933 после различных режимов гомогенизации (охлаждение с температуры гомогенизации в холодной воде):

а – литое состояние, б – 460 °С, 4 ч, в – 460 °С, 24 ч, г – 350 °С, 26 ч + 460 °С, 4 ч

Как видно из таблицы 3 наиболее интенсивно диффузионные процессы растворения протекают в первые 12 часов после начала гомогенизации, что

обеспечивает уменьшение на 40-55% объемной доли интерметаллидных фаз (режимы №2 и №6).

Таблица 3

Объемная доля фаз в темплетях от слитка после гомогенизации

№	Режим гомогенизации	Объемная доля, %
1	350 °С, 26 ч	2,37
2	460 °С, 4 ч	1,46
3	350 °С, 26 ч + 460 °С, 4 ч	0,80
4	460 °С, 24 ч – стандартный режим	0,96
5	460 °С, 36 ч	0,78
6	465 °С, 12 ч	1,05

Затем эффективность гомогенизации резко падает (12–17 % за последующие 24-30 ч), поскольку уменьшается скорость диффузии вследствие уменьшения градиента концентрации по объему зерна. Режим №5 обеспечивает наилучшую растворимость интерметаллидных фаз за счет большей продолжительности выдержки. Применение двухступенчатого режима (№3) также обеспечивает эффективное растворение неравновесных фаз (0,80 % объем.) [23].

Проведен микрорентгеноспектральный анализ слитка, гомогенизированного по двухступенчатому режиму №3 и охлажденного в воде. Установлено, что в структуре присутствуют исключительно светлые частицы нерастворимой фазы Al_7Cu_2Fe (рисунок 4).

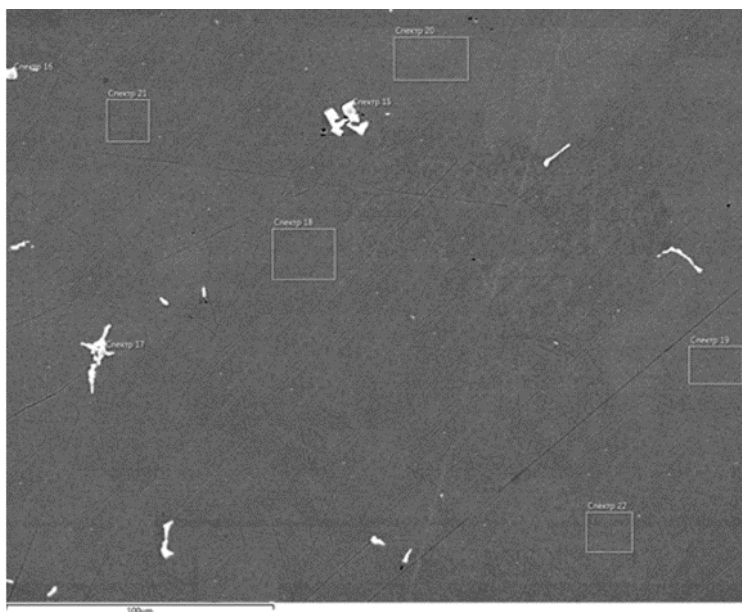


Рис. 4 – Структура слитка из сплава 1933 в гомогенизированном состоянии по режиму №3, выделены области, химический состав которых приведен в таблице 4.

Уменьшение объемной доли данной фазы возможно, только при ограничении содержания примеси железа в сплаве 1933. Все остальные неравновесные фазы, содержащие атомы основных компонентов, растворены при гомогенизации (таблица 4).

Методами просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) исследован распад пересыщенного твердого раствора циркония в сплаве 1933 после различных режимов гомогенизации (рисунок 5).

Проведен количественный анализ тонкой структуры, определен средний размер и плотность выделений дисперсоидов Al_3Zr после различных режимов гомогенизационного отжига (таблица 5). Из таблицы №5 и темнопольных изображений структуры видно, что при увеличении продолжительности гомогенизации при температуре 460 °С с 4 до 36 часов плотность выделений и их средний размер увеличивается (с 13,85 до 23,13 нм). При этом максимальная плотность выделений получена после двухступенчатой гомогенизации.

Локальный химический состав фаз и твердого раствора

№ спектра	Mg	Al	Si	Fe	Cu	Zn	Фаза
15	-	53.8	2.6	28.9	12.6	0,6	Al ₇ Cu ₂ Fe
16	-	53.9	2.3	27.1	14.3	0,7	Al ₇ Cu ₂ Fe
17	-	55.5	2.7	27.3	12.3	0,7	Al ₇ Cu ₂ Fe
18	1.9	88.4	-	-	1.0	7.1	α
19	1.9	88.5	-	-	1.0	7.0	α
20	1.9	88.2	-	-	1.1	7.1	α
21	1.8	88.0	-	-	1.0	7.0	α
22	1.9	88.5	-	-	1.0	7.1	α

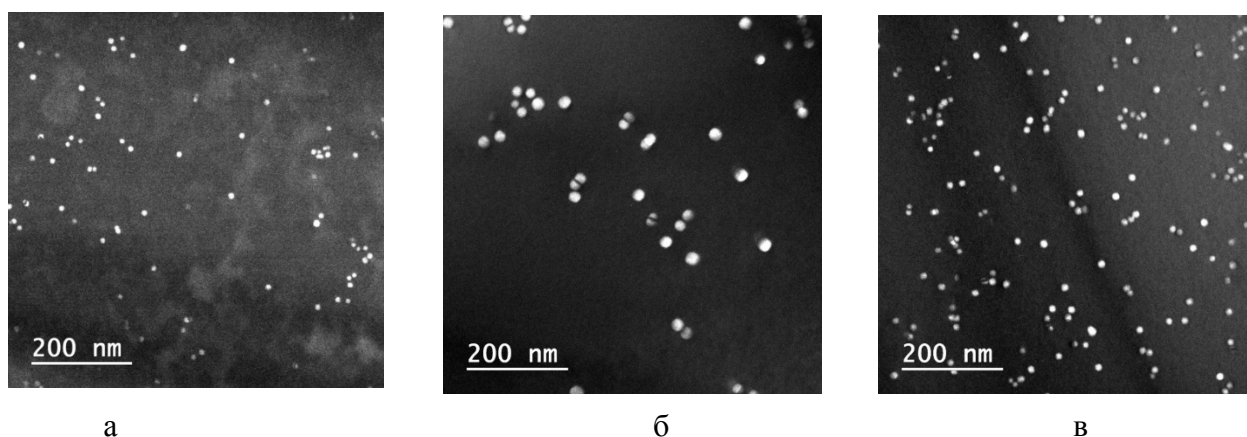


Рис. 5 – Темнопольное изображение выделений метастабильной β'- фазы (Al₃Zr) в структуре слитка после различных режимов гомогенизации:
 а – 350 °С, 26 ч, б – 460 °С, 36 ч, в – 350 °С, 26 ч + 460 °С, 4 ч.

Таблица 5

Количественные характеристики частиц Al₃Zr после различной гомогенизации

№	Режим гомогенизации	Средний размер, нм	Плотность, см ⁻³
1	350 °С, 26 ч	11,04	0,8x10 ¹⁵
2	460 °С, 4 ч	13,85	3,8x10 ¹⁴
3	350 °С, 26 ч + 460 °С, 4 ч	14,60	2,1x10 ¹⁵
5	460 °С, 36 ч	23,13	1,4x10 ¹⁵

На первой ступени (350 °С, 26 ч) интенсивно происходит зарождение частиц Al₃Zr различного размера (рисунок 6, а), предположительно также образуются наноразмерные предвыделения (выделены красным), обогащенные цирконием. На второй ступени гомогенизации происходит рост

зародившихся на первой ступени частиц Al_3Zr и предвыделений (рисунок 6, б), что обеспечивает повышенную плотность по сравнению с другими режимами гомогенизации, при этом средний размер дисперсоидов на 35% меньше, чем после гомогенизации при 460 °С, 36 ч за счет меньшей продолжительности второй высокотемпературной ступени.

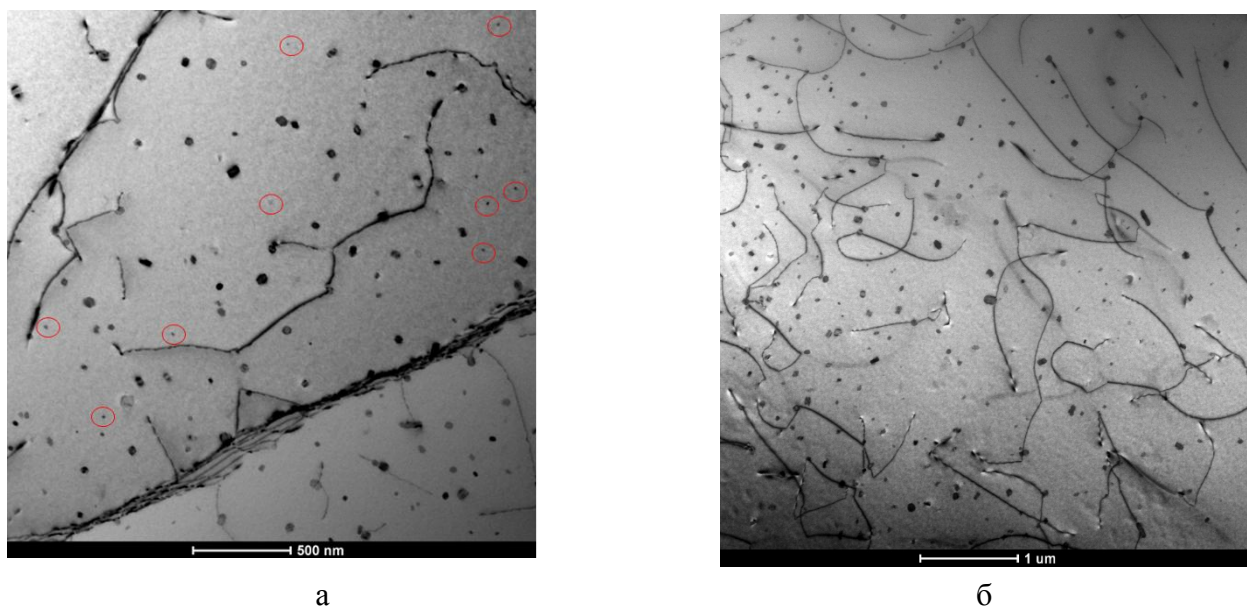
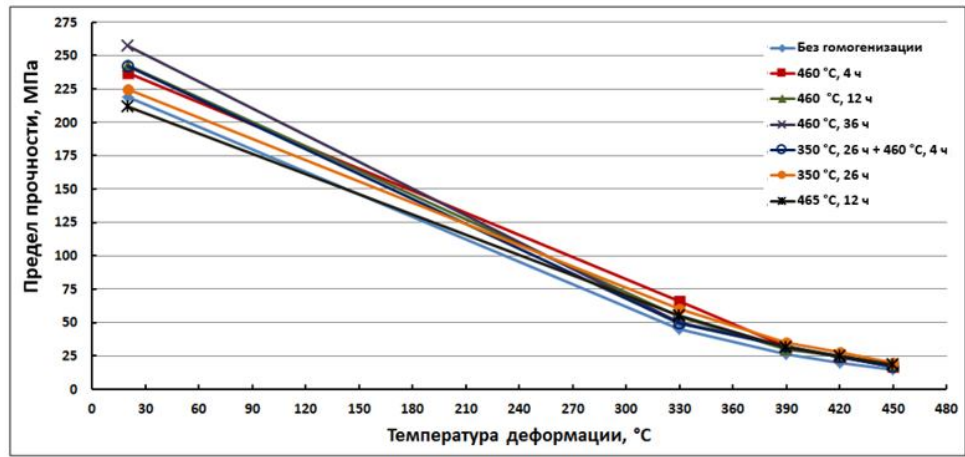
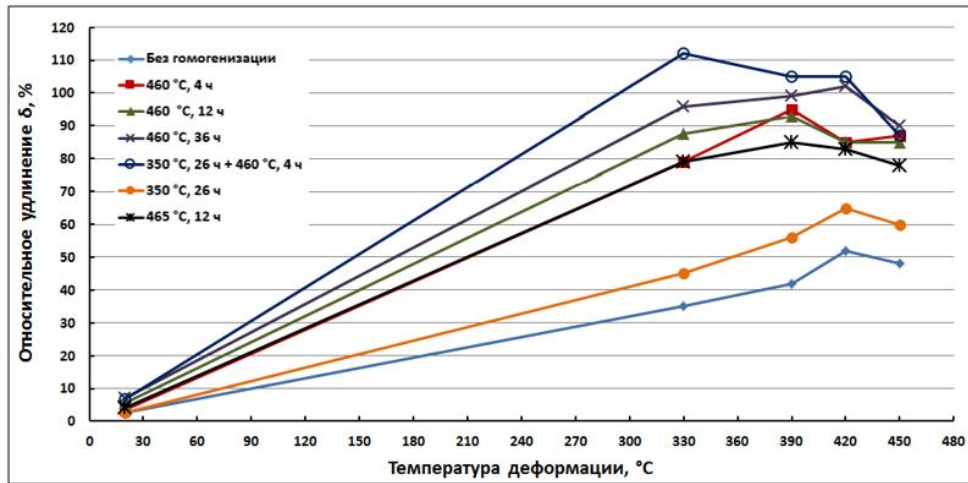


Рис. 6 – Светлопольное изображение выделений Al_3Zr в структуре слитка сплава 1933 после гомогенизации: а – 350 °С, 26 ч, б – 350 °С, 26 ч + 460 °С, 4 ч.

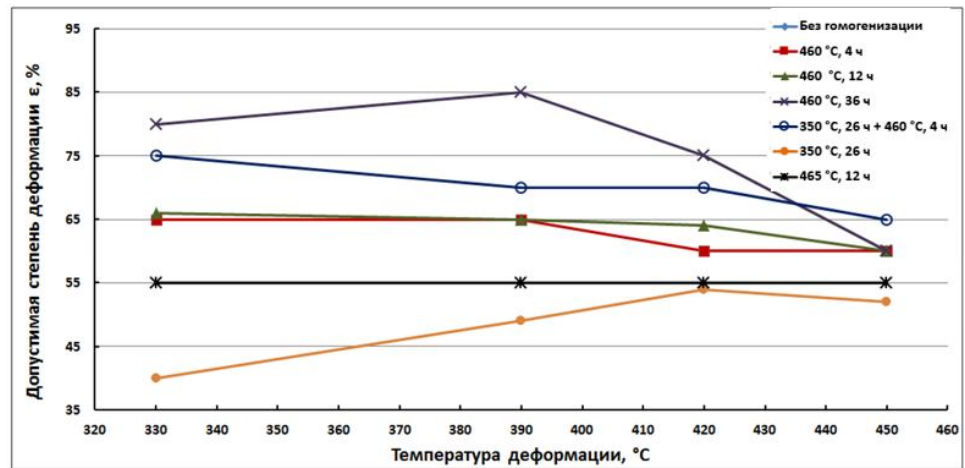
Для оценки влияния режима гомогенизационного отжига на технологические свойства слитков определены при комнатной и повышенных температурах механические свойства при растяжении (σ_b , δ) и осадке образцов, вырезанных из темплетов слитка, гомогенизированных по шести режимам, в интервале от 330 до 450 °С на образцах, отобранных из зоны $\frac{1}{2}$ радиуса слитка в осевом направлении. Графическая зависимость средних значений механических свойств от температуры испытания приведена на рисунке 7.



а



б



в

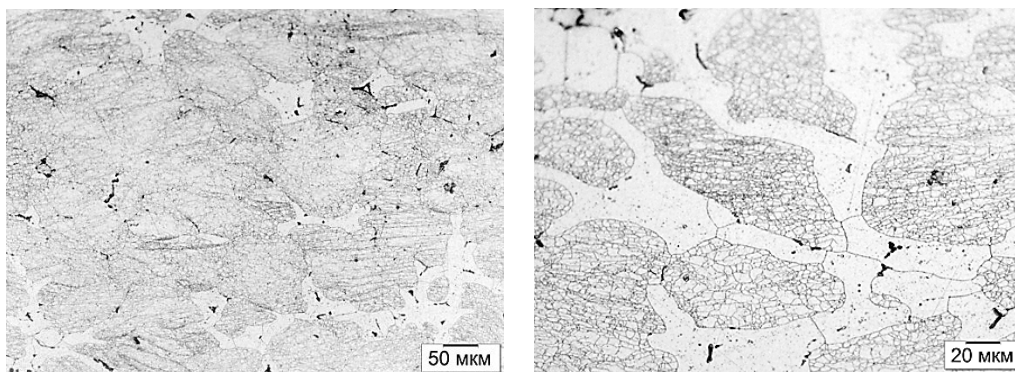
Рис. 7 – Влияние температуры на сопротивление деформации (а) и технологическую пластичность слитка из сплава 1933, гомогенизированного по различным режимам, при растяжении (б) и осадке (в)

Как видно из рисунка 7, для слитков, гомогенизированных по режимам

№3 и №5, обеспечивающим наилучшую растворимость интерметаллидных фаз (таблица 3), в температурном интервале 330–420 °С, достигаются максимальные значения характеристик пластичности ($\delta = 90\text{--}110\%$), при этом допустимая степень деформации при осадке за один нагрев составляет 70–75%, что делает возможным проведение горячей деформации при изготовлении поковок в этом интервале.

На основании полученных результатов можно сделать вывод, что установленным структурным особенностям слитков после различных режимов гомогенизации соответствуют показатели технологической пластичности слитков в интервале температур испытаний горячей деформации сплава 1933.

С целью определения влияния структурных особенностей слитков, гомогенизированных по различным режимам, на прохождение рекристаллизации в деформированном полуфабрикате после окончательной термической обработки из темплетов слитков, гомогенизированных по различным режимам, были вырезаны образцы для осадки. Образцы подвергали нагреву под деформацию и осадке со степенью 65%, а затем закалке - и старению по стандартному режиму Т2. Микроструктура образцов приведена на рисунке 8.



а

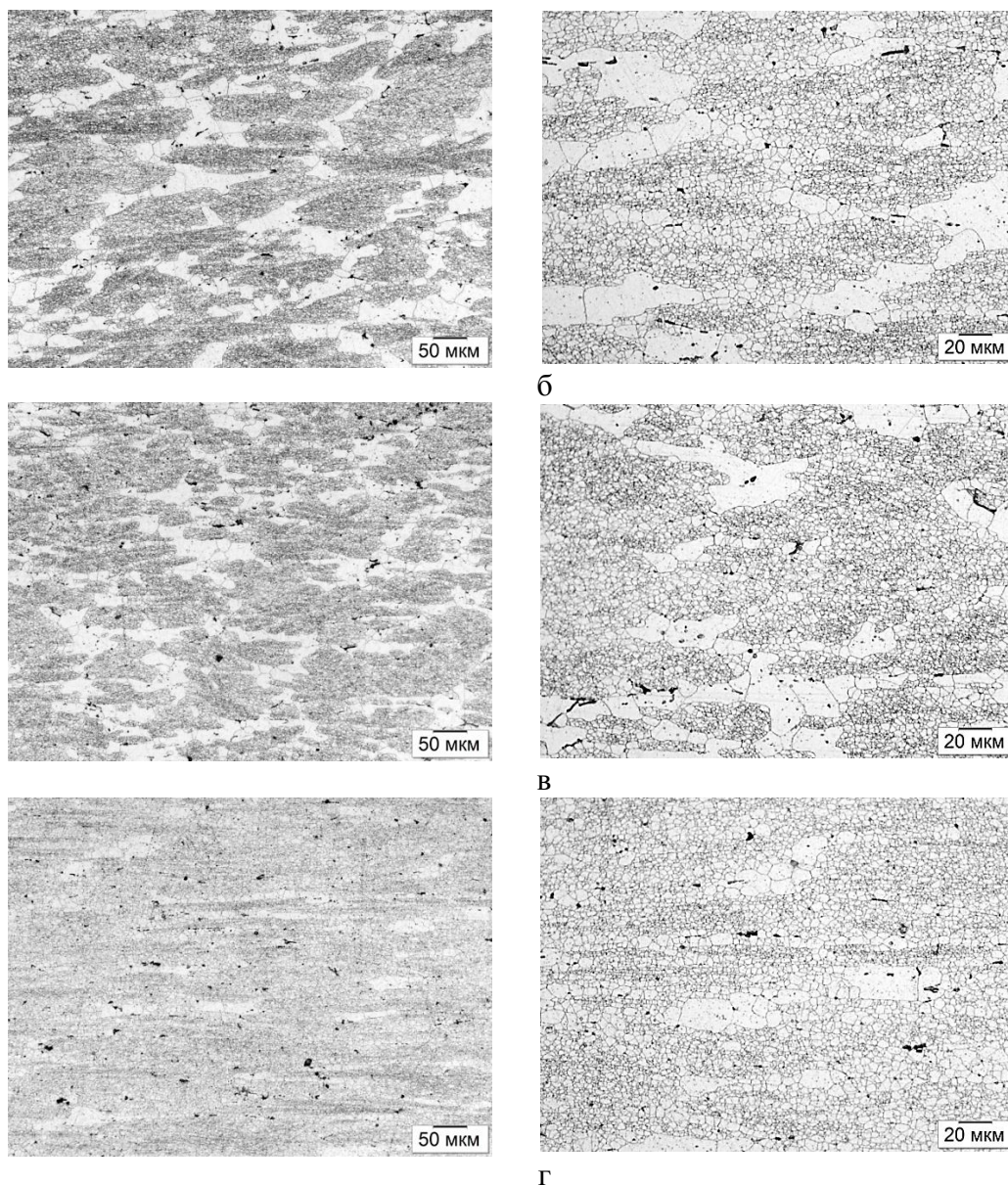


Рис. 8 – Микроструктура деформированных образцов из сплава 1933Т2, изготовленных из слитка, гомогенизированного по различным режимам:

а – 460 °С, 4 ч, б – 460 °С, 24 ч, в – 460 °С, 36 ч, г – 350 °С, 26 ч + 460 °С, 4 ч

Из приведенных микроструктур видно, что рекристаллизация в меньшей степени прошла в образцах, гомогенизированных по режимам 460 °С, 36 ч и 350 °С, 26 ч + 460 °С, 4 ч, в которых плотность выделений Al_3Zr , сдерживающих процесс рекристаллизации, была выше по сравнению с другими режимами, что подтверждает необходимость при разработке режима гомогенизации для цирконий содержащих сплавов оценивать ее эффективность не только по растворению неравновесных интерметаллидных

фаз и устранению микроликвации, но и по плотности и размеру образующихся дисперсоидов Al_3Zr .

Сплав 1933 применяется в состоянии перестаривания T2 и T3 [4]. Режим T2 является ступенчатым старением с температурой второй ступени выше первой. Основная цель двухступенчатого старения – создать большее число центров выделений на низкотемпературной ступени, когда пересыщенность твердого раствора велика, а затем на высокотемпературной ступени получить необходимую степень распада раствора и оптимальный размер выделений упрочняющей фазы M' . В результате достигаются более высокая плотность и однородность распределения выделений, чем это возможно при одноступенчатом старении при повышенной температуре. В результате в сплаве удастся получить сочетание повышенных прочности, пластичности, коррозионной стойкости и вязкости разрушения.

В научных статьях [19,21] приводятся данные, что применение многоступенчатых режимов старения для различных полуфабрикатов из алюминиевых сплавов системы Al–Zn–Mg–Cu улучшает однородность выделения упрочняющих фаз по сечению деформированных полуфабрикатов и обеспечивает получение улучшенного комплекса служебных характеристик.

Например, новый режим обработки T77 (трехступенчатое старение) для сплава 7085 (США), позволяет обеспечить повышенную прочность ($\sigma_B \geq 500$ МПа), коррозионную стойкость и вязкость разрушения по сравнению с состоянием T76 (аналог T2) [24].

Поэтому, с целью разработки нового режима искусственного старения, обеспечивающего повышение комплекса свойств кованных полуфабрикатов из сплава 1933, проведено исследование влияния многоступенчатого старения на механические свойства поковок.

Темплеты, вырезанные из поковок, состарены в лабораторных условиях по четырем режимам – трем опытным трехступенчатым и серийному двухступенчатому режиму T2 (таблица 6). Режимы отличаются

друг от друга продолжительностью второй ступени (3–6 ч) и температурой третьей ступени (90 °С и 130 °С).

После проведения искусственного старения темплеты были разрезаны на образцы и проведены испытания по определению механических свойств при растяжении, вязкости разрушения и усталостной долговечности. Результаты испытаний приведены в таблице 7.

Таблица 6

Выбранные режимы искусственного старения для проведения исследований

№	Режим искусственного старения
1	125 °С, 8 ч + 170 °С, 7 ч (Т2)
2	125 °С, 12 ч + 170 °С, 3 ч + 90 °С, 15 ч
3	125 °С, 12 ч + 170 °С, 6 ч + 130 °С, 6 ч
4	125 °С, 8 ч + 170 °С, 5 ч + 130 °С, 7 ч

Таблица 7

Механические свойства поковок после различных режимов старения

Режим старения	Продольное направление			Поперечное направление	Продольное направление
	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	K_{1C} , МПа $\sqrt{м}$	МЦУ _{ср.} , кцикл (при $K_t = 2,6$, $R=0,1$, $f = 5$ Гц)
1	485	460	12,0	40	145
2	505	470	11,2	37	164
3	520	480	12,7	38	185
4	530	490	13,5	41	193

Из данных, приведенных в таблице 7, видно, что режим старения №2 с увеличенной до 12 ч первой ступенью и короткой второй ступенью (3 ч) обеспечивает повышение прочностных свойств по сравнению с режимом Т2, при этом вязкость разрушения снижается. Опытные трехступенчатые режимы старения №3 и №4 с повышенной температурой третьей ступени до 130 °С по сравнению с серийным режимом №1 (Т2) и экспериментальным №2 обеспечивают более высокий уровень прочностных свойств поковок ($\sigma_B = 520\text{--}530$ МПа, $\sigma_{0,2} = 480\text{--}490$ МПа) при высокой пластичности ($\delta = 12,7\text{--}13,5$ %) и вязкости разрушения ($K_{1C} = 38\text{--}41$ МПа $\sqrt{м}$).

Выводы

Исследовано влияние гомогенизационного отжига на растворение избыточных неравновесных фаз в слитке из сплава 1933. Наиболее интенсивно диффузионные процессы растворения протекают в первые 12 ч после начала гомогенизации, что обеспечивает уменьшение на 40-55% объёмной доли интерметаллидных фаз (режимы 460 °С, 4 ч и 465 °С, 12 ч). Затем эффективность гомогенизации резко падает (12–17 % за последующие 24-30 ч), поскольку уменьшается поверхность контакта между оставшимися частицами фаз и твердым раствором и уменьшается скорости диффузии вследствие уменьшения градиента концентрации по объему зерна. Режимы 350 °С, 26 ч + 460 °С, 4 ч и 460 °С, 36 ч обеспечивают наилучшую растворимость интерметаллидных фаз (объемная доля нерастворившихся фаз 0,8 % и 0,78 % соответственно).

Исследовано влияние температурно-кинетических параметров гомогенизации на распад пересыщенного твердого раствора циркония в сплаве 1933. При увеличении продолжительности гомогенизации с 4 до 36 ч при температуре 460 °С плотность выделений Al_3Zr и их средний размер увеличивается (с 11,04 нм до 23,13 нм). При этом максимальная плотность выделений получена после двухступенчатой гомогенизации. На первой ступени (350 °С, 26 ч) интенсивно происходит зарождение частиц Al_3Zr , видны наноразмерные предвыделения, обогащенные цирконием. На второй ступени гомогенизации (460 °С, 4 ч) происходит рост зародившихся на первой ступени частиц Al_3Zr и предвыделений, что обеспечивает повышенную плотность выделений по сравнению с другими рассмотренными режимами гомогенизации.

Определены механические свойства при растяжении и осадке образцов из слитков, гомогенизированных по различным режимам, в интервале температур 330 до 450 °С. Для слитков, гомогенизированных по режимам 350 °С, 26 ч + 460 °С, 4 ч и 460 °С, 36 ч, которые обеспечивают наилучшую растворимость интерметаллидных фаз в температурном интервале 330-420

°С, достигаются максимальные значения характеристик пластичности ($\delta = 90\text{--}110\%$), при этом допустимая степень деформации за один нагрев составляет $70\text{--}75\%$, что делает возможным проведение горячей деформации при изготовлении различных полуфабрикатов в этом интервале.

Исследована степень рекристаллизации в деформированных образцах из сплава 1933Т2, гомогенизированных по различным режимам. Установлено, что рекристаллизация в меньшей степени прошла в образцах, гомогенизированных по режимам $460\text{ }^{\circ}\text{C}$, 36 ч и $350\text{ }^{\circ}\text{C}$, 26 ч + $460\text{ }^{\circ}\text{C}$, 4 ч в которых плотность выделений Al_3Zr , сдерживающих данный процесс, была выше по сравнению с другими режимами, что подтверждает необходимость при разработке режима гомогенизации для цирконий содержащих сплавов оценивать ее эффективность не только по растворению неравновесных интерметаллидных фаз и устранению микроликвации, но и плотности и размеру образующихся во время гомогенизации дисперсоидов Al_3Zr .

Установлено, что применение многоступенчатых режимов старения для поковок из сплава 1933, обеспечивает повышение уровня прочности на $20\text{--}30\text{ МПа}$, при сохранении высокой вязкости разрушения и относительного удлинения, а также повышение усталостной долговечности по сравнению с режимом старения Т2.

Литература

1. Каблов Е.Н. Современные материалы – основа инновационной модернизации России //Металлы Евразии. 2012. №3. С. 10–15.
2. Каблов Е.Н. Авиакосмическое материаловедение //Все материалы. Энциклопедический справочник. 2008. №3. С. 2–14.
3. Каблов Е.Н. Инновационные разработки ФГУП «ВИАМ» ГНЦ РФ по реализации «Стратегических направлений развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года» //Авиационные материалы и технологии. 2015. №1 (34). С. 3–33.
4. Вахромов Р.О., Ткаченко Е.А., Попова О.И. влияние основных

легирующих компонентов, микродобавок и примесей на свойства ковочных сплавов системы Al–Zn– Mg–Cu // Цветные металлы. 2013. № 5 (845). С. 61-65.

5. Антипов В.В., Сенаторова О.Г., Ткаченко Е.А., Вахромов Р.О. Алюминиевые деформируемые сплавы //Авиационные материалы и технологии. 2012. №5. С. 167–182.

6. Тарасов Ю.Н., Вахромов Р.О., Применение алюминиевых сплавов, разработанных под руководством академика И. Н. Фридляндера, в отечественной авиационной технике // Цветные металлы. 2013. № 9 (849). С. 37-39.

7. Тарасов Ю.Н., Антипов В.В. Новые материалы ВИАМ – для перспективной авиационной техники производства ОАО «ОАК» //Авиационные материалы и технологии. 2012. №2. С. 5-6.

8. Вахромов Р.О., Ткаченко Е.А., Попова О.И., Милевская Т.В. Обобщение опыта применения и оптимизация технологии изготовления полуфабрикатов из высокопрочного алюминиевого сплава 1933 для силовых конструкций современной авиационной техники /. // Авиационные материалы и технологии. 2014. № 2 (31). С. 34-39.

9. Фридляндер И.Н. Алюминиевые деформируемые конструкционные сплавы // Металлургия, 1979, с. 208.

10. Гомогенизация слитков алюминиевых сплавов. ТР 50-31-70 // ВИС, 1970, с. 24.

11. Фридляндер И.Н. Металловедение алюминиевых сплавов // Наука, 1985, с. 238.

12. Белов Н.А. Фазовый состав промышленных и перспективных алюминиевых сплавов //Изд. Дом МИСиС, 2010, с. 511.

13. Вахромов Р.О., Ткаченко Е.А., Антипов В.В. Закономерности формирования структуры и свойств ковочных сплавов системы Al-Zn-Mg-Cu с различным содержанием основных легирующих компонентов, микродобавок и примесей // Вестник Самарского государственного

аэрокосмического университета им. академика С.П. Королёва (национального исследовательского университета). 2012. № 5-1 (36). С. 215-222.

14. Vakhromov R.O., Tkachenko E.A., Antipov V.V. Research and Development of High-Strength of Al-Zn-Mg-Cu Alloys, 13th International Conference on Aluminum Alloys, (2012), pp. 1514 – 1520.

15. Lima S.T. Improved quench sensitivity in modified aluminum alloy 7175 for thick forging applications / S.T. Lima, S.J. Yun, S.W. Namb // Materials Science and Engineering A, 2004, 371(1–2), 82–90.

16. Robinson J.S., R.L. Cudd, T.D. Tanner. Quench sensitivity and tensile property inhomogeneity in 7010 forgings // Journal of Materials Processing Technology, 2001, 119 (1–3), 261–267.

17. Li Pei-yue, Bai-qing Xiong, Yong-an Zhang, Zhi-hui Li, Bao-hong Zhu, Feng Wang, Hong-wei Liu. Quench sensitivity and microstructure character of high strength AA7050 // Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2012, 22(2), 268–274.

18. Yu-lin Zheng, Cheng-bo Li, Sheng-dan Liu, Yun-lai Deng, Xin-ming Zhang. Effect of homogenization time on quench sensitivity of 7085 aluminum alloy // Trans. Nonferrous Met. Soc. China 24(2014), 2275–2281.

19. Xin-ming Zhang, WenJun Liu, ShengDan Liu, MingZhe Zhou. Effect of processing parameters on quench sensitivity of an AA7050 sheet // Materials Science and Engineering A 528 (2011), 795–802.

20. LI X.M., STARINK M.J. Identification and analysis of intermetallic phases in overaged Zr-containing and Cr-containing Al-Zn-Mg-Cu alloys // Alloys Compd, 2011, 509: 471–476.

21. Marlaud T., Deschamps A., Bley F., Lefebvre W., Baroux B. Influence of alloy composition and heat treatment on precipitate composition in Al-Zn-Mg-Cu alloys // Acta Materialia, 2010, 58(1): 248–260.

22. Conserva M., E. DI Russo, O. Caloni. Comparison of the Influence of Chromium Zirconium on the Quench Sensitivity of Al-Zn-Mg-Cu Alloys //

Metallurgical Transactions. Volume 2, APRIL 1971-1227.

23. Способ изготовления изделий из алюминиевых деформируемых сплавов: патент 2284367, Рос. Федерация. опубл. 27.01.05.

24. J.S. Robinson, S. Hossain, C.E. Truman Residual stress in 7085 aluminium alloy forging // Materials Science and Engineering. –2010. – A, 527. – P. 2603- 2612.

УДК 669.715

Исследование слитков и деформированных полуфабрикатов высоколегированных алюминиевых сплавов дифракционными методами

Овсянников Б.В.¹, к.т.н.; Чикова О.А.², д.ф.-м.н.; Резник П.Л.²

¹НТЦ ОАО «КУМЗ»

²ФГАОУ ВПО Уральский федеральный университет

Аннотация:

Изучено влияние режимов термообработки слитков сплава 01570 и полуфабрикатов сплава 01461 на структуру, фазовый состав и кристаллическую структуру. На основе данных EBSD и EDS исследований установлено различие микроструктур образцов, сделано предположение о наиболее благоприятном режиме отжига для дальнейшей деформации. По результатам дифракционных исследований сделаны выводы о растворимости Zr в сплаве 01561 и присутствии метастабильной фазы Al₃Zr.

Ключевые слова:

сплав 01570, сплав 01461, сплав 01561, EDS, EBSD, микроструктура, фактор Шмидта, Al-Mg-Sc, Al-Li, термическая обработка, фазовый состав, дифракционные метод, слиток, полуфабрикат

Abstract:

The effect of heat treatments 01570 alloy ingots and semi-finished alloy 01461. Based on the data and EBSD and EDS- study found a difference of microstructures of the samples has been suggested most favorable treatment annealing for further deformation. As a result XRD obtained conclusions and solubility of Zr alloy 01561, and the presence of the metastable phase Al_3Zr .

Keywords:

01570, 01461, 01561, EDS, EBSD, microstructure, Schmidt factor, diffraction methods, heat treatment, Al-Mg-Sc, Al-Li, phase structure, ingot, semi-finished

Введение

В алюминиевых сплавах в отличие от сталей, титановых или никелевых жаропрочных сплавов объемная доля нематричных фаз сравнительно мала. Отожженные сплавы обычно содержат 3-7 % равновесных фаз. В промышленных сплавах в количестве не менее 2% по объему обычно присутствуют интерметаллиды, содержащие железо и кремний. В редких случаях обнаруживаются так же в количестве так называемые дисперсоиды - вторичные выделения, образующиеся при распаде аномально пересыщенных по переходным металлам твердых растворов. Дисперсоиды представляют собой неравновесные упрочняющие выделения отдельных фаз и формируются при старении [1]. Поскольку чувствительность обычного рентгеновского фазового анализа (РФА) составляет 1-2%, используют химические или электрохимические методы выделения фаз с растворением матрицы или повышают чувствительность метода. Результаты

рентгеновского фазового анализа представляют в виде зависимостей интенсивности излучения от удвоенного угла дифракции (2Θ) отмечая рефлексы, характерные для данной фазы, например, Al_2CuMg [3] или Al_3Zr [2]. Параллельно, как правило, для промышленных алюминиевых сплавов проводят измерение периода кристаллической решетки α -алюминия – a , Å. Данные о параметре решетки используются для анализа содержания легирующих компонентов в твердом растворе в зависимости от химического состава сплава и режима термообработки. Для анализа используются эмпирические зависимости параметра решетки от содержания легирующего компонента в твердом растворе [4]. Точность измерения должна быть не менее 10^{-5} нм и абсолютная ошибка измерений резко уменьшается в области больших углов, поэтому для точных измерений пригодны линии (222) на Cr-излучении, (420) на Co-излучении и (333), (511) на Cu-излучении. При этом нужно учитывать как геометрию съемки, так и наличие наклепа и текстуры [1].

Популярный в последнее время микрорентгеноспектральный анализ (EDS-анализ), как дополнительная возможность растрового электронного микроскопа, основан на возбуждении так называемого характеристического рентгеновского излучения атомов малого участка поверхности образца с помощью тонкого высокоскоростного электронного зонда. Электронный зонд с помощью системы развертки обегает исследуемую поверхность. При торможении электронов на поверхности возникает, наряду с так называемым тормозным излучением, характеристическое рентгеновское излучение, свойства которого существенно определяются строением электронных оболочек в атомах вещества. Это излучение обязано своим возникновением энергетическим переходом между глубокими энергетическими уровнями атомов. Возникающее характеристическое излучение регистрируется с помощью рентгеноспектральной аппаратуры. Размер просматриваемой площадки представляет собой квадрат со стороной 360, 180, 90 или 45 мкм. Минимальный объем вещества, поддающегося количественному анализу,

составляет 0,1 мкг. EDS-анализ обеспечивает возможность качественного анализа элементов от В до U, количественного анализа состава сплавов от Na до U с построением карт распределения элементов.

Современный сканирующий электронный микроскоп представляет собой аналитический комплекс, который позволяет исследовать металлические материалы с разрешением до 3 нм (рабочее увеличение – от $\times 5$ до $\times 300000$) и предполагает также совместное использование не только EDS-анализа, но и EBSD-анализа (анализ дифракции обратно отраженных электронов - дифракции Кикучи). EBSD-анализ обеспечивает одновременное проведение анализа структуры, текстуры и химического состава; автоматическую идентификацию фаз и построение карт распределения элементов, фаз и ориентации кристаллитов.

В данной работе представлен оригинальный опыт применения дифракционных методов изучения фазового состава и кристаллического строения слитков и деформированных полуфабрикатов высоколегированных алюминиевых сплавов систем Al-Mg-Zr(Sc) и Al-Cu-Mg-Li, сплавов 01561, 01570 и 01461.

Материалы и методы исследования

Образцы для исследования от слитков сплавов 01570, 01561 и от полуфабрикатов сплава В-1461 отобраны в условиях ОАО КУМЗ. Проводился экспресс контроль элементного состава отобранных проб и определение элементного состава проб методом эмиссионного спектрального анализа с индукционно связанной плазмой с помощью оптического эмиссионного спектрометра «Optima 4300DV» фирмы «Perkin Elmer». В последнем случае пробу весом 0,05гр растворяли в HCl 1:1 и разбавляли до 100мл дистиллированной водой. При финишной подготовке образцов для дифракционных исследований использовали прецизионную специализированную машину для шлифования с микропроцессорным управлением и электронным контролем плоскостности Logitech PM5.

Абразив - коллоидная суспензия SiO_2 . Точность снятия материала - 3 мкм. Фазовый анализ и определение параметра решетки α -алюминия проводили с помощью рентгеновского дифрактометра Bruker D8 Advance. Обработку данных эксперимента вели с помощью универсального программного средства FULLPROF и графического инструментария к нему – WinPLOTR. Для исследования морфологии, химических и структурных свойств алюминиевых сплавов с нанометровым пространственным разрешением использовали сканирующий электронный микроскоп Carl Zeiss AURIGA CrossBeam, и именно, сфокусированный ионный пучок для пробоподготовки, рентгеновский микроанализ (EDS), дифракцию обратно рассеянных электронов (EBSD).

Результаты и обсуждение эксперимента

Образцы сплава 01561 отобраны в ходе опытной плавки массой 8000 кг, проведенной в условиях ИЦ ОАО КУМЗ. После полного расплавления металла произвели подшихтовку лигатурой Al-2%Zr массой 50кг. Затем проводили отбор проб на исследование качества металла: перед присадкой лигатуры (образец №1), через 10 минут после присадки лигатуры (образец №2), через 30 минут после присадки лигатуры (образец №3) и через 60 минут после присадки лигатуры (образец №4). Известно, что в Al-Zr сплавах процесс формирования структуры может происходить по двум вариантам: с выделением стабильной фазы D0_{23} или метастабильной фазы L1_2 . В процессе сплавообразования практически весь цирконий в количестве до 0,8-1 % растворяется в алюминии, т.е. формируется однофазная структура. Параметр решетки алюминия при этом растет линейно до величины $4,054\text{\AA}$ соответствующему сплаву с 2,2% Zr в твердом растворе [5-6]. При содержании циркония более 1 %, а в случае низкой температуры литья и при меньшей концентрации, в структуре обнаруживаются первичные кристаллы фазы (стабильной фазы D0_{23}) ZrAl_3 иглообразной или компактной формы. Первичные кристаллы Al_3Zr имеют тетрагональную решетку

(пространственная группа $I4/mmm$ 16 атомов в элементарной ячейке) с параметрами $a=4,014\text{\AA}$ $c=17,33\text{\AA}$). В интервале температур 350-450°C происходит распад твердого раствора ($\alpha\text{-Al}$), что сопровождается упрочнением структуры сплава за счет выделения метастабильного алюминида Al_3Zr (метастабильной фазы $L1_2$) [5-6]. Метастабильная фаза Al_3Zr имеет кубическую решетку когерентную с алюминиевой матрицей (пространственная группа $Pm\bar{3}m$, 4 атома в элементарной ячейке) с параметром $a=4,05\text{\AA}$. Режим старения, при котором достигается максимальное упрочнение, зависит от концентрации циркония в $\alpha\text{-Al}$, поскольку более легированные твердые растворы распадаются быстрее. С ростом концентрации циркония до 0,8 % эффект дисперсионного упрочнения увеличивается (твердость возрастает от 25.35 до 55 НВ), дальнейшее же обогащение цирконием не оказывает значительного влияния. С целью сокращения времени для достижения максимального упрочнения структуры сплава применяют двухступенчатый нагрев, например, при 350 °C (3 ч) и при 450 °C (3 ч). При нагреве до более высоких температур (до 600 °C) достигнутое упрочнение ликвидируется, что связано с трансформацией метастабильного алюминида Al_3Zr в стабильный и уменьшением плотности выделений. Структура сплавов Al-Zr достаточно устойчива к длительным высокотемпературным отжигам. При 350 °C сплав не разупрочняется в течение 1000 ч, при 400 °C - 500 ч, что говорит об устойчивости метастабильной фазы Al_3Zr к длительным нагревам при температурах эксплуатации новых жаропрочных сплавов. Характеристики элементного состава и кристаллического строения отобранных проб представлены в таблице 1.

Таблица 1

Характеристики элементного состава и кристаллического строения проб сплава 01561.

№ образца	Время отбора пробы на анализ	Результат экспресс-анализа элементного состава по Zr, масс. %	Результат эмиссионного спектрального анализа с индукционно связанной плазмой по Zr, масс. %	Параметр решетки α -алюминия, Å
1	Перед присадкой лигатуры	0,024	0,026	4,0507
2	Через 10 минут после присадки лигатуры	0,036	0,033	4,0510
3	Через 30 минут после присадки лигатуры	0,033	0,032	4,0534
4	Через 60 минут после присадки лигатуры	0,034	0,031	4,0540

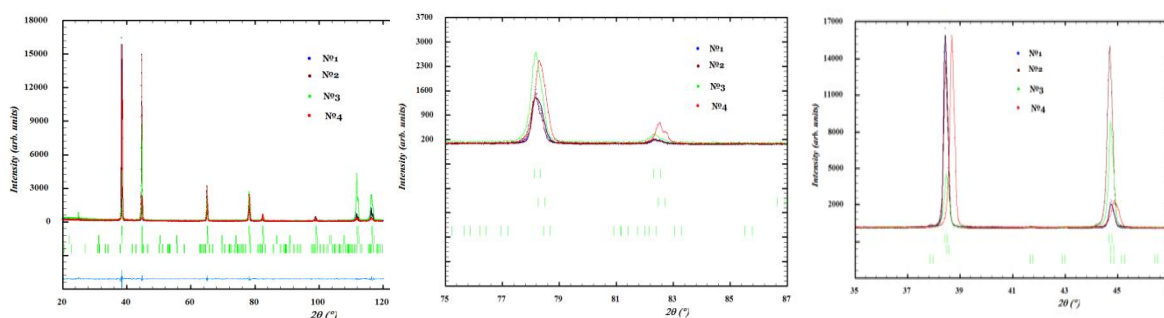


Рис. 1 – Дифрактограммы образцов сплава 01561 (первая линия штрихов обозначает положение рефлексов от α -алюминия, вторая линия – от метастабильной фазы $L1_2$, третья – от стабильной фазы $D0_{23}$).

Дифрактограммы образцов сплава 01561, полученные с помощью Bruker D8 Advance, представлены на рис. 1. Обнаружены рефлексы от метастабильной фазы $L1_2$ для образцов 3 и 4 в области больших углов. В результате количественного ESD-анализа по границам зерен идентифицировано наличие соединений Mg_2Si и $Al_6(Mn,Fe)$ (рис. 2). На рис. 3 представлены карты распределения фаз по результатам EBSD-анализа в образцах № 1 и 4. Обращает внимание большее количество метастабильной фазы $L1_2$ для образца 4 и меньшее количество силицида марганца Mg_2Si .

Рис. 2 – Карты распределения элементов в образцах №1 - №4 сплава 01561

Рис. 3 – Карты распределения фаз в образцах №1 и №4 сплава 01561

Проведен EDS-анализ и EBSD-анализ образцов слитков сплава 01570. Выполнен сравнительный анализ микроструктуры, фазового состава и кристаллического строения образцов, подвергнутых температурно-временной обработке при 530°C, либо при 360°C в течение 8 часов. Получены карты ориентации кристаллитов (рис. 4), построены гистограммы дезориентации кристаллитов (рис. 6) и карты фактора Шмидта для определения степени однородности деформации (рис. 7). На рис.8 представлен результат фазового EBSD-анализа образца сплава 01570, удалось идентифицировать следующие фазы: Al_3Sc , Al_6Mn и Mg_2Si .

Рис. 4. Карты ориентации кристаллитов
а – слиток с ТО при 530°C, б – слиток с ТО при 360°C

Рис. 5 – Карты ориентации кристаллитов α -алюминия в формализме обратных полюсных фигур –IPF

Рис. 6 – Гистограммы дезориентации кристаллитов (а – слиток с ТО при 530°C, слиток с ТО при 360°C) ■ - коррелированные разориентации, ■ - некоррелированные разориентации)

Рис. 7 – Карты фактора Шмидта (а – слиток с ТО при 530°C, слиток с ТО при 360°C)

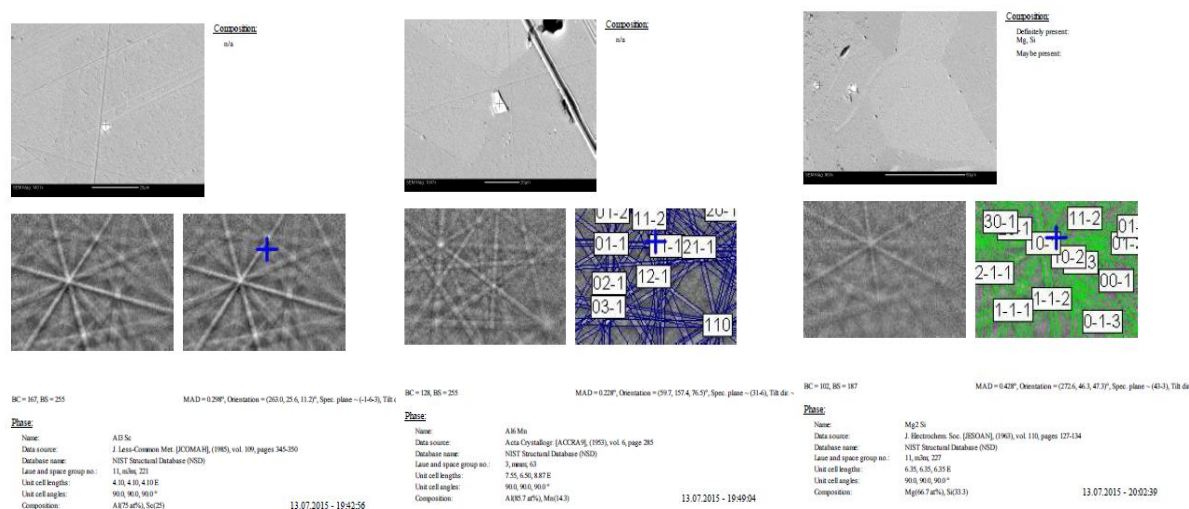


Рис. 8 – Результат фазового EBSD-анализа образца сплава 01570

Увеличение температуры отжига от 360 до 530 °С ожидаемо привело к росту размера зерна (рис. 4). С повышением температуры облегчается переход атомов с одного зерна на другое. Кроме того, при повышении температуры отжига растворяются сегрегации интерметаллидов Al_3Mg_2 на границах зерен, тормозящие миграцию границ во время собирательной рекристаллизации. Карты ориентации кристаллитов α -алюминия в формализме обратных полюсных фигур (inverse pole figure – IPF), так называемые IPF -карты, представлены на рис. 5. На рис. 5 отражено текстурное состояние образцов с использованием метода назначения цветности. Как видно в наличии широкая цветовая гамма, которая свидетельствует о высокой степени разнонаправленности кристаллитов и слабо выраженной текстуре.

Построены гистограммы дезориентации кристаллитов (рис. 6). Некоррелированные разориентации (красный цвет) на рис. 6 показывают разориентации между случайно выбранными точками в наборе данных. Теоретическая кривая показывает, что можно было бы ожидать от случайного набора ориентаций. Обнаружено, что для образца, отобранного от слитка после стандартной ТО, некоррелированные разориентации сильно отличаются от теоретической кривой. Разница между некоррелированными разориентациями и теоретической кривой возникает, как правило, за счет

сильной текстуры. Таким образом, для металла слитка после ТО при 360°C, текстурированность материала более высокая. Коррелированные разориентации (синий цвет) на рис. 6. отображают данные между соседними точками. Известны результаты исследования бикристаллов алюминия, у которых межкристаллитная граница была параллельна оси растяжения, оба кристалла имели общую плоскость {111} расположенную под углом 45° к оси растяжения [7]. Различие в ориентировке двух составляющих кристаллов было обусловлено их взаимным поворотом вокруг нормали к общей плоскости {111}.

Оказалось, что с увеличением угла разориентировки до 30° предел текучести увеличивается с 90 до 130 гс/мм², а затем остается постоянным вплоть до максимального угла разориентировки (76°). Коэффициент деформационного упрочнения при этом возрастает с увеличением угла разориентировки между кристаллами до 60°. Из анализа гистограмм дезориентации кристаллитов (коррелированное распределение) видно, что для слитка с повышенной температурой ТО - 530°C характерна более высокая текучесть и отсюда большее относительное удлинение, что и было подтверждено в результате механических испытаний в условиях ЦЗЛ ОАО КУМЗ. Гистограмма дезориентации кристаллитов (коррелированное распределение) для слитка с ТО при 530°C отличается большей степенью разориентировки кристаллитов (рис. 6). При повышенных температурах до 0,5T_м (T_м – температура плавления) для металлических поликристаллов имеет место скольжение по границам зерен. По мере увеличения степени разориентировки кристаллитов энергия активации процесса скольжения приближается к энергии активации объемной самодиффузии. Примеси по границам зерен препятствуют и даже предотвращают скольжение, растворимые примеси приводят к возрастанию напряжения, необходимого для протекания скольжения [7]. Видимо такими примесями являются интерметаллиды Al₃Mg₂, локализованные по границам зерен.

При внешнем нагружении у кубических кристаллов с ГЦК-типом решетки таких как α -алюминий имеет место только деформация сдвига. По результатам анализа дифракционных картин Кикучи построены карты фактора Шмидта (рис. 7) для системы деформаций (системы скольжения), характерной для алюминия: $\{111\}\langle 110\rangle$ при направлении нагружения \parallel оси (OZ). Приложенное механическое напряжение σ и напряжение сдвига τ в данной системе скольжения связаны соотношением $\tau = \sigma \cdot m$, где $m = \cos\lambda \cdot \cos\chi$ – фактор Шмидта (фактор ориентировки), λ – угол между направлением скольжения и осью деформации, χ – угол между нормалью к плоскости скольжения и осью деформации. Максимальное значение фактора Шмидта очевидно равно 0,5 при $\chi = \lambda = \pi/4$. При наличии внешней нагрузки, например, в процессе прессования, деформации начнут развиваться в светлых зернах и постепенно переходить на светлые (рис. 7). Гистограмма фактора Шмидта свидетельствует о более высокой деформационной однородности слитка для слитка с ТО при 530°C.

Проведен EDS-анализ и EBSD-анализ образцов, отобранных от закаленных плит размером 4м^х50мм из сплава 01461, старение отсутствовало. Выполнен сравнительный анализ микроструктуры, фазового состава и кристаллического строения образцов, подвергнутых закалке от 542°C, либо от 530°C. Получены карты ориентации кристаллитов (рис. 9), построены гистограммы дезориентации кристаллитов (рис. 10) и карты фактора Тейлора для определения степени однородности деформации (рис. 11). Фактор Тейлора – величина обратная фактору Шмидта (рис. 7). Гистограмма фактора Тейлора для образца от плит из сплава 01461 с закалкой с 530°C (рис. 11 б) имеет четко выраженных два максимума, что свидетельствует о большей неоднородности упругих характеристик данного образца. Некоррелированные разориентации (красный цвет) на рис. 10 показывают разориентации между случайно выбранными точками в наборе данных. Обнаружено, что для образца, отобранного от плиты закаленной от 542°C, некоррелированные разориентации значительно отличаются от теоретической кривой. Разница

между некоррелированными разориентациями и теоретической кривой возникает, как правило, за счет сильной текстуры. Таким образом, для металла плиты закаленной от 542°C, текстурированность материала более высокая.

Рис. 9 – Карты ориентации кристаллитов образцов от плит сплава 01461: *a* – закалка с 542°C, *б* – закалка с 530°C.

Рис. 10. Гистограммы дезориентации кристаллитов Тейлора образцов от плит сплава В-1461: *a* – закалка с 542°C, *б* – закалка с 530°C.

(■ - коррелированные разориентации, ■ - некоррелированные разориентации)

Рис. 11. Карты фактора Тейлора образцов от плит сплава 01461: *a* – закалка с 542°C, *б* – закалка с 530°C.

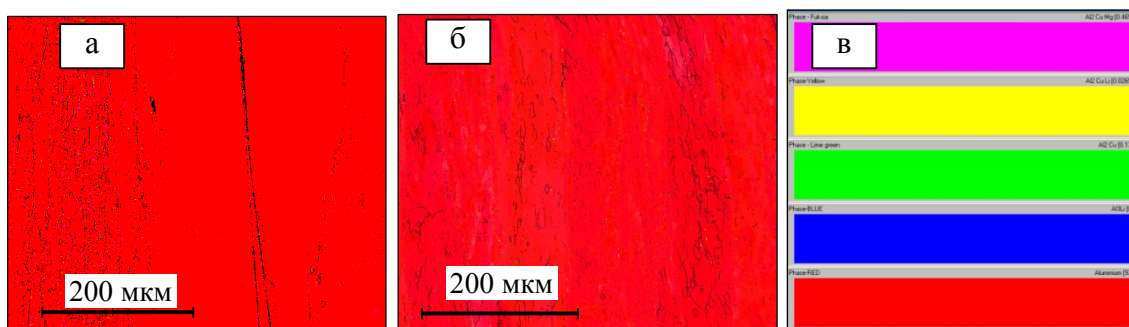


Рис. 12. Карты фаз для образцов от плит из сплава 01461: *a* – закалка с 542°C, *б* – закалка с 530°C *в* – цветовой ключ.

На основе данных EBSD-анализа и EDS-анализа идентифицированы фазы Al_2CuMg , Al_2CuLi , Al_2Cu , Al_3Li и $\alpha-Al$ (рис. 12). Карты ориентации кристаллитов α -алюминия в формализме обратных полюсных фигур (inverse pole figure – IPF), так называемые IPF -карты, представлены на рис. 13, отражено текстурное состояние образцов с использованием метода назначения цветности. Как видно из рисунка 13, для образца отобранного от плиты закаленной от 530°C имеет место широкая цветовая гамма, которая

свидетельствует о высокой степени разнаправленности кристаллитов и более слабо выраженной текстуре. Наоборот, металл образца отобранного от плиты закаленной от 542°C при тех же деформациях имеет преобладающие ориентировки $\langle 111 \rangle$ (синий цвет). Таким образом, при увеличении температуры закалки, происходит увеличение доли ориентировки $\langle 111 \rangle$.

Рис. 13. Карты ориентации кристаллитов α -алюминия в формализме обратных полюсных фигур (IPF –карты) для образцов от плит из сплава 01461: *а* – закалка с 542°C, *б* – закалка с 530°C *в* – цветовой ключ.

Выводы

Таким образом, комплексный подход к исследованию деформируемых алюминиевых сплавов дифракционными методами позволил для образцов сплавов 01561, 01570 и 01461 установить оптимальные режимы термической обработки слитков и полуфабрикатов, способ введения лигатуры Al-2%Zr. Разработан алгоритм анализа данных EBSD и EDS исследований для алюминиевых сплавов по изучению их микроструктуры, фазового состава и кристаллического строения.

Литература

1. Бер Л.Б. Практика использования рентгеновских методов для исследования алюминиевых сплавов (обзор). Заводская лаборатория. Диагностика материалов. 2007. №7. Т.73, с.29-40.

2. N. Al-Aqeeli, G. Mendoza-Suarez, R.A.L. Drew XRD and TEM characterization of Al-Mg-based nanocomposite alloys. Rev.Adv.Mater.Sci. № 18. 2008, p.231-235

3. Котов А. Д. Разработка алюминиевого сплава повышенной прочности, обладающего высокоскоростной сверхпластичностью.

Автореферат диссертации на соискание уч. ст. канд. тех.наук., М.МИСиС, 2013, 21 с.

4. Мондольфо Л.Ф. Структура и свойства алюминиевых сплавов. Пер. с англ. М.:Металлургия. 1979. 640 с.

5. Н. А. Белов, В. С. Золоторевский Особенности микроструктуры и фазовый состав литейных сплавов системы Al-Ce-Fe-Ni-Zr. Рос. хим. ж. (Ж. Рос. хим. об-ва им. Д.И. Менделеева), 2001, т. XLV, № 5-6, с.15-22

6. Добаткин В.И., Елагин В.И., Федоров В.М. Быстрозакристаллизованные алюминиевые сплавы. М.: ВИЛС, 1995, 341 с.

7. Р. Хоникомб Пластическая деформация металлов. М.:Мир, 1973. 408 с.

УДК 669.715:548.53

Особенности рекристаллизации сплавов на основе системы Al-Mg₂Si с добавками скандия и циркония.

Рохлин Л.Л., д.т.н.; Бочвар Н.Р., к.т.н.

rokhlin@imet.ac.ru

ФГБУН Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН,
Москва

Аннотация:

Исследовано влияние небольших добавок скандия и циркония на рекристаллизацию в холоднодеформированных алюминиевых сплавах на основе системы Al-Mg₂Si. Установлено, что добавки скандия и циркония снижают разупрочнение при рекристаллизации и способствуют измельчению зерна Al-Mg₂Si сплавов при отжигах.

Ключевые слова:

Алюминиевые сплавы, скандий, рекристаллизация.

Abstract:

Effect of minor additives of scandium and zirconium on recrystallization in cold deformed Al-Mg₂Si-base alloys was investigated. Investigation revealed that addition of scandium and zirconium resulted in less softening caused by recrystallization and the grain refinement of the Al-Mg₂Si-base alloys after annealing.

Реферат

Исследовано влияние добавок Sc (0,15-0,25%) и Zr (0,15%) на рекристаллизацию алюминиевых сплавов на основе системы Al-Mg₂Si. Сплавы подвергались холодной деформации прокаткой со степенями обжатия 68 и 80%, после чего отжигались при температурах от 100 до 600 °С продолжительностью 1 ч. Процесс рекристаллизации при отжигах прослеживался наблюдением микроструктуры и путем измерения твердости. Установлено, что добавки Sc и Zr к сплавам Al-Mg₂Si незначительно повышают температуру начала рекристаллизации сплавов (на 50°С) , но существенно снижают их разупрочнение и задерживают рост

рекристаллизованных зерен. Прочностные свойства Al-Mg₂Si сплавов при растяжении при введении Sc и Zr увеличиваются.

Введение

Алюминиевые сплавы, легированные магнием и кремнием, являются наиболее распространенными среди алюминиевых деформируемых сплавов [1, 2]. Основной упрочняющей фазой этих сплавов является фаза Mg₂Si, которая относится к псевдобинарному сечению Al-Mg₂Si. При этом наличие переменной растворимости фазы Mg₂Si в алюминии гарантирует возможность упрочнения сплавов термической обработкой – закалкой и старением. Модифицирующие добавки переходных металлов, такие как титан, марганец и др. к сплавам Al-Mg₂Si (авиалей) улучшают их технологические характеристики, способствуют измельчению зерна, но недостаточны для эффективного торможения рекристаллизации. В качестве дополнительной легирующей добавки к сплавам Al-Mg₂Si с целью повышения прочностных свойств и задержки протекания в сплавах рекристаллизации при нагревании в процессе обработки может рассматриваться переходный металл – скандий, а также скандий совместно с цирконием [3-5]. Положительное влияние добавок скандия на прочностные свойства и рекристаллизацию связывается с образованием в структуре алюминиевых сплавов наноразмерных частиц соединения ScAl₃, выделяющихся из алюминиевого пересыщенного твердого раствора, полностью когерентных матрице, не имеющих метастабильных модификаций и сохраняющих когерентность матрице в широком температурно-временном интервале. Цирконий в значительной степени растворяется в соединении ScAl₃ [6]. Влияние скандия совместно с

цирконием на процессы рекристаллизации Al-Mg₂Si сплавов имеет ряд особенностей, которые были изучены в настоящей работе.

Материалы и методы исследования

Исследование проводили на сплавах, для приготовления которых использовали Al марки А99 (99,99%), Mg марки Mg96 (99,96%), Si монокристаллический, Sc и Zr (99,875%) (% по массе здесь и далее). Плавку проводили в электрической печи сопротивления в графито-шамотовых тиглях под стандартным флюсом ВИ2 и отливали в стальную изложницу, диаметром 15 мм и высотой 100 мм или в изложницу диаметром 30 мм и высотой 120 мм. Составы выплавленных сплавов, согласно расчету шихты, приведены в таблице 1. Химический анализ показал, что содержание вводимых в сплавы легирующих элементов незначительно отклоняется от расчетного.

Таблица 1.

Составы выплавленных сплавов системы Al-Mg₂Si с добавками Sc и Zr.

№№ сплавов	Состав сплавов, мас.%, Al-основа						
	Si	Mg	Sc	Zr	Ti	Mn	Fe
3-1	0,6	1,0	-	-	-	-	-
4-1	0,6	1,0	0,25	-	-	-	-
11-1	0,6	1,0	0,25	0,15	-	-	-
25-1	0,5	0,65	-	-	0,05	-	-
26-1	0,5	0,65	0,15	0,15	-	-	-

27-1	1,0	1,1	-	-	-	0,3	-
28-1	1,0	1,1	0,15	0,15	-	0,3	-
29-1	0,55	0,45	-	-	-	-	0,2
30-1	0,55	0,45	0,15	0,15	-	-	0,2

Составы сплавов выбирали таким образом, чтобы по магнию и кремнию они были близки к составам промышленных сплавов на основе системы Al-Mg₂Si (авиалей), в частности, к составам сплавов марок АД31(25-1), АД35(27-1), АЕ2(29-1) и дополнительно легированных Sc+Zr (26-1, 28-1, 30-1). Сплавы 3-1 (без Sc и Zr), 4-1 (со Sc) и 11-1 (со Sc+Zr) были выбраны как модельные.

Обработка сплавов до проведения отжигов на рекристаллизацию заключалась в проведение горячейковки на прутки, диаметром 12 мм, которой были подвергнуты слитки сплавов 3-1, 4-1 и 11-1, после чего прутки были прокатаны вхолдную на квадрат сечением 6х6 мм² (степень деформации 68%). Слитки остальных сплавов от 25-1 до 30-1 без горячейковки сразу были прокатаны вхолдную на квадрат сечением 6х6 мм² (степень деформации 80%). Затем все прутки были разрезаны на образцы и подвергнуты отжигу при различных температурах: 100, 200, 250, 300, 350, 400, 450, 500, 530, 550 и 600°С для установления температур рекристаллизации. Выдержка при каждой температуре для отдельного образца составляла 1 ч. Наблюдения структуры образцов сплавов и измерения их твердости проводились на плоскостях, параллельных направлению прокатки. Структурные исследования образцов после холодной деформации и отжигов проводили на шлифах после электрополировки и оксидирования на металлографическом микроскопе

фирмы Reichert MeF (Австрия) в поляризованном свете. За температуру начала рекристаллизации принимали температуру, при которой в структуре сплавов начинали наблюдаться новые рекристаллизованные зерна. На тех же образцах, на которых исследовали структуру, измерялась твердость. Твердость измеряли по методу Бринелля вдавливанием стального шарика диаметром 2,5 мм при нагрузке 62,5 кг на приборе ИТ-5010-01М с электронной отсчетной системой. Испытания на растяжение проводили на машине Instron-3382 со скоростью растяжения ~ 1 мм/с.

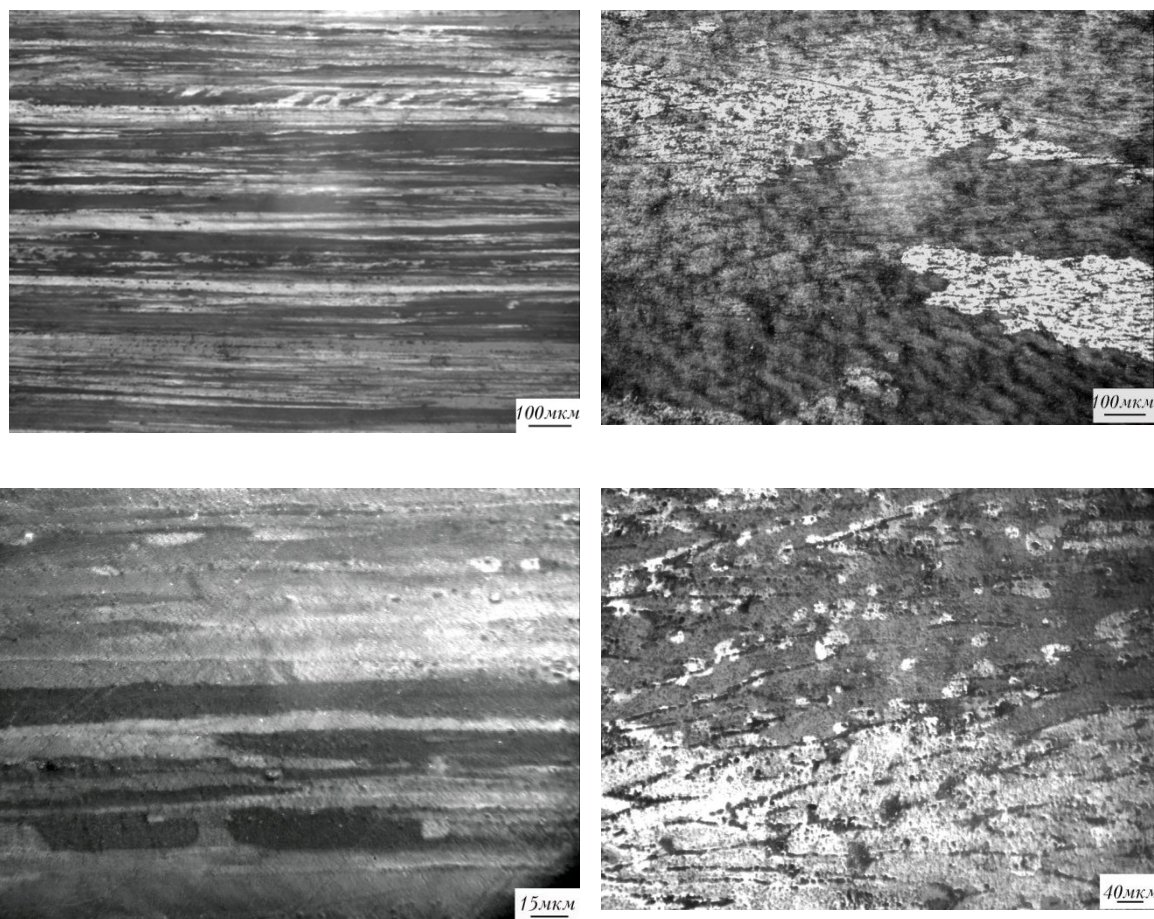
Результаты исследования и их обсуждение

Результаты исследования микроструктуры сплавов приведены на рис. 1-3. Наблюдаемая структура в исходном холоднодеформированном состоянии и после отжигов до температуры 350°C характеризовалась вытянутыми зернами вдоль направления прокатки без четко видимых признаков начала рекристаллизации (рис. 1а). При этом, в сплавах, которые были подвергнуты холодной деформации непосредственно после литья (от 25-1 до 30-1), в структуре холоднодеформированных образцов и после отжигов вплоть до 500°C прослеживались остатки литой дендритной структуры в виде крупных вытянутых зерен с прожилками дисперсных кристаллов вторых фаз (рис. 1б).

Первые признаки начала рекристаллизации в сплаве (3-1) без переходных металлов наблюдались после отжига при 400°C , а в аналогичных сплавах со Sc и Sc+Zr при 450°C . При этом, в структуре сплавов появлялись новые мелкие рекристаллизованные зерна, расположенные внутри деформированных зерен, что хорошо видно на фотографии микроструктуры сплава при большом увеличении (рис. 1в, г).

Таким образом, температура начала рекристаллизации для сплавов без скандия и циркония оказалась на 50°С ниже, чем для сплавов со скандием и скандием с цирконием.

Сравнение микроструктур сплавов Al-Mg₂Si без скандия (3-1, 25-1, 27-1, 29) с микроструктурами соответствующих по магнию и кремнию сплавов, легированных скандием и скандием совместно с цирконием (4-1, 11-2, 26-1, 28-1, 30-1), показало, что добавки скандия и скандия совместно с цирконием к Al-Mg₂Si сплавам не только повышают температуру начала рекристаллизации, но и значительно задерживают рост образовавшихся при рекристаллизации зерен при увеличении температуры отжига. В образцах сплавов без Sc и Sc+Zr заметный рост рекристаллизованных зерен проявляется уже при температуре 450°С (рис. 2а) и их размеры увеличиваются с повышением температуры до 500°С (рис. 2б) с сохранением вытянутости зерен в направлении прокатки. При легировании только титаном новые зерна остаются более крупными (рис. 2в), чем при легировании скандием (рис. 2г) или совместном легировании скандием и цирконием (рис. 2д, е). При этом зерна остаются мелкими вплоть до температуры отжига 550°С



а

б

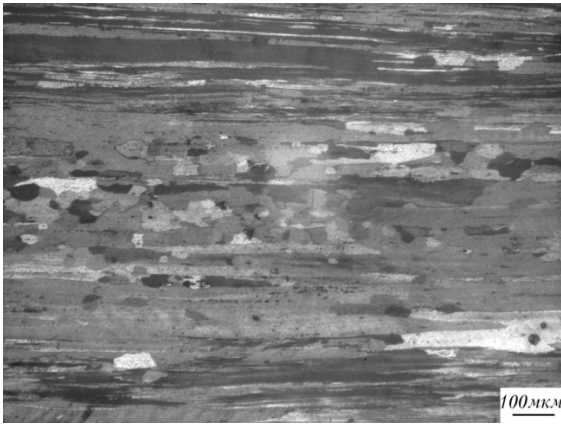
в

г

Рис. 1 – Микроструктура сплавов после холодной деформации и отжигов:

а – № 3-350°С; б – № 27-1 -400 °С; в – № 3-400 °С; г – № 28-1-450 °С

После отжига при 600°С зерна укрупнялись и становились равноосными – более крупными в сплаве без добавок скандия и циркония (рис.3а), но значительно меньших размеров в сплавах со скандием (рис.3 б) и еще более мелкими в сплавах совместно со скандием и цирконием (рис 3в, г).



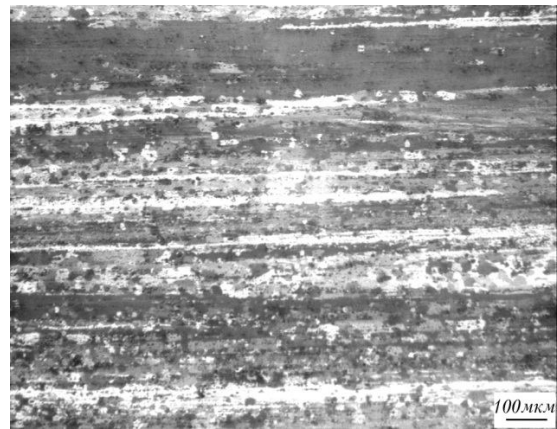
а



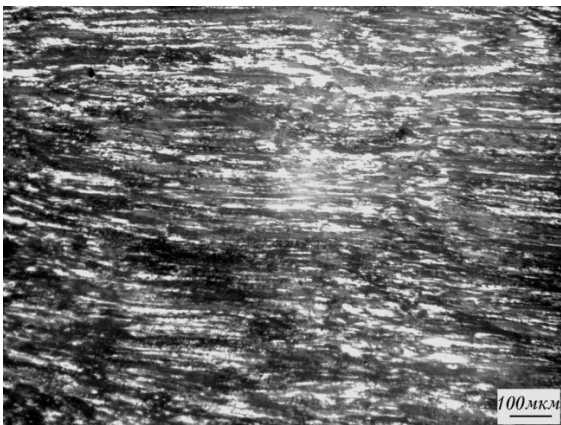
б



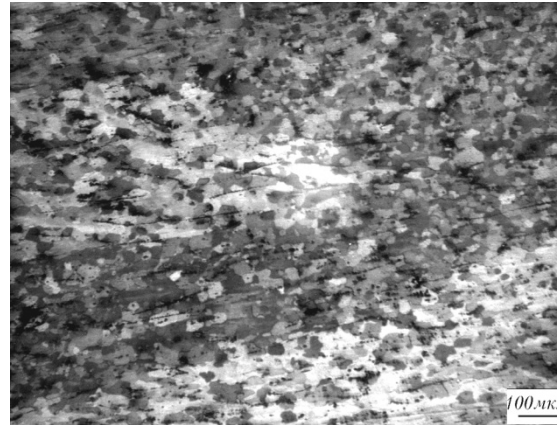
в



г

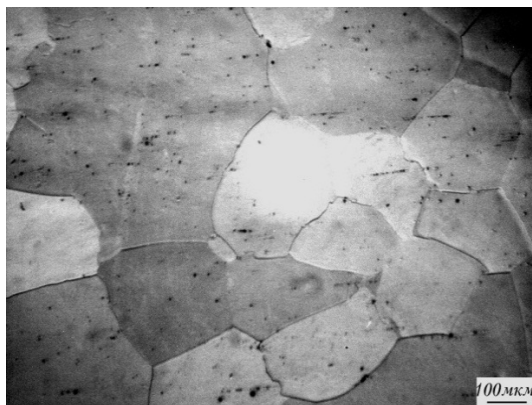


д

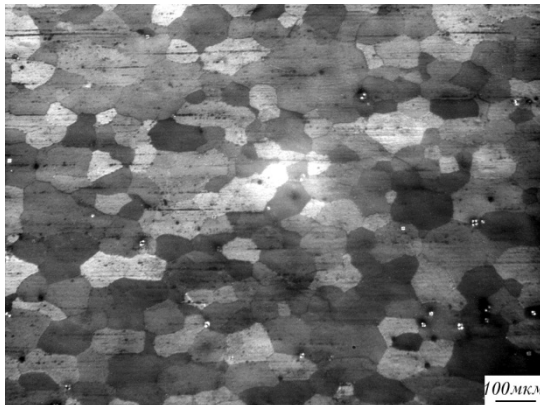


е

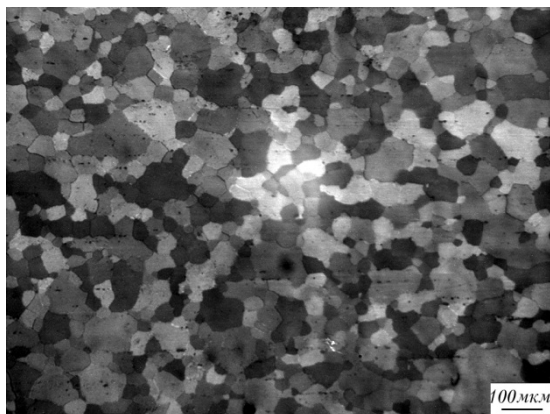
Рис. 2 – Микроструктура сплавов № 3-1 (а, б), № 27-1 (в), № 4-1 (г), № 11-1 (д), № 30-1 (е) после холодной деформации и отжигов при температурах 450°C (а) и 500°C (б – е)



а (3) 600 °С



б (4) 600 °С



в (11) 600 °С



г (30) 600 °С

Рис. 3 – Микроструктура сплавов после холодной деформации и отжига при 600°С:

а- № 3, б - № 4; в - № 11, г - № 30

Одним из косвенных методов исследования рекристаллизации в деформированных металлах и сплавах является изучение разупрочнения их с повышением температуры отжига. В связи с этим, в дополнение к наблюдениям структуры были проведены измерения твердости деформированных сплавов на основе системы Al-Mg₂Si, легированных переходными металлами. Кривые зависимости твердости сплавов от температуры отжига приведены на рис. 4. Твердость исследовалась на тех же

образцах, на которых исследовалась микроструктура. Начальные значения твердости (при 20°C) соответствовали твердости сплавов после холодной деформации.

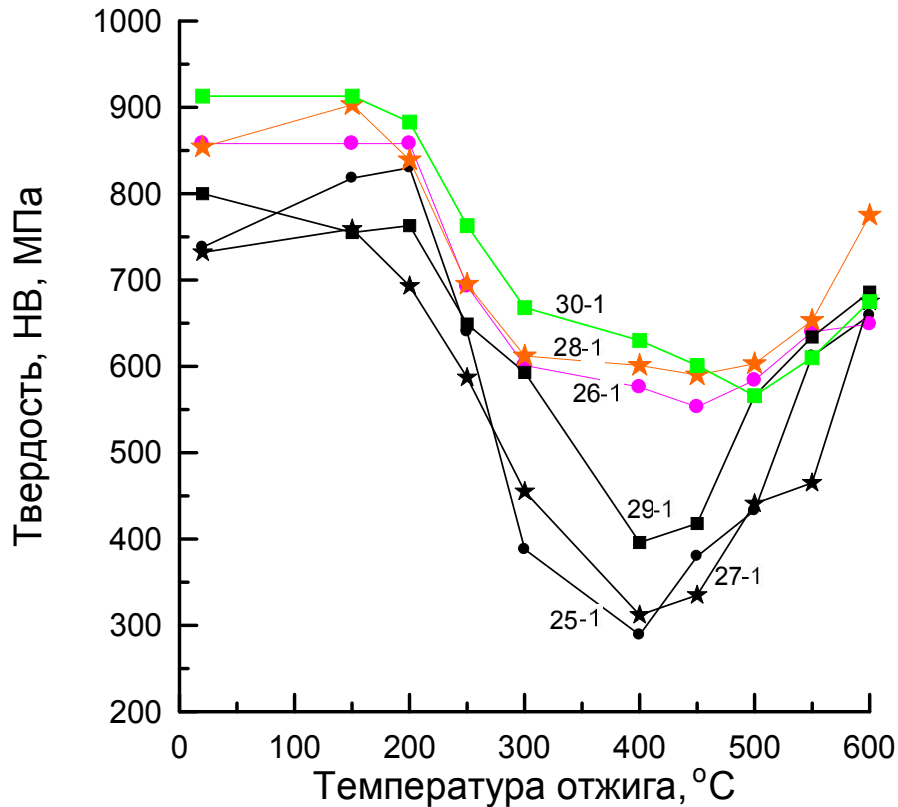


Рис. 4 – Зависимость твердости холоднодеформированных Al-Mg₂Si сплавов (№№ 25-1, 27-1, 29-1) и сплавов, легированных скандием совместно с цирконием (№№ 26-1, 28-1, 30-1), от температуры отжига

До температуры 200°C твердость изменяется незначительно, а затем начинает понижаться, причем более резко в сплавах Al-Mg₂Si без Sc+Zr, и более плавно в сплавах со Sc+ Zr. Как было установлено ранее [6], в сплавах Al-Mg₂Si распад пересыщенного твердого раствора с выделением частиц со значительным упрочнением имеет место при температурах 170-190°C. При более высоких температурах происходит коагуляция выделившихся частиц

упрочняющих фаз, и соответственно, твердость уменьшается. Однако резкое снижение твердости сплавов с повышением температуры отжига, начиная с температур порядка 200°C, нельзя объяснить только коагуляцией частиц упрочняющих фаз, как и нельзя объяснить началом рекристаллизации, так как при наблюдении микроструктуры сплавов рекристаллизация начинается после отжига при более высоких температурах 400-450°C. Снижение твердости сплавов с повышением температуры отжига в диапазоне ~200-400°C можно связать также с протеканием процесса возврата. Понижение твердости происходит с повышением температуры до 500°C, затем твердость существенно повышается. Повышение твердости можно объяснить тем, что после нагрева сплавов при температурах 500-600°C должно иметь место существенное растворение магния и кремния в алюминиевом твердом растворе и последующий распад его, сопровождающийся упрочнением, при охлаждении на воздухе и последующим естественным старением, характерным для сплавов Al-Mg₂Si. Естественное старение происходит после охлаждения образцов от температуры отжига до комнатной температуры и неизбежной выдержке при ней до того, как проводятся измерения твердости.

С другой стороны, нагрев при температурах 500-600°C должен способствовать выделению из алюминиевого твердого раствора дисперсных частиц фаз, содержащих скандий и цирконий. Этот процесс также в определенной мере может способствовать упрочнению сплавов. Наряду с этим, выделившиеся из алюминиевого твердого раствора при 500-600°C дисперсные частицы должны препятствовать развитию процессов рекристаллизации и росту рекристаллизованных зерен алюминиевого твердого раствора, способствуя меньшему разупрочнению, что и наблюдается при проведении экспериментов.

Температуру начала рекристаллизации по представленным кривым твердости установить довольно сложно, поскольку рекристаллизация сплавов накладывается на происходящий в них распад пересыщенного алюминиевого твердого раствора. Все же, меньшее разупрочнение сплавов с добавками Sc и Sc+Zr по сравнению со сплавами без добавок Sc и Zr при отжигах в области температур 300-500°C связано со значительно более мелкими зернами в этих сплавах (рис. 3), образовавшимися при рекристаллизации, установленными при микроскопическом наблюдении их структуры, и по-видимому, меньшими размерами блоков, образующихся в пределах зерен в результате возврата. В общем, в сплавах Al-Mg₂Si при введении в них скандия образуется структура алюминиевого твердого раствора, характерная при введении скандия в алюминиевые сплавы на основе других систем [7].

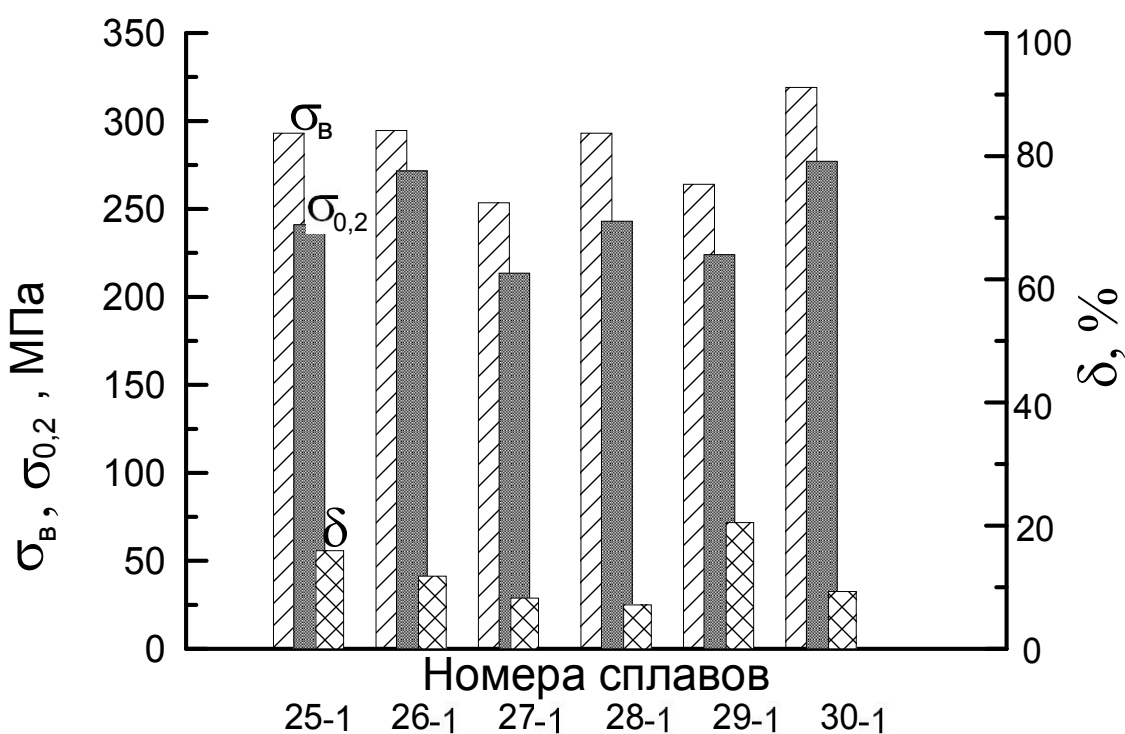


Рис. 5 – Механические свойства холоднодеформированных Al-Mg₂Si сплавов и сплавов, легированных скандием совместно с цирконием, после старения при 170°C-16 ч

Интересно было проследить также изменение механических свойств при растяжении холоднодеформированных сплавов после старения до максимального упрочнения при температуре 170°C и после отжига при 400°C, когда твердость сплавов находится на низшем уровне. Результаты определения механических свойств приведены на рис. 5 и 6.

Можно видеть, что сплавы, легированные скандием совместно с цирконием, показали более высокие прочностные свойства, по сравнению с не легированными этими металлами сплавами Al-Mg₂Si. Общий уровень свойств сплавов, состаренных при температуре 170°C в течение 16 ч, был выше, чем после отжига при 400°C в течение 1 ч.

На рис.7 представлены механические свойства при растяжении тех же сплавов после традиционной для сплавов системы Al-Mg₂Si термической обработки, включающей в себя закалку от 525 °C и искусственное старение 170 -16 ч. Можно видеть, что в этом случае добавка к промышленным сплавам АД31 (25-1), АД35 (27-1) и АЕ2 (29-1) скандия совместно с цирконием также привела к повышению прочностных свойств. Во всех случаях упрочняющий эффект введения скандия совместно с цирконием в сплавы следует объяснить задержкой рекристаллизации и измельчением зерна алюминиевого твердого раствора.

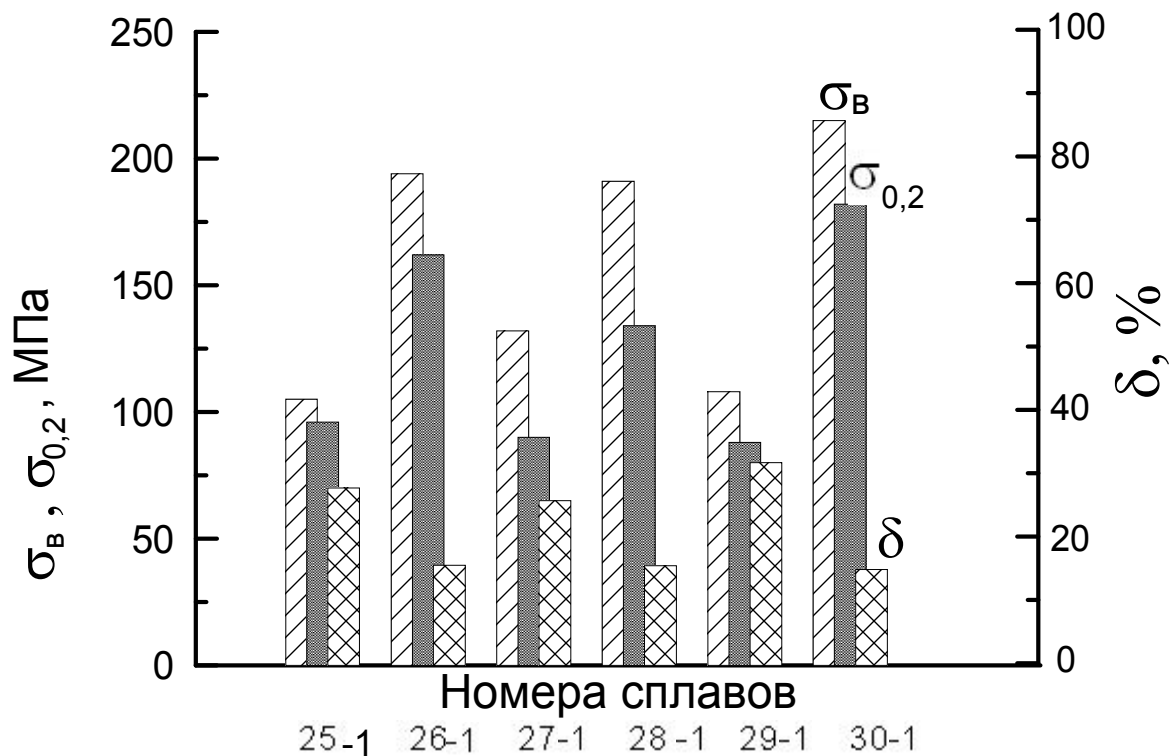


Рис. 6 – Механические свойства холоднодеформированных Al-Mg₂Si сплавов и сплавов, легированных скандием совместно с цирконием, после отжига при 400°C-1 ч

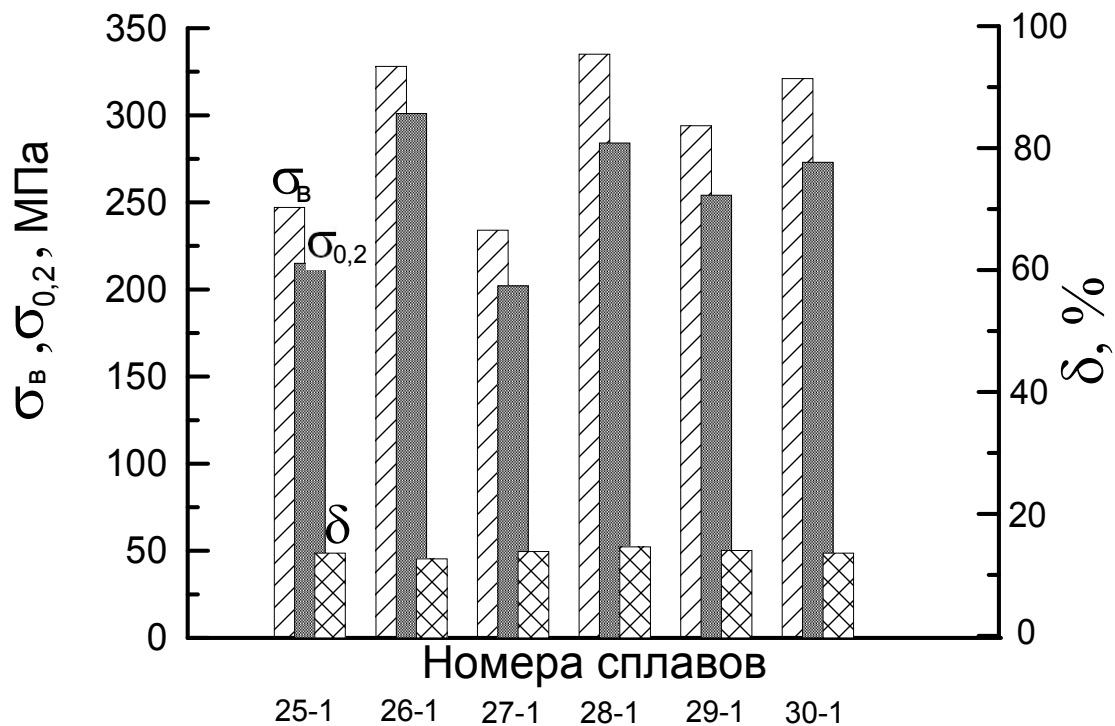


Рис. 7 – Механические свойства Al-Mg₂Si сплавов и сплавов, легированных скандием

совместно с цирконием, после закалки от 525°C и старения при 170°C-16 ч

Выводы

При легировании холодно деформированных Al-Mg₂Si сплавов скандием или скандием совместно с цирконием образование рекристаллизованных зерен после отжигов в течение 1 ч начинается с температуры 450°C, тогда как в сплавах с таким же содержанием магния и кремния, не содержащих скандий и скандий совместно с цирконием, при несколько более низкой температуре – 400 °C.

Структура с более мелким зерном, образующаяся в Al-Mg-Si сплавах, легированных скандием и скандием совместно с цирконием, по сравнению со структурой, образующейся в сплавах без скандия и циркония, способствует меньшему разупрочнению сплавов при возврате и рекристаллизации.

Дополнительное легирования сплавов Al-Mg₂Si скандием и скандием совместно с цирконием позволяет повысить их прочностные свойства при сохранении структуры холодного наклепа, после наибольшего разупрочнения деформированных материалов в результате отжига и после традиционной упрочняющей термической обработки, включающей закалку от температуры, обеспечивающей получение пересыщенного твердого раствора, и последующее искусственное старение.

Литература

1.Макаров Г.С. Слитки из алюминиевых сплавов с магнием и кремнием для прессования. Интернет Инжиниринг. М. 2011. 528 с.

2. Структура и свойства полуфабрикатов из алюминиевых сплавов / отв. ред. В.А. Ливанов. М.: Металлургия, 1974. 432 с.

3. Давыдов В.Г., Елагин В.И., Захаров В.В., Ростова Т.Д. О легировании алюминиевых сплавов добавками скандия и циркония // Митом. 1996. № 8. С.25-30

4. Захаров В.В. Влияние скандия на структуру и свойства алюминиевых сплавов // Митом. 2003. №7. С.7-15.

5. Н.И. Колобнев и В.В. Махсидов, С.В. Самохвалов, Д.К. Рябов. Влияние содержания антирекристаллизаторов на структуру и свойства листов из сплава 1370 системы Al-Mg-Si-Cu-Zn // Технология легких сплавов. 2012. №1. С.18-24.

6. Торопова Л.С., Камардинкин А.Н., Кинжибало В.В., Тыванчук А.Т. Исследование сплавов системы Al-Sc-Zr в области, богатой алюминием. // Физика металлов и металловедение. 1990. Т.65. № 12. С.108-111.

7. Davydov V.G., Rostova T.D., Zakharov V.V. Filatov Yu.A., Yelagin V.I. Scientific principles of making an alloying addition of scandium to aluminium alloys // Metals and Engineering. 2000. P.30-36.

УДК 669.715: 536.483: 539.24: 539.25

Влияние легирующих элементов и ИПД на свойства и структуру сплавов типа 1545К

Сидорович А.Е.; Чеверикин В.В., к.т.н.; Поздняков А.В. к.т.н.; Золоторевский В.С. д.т.н.

mcm@misis.ru

Ключевые слова:

алюминиевые сплавы, интенсивная пластическая деформация

Введение

В настоящее время при производстве ракетно-космической техники уделяется большое внимание использованию экологически чистого криогенного топлива основанного на двух криожидкостях – жидком водороде, применяемого в качестве горючего и жидком кислороде, используемого в качестве окислителя в современных ракетных двигательных установках.

Целью настоящей работы является исследование закономерностей формирования структуры деформированных полуфабрикатов сплавов на основе системы Al-Mg-Sc-Zr (на примере сплава 1545K [1]) с различными легирующими элементами. Для достижения поставленной цели необходимо также исследовать влияние добавок Sc, Hf, Zr и Mn на структуру и свойства листов из сплавов на основе системы Al-Mg и исследовать формирование структуры листов в зависимости от состава и технологии получения.

Наиболее эффективным способом создания нанокристаллической и субмикроскопической структур матрицы в алюминиевых сплавах, считается интенсивная пластическая деформация (ИПД) различными методами при температурах ниже $(0,3-0,4) T_{пл}$ [2].

Важнейшим преимуществом ИПД, при невысоких температурах обеспечивающей размер зерен менее 100 нм, является не только сильное повышение прочностных характеристик материала, но и одновременное обеспечение высокой пластичности. Этому способствует не только мелкое зерно, но и аномально малая плотность дислокаций после данной ИПД [1].

Размер зерна после ИПД зависит от условий ее проведения, включая технологию получения заготовки и от концентрации легирующих элементов в сплаве [2].

Основной проблемой практического использования способов ИПД, обеспечивающих наилучшую структуру и свойства полуфабрикатов, является отсутствие промышленных технологий для получения полуфабрикатов достаточно большого размера. На сегодняшний день предлагаемые технологии ИПД реализуются в образцах малого размера.

Материал и методы исследования

Плоские слитки толщиной 30 мм, шириной 120 мм и длиной 170-200 мм для обычной продольной прокатки из сплава 1545K (Mg-4,7 %; Mn-0,32 %; Sc-0,21 %; Cu-0,1 %; Zn-0,1 %; Zr-0,09 %; Be-0,001 %; Al-ост.) получали методом наполнительного полунеперывного литья на лабораторной установке.

Металлографические исследования сплавов проводили на световом микроскопе Neophot – 30 с различными увеличениями. Микроскоп Neophot – 30 оборудован системой для фото- и видеосъемки образца с помощью программы ImageScore, что позволяет получить фотографии микроструктур с высоким качеством изображения.

Объектами исследований служили микрошлифы, которые вырезали из различных частей образца металла. Шлифы приготавливали методом механической полировки с последующим травлением.

Микрорентгеноспектральный анализ проводили на электронном сканирующем микроскопе TESCAN VEGA LMH с приставкой для проведения анализа Oxford Instruments Advanced AZtecEnergy (включая INCA Energy 350)/X-max 50 — система рентгеновского энергодисперсионного микроанализа с безазотным детектором X-max 50 Standard (кремний-дрейфовый детектирующий элемент активной площадью 50 мм²; разрешение на линии Mn K α — 127 эВ). Метод микрорентгеноспектрального анализа использует возбуждение характеристического рентгеновского излучения пучком электронов — «электронный зонд». Этот зонд может быть сфокусирован с помощью электронных линз, что позволяет анализировать состав микроучастков или элементов микроструктуры сплава. Глубина проникновения электронов в поверхность образца для драгоценных металлов при напряжении 30 кВ составляет около 0,2-0,4 мкм.

Исследование субструктуры проводили методом просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ), который сейчас является основным прямым методом анализа тонкой структуры металлических материалов. Объектами исследования служили фольги, сделанные из сплава Al 0,2 %Zr 0,5 %Hf.

Для получения фольг пластины, вырезанные из листов механически шлифовали до толщины 0,25 мм. Из полученных пластин на специальном пробойнике вырубали диски диаметром 3 мм. Полученные диски электролитически утоняли до 0,2 мм на установке для проведения струйной электрополировки Struers TenuPol-5 с использованием электролитов Struers Electrolyte A I и Struers Electrolyte A II при напряжении 12В. Далее полученные фольги промывали в дистиллированной воде и спирте и просушивали на воздухе.

Субструктуру изучали на просвечивающем электронном микроскопе JEM 2000 EX фирмы «JEOL» при ускоряющем напряжении 120 кВ.

Прокатку слитков проводили на лабораторном стане продольной прокатки УСП-133.

Термическую обработку слитков и листов проводили в сушильных шкафах Nabertherm N30/65A с точностью поддержания температуры 1 К.

Механические свойства листов оценивали по результатам испытаний на одноосное растяжение и измерение твердости. При испытаниях на одноосное растяжение определяли условный предел прочности (временное сопротивление) σ_b , условный предел текучести $\sigma_{0,2}$ и относительное

удлинение δ . Испытания проводили на образцах-пластинах шириной 8 мм и длиной 80 мм без головок. Образцы вырезали из листов вдоль и поперек направления прокатки. Испытания проводили на универсальной испытательной машине Zwick/Roell Z250 серии Allround в комплексе с автоматическим датчиком продольной деформации.

Измерения твердости по проводили на деформированных листах и шлифах с небольшими размерами на автоматизированном универсальном твердомере 930N фирмы Wolpert.

Результаты и обсуждение экспериментов

На сегодняшний день большое внимание уделяется сплаву марки 1545K системы Al-Mg-Sc, как основному конструкционному материалу для изготовления сварных емкостей (топливных баков) современных ракетноносителей и разгонных блоков. Из-за дороговизны скандия возникла необходимость замены его на более дешевый компонент, влияние на свойства сплавов которого не уступает скандию. Таким элементом является гафний. Гафний важен в металлургии – для улучшения механических и физико-технических свойств других металлов, для получения специальных жаростойких сталей и твердых сплавов. Тугоплавкость, способность быстро поглощать и отдавать тепло делают гафний перспективным конструкционным материалом в производстве ракетной техники и авиации [3]

Для исследований были отлиты слитки с массовой долей химических элементов: Al-5%Mg-0,3%Zr; Al-4,7%Mg-0,35%Zr-0,05%Sc; Al-4,7 %Mg-0,5 %Hf; Al-4,7 %Mg-1 %Hf; Al-4,7 %Mg-0,12 %Sc-0,3 %Hf-0,1 %Zr-0,3 %Mn; Al-4,7 %Mg-0,3 %Hf-0,3 %Zr-0,3 %Mn [4].

Для исследования влияния циркония и скандия на сплавы системы Al-Mg были получены сплавы с массовой долей компонентов:

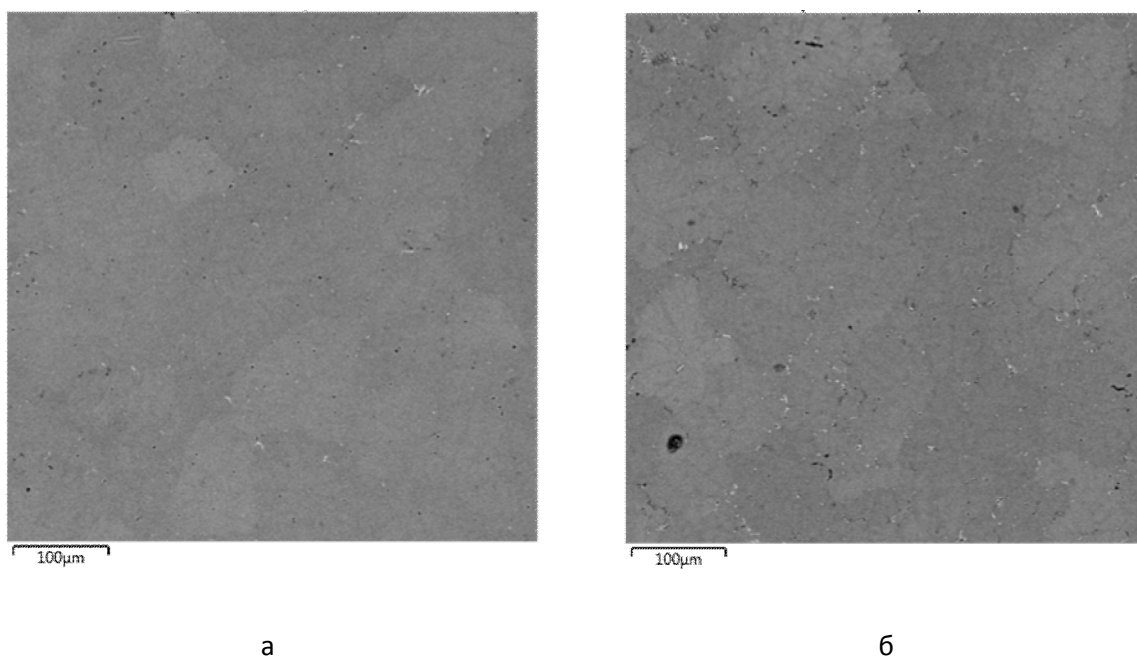
- 1 Al-5 %Mg-0,3 %Zr;
- 2 Al-4,7 %Mg-0,35 %Zr-0,05 %Sc.

На рисунке 1 представлены микроструктуры сплавов, полученные на сканирующем электронном микроскопе.

Микрорентгеноспектральный анализ сплавов показал, что все легирующие элементы вошли в алюминиевый твердый раствор. Первичные кристаллы циркония и скандия не были обнаружены.

На следующем этапе работ для определения температур отжига сплавов с использованием программы “Thermo-Calc” были построены политермические разрезы исследуемых сплавов (рисунки 3.4 и 3.5).

Целью отжига было получить дисперсные частицы Al_3Zr в сплаве Al-5 %Mg-0,3 %Zr и частицы $Al_3(Sc,Zr)$ в сплаве Al-4,7 %Mg-0,35 %Zr-0,05 %Sc, которые должны привести к упрочнению.



а - Al-5 %Mg-0,3 %Zr;

б - Al-4,7 %Mg-0,35 %Zr-0,05 %Sc.

Рис. 1 – Микроструктура сплавов в литом состоянии

Для определения оптимальных параметров отжига были построены кинетические кривые зависимости твердости от температуры. Результаты представлены на рисунке 2.

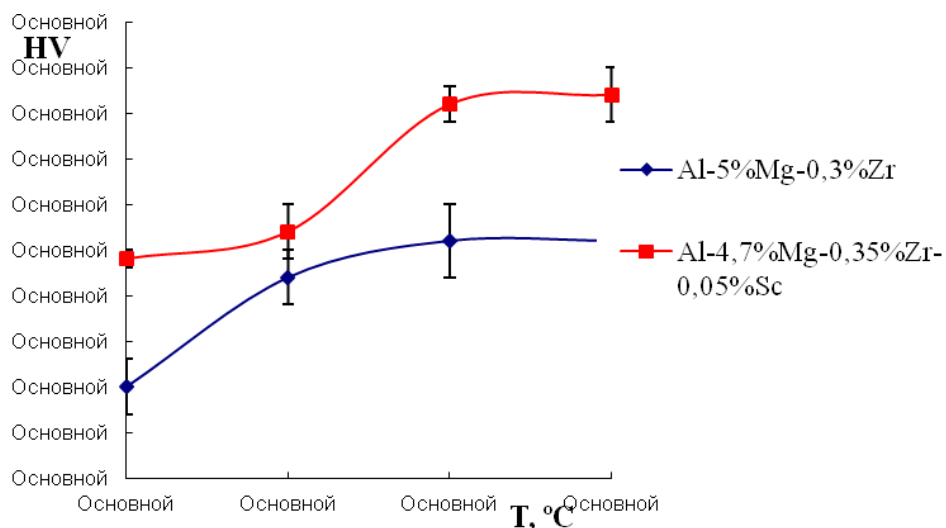


Рис. 2 – Значения твердости после отжига в течение одного часа при разных температурах

Согласно графику, представленном на рисунке 3.6 была выбрана оптимальная температура отжига равная 450 °С.

Далее на лабораторном прокатном стане УСП – 133 из слитков сплавов Al-5 %Mg-0,3 %Zr и Al-4,7 %Mg-0,35 %Zr-0,05 %Sc получали листы толщиной 3 мм и 1 мм по следующей технологии:

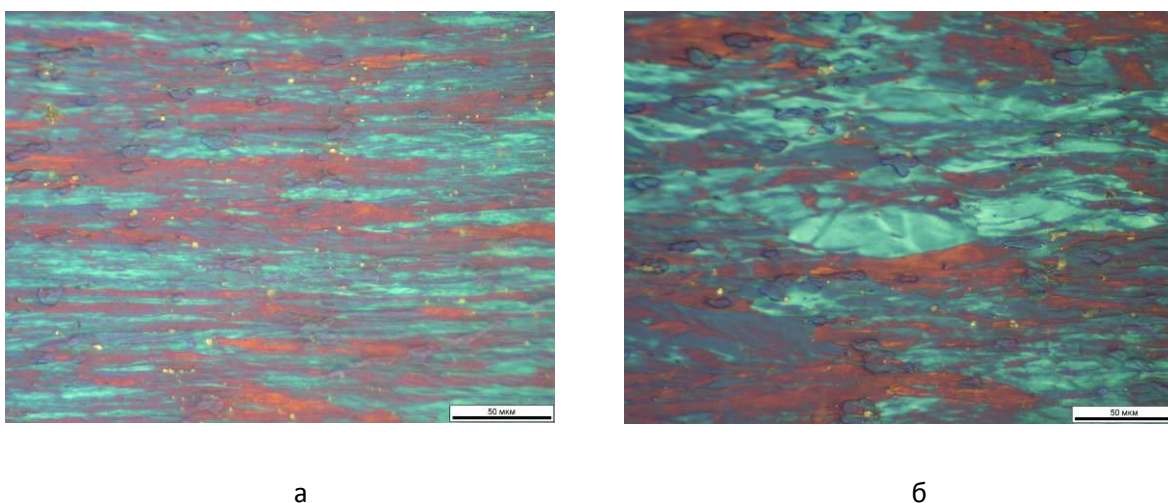
- 1 Отжиг плоского слитка толщиной 14 мм при температуре 450 °С в течение 3 часов;
- 2 Фрезеровка слитка до толщины 13 мм;
- 3 Прокатка слитка с толщины 13 мм до 7 мм с обжатием 0,5 мм за проход;

4 Разрезка полученного листа на две части;

5 Отжиг двух полученных листов при температуре 250 °С в течение 10 мин;

6 Холодная прокатка листов с толщины 7мм до толщины 1 мм и 3 мм при обжатии 0,15 мм за проход.

На рисунке 3 представлены микроструктуры листов из сплава Al-5 %Mg-0,3 %Zr после прокатки.



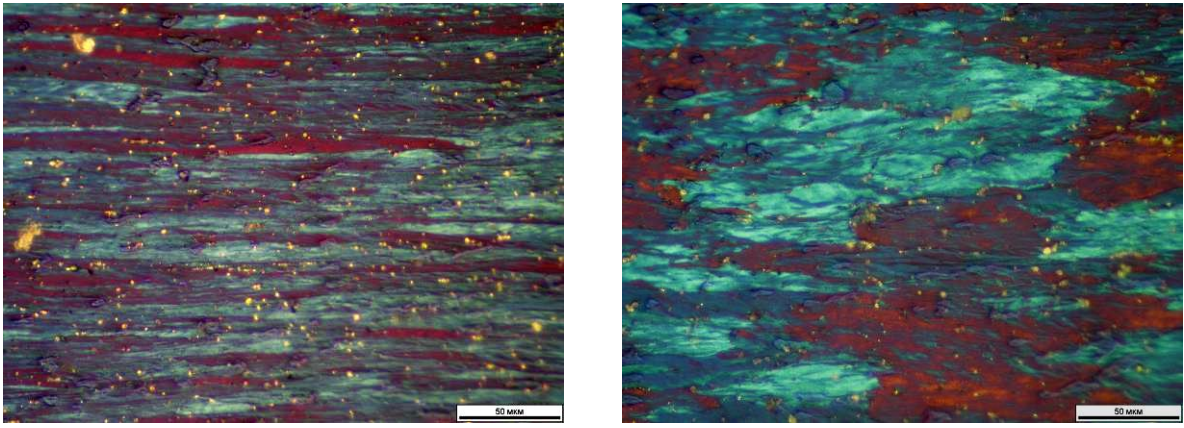
а – лист толщиной 1 мм;

б – лист толщиной 3 мм.

Рис. 3– Микроструктуры листа из сплава Al-5 %Mg-0,3 %Zr в поперечной плоскости прокатки

Средняя толщина волокон в листе толщиной 1 мм из сплава Al-5 %Mg-0,3 %Zr составляет $(2,2 \pm 0,1)$ мкм, в листе толщиной 3 мм – $(2,8 \pm 0,2)$ мкм.

Далее на рисунке 4 представлены микроструктуры листов из сплава Al-4,7 %Mg-0,35 %Zr-0,05 %Sc.



а

б

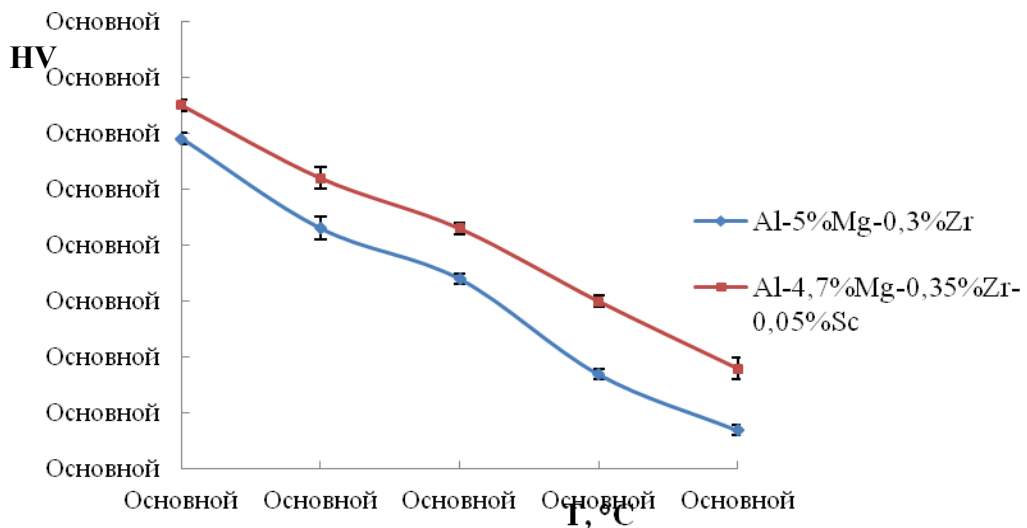
а – лист толщиной 1 мм;

б – лист толщиной 3 мм.

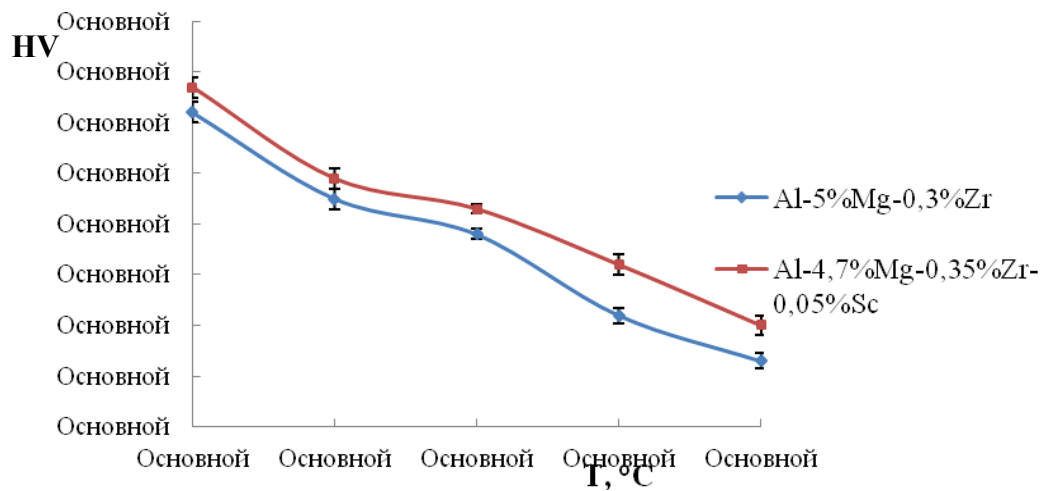
Рис. 4 – Микроструктуры листа из сплава Al-4,7 %Mg-0,35 %Zr-0,05 %Sc в поперечной плоскости

Средняя толщина волокон в листе толщиной 1 мм из сплава Al-4,7 %Mg-0,35 %Zr-0,05 %Sc составляет $(2,2 \pm 0,1)$ мкм, в листе толщиной 3 мм – $(2,9 \pm 0,2)$ мкм.

Механические свойства листов оценивали по результатам измерений твердости по Виккерсу. Результаты представлены на рисунке 5.



а



б

а – лист толщиной 1 мм;

б – лист толщиной 3 мм.

Рис. 5 – Зависимость твердости листов от температуры отжига

при времени выдержки 1 ч.

Для исследования влияния гафния на сплавы системы Al-Mg были получены слитки с массовой долей компонентов:

- 1 Al-4,7 %Mg-0,5 %Hf;
- 2 Al-4,7 %Mg-1 %Hf.

Гафний вводили в количестве не более одного процента (необходимо было после литья получить пересыщенный твердый раствор на основе алюминия). Важно было узнать влияние гафния на сплавы системы Al-Mg. На

рисунке 6 представлена твердость листов из сплавов системы Al-Mg с различным содержанием Hf после отжига при 150 °С.

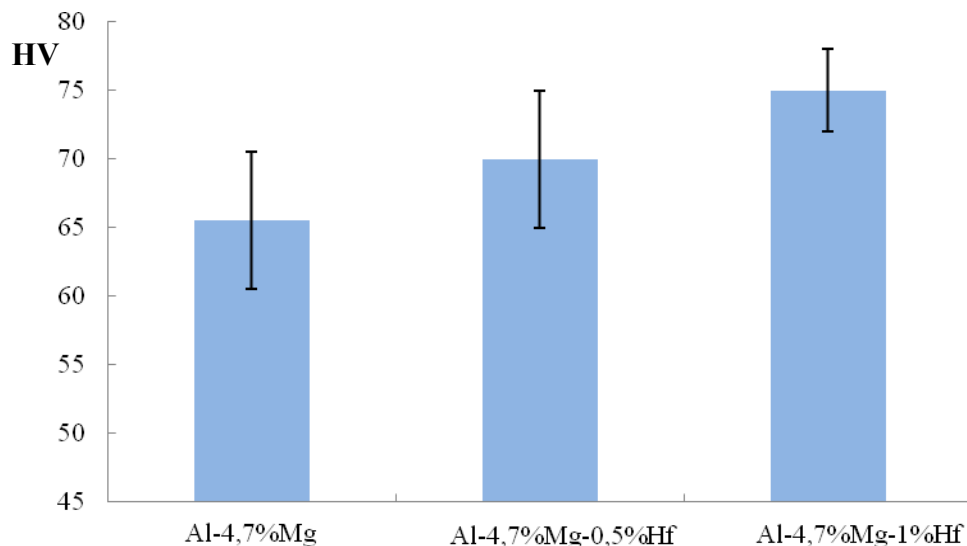


Рис. 6 – Твердость листов из сплавов системы Al-Mg с различным содержанием Hf после отжига при 150 °С

Из графика видно, что при введении гафния и увеличении его концентрации твердость сплавов увеличивается.

После отжига при температуре 300 °С и разном времени выдержки были проведены измерения твердости по Виккерсу. Результаты представлены на рисунке 7.

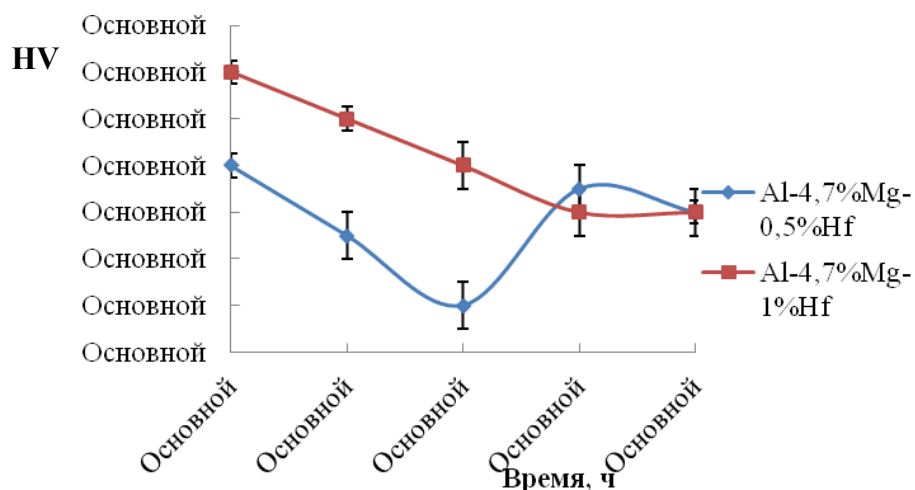
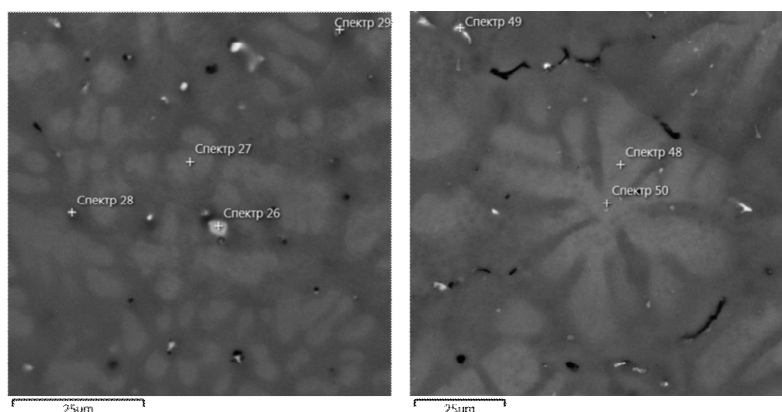


Рис. 7 – Зависимость твердости слитков из сплавов системы Al-Mg-Hf после отжига при температуре 300 °С

Целью отжига было получить дисперсные частицы Al_3Hf . Согласно графику (рисунок 6) показано, что упрочнения не произошло. Для определения продуктов распада алюминиевого твердого раствора, проводились исследование микроструктуры сплавов на электронном сканирующем микроскопе TESCAN VEGA LMN.

Микроструктуры слитков из сплавов Al-4,7 %Mg-0,5 %Hf и Al-4,7 %Mg-1 %Hf после отжига при температуре 300 °С представлены на рисунке 8



а

б

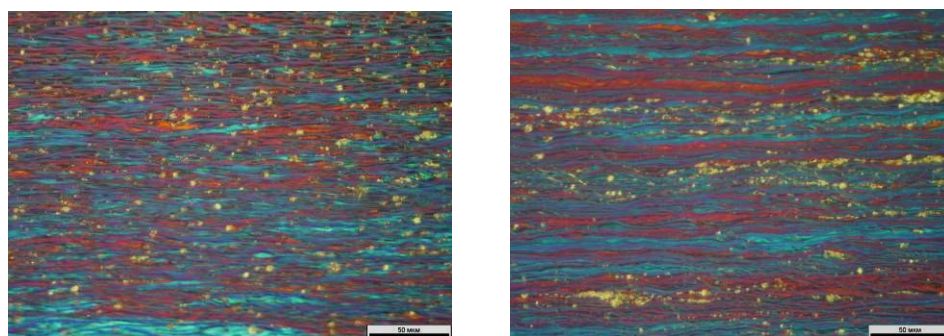
а – сплав Al-4,7 %Mg-0,5 %Hf;

б – сплав Al-4,7 %Mg-1 %Hf.

Рис. 8 – Микроструктуры слитков после отжига при температуре 300°C

На лабораторном прокатном стане УСП – 133 из слитков сплавов Al-4,7 %Mg-0,5 %Hf и Al-4,7 %Mg-1 %Hf получали листы толщиной по ране указанной технологии:

Микроструктуры листов из сплава Al-4,7 %Mg-0,5 %Hf и Al-4,7 %Mg-1 %Hf представлены на рисунках 9 и 10.



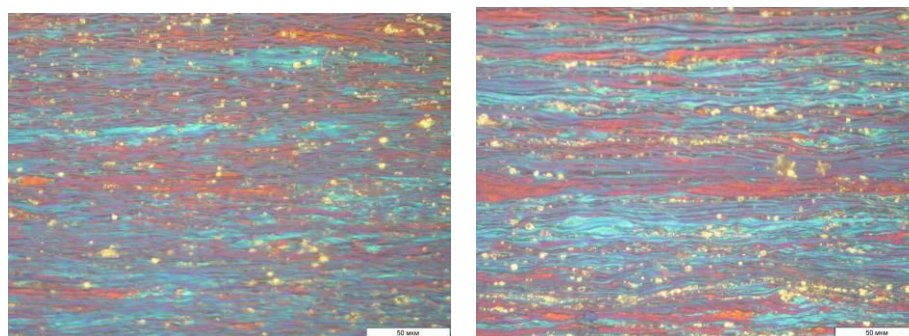
а

б

а - поперечная плоскость;

б – продольная плоскость.

Рис. 9 – Микроструктура листа из сплава Al-4,7 %Mg-0,5 %Hf



а

б

а - поперечная плоскость;

б – продольная плоскость.

Рис. 10 – Микроструктура листа из сплава Al-4,7 %Mg-1 %Hf

Средняя толщина волокон в листе сплава Al-4,7 %Mg-0,5 %Hf вдоль прокатки составляет $(2,2 \pm 0,2)$ мкм, поперек – $(2,3 \pm 0,2)$ мкм. В листе сплава Al-4,7 %Mg-1 %Hf средняя толщина волокон вдоль прокатки $-(2,1 \pm 0,3) - (2,3 \pm 0,1)$ мкм.

На основе проведенных выше экспериментов были подобраны следующие составы сплавов с массовой долей компонентов: Al-4,7 %Mg-0,12 %Sc-0,3 %Hf-0,1 %Zr-0,3 %Mn; Al-4,7 %Mg-0,3 %Hf-0,3 %Zr-0,3 %Mn

Слитки были прокатаны по указанной ранее технологии [4] и далее были определены механические свойства сплавов, представленные в таблице 1 и 2 [4].

Таблица 1

Механические свойства листов из сплавов при испытании на одноосное растяжение

Сплав	Режим отжига, °С	$\sigma_{0,2}$ МПа	σ_b , МПа	δ , %
Лист толщиной 3 мм				
Al-4,7 %Mg-0,3 %Hf-0,3 %Zr-0,3 %Mn	150, 1 час	310 ± 5	390 ± 5	$8 \pm 0,5$
Al-4,5 %Mg-0,12 %Sc-0,3 %Hf-0,1 %Zr-0,3 %Mn		320 ± 5	380 ± 5	$5,5 \pm 0,5$
1545К		290 ± 5	330 ± 5	$3,0 \pm 0,5$
Лист толщиной 1 мм				
Al-4,7 %Mg-0,3 %Hf-0,3 %Zr-0,3 %Mn	150, 1 час	370 ± 5	440 ± 5	$9,5 \pm 0,5$

1545K		310±5	360±5	4,0±5
-------	--	-------	-------	-------

Механические свойства листов из сплавов при испытании на одноосное растяжение

Сплав	Режим отжига, °С	$\sigma_{0,2}$ МПа	σ_b , МПа	δ , %
Al-4,5 %Mg-0,12 %Sc-0,3 %Hf-0,1 %Zr-0,3 %Mn	150, 1 час	320±5	380±5	5,5±0,5
1545К		290±5	330±5	3,0±0,5
Al-4,5 %Mg-0,12 %Sc-0,3 %Hf-0,1 %Zr-0,3 %Mn	200, 1 час	320±5	390±5	6,0±0,5
1545К		290±5	330±5	4,0±5
Al-4,5 %Mg-0,12 %Sc-0,3 %Hf-0,1 %Zr-0,3 %Mn	300, 30 мин	310±5	370±5	6,5±0,5
1545К		270±5	310±5	6,0±0,5

Выводы

1. Исследованы закономерности формирования структуры и свойств листов из сплавов на основе системы Al-Mg с добавками Sc, Hf, Zr и Mn. Установлено, что добавка гафния в сплаве типа 1545К является эффективным модификатором зерна в слитке и приводит к упрочнению сплавов системы Al-Mg при содержании Hf 0,1-0,3 %.

2. Показана возможность снижения концентрации скандия за счет введения добавки гафния и увеличения концентрации циркония в сплаве Al-4,7 %Mg-0,3 %Mn без уменьшения характеристик прочности и пластичности листов.

3. Предложен сплав для дальнейшего исследования с пределом прочности 440±5 МПа, пределом текучести 370±5 и относительным удлинением 9,5±0,5. Механические свойства сплава при этом увеличиваются на 10-15 %, а цена снижается на 30 % по сравнению со сплавом 1545К..

Литература

1 ИП RU 2343218 C1 МПК C22C21/08; Акционерное общество открытого типа "Всероссийский институт легких сплавов", Открытое акционерное общество «Композит» (ОАО «Композит»). Криогенный деформируемый термически неупрочняемый сплав на основе алюминия, 2009;

2 Валиев Р.З. Александров И.В. Наноструктурные материалы, полученные интенсивной пластической деформацией. – М.: Логос, 2000. 272 с;

3 Алюминий и его сплавы: Учебное пособие / Сост. А.Р.Луц, А.А. Суслина. – Самара: Самар. гос. техн. ун-т, 2013. – 81 с.:ил.

4 Магистерская диссертация "Исследование закономерностей формирования структуры и свойств листов из сплавов на основе системы Al-Mg с добавками Sc, Zr, Hf и Mn", Сидорович А.Е., Москва, НИТУ "МИСиС", 2015

Влияние МГД-перемешивание на структуру алюминиевого сплава при его направленной кристаллизации в тигле

Хрипченко С.Ю.; Деннисов С.Ю.; Долгих В.М.; Колесниченко И.В.

ФГБУН ИМСС УрО РАН, г. Пермь

МГД-перемешивание жидкого металла применяется в металлургическом производстве при приготовлении сплавов, а также в литейных технологиях при кристаллизации металла и является современной технологией мирового уровня, которая позволяет реализовать:

1. Большую эффективность процесса получения, а также большую степень гомогенизации сплавов и литой структуры;

2. Создание однородной мелкозернистой структуры твердых растворов, уменьшение удельной доли, а также измельчение и равномерное распределение вторых (интерметаллидных) фаз; и другие полезные свойства отливаемого металла. Мелкозернистая однородная структура слитка позволяет снизить брак по трещинам, обрывам, расслоениям, характерным при высоких степенях деформации металла с грубозернистой структурой при производстве изделий путем экструзии и горячей пластической деформации, а так же применять жидко твердую штамповку

Очевидно, что топология перемешивающего течения и его интенсивность играют важную роль в этом процессе.

Для управления металлургическим процессом литья слитков с улучшенными свойствами важно организовывать перемешивание заданной топологии, интенсивности и уметь управлять формой фронта кристаллизации слитка, поэтому необходимо уметь воздействовать объемными силами на жидкий металл при его затвердевании. Наиболее простым способом реализации этого процесса является проведение кристаллизации жидкого алюминиевого сплава в цилиндрическом тигле помещенном в МГД-перемешиватель создающий бегущее и вращающееся магнитное поле. МГД-перемешивание измельчает дендриты превращая их в мелкие зерна.[1,2]..

Для изучения влияния МГД-перемешивания на структуру и свойства кристаллизующегося металла. Были проведены численные и физические эксперименты моделирующие процесс направленной кристаллизации жидкого алюминия в цилиндрическом тигле в процессе его МГД-перемешивания.

МГД-перемешивание расплава алюминиевого сплава осуществляет однородное распределение вводимых добавок и гомогенизацию сплава, а также создание однородной мелкозернистой структуры слитков и равномерное распределение вторых (интерметаллидных) фаз.

*Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ №14-08-96002
р_урал_a*

Литература

1. Y. Takado, H. Nakaya, S. Shimasaki, S. Taniguchi Effect of electromagnetic stirring on fabrication of Al-Si semi-solid slurry by the cup cast method. Proc. Of 8-th Int. Conf. on Fundamental and Applied MHD. Borgo (France), (2011), pp. 853-857.

2. Борисов В. Г. Управление структурой слитков из алюминиевых сплавов в процессе непрерывного литья с МГД-перемешиванием затвердевающего расплава // Цветные металлы. 2001. № 9/10.

УДК 669.017:669.71:621.774

Перспективы применения высокопрочного алюминиевого сплава 1933Т33 в типовых конструкциях необитаемых подводных аппаратов (НПА)

Овштейн Е.И.¹; Сычева Т.И.¹; Пантелеева Е.И.¹; Вахромов Р.О.²;
Ткаченко Е.А.²;

gidropribor@info.ru

¹ОАО «Концерн «МПО-Гидроприбор», г. Санкт-Петербург

²ФГУП «Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов», г. Москва

Аннотация:

В работе рассмотрена возможность внедрения высокопрочного алюминиевого сплава 1933Т33 для изготовления корпусно-механических

частей (КМЧ) НПА. Проведено исследование прочностных и коррозионных свойств сплава 1933Т33, параметров обработки полуфабрикатов резанием

Ключевые слова:

необитаемые подводные аппараты, высокопрочные алюминиевые сплавы, механические характеристики, обработка резанием

Применение необитаемых подводных аппаратов (НПА) является перспективным направлением развития морской техники. К числу наиболее актуальных сфер использования НПА можно отнести: обзорно-поисковые, геологоразведочные, подледные работы, океанографические исследования. Типовые конструкции НПА представлены на рисунке 1.

При выборе материала для изготовления КМЧ НПА необходимо учитывать особенности эксплуатации аппаратов. Наиболее важные требования, предъявляемые к материалам: высокая прочность, коррозионная стойкость, минимальный удельный вес, иногда немагнитность. Основными конструкционными материалами для изготовления КМЧ НПА в настоящее время являются алюминиевые сплавы следующих систем: Al-Mg, Al-Zn-Mg.



Рис. 1 – Типовые НПА

- Сплавы системы Al-Mg – Наибольшее распространение получили сплавы АМг6, АМг61. Прочностные свойства сплавов находятся на сравнительно невысоком уровне, сплавы применяются для изготовления НПА, работающих в условиях гидростатического давления не более 4,0-4,5МПа.

- Сплавы системы Al-Zn-Mg – Наибольшее распространение получил сплав В48-4 в закаленном и искусственно состаренном состоянии Т1. Сплав высокопрочный, но имеет повышенную склонность к коррозии под напряжением. Применяется для изготовления глубоководных НПА.

В связи с повышением требований, предъявляемых к перспективным НПА в процессе эксплуатации, возникла потребность в новых высокопрочных коррозионностойких материалах для изготовления КМЧ. В статье приводятся данные о работе, выполненной ОАО «Концерн «МПО-Гидроприбор» и ФГУП «ВИАМ», по оценке возможного использования в конструкциях НПА высокопрочного алюминиевого сплава 1933 системы Al-Zn-Mg-Cu. Известно, что сплавы данной системы при высоких прочностных характеристиках обладают низкой коррозионной стойкостью. ФГУП «ВИАМ» был подобран режим старения Т33 [1,2], который (в отличие от серийных смягчающих режимов Т2 и Т3) позволил повысить коррозионную стойкость при сохранении достаточно высокого уровня прочностных характеристик (предел текучести $\sigma_{0,2}$ не менее 380МПа).

В рамках работы изготовлена и исследована опытная и опытно-промышленная партия полуфабрикатов из сплава 1933 с новым режимом старения Т33 [3]: прессованные трубы $\varnothing 540/\varnothing 420 \times 1300$ мм, $\varnothing 410/\varnothing 290 \times 1500$ мм, $\varnothing 330/\varnothing 250 \times 2000$ мм (следует отметить, что ранее прессованные трубы из сплава 1933 не выпускались, в процессе работы проходило освоение их изготовления); прессованные прутки $\varnothing 200 \times 1500$ мм, $\varnothing 140 \times 1500$ мм, $\varnothing 120 \times 1500$ мм; поковки ПД-1071 $\varnothing 540 \times 200$ мм, ПД-962А $\varnothing 410 \times 200$ мм, ПД-1186 $\varnothing 330 \times 150$ мм. Перечень полуфабрикатов составлен на основании анализа конструкции типовых НПА и в соответствии с возможностями оборудования металлургического предприятия.

На базе ФГУП «ВИАМ» проведено исследование механических и коррозионных свойств полуфабрикатов.

Микроструктурный анализ показал, что опытно-промышленные полуфабрикаты из сплава 1933Т33 имеют типичную для каждого вида полуфабриката зеренную структуру: прессованные прутки преимущественно нерекристаллизованную (рисунок 2а), прессованные трубы и поковки – преимущественно полигонизованную (субзеренную) с размером субзерна 2-3 мкм (рисунки 2б и 2в, соответственно).

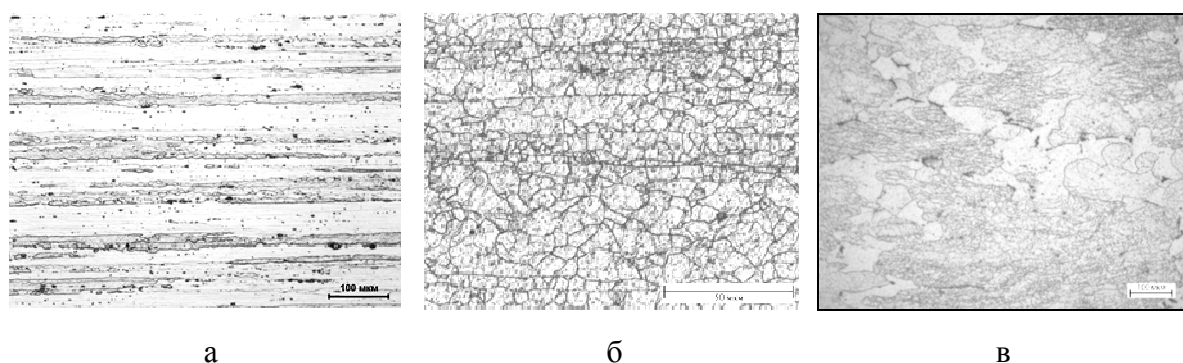


Рис. 2 – Типичная микроструктура опытно-промышленных полуфабрикатов (продольные шлифы): прессованные прутки (а), прессованные трубы (б), поковки (в). Травление в реактиве Келлера.

Проведены электронномикроскопические исследования упрочняющих выделений η' и η -фаз внутри и на границах зерна. (рисунок 3). Старение по режиму ТЗЗ приводит к интенсивному распаду пересыщенного алюминиевого твердого раствора с образованием η' и $\eta(\text{MgZn}_2)$ -фаз, равномерно распределенных по объему зерна с высокой плотностью (рисунок 3 а). Выделения по границам субзерен декорируют всю площадь субграниц, образуя прерывистые цепочки частиц размером 30 нм (рисунок 3 б). На высокоугловых границах наблюдаются отдельные как крупные (до 40 нм) так и мелкие выделения (рисунок 3 в).

Небольшая разница в характере распада по границам зерен не влияет на ширину зоны, свободной от выделений, которая составляет ≈ 25 нм.

Установленные особенности тонкой структуры полуфабрикатов из сплава 1933 в состоянии ТЗЗ обуславливают высокий уровень характеристик коррозионной стойкости (склонность к межкристаллитной и расслаивающей коррозии практически отсутствует).

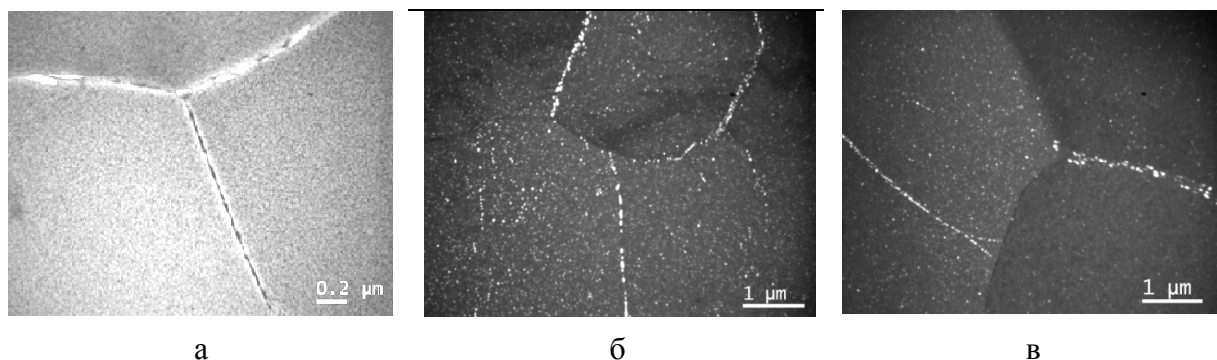


Рис. 3 – Тонкая структура труб из сплава 1933 ТЗЗ: выделения упрочняющих η' , $\eta(\text{MgZn}_2)$ – фаз в объеме зерна (а), на субграницах (б) и границах (в); (б) и (в) -темнопольные изображения.

Испытания образцов на растяжение показали (таблица 1), что у прутков и труб наблюдается присущий всем упрочненным прессованным полуфабрикатам пресс-эффект – прочностные свойства в продольном направлении на 40-50МПа выше, чем в хордовом. Уровень прочностных

свойств у поковок несколько ниже, чем у прессованных полуфабрикатов, но он практически одинаков во всех направлениях относительно волокна.

В ОАО «Концерн «МПО-Гидроприбор» дополнительно исследовались механические свойства в центральной зоне поковок ПД-1186 толщиной 150мм. Работами, проведенными ФГУП «ВИАМ» установлена допустимая толщина поковок при закалке – 80мм [4]. Испытания показали, что у поковки ПД-1186 толщиной 150мм в центральной зоне уровень свойств падает ниже требуемых значений ($\sigma_{0,2}$ не менее 380МПа) (таблица 2).

Таблица 1

Механические свойства полуфабрикатов, средние значения

Полуфабрикат	Направление	E, ГПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ_5 , %	σ_B^H , МПа
Прутки	Долевое	69,5	460	512	14	715
	Хордовое		410	475	10	645
Трубы ø330/ø250мм	Долевое	71,0	455	495	16,0	705
	Хордовое		430	470	12,5	660
Трубы ø410/ø290мм	Долевое		447	500	15,5	715
	Хордовое		425	475	9,5	705
ø540/ø420мм	Радиальное		435	475	12	695
	Поковки ø330×150мм		70,3	395	460	12
Хордовое	400	465		10	640	
Высотное	390	443		9,5	615	
Поковки ø410×200мм ø540×200мм	Радиальное	390	455	10,5	645	
	Хордовое	395	455	11	645	
	Высотное	395	455	8	610	

Таблица 2

Механические свойства в центре поковки, средние значения

Полуфабрикат	Направление	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ_5 , %
--------------	-------------	----------------------	------------------	----------------

Поковка ø330×150мм	Радиальное	383,9	449,0	10,57
	Хордовое	374,1	433,1	8,06
	Высотное	384,6	440,7	6,80

Для увеличения прокаливаемости и, соответственно, расширения номенклатуры массивных полуфабрикатов, соотношение Zn:Mg должно быть $\geq 4,1$ [5], в полученных полуфабрикатах это соотношение составило 3,33-3,89 (в пределах ОСТ 1090026 Zn:Mg может быть 2,81-4,375). При невозможности выдержки данного соотношения термическую обработку следует проводить на предварительно проточенных поковках.

Исследовано влияние кратковременных нагревов на механические свойства при растяжении на заготовках, вырезанных из труб в хордовом направлении. Хордовое направление выбрано как наиболее нагруженное в типовой цилиндрической конструкции НПА в условиях всестороннего сжатия с наименее благоприятным (поперечным) расположением образца относительно волокон в прессованной трубной заготовке. После проведения нагревов определены механические свойства (таблица 3). Снижение прочностных характеристик до значений ниже установленных происходит после нагрева в диапазоне температур 180-200⁰С. Таким образом, для прочных корпусных конструкций технологический нагрев более 180⁰С недопустим, так как при дальнейшем повышении температуры идет разупрочнение материала.

Таблица 3

Механические свойства хордовых образцов из трубы после кратковременных нагревов, средние значения

Температура нагрева, ⁰ С	Время нагрева	Механические свойства			
		σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ_5 , %	НВ
20	-	485,0	443,0	10,44	148
100	1 час	498,9	458,3	8,82	148
180	1 час	477,6	425,3	9,98	138
200	1 час	418,0	342,6	11,91	114

250	1 час	329,7	224,7	11,98	89,7
300	1 час	283,2	134,1	16,22	62,4
350	1 час	358,9	182,4	17,98	76,3
400	1 час	457,4	289,1	15,87	101
450	1 час	437,6	274,0	13,11	101

Проведенные коррозионные испытания показали, что полуфабрикаты из сплава 1933Т33 не склонны к межкристаллитной коррозии, склонность к расслаивающей коррозии составляет 3балла, а критическое напряжение при испытаниях на коррозионное растрескивание $\sigma_{кр}$ более 245МПа. По результатам испытаний можно сделать вывод, что сплав обладает достаточно высокой коррозионной стойкостью.

В условиях ОАО «Концерн «МПО-Гидроприбор» были проведены работы с целью определения опытным путем обрабатываемости полуфабрикатов из сплава 1933Т33, возможного влияния остаточных напряжений на геометрию деталей и разработка мероприятий по уменьшению их последствий. За основу взяты режимы резания, назначаемые для сплава В48-4Т1, при проведении токарных, фрезерных и расточных операций использован инструмент из быстрорежущей стали Р6М5, Р18 и твердосплавный инструмент марок ВК6М, ВК8.

Механически обрабатывались:

- опытные цилиндрические тонкостенные корпуса трех типоразмеров $\varnothing 534/\varnothing 516$ мм, длиной 564мм; $\varnothing 400/\varnothing 388$ мм, длиной 400мм; $\varnothing 325/\varnothing 313$ мм, длиной 400мм.

- типовые корпуса НПА $\varnothing 532,5$ мм и $\varnothing 325$ мм.

В качестве заготовок использованы металлургические полуфабрикаты двух видов:

- трубы пресованные крупногабаритные трех типоразмеров: $\varnothing 540/\varnothing 420$ мм, $\varnothing 410/\varnothing 290$ мм, $\varnothing 330/\varnothing 250$ мм;

- поковки $\varnothing 410 \times 200$ мм и $\varnothing 330 \times 150$ мм;

В результате выполнения работ установлено:

- При изготовлении деталей из крупногабаритных кованных полуфабрикатов возникают значительные поводки и коробление при механической обработке, величина коробления цилиндрических деталей после черновой обработки достигала 2 мм на диаметр;

- При токарной обработке тонкостенных корпусов на высоких скоростях в зоне резания возникал нагрев детали выше $40-45^{\circ}\text{C}$, что приводило к отклонению формы детали (допуск круглости) до 0,5 мм на диаметр;

- Из-за коробления не удалось выдержать допуск на размер внутренних и наружных диаметров по 9 качеству;

- Для обеспечения требуемой точности размеров чистовую токарную обработку тонкостенных деталей проводили на малых скоростях и глубине резания, что привело к более высокой трудоемкости по сравнению с освоенными полуфабрикатами.

На основании проведенных опытных работ сделаны выводы:

- При окончательной токарной обработке тонкостенных цилиндрических корпусов категорически не допустим нагрев детали более 40°C , что отличается от рекомендаций ФГУП «ВИАМ» для крупногабаритных массивных полуфабрикатов (при окончательной обработке резанием не допускается нагрев детали до температуры выше 100°C) [6]. Для понижения температуры необходимо применение специальных СОЖ (смазывающе-охлаждающих жидкостей), способствующих охлаждению и снижению трения в зоне резания;

- Для снижения влияния перераспределения остаточных напряжений между операциями предварительной и окончательной обработки ввести операцию вылеживания заготовки сроком не менее 3-х суток;

- Межоперационное вылеживание деталей следует производить в вертикальном положении, стараясь избегать резких перепадов температуры окружающей среды;

- На окончательную чистовую обработку деталей ($\varnothing 532\text{мм}$) с учетом коробления после черновой обработки рекомендуется оставлять припуск до 1 мм на диаметр;

- Между операциями предварительной и окончательной механической обработки для снятия внутренних напряжений рекомендовано опробовать операцию отпуска (нагрев до 150°C , время выдержки до 1 часа).

- Для снижения остаточных закалочных напряжений кованных полуфабрикатов из сплава 1933 необходимо снижение скорости охлаждения при закалке, что достигается использованием в качестве охлаждающей среды горячей воды или раствора полимера [4,5].

Для оценки эффективности применения сплава 1933Т33 в типовых конструкциях НПА проведены предварительные и поверочные прочностные расчеты [7,8]. Расчеты показали, что наибольший эффект от применения сплава 1933Т33 возможен в двух случаях:

- снижение массогабаритных характеристик (снижение массы, увеличение плавучести и внутренних объемов НПА). При расчетном

давлении 60 кг/см^2 для типового НПА $\varnothing 534,4\text{мм}$ замена сплава АМгб дает

выигрыш в массе 34-36%. При замене сплава В48-4Т1 выигрыш в массе до 14% в зависимости от конструкции корпуса (несмотря на высокую прочность сплава 1933Т33 небольшой выигрыш в массе получается из-за высокой плотности – $2,83\text{г/см}^3$);

- повышение прочности и увеличение глубины постановки НПА.

Для НПА $\varnothing 325\text{мм}$ при замене АМгб расчетное давление может быть

увеличено с 60 кг/см² до 98 кг/см². Для НПА Ø532,5мм с расчетным

давлением 14,7МПа (150 кг/см²) можно увеличить глубину эксплуатации НПА до 1500м, тем самым заменить КМЧ из дорогостоящего титанового сплава для глубин от 600м до 1500м.

Заключение. В ходе выполнения работы освоено производство полуфабрикатов – прессованных труб, прутков и поковок из сплава 1933Т33 с новым режимом термической обработки Т33 и заданными механическими и коррозионными свойствами. Опробована обработка полуфабрикатов резанием с изготовлением корпусов в промышленных условиях. Выполнен прочностной расчет для оценки эффективности применения сплава 1933Т33 в типовых конструкциях НПА. Выполненная работа показала, что высокопрочный алюминиевый сплав 1933Т33 возможно использовать для изготовления высоконагруженных КМЧ НПА, эксплуатирующихся в агрессивных средах (морская вода), это позволит снизить массогабаритные характеристики и увеличить сроки эксплуатации НПА.

Литература

1 Научно-технический отчет «Получение опытно-промышленной партии полуфабрикатов из высокопрочного термоупрочняемого алюминиевого сплава с пределом текучести $\sigma_{0,2} \geq 380$ МПа», шифр «Сплав-

39», этап 2, часть 1, ОАО «Концерн «МПО-Гидроприбор», г. Санкт-Петербург, 2013г., инв. № 100935

2 Научно-технический отчет «Получение опытно-промышленной партии полуфабрикатов из высокопрочного термоупрочняемого алюминиевого сплава с пределом текучести $\sigma_{0,2} \geq 380 \text{ МПа}$ », шифр «Сплав-

39», этап 2, часть 2, ОАО «Концерн «МПО-Гидроприбор», г. Санкт-Петербург, 2013г., инв. № 101154

3 Научно-технический отчет «Разработка научно-технической документации на изготовление и поставку опытно-промышленной партии полуфабрикатов из высокопрочного термоупрочняемого алюминиевого сплава для НПА», шифр «Сплав-39», этап 3, ОАО «Концерн «МПО-Гидроприбор», г. Санкт-Петербург, 2014г., инв. № 101391

4 Антипов В.В., Сенаторова.О.Г., Ткаченко Е.А., Вахромов Р.О. Алюминиевые деформируемые сплавы// Авиационные материалы и технологии, сборник статей под общ. ред. Каблова Е.Н., ФГУП «ВИАМ», - М.:ВИАМ, 2012. С.167-182.

5 Вахромов Р.О., Ткаченко Е.А., Попова О.И., Милевская Т.В. Обобщение опыта применения и оптимизация технологии изготовления полуфабрикатов из высокопрочного алюминиевого сплава 1933 для силовых конструкций современной авиационной техники// Авиационные материалы и технологии. 2014. №2. С.34-39.

6 Итоговый научно-технический отчет по этапу 3 «Разработка научно-технической документации на изготовление и поставку опытно-промышленной партии из полуфабрикатов из высокопрочного алюминиевого сплава для НПА» Приложение Е «Технологические рекомендации» инв. № 34.3.255-12-14.

7 Методика по расчету прочности и несущей способности цилиндрических и конических корпусов глубоководных аппаратов, Технический отчет ЦНИИ им. акад. А.Н. Крылова, 1987, инв. № 42419.

8 Расчет прочности и устойчивости цилиндрических оболочек. Проектный модуль USTO. Технический отчет ЦНИИ "Гидроприбор" N713-21,1989.

УДК 669.018.95

Гибридные слоистые материалы на базе листов из алюминий-литиевых сплавов для обшивок планера самолета

Серебренникова Н.Ю.; Антипов В.В., к.т.н.; Сенаторова О.Г., к.т.н.; Ерасов В.С., к.т.н.; Шестов В.В.

admin@viam.ru

ФГУП «Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов», г. Москва

Аннотация:

Повышение весовой эффективности перспективных изделий авиационной техники возможно за счет применения многослойной обшивки из гибридных материалов на базе алюминий-литиевых листов и алюмокомпозитов. Такие материалы обладают высоким сопротивлением развитию трещины усталости, пониженной плотностью и высокой прочностью, по сравнению с монолитными материалами.

В данной работе оценивались структура и свойства фрагмента прототипа гибридной панели крыла самолета Ту-204, изготовленного в промышленных условиях Воронежского акционерного

самолетостроительного объединения (ПАО «ВАСО»). Были определены на стандартных образцах свойства на растяжение, сжатие, СРТУ, МЦУ, а также на конструктивно-подобных образцах - продольная устойчивость при сжатии. Гибридный слоистый материал рекомендуется использовать для изготовления верхних и нижних панелей крыла самолета.

Ключевые слова:

гибридный слоистый материал, гибридная панель крыла, обшивка, стрингер, алюминий-литиевый сплав, СИАЛ.

Abstract:

It is opportunity to improve weight efficiency by application of laminated skin from hybrid material which consists of high-strength Al-Li alloy sheets and aluminium-glassplastic Laminate SIAL-type. Such materials have high resistance of fatigue crack growth, lower density and high strength in comparison with monolithic materials.

The structure and properties of prototype of hybrid wing panel of Tu-204 aircraft were evaluated was produced in commercial conditions, OAO «Voronezh Aircraft JVC» (VASO). Standard samples were used for tensile, compression low fatigue tests and for determination of FGGR (dl/dN). Hybrid laminated materials are recommended to use for lower and upper wing panels.

Key words:

hybrid laminated material, wing panel, skin, stringer, Al-Li alloy, SIAL.

Введение

Алюминиевые деформируемые сплавы продолжают эффективно служить в современных авиакосмических конструкциях, уже более 70 лет являясь основным материалом крыльевых панелей современных самолетов.

Для обшивок верхней панели, как правило, используют высокопрочные сплавы серии 7000 системы Al-Zn-Mg-Cu (7075, 7475, 7055, В95пч, В95оч, В96ц-3пч и др.), для обшивок нижней панели – ресурсные среднепрочные сплавы серии 2000 системы Al-Cu-Mg (2324, 2524, Д16ч, 1163 и др.). Среди перспективных направлений их развития и применения следует выделить высококомодульные (80 ГПа) Al-Li сплавы пониженной плотности (2600 кг/м³) различного назначения (таблица 1).

Крыло является важнейшей частью планера самолета. К обшивке, образующей внешние поверхности крыла, предъявляются определенные требования: качество поверхности, повышенная прочность, определенная жесткость при минимальной массе.

Преимуществами металлического крыла являются относительно невысокая стоимость, освоенность механической обработки и других процессов самолетного производства, отработанные технологии изготовления полуфабрикатов, высокая деформационная способность алюминиевых металлических материалов при формообразовании [1-6].

Применяют также монолитную обшивку (особенно в транспортных изделиях ОКБ им. О. К. Антонова), изготовленную механическим фрезерованием из прессованных панелей массивного сечения, как одно целое с подкреплениями в виде ребер, которые выполняют функции стрингеров.

Для дополнительного снижения веса и повышения ресурсных характеристик авиационных конструкций осваивается применение многослойной обшивки из гибридных материалов на основе металлических и металлополимерных материалов, изготовленных преимущественно автоклавным формообразованием [7-9].

У супергиганта А-380 типичная толщина полотна панелей составляет 10-15 мм, а самолетов средних размеров А-320, В-737, Ту-204 составляет 5-7 мм. Гибридные клееные слоистые материалы типа СИАЛ (GLARE 1, GLARE 2) имеют хорошие усталостные характеристики. Однако, для получения указанных толщин крыльевой панели требуется большая

многослойность тонких алюминиевых листов и клеевых стеклоармированных препрегов, что приводит к накоплению дефектов в конструкции.

Таким образом, для обшивок панелей крыла целесообразно использовать не целиком многослойную (15/14) композицию материалов типа СИАЛ/GLARE, а только выборочно ("Selective" reinforcement), применяя в конструкции слоистой обшивки крыла монолитные листы большей толщины ~ 1,5-2,0 мм [10-12].

Таблица 1

Характеристики материалов толщиной ~ 5,0 мм для обшивок крыла (направление Д)

Материал	σ_B , МПа	E, ГПа	dl/dN мм/цикл ($\Delta K=31$ МПа $\cdot \sqrt{m}$)	Плотность d, г/см ³
Гибридный слоистый материал	720	69-70	0,2	2,45
Монолитная плита (лист) из ресурсного сплава 1163Т7 (2524Т39)	≥ 450	70-71	2,0 (> 2,5)	2,78
Монолитная плита (лист) из ресурсного Al-Li сплава пониженной плотности 1441Т1	≥ 440	79-80	1,7	2,59
Монолитная плита (лист) из высокопрочного сплава В95очТ2 (7475Т76)	≥ 510	70-72	2,3	2,85
Монолитная плита (лист) из сверхпрочного сплава В96ц-3пчТ12 (7055Т77)	≥ 615	71-73	3,5	2,86
Многослойный однонаправленный СИАЛ-1-1 (7/6) на базе листов сплава 1441	970	65-67	0,3	2,35
Зарубежный вариант гибридного слоистого	650	65-67	0,4	2,60

материала на базе листов сплава 2024Т3 и GLARE-2				
---	--	--	--	--

Материалы и методы

Обшивка крыла должна быть достаточно жесткой, чтобы она не теряла устойчивость [13]. Это можно осуществить правильной расстановкой ребер жесткости с определенным шагом h (рисунок 1). В качестве ребер жесткости применяют стрингеры, изготовленные из прессованных (рисунок 2, а) или гнутых листовых профилей (рисунок 2, б).

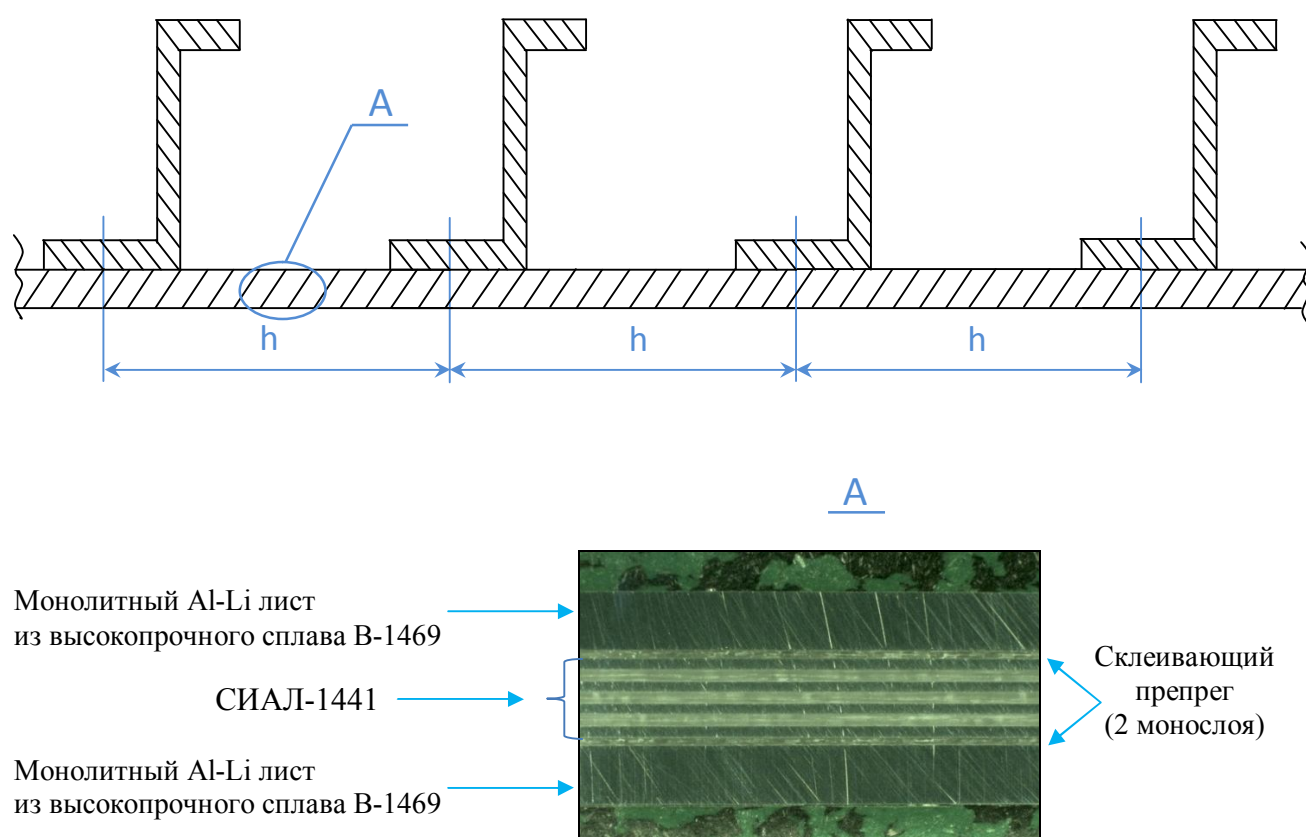
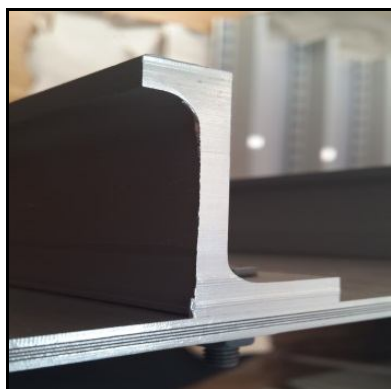
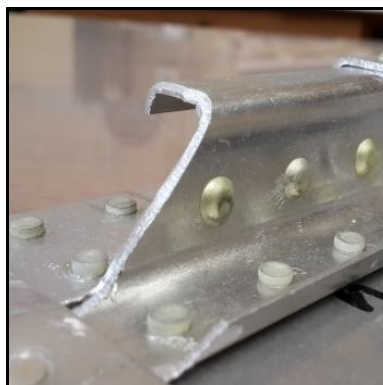


Рис. 1 – Фрагмент гибридной слоистой панели с прессованными стрингерами

Для крепления стрингеров к обшивке используют типовые заклепки из алюминиевых сплавов или, как в данной работе, болты с уменьшенной шестигранной головкой из титанового сплава ВТ 16, предназначенные для эксплуатации в соединениях, работающих на срез [13, 14] (рисунок 2).



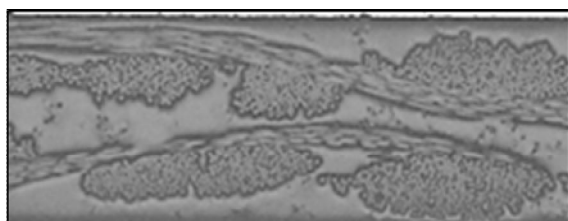
а)



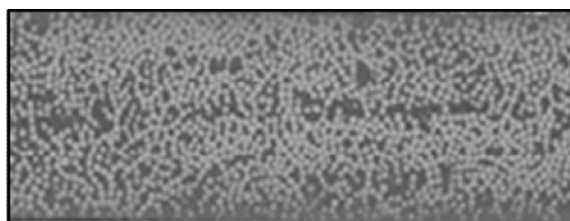
б)

Рис. 2 – Пример крепления стрингеров к обшивке с помощью:
а) болтов, б) заклепок

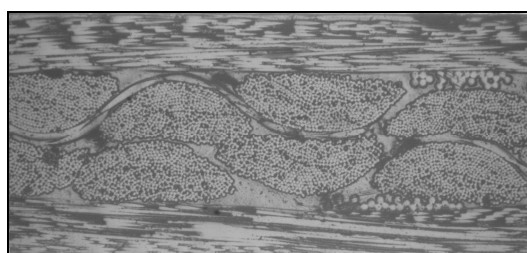
Клеевые препреги подбираются в зависимости от свойств, предъявляемых к слоистой композиции, схемы расположения и толщины алюминиевых листов в структуре гибридного материала – с разным объемным содержанием клеевого связующего [15-17] (рисунок 3).



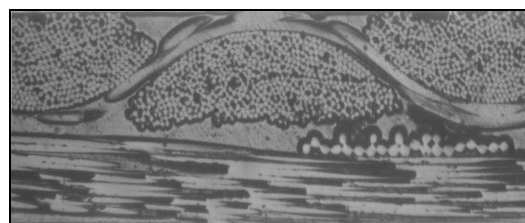
а)



б)



в)



г)

Рис. 3 – Клеевые препреги с разным количеством монослоев и разным содержанием связующего

В данной работе оценивались структура и свойства гибридной слоистой панели крыла, изготовленного в промышленных условиях Воронежского акционерного самолетостроительного объединения (ПАО «ВАСО»), на основе освоенных в металлургическом производстве Al-Li сплавов: монолитных листов толщиной 1,5-1,8 мм и стрингеров Z-образного сечения из прессованных стрингеров высокопрочного сплава В-1469Т1, и однонаправленного СИАЛ-1441 на базе тонких (0,3-0,4 мм) листов высокотехнологичного Al-Li сплава 1441Т11 пониженной плотности ($d = 2,6 \text{ г/см}^3$) [18, 19]. Для соединения монолитных листов и СИАЛа применен специальный соединяющий препрег с увеличенным содержанием клея. В прослойках СИАЛа применяется однонаправленный клеевой препрег, армированный высокопрочными стекловолокнами со средним объемным содержанием $\sim 60 \%$ [20, 21].

Во ФГУП «ВИАМ» проведены всесторонние исследования гибридного слоистого материала [22, 23]. Оценку свойств, помимо стандартных образцов на растяжение, сжатие, СРТУ, усталость, проводили на конструктивно-подобных четырехстрингерных образцах - определили продольную устойчивость при сжатии (рисунок 4), применительно к верхней панели крыла.

Скорость роста трещины усталости (СРТУ) гибридной обшивки крыла оценивали на образцах размером 140×420 мм с определением dl/dN при различных ΔK , $R = 0,1$ и $f = 5$ Гц. Малоцикловую усталость (МЦУ) - на типовых плоских долевых образцах с отверстием ($K_t=2,6$) при $\sigma_{\max} = 157$ МПа.

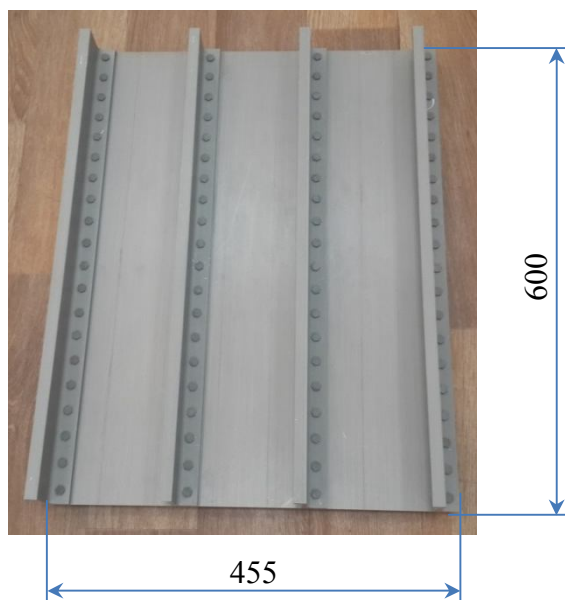


Рис. 4 – Конструктивно-подобный образец из прототипа гибридной панели крыла для испытаний на сжатие

Испытания на сжатие однопролетных панелей проводились по типовой методике ФГУП "ЦАГИ". Гибридная панель торцевыми плоскостями устанавливалась на опорную плиту испытательной машины таким образом, чтобы центр жесткости сечения совпадал с центральной силовой линией нагружающих плит испытательной машины (рисунок 5).

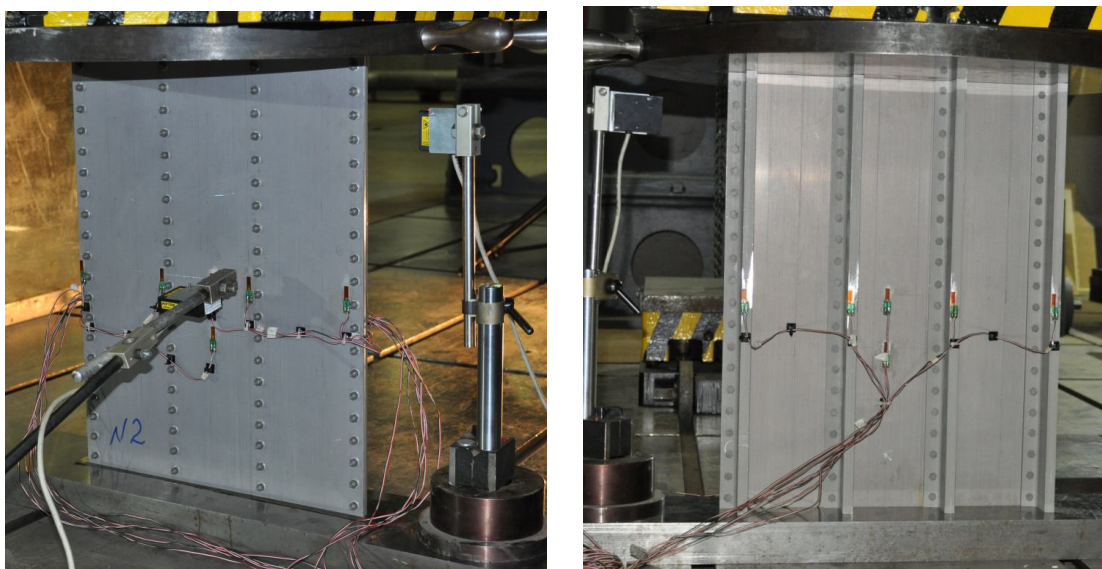


Рис. 5 – Гибридная слоистая панель, установленная на опорную плиту испытательной машины растяжение.

Тензорезисторы и датчики линейных перемещений фиксировали начало искривления (местную потерю устойчивости) обшивки, ее развитие и потерю несущей способности гибридной панели в целом.

Деформирование панели происходило с постоянной скоростью 1,25 мм/мин от действия непрерывно увеличивающейся, равномерно распределенной по их торцам, сжимающей нагрузки. Согласно разработанной программе испытаний, в несколько этапов - 30000 кгс, 100000 кгс, 150000 кгс, с последующей разгрузкой до 0 кгс после каждого этапа нагружения. Проводились непрерывная регистрация измерения относительной деформации и визуальный контроль за поведением деформируемой панели. Видимых нарушений целостности и остаточных деформаций обнаружено не было. Относительные деформации возвращались практически к нулю. Нагружение панели осуществлялось до исчерпания её несущей способности.

Результаты

Установлено, что гибридные слоистые материалы для обшивок крыла, благодаря своей многослойной структуре, строению и характеристикам исходных компонентов, обладают следующими свойствами (таблица 1):

- высоким сопротивлением развитию трещины усталости ($dl/dN = 0,16$ мм/кцикл при $\Delta K=31$ МПа $\cdot\sqrt{м}$) (рисунок 6), при этом развитие трещины тормозится волокнами и практически останавливается при длине в пределах 1 мм;

- пониженной плотностью на 10-15 % (с 2,78 до 2,45 г/см³), в основном за счет входящего в состав материала клеевого связующего с низкой плотностью ($d \sim 1,4$ г/см³), а также листов из Al-Li сплавов с пониженной плотностью: среднепрочного сплава 1441 с $d \sim 2,60$ г/см³, высокопрочного сплава В-1469 с $d \sim 2,67$ г/см³;

- высокой прочностью ($\sigma_B > 720$ МПа), которая обеспечивается суммарным эффектом от прочности алюминиевых листов и стеклянных волокон в препрегах.

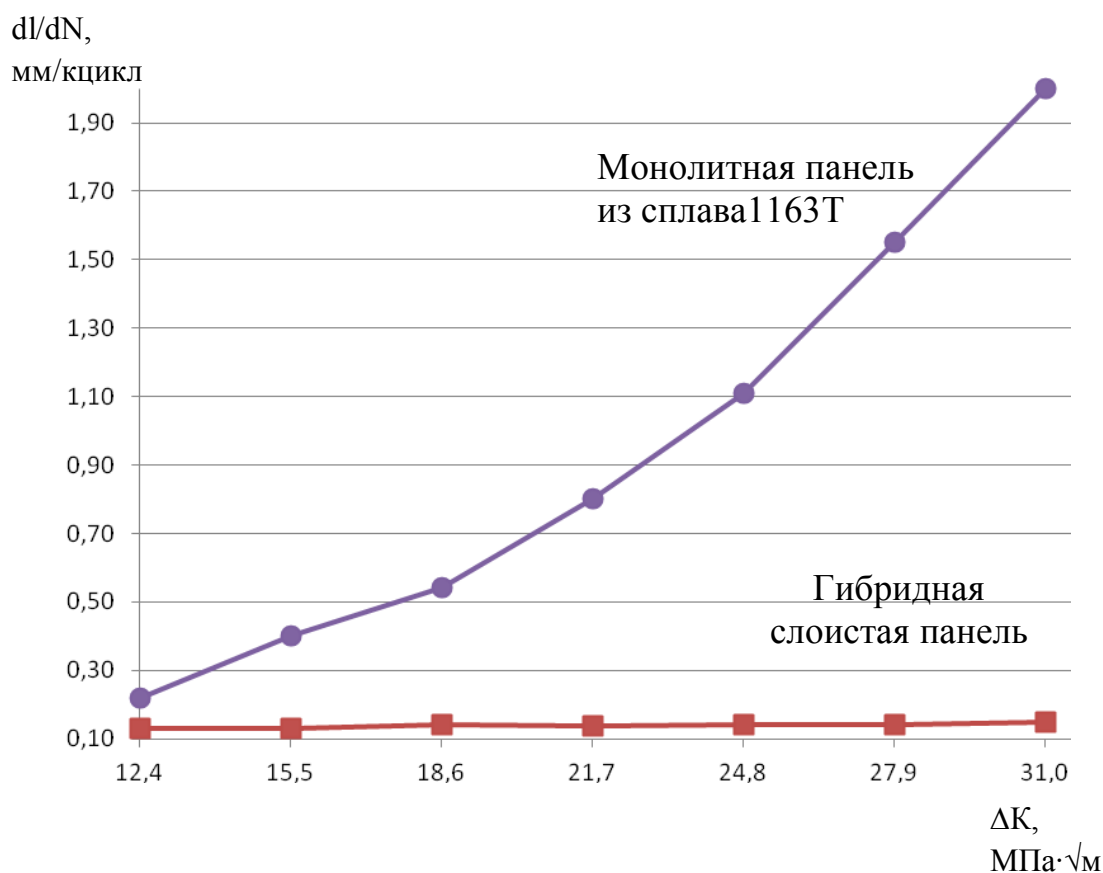


Рис. 6 – Зависимость скорости роста трещины усталости (СРТУ) гибридного слоистого материала и обшивки из сплава 1163Т от условного коэффициента интенсивности напряжений ΔK .

В гибридном слоистом материале на основе листов алюминий-литиевых сплавов и алюмостеклопластика класса СИАЛ, внешние монолитные металлические листы имеют более высокий модуль упругости по сравнению со слоями стеклопластика. Поэтому при усталостном нагружении в гибридном слоистом материале напряжения распределяются неравномерно между металлическими слоями (внешними и внутренними листами) и слоями стеклопластика. Внешние металлические листы нагружены больше, чем внутренние тонкие листы металла и слои стеклопластика. Это приводит к тому, что трещина усталости зарождается во внешних монолитных металлических листах (раньше, чем в монолитной

плите). Дальнейшее развитие трещины тормозится внутренними слоями: волокнами стеклопластика, входящими в состав склеивающего препрега и в состав СИАЛа. В результате трещина практически не развивается.

Малоцикловая усталость (МЦУ) обшивки составила $N_{CP} = 210\ 000$ цикл при $\sigma_{max} = 157$ МПа.

В результате проведенных экспериментальных исследований устойчивости и несущей способности гибридных четырехстрингерных однопролетных панелей крыла при статическом сжатии получено следующее:

- местная потеря устойчивости гибридной обшивки провоцирует искривление стрингеров и вызывает потерю несущей способности всей панели при $\sigma_{кр} = 43,7$ кгс/мм² (при нагрузке $P_{max} = 188\ 000$ кгс).

- общая потеря устойчивости и несущей способности происходит в средней части панели и сопровождается искривлением стрингеров и обшивки при напряжении практически совпадающем с напряжением местной потери устойчивости обшивки.

- полная относительная деформация, соответствующая потери несущей способности, составляет 0,64 %.

Характер разрушения панели представлен на рисунке 7.

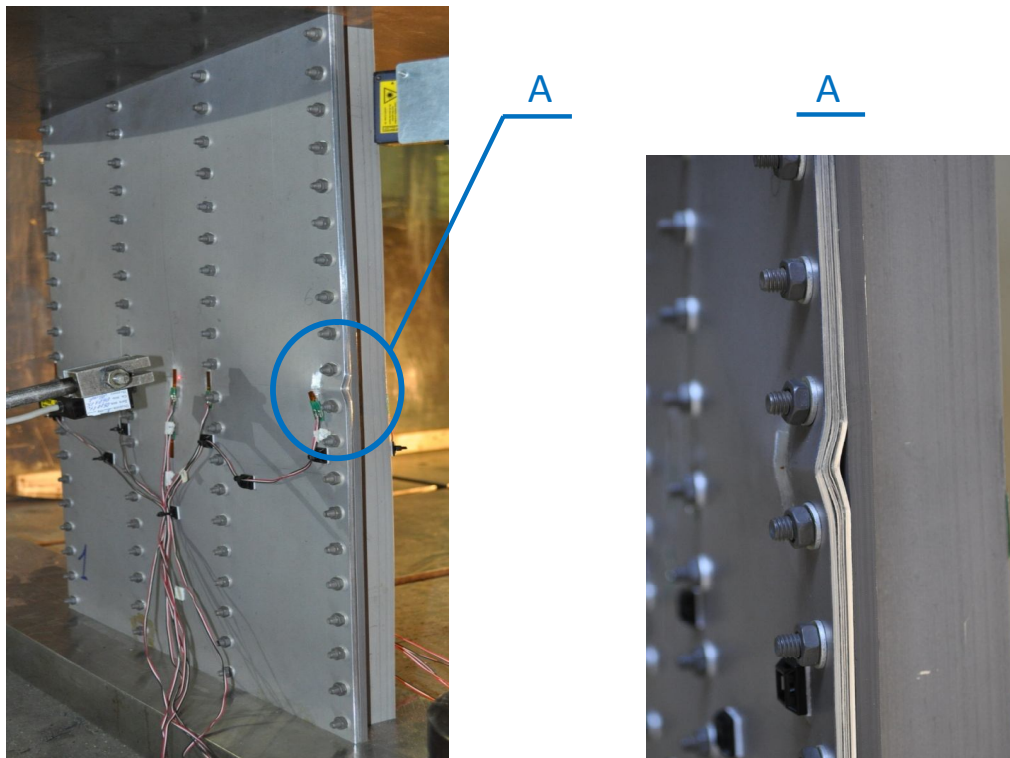


Рис. 7 – Характер разрушения гибридной слоистой панели

Обсуждение и заключения

Гибридная слоистая панель крыла, которая является прототипом верхней панели крыла самолета Ту-204СМ, взамен используемой на сегодняшний день монолитной панели из высокопрочного алюминиевого сплава В95очТ2, имеет преимущество по весовой эффективности и несущей способности. Использование этого перспективного гибридного слоистого композиционного материала для изготовления крыльевых панелей приводит к уменьшению веса (на ~ 15 %) и повышению живучести конструкции.

Гибридные слоистые материалы, с частичным армированием СИАЛ (GLARE), рекомендуются для конструкционного применения в крыльевых обшивках взамен монолитных плит (листов) из алюминиевых сплавов. Толщина обшивки может быть изготовлена переменной, в соответствии с условиями эксплуатации крыла: тонкой в концевой части крыла, и максимальной толщины в корневых сечениях при соединении с фюзеляжем.

Необходимая сложная конфигурация обшивки может быть создана с помощью автоклавного формования. Применение метода сращивания дает возможность изготавливать крыльевые панели требуемой длины и ширины.

Литература

1. Каблов Е.Н. Инновационные разработки ФГУП «ВИАМ» ГНЦ РФ по реализации «Стратегических направлений развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года» //Авиационные материалы и технологии. 2015. №1 (34). С. 3–33.
2. Фридляндер И.Н., Колобнев Н.И., Сандлер В.С. Алюминий-литиевые сплавы. Энциклопедия. Цветные металлы и сплавы. Композиционные металлические материалы. Т. II-3. /Под ред. И.Н. Фридляндера, Е.Н. Каблова. М.: Машиностроение. 2001. С. 156–185.
3. Фридляндер И.Н. Воспоминания о создании авиакосмической и атомной техники из алюминиевых сплавов. М.: Наука. 2005. 275 с.
4. Антипов В.В. Стратегия развития титановых, магниевых, бериллиевых и алюминиевых сплавов //Авиационные материалы и технологии. 2012. №S. С. 226–230.
5. Каблов Е.Н. Всероссийскому институту авиационных материалов – 80 лет //Деформация и разрушение материалов. 2012. №6. С. 17–19.
6. Каблов Е.Н. ВИАМ: Продолжение пути //Наука в России. 2012. №11. С. 16–21.
7. Сенаторова О.Г., Антипов В.В., Лукина Н.Ф. и др. Слоистые металлополимерные композиционные материалы //Авиационные материалы и технологии. 2012. №S. С. 226–230.
8. Сенаторова О.Г., Антипов В.В., Лукина Н.Ф., Сидельников В.В., Шестов В.В., Попов В.И., Ершов А.С. Высокопрочные, трещиностойкие, легкие алюмстеклопластики СИАЛ – перспективные материалы для авиационных конструкций //ТЛС. 2009. №2. С. 29–31.

9. Антипов В.В., Лавро Н.А., Сухоиваненко В.В., Сенаторова О.Г. Опыт применения Al-Li сплава 1441 и слоистого материала на его основе в гидросамолетах //Цветные металлы. 2013. №8. С. 46–50.
10. Laminate of metal sheets and polymer: pat. 0256370 US; publ. 20.10.2011.
11. M. Plokker, D. Daverschot, T. Beumler. Hybrid structure solution for the A400M wing attachment frames // 25th ICAF Symposium – Rotterdam, 27-29 May 2009.
12. Roebroeks Geert H.J.J., Hooijmeijer Peter A., Kroon Erik J., Heinimann Markus B. The development of central // First International Conference on Damage Tolerance of Aircraft Structures. 2009.
13. ОСТ 1 12085–77 Болты с уменьшенной шестигранной головкой из титанового сплава для соединений со специальной переходной посадкой.
14. Проектирование, конструкции и системы самолетов и вертолетов. Книга 2. Самолеты и вертолеты. Том IV-21. Машиностроение. Энциклопедия в сорока томах. М. Машиностроение. 2004. С. 226-252.
15. Каблов Е.Н., Антипов В.В., Сенаторова О.Г., Лукина Н.Ф. Новый класс слоистых алюмокомпозитов на основе алюминий-литиевого сплава 1441 с пониженной плотностью //Вестник МГТУ им Н.Э. Баумана. Сер. «Машиностроение». 2011. №SP2. С. 174–184.
16. Шестов В.В., Антипов В.В., Сенаторова О.Г., Сидельников В.В. Конструкционные слоистые алюмокомпозиты 1441-СИАЛ //МиТОМ. 2013. № 9. С. 28–32.
17. Фридляндер И.Н., Аниховская Л.И., Сенаторова О.Г. и др. Клееные металлические и слоистые композиты. Энциклопедия. Цветные металлы и сплавы. Композиционные металлические материалы Т. II-3. /Под ред. И.Н. Фридляндера, Е.Н. Каблова. М.: Машиностроение. 2001. С. 814–832.

18. Скорняков В.И., Антипов В.В. Инновационный характер сотрудничества ОАО «КУМЗ» и ФГУП «ВИАМ» //Авиационные материалы и технологии. 2012. №2. С. 11–13.

19. Слоистые композиционные материалы – 98. Сборник трудов международной конференции. Волгоград. 1998. С. 30–32, 86–88, 131–133, 170–171.

20. Antipov V.V, Senatorova O.G., Beumber T, Lipina M. Investigation of a new fibre metal laminate (FML) family on the base of Al-Li alloy with lower density // Materials Science and Engineering Technology. 2012. №4. P. 350–355.

21. Fibre Metal Laminates /Ed. by Ad. Vlot, Yan. W. Gunnik. Academic Publishers. 2001. P. 527.

22. Ерасов В.С., Нужный Г.А., Гриневич А.В., Терехин А.Л. Трещиностойкость авиационных материалов в процессе испытания на усталость //Труды ВИАМ. 2013. №10. Ст. 06 (viam-works.ru).

23. Орешко Е.И., Ерасов В.С., Подживотов Н.Ю. Выбор схемы расположения высокомодульных слоёв в многослойной гибридной пластине для её наибольшего сопротивления потере устойчивости //Авиационные материалы и технологии. 2015. №S4. С. 109–117.

Термомеханическая обработка сплава 1370 при изготовлении герметичных корпусов гироскопических устройств

Даммер В.Х.¹, Колобнев Н.И.², Кириллов В.А.¹

¹АО «Научно-производственный центр «Полюс», г. Томск;

²ФГУП «Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов», г. Москва

При изготовлении герметичных корпусов гироскопических устройств применяют свариваемые алюминиевые сплавы пониженной прочности типа АМгб. Повышение прочностных свойств используемого материала позволит снизить массу, повысить надежность и срок эксплуатации устройств.

При этом материал должен обеспечивать герметичность сварных соединений, высокую точность изготовления деталей и стабильность их размеров в течение длительного времени в условиях значительных механических нагрузок и обладать способностью к глубокой холодной вытяжке. Этим требованиям удовлетворяет термически упрочняемый сплав 1370 разработки ФГУП ВИАМ [1, 2].

Свариваемый алюминиевый сплав 1370 системы Al–Mg–Si–Cu, представляет перспективный конструкционный материал для изделий авиационной техники. Полуфабрикаты (листы, плиты и прессованные профили) из сплава 1370Т1 имеют прочностные свойства и ресурсные характеристики на том же уровне, что и для аналогичных полуфабрикатов из сплавов типа Д16чТ, а по пределу текучести и сопротивлению различным видам коррозии превосходят их. Высокая технологическая пластичность при холодной деформации и повышенные прочностные свойства при температурах до 150 °С позволили использовать листы из сплава 1370 на передних кромках крыла и оперения стабилизатора самолета Ан-148 [2].

При разработке технологии изготовления герметичных корпусов гироскопических устройств из сплава 1370 использовали листы толщиной 1,2 мм и плиты толщиной 12-30 мм, поставляемые ОАО «КУМЗ».

Механические и технологические свойства алюминиевых сплавов во многом зависят от режимов термической обработки. Рекомендуемые режимы термической обработки сплава 1370 по ТУ 1.804-344–2006

необходимо проводить по режиму: температура закалки (530 – 540) °С, охлаждение в воде, старение (180 ± 5) °С, 8 – 12 часов, гарантируют получение требуемого уровня механических свойств.

Для снижения закалочных напряжений применяют мягкое охлаждение в горячей воде с температурой 75 - 80 °С, но даже в этом случае возникают растягивающие напряжения 11 кгс/см² после естественного старения, а после искусственного старения 7 – 8 кгс/см².

В процессе механической обработки корпусных деталей после указанной выше термической обработки заготовок, многие размеры выходят за пределы допуска более чем на 0,1 мм.

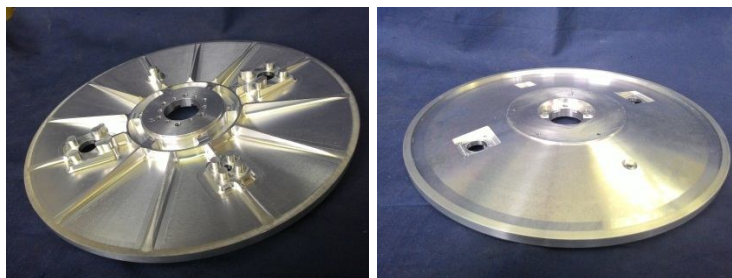
Наряду с оптимизацией режимов механической обработки на станках с ЧПУ были проведены многочисленные эксперименты термообработки по различным режимам, варьируя температурой закалки и скоростью охлаждения заготовки.

Наилучшие результаты получены после термообработки по следующему режиму:

Нагрев под закалку при пониженной температуре 500 – 510 °С с увеличенной выдержкой до 1,5 часа, охлаждение в масле при температуре 20 °С. Продолжительность переноса из печи в закалочный бак не более 5 с. Старение проводилось при температуре 180° в течение 10 – 12 часов.

Корпусные детали после механической обработки заготовок, термообработанные по указанному выше режиму соответствовали требованиям чертежей.

Корпус гироскопа состоит из собственно корпуса сложной формы из плиты и кожуха полусферической формы (рис. 1). Его герметичность достигается электронно-лучевой сваркой.



а

б



в

г



д

Рис. 1 – Корпус из плиты (а, б), кожух из листа после вытяжки (в, г),

и сварной корпус гироскопа (д).

Для придания материалу кожуха высокой пластичности, необходимой при вытяжке, листовая заготовка закаливается на твердый раствор. После

вытяжки проводится старение на высокую прочность, при этом для получения требуемой кривизны сферической поверхности кожух остается надетым на пуансон.

Для обеспечения требуемой точности размеров корпуса разработана технология, снижающая остаточные напряжения в детали. Во-первых, до минимума (505 °С) уменьшена температура нагрева заготовки под закалку. Во-вторых, для уменьшения закалочных напряжений заготовки охлаждали не в воде, а в масле. В-третьих, для снижения и симметрии остаточных напряжений заготовка дисковой формы после закалки вращается вокруг оси симметрии со скоростью, при которой напряжения в материале под действием центробежных сил достигают предела текучести и происходят микропластические деформации.

Рассмотрим напряженное состояние вращающегося кольца. В случае только упругих деформаций справедливо уравнение равновесия изотропного твердого тела [3]

$$E \frac{1-\mu}{(1+\mu)(1-2\mu)} \operatorname{grad} \operatorname{div} \mathbf{u} - \frac{E}{2(1+\mu)} \operatorname{rot} \operatorname{rot} \mathbf{u} + \mathbf{f} = 0, \quad (1)$$

где E – модуль Юнга; μ – коэффициент Пуассона; \mathbf{u} – векторное поле смещений при деформации; \mathbf{f} – объемные силы (при вращении – центробежная сила, действующая на единицу объема).

Будем считать кольцо достаточно плоским, чтобы сдвиговые осевые компоненты u_{rz} деформаций были незначительными по сравнению с тангенциальными $u_{\phi\phi}$ и радиальными u_{rr} . Тогда в цилиндрических координатах для вращающегося с угловой скоростью ω кольца уравнение (1) запишется следующим образом:

$$\frac{d}{dr} \left(\frac{1}{r} \frac{d(ru_r)}{dr} \right) + \frac{1-\mu^2}{E} \rho \omega^2 r = 0, \quad (2)$$

где ρ — плотность материала кольца.

Решение этого уравнения имеет вид

$$u_r = ar + \frac{b}{r} - \frac{1-\mu^2}{8E} \rho \omega^2 r^3, \quad (3)$$

где a и b — постоянные интегрирования, определяемые из граничных условий.

Радиальная и тангенциальная составляющие относительной деформации соответственно

$$\begin{aligned} u_{rr} &= \frac{du_r}{dr} = a - \frac{b}{r^2} - \frac{3}{8} \frac{1-\mu^2}{E} \rho \omega^2 r^2; \\ u_{\phi\phi} &= \frac{u_r}{r} = a + \frac{b}{r^2} - \frac{1-\mu^2}{8E} \rho \omega^2 r^2. \end{aligned} \quad (4)$$

В качестве граничных условий примем значения нормальных составляющих тензора напряжений на внутренней и наружной поверхностях детали. По закону Гука

$$\begin{aligned} \frac{\sigma_{rr}}{\lambda} &= \left(\frac{1}{\mu} - 1 \right) u_{rr} + u_{\phi\phi} + u_{zz}; \\ \frac{\sigma_{\phi\phi}}{\lambda} &= \left(\frac{1}{\mu} - 1 \right) u_{\phi\phi} + u_{rr} + u_{zz}; \\ \frac{\sigma_{zz}}{\lambda} &= \left(\frac{1}{\mu} - 1 \right) u_{zz} + u_{rr} + u_{\phi\phi}, \end{aligned} \quad (5)$$

где коэффициент Ламэ

$$\lambda = \frac{E\mu}{(1-2\mu)(1+\mu)}. \quad (6)$$

Осевые деформации найдем из условия отсутствия осевых напряжений в плоском кольце

$$-\left(\frac{1}{\mu} - 1 \right) u_{zz} = u_{rr} + u_{\phi\phi}. \quad (7)$$

Подставляя уравнения (4) и (6) в уравнение (5), получаем

$$\sigma_{rr} = \frac{E}{1-\mu}a - \frac{E}{1+\mu}\frac{b}{r^2} - \frac{3+\mu}{8}\rho\omega^2r^2 \quad ;$$

$$\sigma_{\phi\phi} = \frac{E}{1-\mu}a + \frac{E}{1+\mu}\frac{b}{r^2} - \frac{1+3\mu}{8}\rho\omega^2r^2 \quad ,$$

или

$$\sigma_{rr} = a' - \frac{b'}{r^2} - \frac{3+\mu}{8}\rho\omega^2r^2 \quad ;$$

$$\sigma_{\phi\phi} = a' + \frac{b'}{r^2} - \frac{1+3\mu}{8}\rho\omega^2r^2 \quad .$$
(8)

Решением системы уравнений

$$\begin{cases} \sigma_{rr \min} = a' - \frac{b'}{r_{\min}^2} - \frac{3+\mu}{8}\rho\omega^2r_{\max}^2 \quad ; \\ \sigma_{rr \max} = a' - \frac{b'}{r_{\max}^2} - \frac{3+\mu}{8}\rho\omega^2r_{\max}^2 \quad , \end{cases}$$

где $\sigma_{rr \min}$ и $\sigma_{rr \max}$ — радиальные компоненты тензора напряжений на внутренней r_{\min} и наружной r_{\max} поверхностях рассматриваемого кольца соответственно, определяются постоянные a' и b' :

$$a' = \frac{\sigma_{rr \max}r_{\max}^2 - \sigma_{rr \min}r_{\min}^2}{r_{\max}^2 - r_{\min}^2} + \frac{3+\mu}{8}\rho\omega^2(r_{\max}^2 + r_{\min}^2) \quad ;$$

$$b' = \frac{\sigma_{rr \max} - \sigma_{rr \min}}{r_{\max}^2 - r_{\min}^2}r_{\max}^2r_{\min}^2 + \frac{3+\mu}{8}\rho\omega^2r_{\max}^2r_{\min}^2 \quad .$$
(9)

Окончательно напряжения в рассматриваемом кольце

$$\sigma_{rr} = \frac{\sigma_{rr \max}r_{\max}^2 \left(1 - \frac{r_{\min}^2}{r^2}\right) + \sigma_{rr \min}r_{\min}^2 \left(\frac{r_{\max}^2}{r^2} - 1\right)}{r_{\max}^2 - r_{\min}^2} + \frac{3+\mu}{8} \left(1 - \frac{r_{\min}^2}{r^2}\right) \left(\frac{r_{\max}^2}{r^2} - 1\right) \rho\omega^2r^2 \quad ;$$

$$\sigma_{\phi\phi} = \frac{\sigma_{rr \max}r_{\max}^2 \left(1 + \frac{r_{\min}^2}{r^2}\right) - \sigma_{rr \min}r_{\min}^2 \left(\frac{r_{\max}^2}{r^2} + 1\right)}{r_{\max}^2 - r_{\min}^2} +$$

$$+ \left[\frac{3+\mu}{8} \left(1 + \frac{r_{\min}^2}{r^2}\right) \left(\frac{r_{\max}^2}{r^2} + 1\right) - \frac{1+\mu}{2} \right] \rho\omega^2r^2 \quad .$$
(10)

Радиальные смещения можно определить, выразив a и b через a' и b' из (9) и подставив их в (3). Есть и более короткий способ – согласно (4) по закону Гука

$$u_r = ru_{\phi\phi} = r \frac{\sigma_{\phi\phi} - \mu\sigma_{rr}}{E} . \quad (11)$$

В рассматриваемом случае радиальные напряжения на граничных цилиндрических поверхностях кольца отсутствуют:

$$\begin{aligned} \sigma_{rr \min} &= 0 \\ \sigma_{rr \max} &= 0 \end{aligned} . \quad (12)$$

При этом уравнения (10) значительно упрощаются:

$$\sigma_{rr} = \frac{3 + \mu}{8} \left(1 - \frac{r_{\min}^2}{r^2} \right) \left(\frac{r_{\max}^2}{r^2} - 1 \right) \rho \omega^2 r^2 ; \quad (13)$$

$$\sigma_{\phi\phi} = \left[\frac{3 + \mu}{8} \left(1 + \frac{r_{\min}^2}{r^2} \right) \left(\frac{r_{\max}^2}{r^2} + 1 \right) - \frac{1 + \mu}{2} \right] \rho \omega^2 r^2 . \quad (14)$$

Подставляя (13) и (14) в (11), получаем

$$u_r = \frac{\rho \omega^2 r^3}{E} \left\{ \frac{3 + \mu}{8} \left[\left(1 + \frac{r_{\min}^2}{r^2} \right) \left(\frac{r_{\max}^2}{r^2} + 1 \right) - \mu \left(1 - \frac{r_{\min}^2}{r^2} \right) \left(\frac{r_{\max}^2}{r^2} - 1 \right) \right] - \frac{1 + \mu}{2} \right\} . \quad (15)$$

Из радиальных зависимостей (13) – (15) для алюминиевого кольца размерами $r_{\min} = 17,5$ мм и $r_{\max} = 159$ мм (рис. 2), вращающегося с частотой 11 000 об/мин ($\mu = 0,3$; $\rho = 2\,700$ кг/м³), видно, что тангенциальные напряжения – положительны (растягивающие), максимальны в центре кольца и монотонно убывают при удалении от него. Радиальные напряжения на внутренней и наружной цилиндрических поверхностях кольца принимают нулевые значения, внутри – положительны и имеют максимум ближе к центру. Радиальные смещения в целом увеличиваются при удалении от центра, однако есть локальные минимум и максимум.

a

б

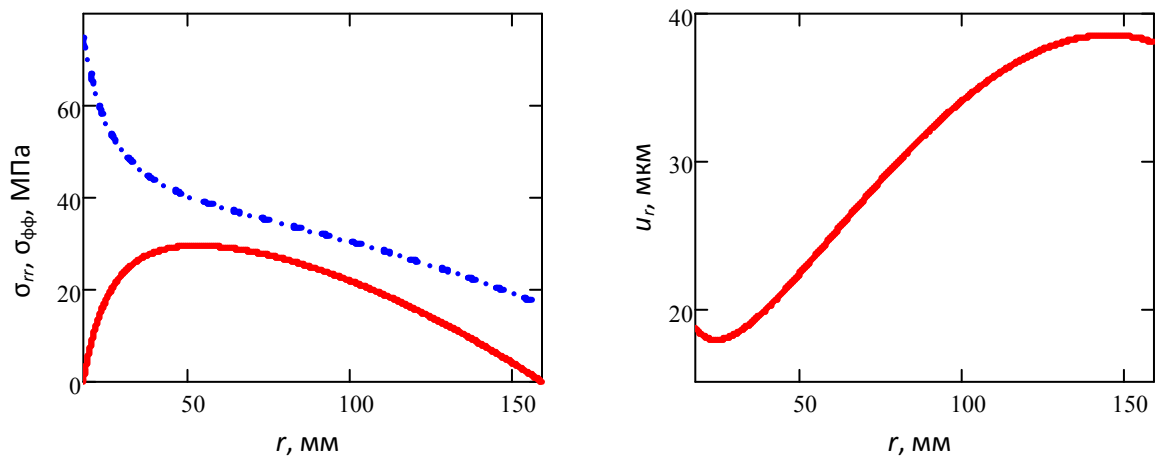


Рис. 2 – Напряженно-деформированное состояние вращающегося алюминиевого кольца при отсутствии пластического течения:
a – радиальные (сплошная линия) и тангенциальные (штрих-пунктир) напряжения; *б* – радиальные смещения

Рассмотрим напряженное состояние кольца, пластически деформируемого при вращении под действием центробежных сил, для чего воспользуемся более общим уравнением равновесия [4]

$$r \frac{d\sigma_{rr}}{dr} + \sigma_{rr} - \sigma_{\phi\phi} + \rho\omega^2 r^2 = 0 \quad . \quad (16)$$

Когда угловая скорость кольца достигает критического значения ω_s , пластическая деформация происходит во всем его объеме. Условием пластического течения, когда действуют только растягивающие нагрузки, причем тангенциальные преобладают, является $\sigma_{\phi\phi} = \sigma_s$, где σ_s – предел текучести материала. При этом условии уравнение (17) принимает вид

$$\frac{d(r\sigma_{rr})}{dr} = \sigma_s - \rho\omega_s^2 r^2 \quad . \quad (17)$$

Интегрируя это уравнение, получаем формулу радиальных напряжений во вращающемся кольце

$$r\sigma_{rr} - r_{\min}\sigma_{rr \min} = \sigma_s(r - r_{\min}) - \frac{\rho\omega_s^2}{3}(r^3 - r_{\min}^3) \quad , \quad (18)$$

ИЛИ

$$r_{\max}\sigma_{rr \max} - r\sigma_{rr} = \sigma_s(r_{\max} - r) - \frac{\rho\omega_s^2}{3}(r_{\max}^3 - r^3) \quad .$$

При условии (12)

$$r\sigma_{rr} = \sigma_s(r - r_{\min}) - \frac{\rho\omega_s^2}{3}(r^3 - r_{\min}^3) \quad , \quad (19)$$

или

$$r\sigma_{rr} = \frac{\rho\omega_s^2}{3}(r_{\max}^3 - r^3) - \sigma_s(r_{\max} - r) \quad .$$

Критическую угловую скорость ω_s найдем, подставив $r = r_{\max}$:

$$\frac{\rho\omega_s^2}{3\sigma_s} = \frac{r_{\max} - r_{\min}}{r_{\max}^3 - r_{\min}^3} \quad . \quad (20)$$

При $\sigma_s = 78,4$ МПа критическая частота вращения рассматриваемого кольца $N_s = 30\omega_s/\pi = 16\,730$ об/мин.

При расчете деформаций кольца примем, что его пластическое растяжение происходит за счет уменьшения высоты, что связано с упомянутыми выше преобладающими плоскими растягивающими нагрузками. По закону Гука относительные деформации в этом случае

$$u_{rr} = \frac{\sigma_{rr} - \mu\sigma_{\phi\phi}}{E} = \frac{\sigma_{rr} - \mu\sigma_s}{E} \quad . \quad (21)$$

Радиальные смещения u_r найдем интегрированием (21), подставив σ_{rr} из (19):

$$u_{r\max} - u_r = \frac{\sigma_s(1 - \mu)(r_{\max} - r) - \frac{\rho\omega_s^2}{9}(r_{\max}^3 - r^3) + \left(\frac{\rho\omega_s^2}{3}r_{\max}^2 - \sigma_s \right) r_{\max} \ln \frac{r_{\max}}{r}}{E} \quad . \quad (22)$$

Для однозначного определения смещений надо задать смещение на одной из цилиндрических поверхностей кольца, например наружной. На ней действуют только тангенциальные напряжения, тогда

$$u_{r\max} = r_{\max} \left(\frac{\sigma_s}{E} + \varepsilon \right) \quad . \quad (23)$$

где ε – пластическая относительная тангенциальная деформация материала на наружной поверхности.

Тогда (22) с учетом (23) запишется следующим образом:

$$u_r = r_{\max} \varepsilon + \frac{\sigma_s [(1-\mu)r + \mu r_{\max}] + \frac{\rho \omega_s^2}{9} (r_{\max}^3 - r^3) + \left(\sigma_s - \frac{\rho \omega_s^2}{3} r_{\max}^2 \right) r_{\max} \ln \frac{r_{\max}}{r}}{E}. \quad (24)$$

Какими станут напряжения и деформации в кольце после прекращения его вращения? При снятии центробежной нагрузки произойдет обратная упругая деформация, в кольце установятся радиальные напряжения, равные разности (18) и (10), тангенциальные напряжения, равные разности σ_s и (10), и радиальные смещения, равные разности (24) и (15). При условии (12)

$$\begin{aligned} \sigma_{rr} &= \sigma_s \left(1 - \frac{r_{\min}}{r} \right) - \frac{\rho \omega_s^2}{3r} (r^3 - r_{\min}^3) - \frac{3+\mu}{8} \left(1 - \frac{r_{\min}^2}{r^2} \right) \left(\frac{r_{\max}^2}{r^2} - 1 \right) \rho \omega_s^2 r^2 = \quad (25) \\ &= \sigma_s \left(1 - \frac{r_{\min}}{r} \right) - \rho \omega_s^2 r^2 \left[\frac{1}{3} \left(1 - \frac{r_{\min}^3}{r^3} \right) - \frac{3+\mu}{8} \left(1 - \frac{r_{\min}^2}{r^2} \right) \left(\frac{r_{\max}^2}{r^2} - 1 \right) \right]; \end{aligned}$$

$$\sigma_{\phi\phi} = \sigma_s - \left[\frac{3+\mu}{8} \left(1 + \frac{r_{\min}^2}{r^2} \right) \left(\frac{r_{\max}^2}{r^2} + 1 \right) - \frac{1+\mu}{2} \right] \rho \omega_s^2 r^2; \quad (26)$$

$$\begin{aligned} u_r = r_{\min} \varepsilon + & \frac{\sigma_s [(1-\mu)r + \mu r_{\min}] - \frac{\rho \omega_s^2}{9} (r^3 - r_{\min}^3) + \left(\frac{\rho \omega_s^2}{3} r_{\min}^2 - \sigma_s \right) r_{\min} \ln \frac{r}{r_{\min}}}{E} - \\ & - \frac{\rho \omega_s^2 r^3}{E} \left\{ \frac{3+\mu}{8} \left[\left(1 + \frac{r_{\min}^2}{r^2} \right) \left(\frac{r_{\max}^2}{r^2} + 1 \right) - \mu \left(1 - \frac{r_{\min}^2}{r^2} \right) \left(\frac{r_{\max}^2}{r^2} - 1 \right) \right] - \frac{1+\mu}{2} \right\}. \quad (27) \end{aligned}$$

Из радиальных зависимостей (19), (24) – (27) для рассматриваемого кольца при частоте вращения $N = N_s = 16\,730$ об/мин (рис. 3) видно, что, как и при отсутствии пластического течения, радиальные напряжения на внутренней и наружной цилиндрических поверхностях кольца принимают нулевые значения, внутри – положительны и имеют максимум ближе к центру. Радиальные смещения в целом увеличиваются при удалении от центра, однако есть локальные минимум и максимум. После прекращения вращения устанавливаются радиальные сжимающие напряжения с максимумом ближе к центру. При этом остаточные тангенциальные напряжения монотонно возрастают с отрицательных в центре до

положительных на периферии. Остаточные радиальные смещения везде положительны и монотонно убывают от центра к периферии.

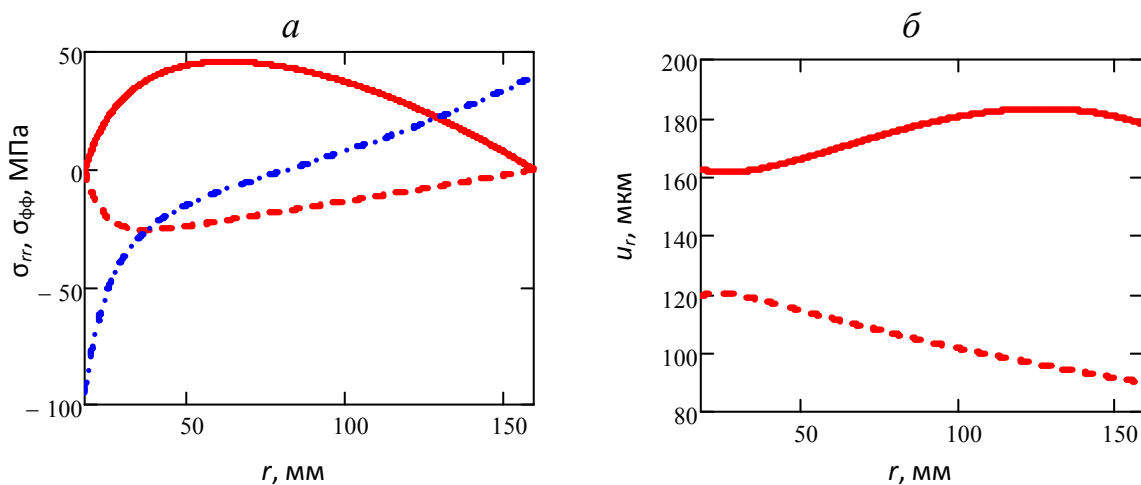


Рис. 3 – Напряженно-деформированное состояние вращающегося алюминиевого кольца при наличии пластического течения: *а* – радиальные при вращении (сплошная линия), радиальные остаточные (штрих) и тангенциальные остаточные (штрих-пунктир) напряжения; *б* – радиальные смещения при вращении (сплошная линия) и остаточные (штрих)

При изготовлении корпусов контролировались внутренний и наружный диаметры кольцевых заготовок до и после разгона на частоте 17 000 об/мин. Их увеличение составляло 100 – 150 мкм внутри и 50 – 100 мкм снаружи, что согласуется с результатами проведенных расчетов и свидетельствует о пластическом течении во всем объеме заготовки.

Разработанные в НПЦ «Полус» технологии термомеханической обработки деталей из сплава 1370 обеспечивают требуемые прочность кожуха при испытании повышенным давлением 1,7 кгс/см², точность и стабильность размеров корпуса.

Литература

1. Н.И. Колобнев, В.В. Махсидов, С.В. Самохвалов, С.В. Сбитнева, В.И. Попов, М.Г. Курс. Влияние деформации после закалки и режимов старения на механические и коррозионные свойства сплава системы Al–Mg–Si–Cu–Zn. *Авиационные материалы и технологию* № 1, 2011, 12 - 15

2. Фридляндер И.Н., Антипов В.В., Колобнев Н.И., Якомова Е.Г. Конструкционные жаропрочные алюминиевые сплавы. 75 лет. Авиационные материалы. Избранные труды «ВИАМ» 1932-2007 г. Юбилейный научно-технический сборник. 2007. С. 172-180

3. Ландау Л.Д., Лифшиц Е.М. Теоретическая физика : в 10 т. : 4-е изд., перераб. и доп. М. : Наука, 1987. Т. 7 : Теория упругости.

4. Справочник по сопротивлению материалов / Г.С. Писаренко, А.П. Яковлев, В.В. Матвеев. Киев. : Наук. думка, 1988.

УДК 669.715: 536.483: 539.24: 539.25

Влияние размера частиц Т-фазы на структуру криопрокатанного сплава Д16

Крымский С.В.¹; Михайловская А.В.², к.т.н.; Котов А.Д.², к.т.н.; Яковцева О.А.²; Автократова Е.В.¹, к.т.н.; Ситдииков О.Ш.¹, к.ф.-м.н.; Маркушев М.В.¹, д.т.н.

stkr_imspace@mail.ru

¹*Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, г. Уфа,*

²*Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», г. Москва*

Введение

исследования, направленные на разработку новых эффективных методов упрочнения металлических материалов, обусловили в последние годы значительный интерес к деформированию при пониженных (криогенных) температурах [1-8]. В результате такого воздействия в чистых металлах и сплавах, как правило, формируется развитая дислокационная структура [2,4], а при больших степенях деформации – наноструктура (НС) [9], обеспечивая кроме дислокационного и субструктурного упрочнения, значительное зернограничное упрочнение. Однако, механизмы и особенности формирования сильнодеформированных в криогенных условиях структур во многом еще не ясны, как не ясны и пределы упрочнения обрабатываемых материалов, в особенности сложнолегированных алюминиевых сплавов, аспекты структурно-механического поведения которых, наименее изучены.

Цель работы – на примере термоупрочняемого алюминиевого сплава Д16 проследить изменения структурно-фазового состояния и твердости в процессе обработки, включающей закалку и последующую криодеформацию. Так как наряду с основными упрочняющими S (Al_2CuMg)- и θ (Al_2Cu)-фазами, формирующимися при старении, сплав содержит и нерастворимые при закалке дисперсные частицы T ($Al_{20}Cu_2Mn_3$)-фазы, то представляло интерес оценить эффект последних на особенности формирования структуры при его прокатке.

Материал и методы исследования

Материалом исследования служил промышленный горячепрессованный пруток $\varnothing 60$ мм сплава Д16 стандартного химического состава (Al-4,4Cu-1,4Mg-0,7Mn, вес.%). Заготовки в виде пластин толщиной 5 мм, вырезанные вдоль оси прутка, сначала выдерживали 1 и 72 часа при 500 °С, а затем закаливали в воду для фиксации пересыщенного алюминиевого твердого раствора. Прокатку проводили в изотермических условиях при температуре жидкого азота с суммарной степенью (ϵ) до ~ 2 . Изотермические условия обеспечивали охлаждением заготовки и рабочих валков в жидком азоте после каждых 2-3-х проходов.

Структурно-фазовое состояние сплава до и после прокатки изучали методами оптической металлографии (ОМ), просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) и рентгеноструктурного анализа (РСА). ОМ сплава проводили на микроскопе «Nikon L-150». Объекты готовили последовательной механической шлифовкой и полировкой. Для создания оптического контраста образцы химически травили в реактиве Келлера (об. %: 1 HF, 1,5 HCl, 2,5 HNO₃, 95 H₂O). Тонкую структуру изучали в просвечивающем электронном микроскопе JEOL 2000EX на объектах, полученных струйной электрополировкой на приборе Tenipol-3 при температуре -28 °С и напряжении 20 В в 20% растворе азотной кислоты в метиловом спирте. Размер кристаллитов (ячеек и (суб)зерен) определяли методом подсчета пересечений случайными секущими на ПЭМ изображениях структуры в соответствии с ГОСТ 21.073.3-75. Средний размер ($D_{3(C3)}$) зерен и субзерен определяли в соответствии с:

$$D_{3(C3)} = \frac{l}{m}, \quad (1)$$

где, l - длина секущей, мкм; m - число точек пересечения секущей с границами зерен и субзерен.

Абсолютную статистическую погрешность значений определяли как

$$\varepsilon = t \times \sigma\left(\bar{a}\right), \quad (2)$$

где, $\sigma(a)$ - среднее квадратичное отклонение арифметической выборки; t - нормированное отклонение, связанное с доверительной вероятностью P .

$$\sigma(\bar{a}) = K \sqrt{\frac{\sum_{i=1}^n \bar{a}_i^2}{n} - a_0^2}, \quad (3)$$

где, n - число выборок; a_i - средние арифметические значения в каждой выборке; a_0 - средняя арифметическая всех выборочных средних; K - поправочный коэффициент, зависящий от объема выборки.

Количество анализируемых структурных составляющих при этом было не менее 500, что обеспечивало ошибку измерений не более 5 % при доверительной вероятности 0,9.

РСА проводили на дифрактометре ДРОН-4-07 в $\text{Cu-K}\alpha$ излучении при напряжении 40 кВ и токе 30 мА с длиной волны $\lambda = 1,54418 \text{ \AA}$. Среднеквадратичную микродеформацию кристаллической решетки ($\langle \varepsilon^2 \rangle^{1/2}$), а также размер областей когерентного рассеяния (ОКР) ($D_{\text{ОКР}}$) рассчитывали методом полнопрофильного анализа [10,11] в программном комплексе «MAUD» [12]. Погрешность измерения $\langle \varepsilon^2 \rangle^{1/2}$ и D не превышала 0,001 % и 5 нм, соответственно. Плотность дислокаций, ρ , рассчитывали как

$$\rho = 2\sqrt{3} \langle \varepsilon^2 \rangle^{1/2} / (D \times b), \quad (4)$$

где b - вектор Бюргерса. Образцы для всех видов анализа вырезали из центральной части заготовок. ПЭМ и РСА листов проводили в плоскости прокатки. Линейные размеры (длина и ширина, а также их соотношение) и плотность распределения T фазы определяли по электронно-

микроскопическим изображениям. Микротвердость измеряли методом Виккерса при нагрузке 1 Н.

Результаты и обсуждение экспериментов

Микроструктура обоих закаленных состояний сплава до прокатки была преимущественно волокнистой и состояла из вытянутых вдоль направления прессования зерен толщиной 100-200 мкм и ~5 % равноосных зерен размером ~5 мкм (рис. 1а). Внутри волокон наблюдали полигонизованную структуру с низкой плотностью дислокаций (рис. 1б). В результате увеличения длительности отжига перед закалкой с 1 до 72 часов размеры частиц Т-фазы увеличились (рис. 1в,г и табл. 1) приблизительно в 1,5 раза, что привело к соответствующему уменьшению их плотности с 1,1 до 0,6 $\times 10^{14} \text{ м}^{-2}$ и снижению эффекта от дисперсионного твердения.

Таблица 1

Параметры частиц Т-фазы после выдержки сплава с различной длительностью при температуре закалки

Время выдержки, ч	Длина, нм	Ширина, нм	Длина/ширина	Плотность частиц, 10^{14} м^{-2}
1	114±3	61±2	1,86±0,04	1,1
72	177±6	92±2	1,92±0,04	0,6

Рис. 1 – ОМ (а) и ПЭМ (б-г) структура сплава Д16 после выдержки при температуре 505°С в течение 1 (а-в) и 72 (г) часов и последующей закалки.

Одновременно произошла потеря сплавом структурного упрочнения - пресс-эффекта, выразившаяся в возврате и огрублении субзеренной структуры (средний размер субзерен увеличился с 5 до ~ 12 мкм), уменьшении с 0,8 до $0,6 \times 10^{14} \text{ м}^{-2}$ плотности дислокаций и снижении с 0,08 до 0,07% уровня микронапряжений решетки. В результате твердость сплава в закаленном состоянии снизилась со 135 до 115 HV.

Судя по данным на рисунке 2, деформационное упрочнение при криогенной прокатке обеспечило увеличение твердости обоих структурных состояний сплава до одинаковой величины ~ 180 HV. Наибольший прирост их твердости отмечался при прокатке до $\epsilon = 0,9$, а далее скорость деформационного упрочнения уменьшалась. Таким образом, сплав, исходно содержащий частицы большего размера, на начальной стадии криогенной прокатки упрочнялся быстрее и демонстрировал больший прирост твердости. Исходя из данных на рис. 2б, прокатка с $\epsilon = 2$ обеспечила увеличение плотности дислокаций до $\sim 6 \times 10^{14} \text{ м}^{-2}$, что в 8-9 раз больше, чем в исходных закаленных состояниях. При этом изменения плотности дислокаций полностью соответствовали изменению твердости сплава.

Схоже изменялись и микронапряжения кристаллической решетки сплава: их уровень в обоих состояниях возростал сильнее при прокатке до $\epsilon = 0,9$. С дальнейшей деформацией в поведении состояний сплава отмечалась разница. Так микронапряжения в сплаве, выдержанном перед закалкой 1 час, увеличились с 0,279 до 0,345 %, а в выдержанном 72 часа практически не изменялись.

Криопрокатка привела также к почти двукратному уменьшению ОКР сплава в обоих структурных состояниях (рис. 2г), при этом с увеличением степени деформации в интервале ϵ от 0 до 0,9 размеры ОКР уменьшались со 120-130 до 60-80 нм, а далее стабилизировался на уровне $\sim 60-70$ нм. Эффект частиц выразился лишь в том, что в сплаве после 72 часовой выдержки интенсивность изменения размера ОКР была несколько ниже, чем после 1 часовой выдержки. Резюмируя можно сказать, что данные на рис. 2 однозначно свидетельствуют о меньшей скорости структурных изменений (измельчения структуры) при криопрокатке сплава с большим размером частиц Т-фазы.

Рис. 2 – Зависимости микротвердости (а), микронапряжений решетки (б), плотности дислокаций (в) и размера ОКР (г) от степени криогенной деформации сплава Д16 после выдержки при 505°С в течение 1 (—●—) и 72 (—○—) часов и закалки.

Об особенностях изменения тонкой структуры сплава с ростом степени криогенной деформации можно судить по рис. 3 и 4. ПЭМ анализ обнаружил общую тенденцию в эволюции структуры сплава в направлении от накопления и однородного распределения дислокаций к образованию деформационных полос, содержащих преимущественно слабаразориентированную ячеистую структуру. Следует отметить, что по сравнению с чистыми металлами с кубической решеткой, подвергнутыми прокатке при комнатной температуре [13], формирование развитых ячеистых, субзеренных и зеренных структур в сплаве Д16 в процессе криопротатки задерживалось, вероятно смещаясь в сторону больших степеней деформации. Это выразилось в отсутствии после прокатки с $\epsilon = 2$ сформировавшихся нанокристаллических структур: в структуре отмечали лишь отдельные зерна нанометрического размера с ПЭМ контрастом, типичным для сильнодеформированных нанозерен.

Установлено, что частицы Т-фазы при прокатке приобретали преимущественную ориентацию и выстраивались в направлении прокатки с образованием строчек. При этом форма и размеры частиц изменялись незначительно, а их исходные размеры оказали довольно заметное влияние на формирующуюся дислокационную структуру сплава. А именно, в сплаве с более мелкими частицами отмечалась чуть более высокая плотность дислокаций при $\epsilon = 0,9$ и формирование более мелких (~100-200 нм) ячеек при $\epsilon = 2$, что в целом хорошо согласуется с результатами РСА. Более грубые частицы Т-фазы, сформированные длительным отжигом, способствовали формированию дислокационной структуры, состоящей из более крупных (до ~700 нм), но более равноосных и, судя по размытию

рефлексов на электронограммах (рис. 4), более дискретно разориентированных ячеек. Таким образом, роль частиц Т-фазы в формировании структуры сводилась к следующему. При деформировании имело место активное взаимодействие частиц с решеточными дислокациями (рис. 5). При этом частицы выступали в качестве стопоров для движения дислокаций и способствовали их накоплению как вблизи частиц (на межфазной границе), так и в прилегающих областях матрицы. Соответственно, увеличение размера частиц и уменьшение их плотности приводило к облегчению перестройки дислокаций при прокатке и ускорению процессов динамического возврата, выразившемуся в формировании более равновесной дислокационной структуры.

Таким образом, необходимо констатировать тот факт, что низкая термическая активация при криодеформации сплава Д16 не позволила обеспечить выполнения достаточных условий для формирования нанокристаллической структуры при прокатке со степенями $\epsilon \leq 2$. Сравнительный анализ структуры сплава с различной гетерогенностью после прокатки до больших степеней проводится авторами в настоящее время, и его результаты будут представлены в ближайших публикациях.

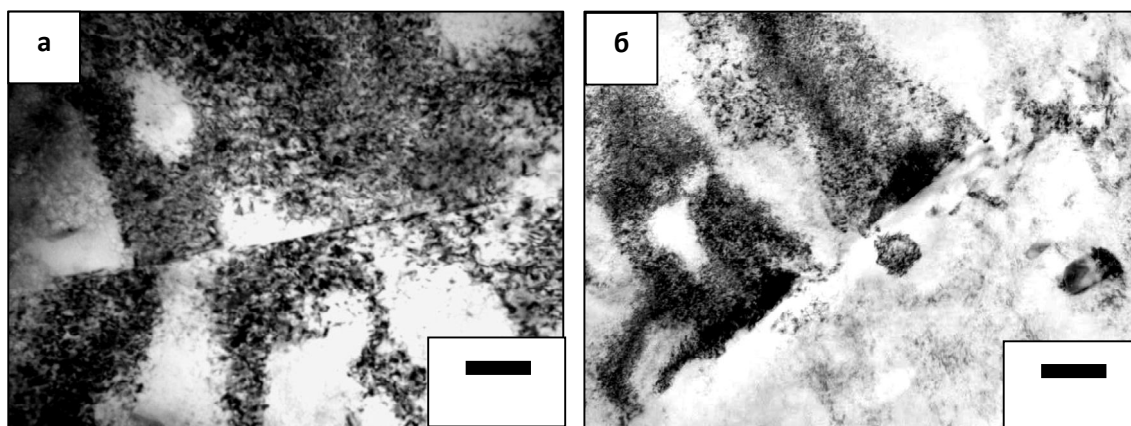


Рис. 3 – ПЭМ структура алюминиевого сплава Д16 после выдержки при 505°С в течение 1 (а) и 72 (б) часов, закалки и криопробатки с $\epsilon = 0,9$

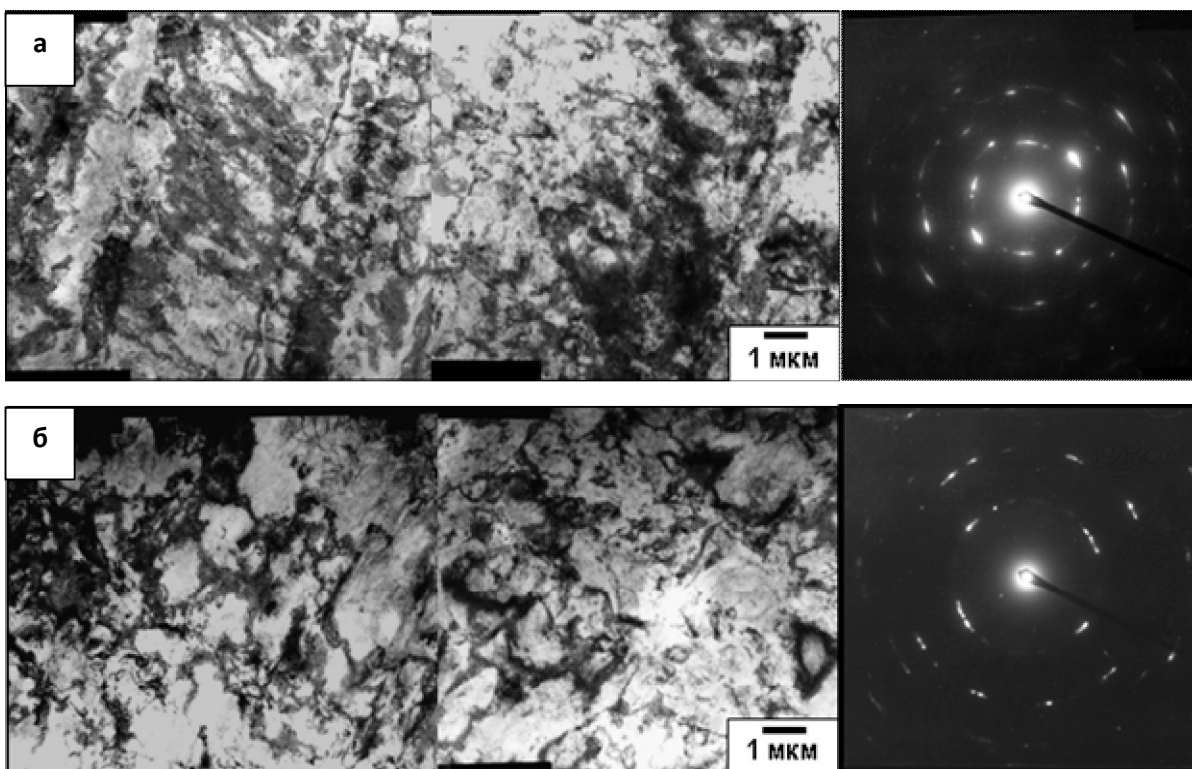


Рис. 4 – ПЭМ структура алюминиевого сплава Д16 после выдержки при 505°C в течение 1 (а) и 72 (б) часов, закалки и криопрокатки с $\epsilon = 2,0$

Рис. 5 – Частицы Т-фазы в предварительно отожженном в течение 1 часа (а) и 72 часов (б) сплаве Д16 после криопрокатки со степенью $\epsilon = 2,0$

Выводы

1. С увеличением длительности отжига сплава перед закалкой с 1 часа до 72 часов как продольный, так и поперечный размер частиц Т-фазы увеличились приблизительно в 1,5 раза без значимого изменения их соотношения, что привело к соответствующему уменьшению плотности частиц и уменьшению эффекта дисперсионного твердения сплава. Одновременно произошла потеря сплавом структурного упрочнения - пресс-эффекта, выразившаяся в возврате и огрублении субзеренной структуры (средний размера субзерен увеличился с 2 до ~ 12 мкм). В результате

уменьшения эффектов от обоих упрочняющих факторов твердость сплава в закаленном состоянии снизилась со 135 до 115 HV.

2. При криопротатке со степенями ϵ до 2 имеет место интенсивное взаимодействие решеточных дислокаций с частицами Т-фазы, размер которых оказывает заметное влияние на формирующуюся структуру матрицы сплава. А именно, в сплаве с более мелкими частицами отмечается более однородное распределение дислокаций и формирование более мелких (~100 - 300 нм) ячеек. В сплаве с более грубыми частицами Т-фазы формируется более равновесная дислокационная структура, состоящая из более крупных (до ~700 нм), но более равноосных и более дискретно разориентированных ячеек.

Благодарности

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 15-38-20654 мол_а_вед.

Литература

4. Хаймович П.А. Криодеформация металлов при всестороннем сжатии // ВАНТ. 2006. № 4. С. 29-35.
5. Ma E. Eight Routes to Improve the Tensile Ductility of Bulk Nanostructured Metals and Alloys // JOM. 2006. № 4. P. 49-53.
6. Андриевский Р.А., Глезер А.М. Прочность наноструктур // УФН. 2009. Т. 179. № 4. С. 337-358.
7. Маркушев М.В., Автократова Е.В., Казакулов И.Я., Крымский С.В., Мочалова М.Ю., Мурашкин М.Ю., Ситдииков О.Ш. Микроструктура и свойства алюминиевого сплава Д16, подвергнутого криогенной прокатке // Деформация и разрушение материалов, № 4, 2010, С.36-41.

8. Крымский С.В., Автокротова Е.В., Ситдигов О.Ш., Маркушев М.В. Твердость криопрокатанного и искусственно состаренного алюминиевого сплава Д16 // Письма о материалах. 2012. Т. 2. № 1. С. 45-48.
9. Крымский С.В., Автокротова Е.В., Ситдигов О.Ш., Михайловская А.В., Маркушев М.В. Структура алюминиевого сплава Д16 криопрокатанного с различной степенью // Физика металлов и металловедение. 2015. т. 116, № 7, С. 714-723.
10. Автокротова Е.В., Крымский С.В., Маркушев М.В., Ситдигов О.Ш. Особенности структуры алюминиевого сплава Д16, интенсивно деформированного при температуре жидкого азота // Письма о материалах, Том 1, №2. 2011, С. 92-95.
11. Валиев Р.З., Александров И.В. Объемные наноструктурные металлические материалы. М.: Академкнига, 2007. 398 с.
12. S.V. Krymskiy, O.Sh. Sitdikov, E.V. Avtokratova, M.Yu. Murashkin and M.V. Markushev. Strength of cryorolled commercial heat hardenable aluminum alloy with multilevel nanostructure // Reviews on Advanced Materials Science, Vol. 31, №2. 2012, P.145-150.
13. Rietveld H.M. A profile refinement method for nuclear and magnetic structures // J. App. Crystallogr. 1969. V. 2. P. 65–71.
14. Young R.A. The Rietveld method. Oxford: University Press, 1993. 312 P.
15. <http://www.ing.unitn.it/~maud/index.html>
16. Liu Q., Huang X., Lloyd D.J., Hansen N. Microstructure and strength of commercial purity aluminium (AA 1200) cold-rolled to large strains // Acta Mater. 2002. V. 50. P. 3789–3802.

УДК621.002.3:669.2

Управление структурой силумина на основе алюминия А7 элементами-компенсаторами

Богданова Т.А.¹, к.т.н.; Довженко Н.Н.², д.т.н.; Гильмашина Т.Р.², к.т.н.

Меркулова Г.А.², к.т.н.;

bat@kandk.ru

¹ ООО «КиК», г. Красноярск

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

Аннотация:

Для уменьшения себестоимости дисков автомобильных колес из сплава АК12 предложено использовать алюминий марки А7 вместо А8, дополнительно вводя элемент-компенсатор (марганец) при соотношении Fe : Mn = 1 : 1. Механические свойства дисков, полученных из сплава АК12 на основе А7, удовлетворяют требованиям ГОСТ Р 50511-93.

For reduction of prime cost of automobile wheel disks from alloy АК12 it is offered to use aluminum brand А7 instead of А8, in addition entering an element compensator (manganese) at ratio Fe : Mn = 1:1. Mechanical properties of the disks received from АК12 alloy on the basis of А7 meet requirements of GOST R 50511-93.

Ключевые слова:

диски автомобильных колес, литье под низким давлением, силумин, структура, свойства

Keywords:

wheels of automobile wheels, low-pressure casting, silumin, structure, properties

Реферат

Сегодня перед производителями легкосплавных автомобильных колес стоит задача выпуска конкурентоспособной, высококачественной продукции при минимальных затратах на ее изготовление. Использование первичного алюминия марки А7 с высоким содержанием железа позволит уменьшить себестоимость литых колес, при этом снижает их механические свойства из-за образования включения фазы Al-Fe-Si игольчатой формы. На предприятии ООО «КиК» выплавлена серия опытных сплавов на основе АК12 с различным соотношением железа. В качестве элемента-компенсатора был марганец. Исследованы структуры и свойства опытных сплавов и готовых изделий (дисков автомобильных колес). Выбрано оптимальное содержание железа и марганца и показано, что содержание железа не должно превышать 0,25 масс. %.

В современных условиях зависимости промышленности от ситуации на мировом рынке отчетливо видно, что в последние годы идет сокращение объемов производства первичного алюминия. Вместе с тем заметно растет доля выпускаемых алюминиевых сплавов, используемых в различных отраслях промышленности – в частности, литейные сплавы в России в общем объеме производства алюминиевых сплавов составляют порядка 20 % [1, 2].

Перед производителями стоит задача выпуска конкурентоспособной, высококачественной продукции при минимальных затратах на ее изготовление. Это затрагивает и такую область машиностроения, как производство легкосплавных автомобильных колес, для которых недопустимо применение относительно дешевых вторичных сплавов из-за высокого содержания в них примесей.

Для изготовления литых автомобильных колес методом литья под низким давлением применяют силумины, сырьем для которых служат первичные шихтовые материалы: алюминий марок А85 и А8, кремний кристаллический, модифицирующие компоненты и т.д.

Использование низкосортной шихты с высоким содержанием железа (например, первичного алюминия марки А7) позволит уменьшить

себестоимость литых колес, при этом снижает их механические свойства из-за образования включения фазы Al–Fe–Si игольчатой формы [3].

В работе [3] отмечается, что железистая фаза может формироваться в виде интерметаллидов, имеющих форму игл или интерметаллидов в форме «скелетов» и «иероглифов». По-видимому, в первом случае это β -фаза (Al_5FeSi), а во втором – α -фаза ($\text{Al}_{12}\text{Fe}_3\text{Si}$).

С точки зрения механических свойств силуминов наиболее неблагоприятной является β -фаза. В промышленных условиях используют сложнолегированные заэвтектические силумины, в состав которых входят такие компоненты, как марганец, никель, хром, которые изменяют морфологию железистых фаз и тем самым нейтрализуют их негативное влияние на свойства сплавов.

Решение этого вопроса представляет собой компромисс между необходимостью уменьшить цену сплава и получить требуемый уровень механических и эксплуатационных свойств готовых изделий посредством минимизации вредного влияния железа элементами-компенсаторами, в качестве которых рекомендуется вводить марганец в количестве 50–100 % от содержания в сплаве железа. Добавка марганца с получением особого соотношения Fe : Mn является широко распространенной практикой для улучшения свойств литейных сплавов системы Al–Si и помогает снизить пористость в отливках. Но значения, при которых это происходит, должны быть адаптированы к конкретным производственным условиям и требованиям, предъявляемым к отливкам [4].

Критическое содержание железа в сплаве, как было предложено в работах [5–7], можно рассчитывать по формуле:

$$\text{Fe}_{\text{crit}} \approx 0,075 \cdot [\% \text{Si}] - 0,05,$$

где [%Si] – содержание кремния, %.

Тогда, при содержании кремния 11 % предельное количество железа не должно превышать 0,7–0,8 %.

Таким образом, для адаптации алюминиевого сплава, приготовленного на алюминии марки А7, к условиям получения литых колес и требованиям, предъявляемым к ним ГОСТ Р 50511-93, необходимы всесторонние исследования структуры и свойств последних.

Приготовление расплава проводили в индукционной печи ИАТ-2,5 на плавильном участке ООО «КиК» по заводской технологии. Для модифицирования сплава использовали лигатуры AlTi5B1 и AlSr10, очистку расплава выполнили методом внепечного рафинирования с использованием установки FDU фирмы Fosco. Температура литья составляла 700–720 °С.

Изучение микроструктуры проводили на микрошлифах с помощью оптического микроскопа OLIMPUSGX51 при увеличении до 1000 крат.

Для определения оптимальных концентраций железа и марганца в литейных сплавах системы Al–Si, предназначенных для литья дисков автомобильных колес под низким давлением, был выбран сплав АК12, серийно используемый на ООО «КиК».

Установление влияния соотношения железа к марганцу на структуру и свойства сплава проводили на опытных образцах, химический состав которых, определенный спектральным методом, приведен в табл. 1.

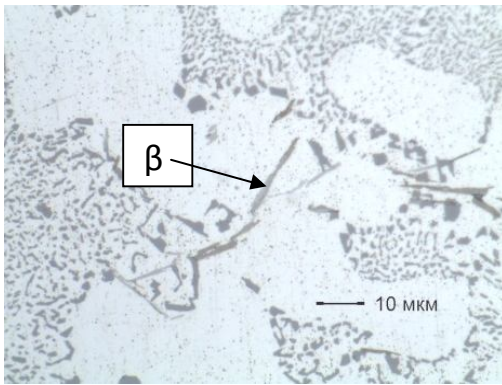
Результаты исследований микроструктуры, жидкотекучести, механических свойств проб алюминиевых сплавов системы Al–Si с различным соотношением железа и марганца приведены на рисунках 1–3.

Таблица 1

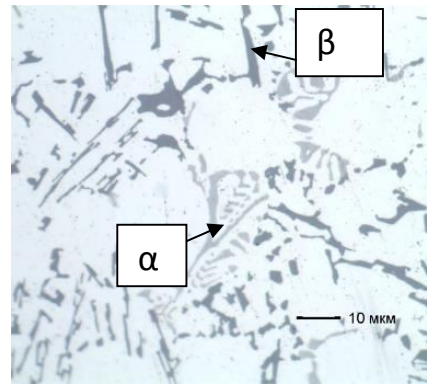
Химический состав экспериментальных сплавов*

Номер сплава	Марка первичного алюминия	Соотношение Fe : Mn	Содержание элемента, масс. %				
			Si	Fe	Mn	Mg	Sr
1	A8, A85	1 : 0	11,4	0,15	0,01	0,08	0,003
2	A7	1 : 0,5	11,2	0,19	0,09	0,06	
3		1 : 1	11,3	0,21	0,20		

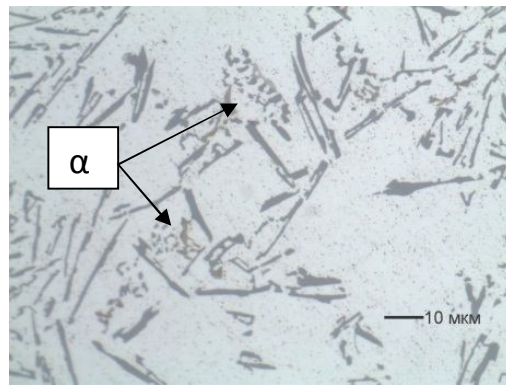
* Алюминий – основа сплавов.



a



б



в

Рис. 1 – Микроструктура алюминиевого сплава, полученного при различном соотношении Fe : Mn: *a* – 1 : 0 (A8), *б* – 1 : 0,5 (A7), *в* – 1 : 1 (A7)



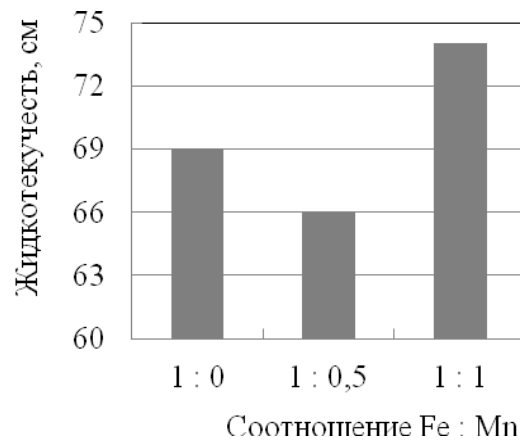
a



б



в



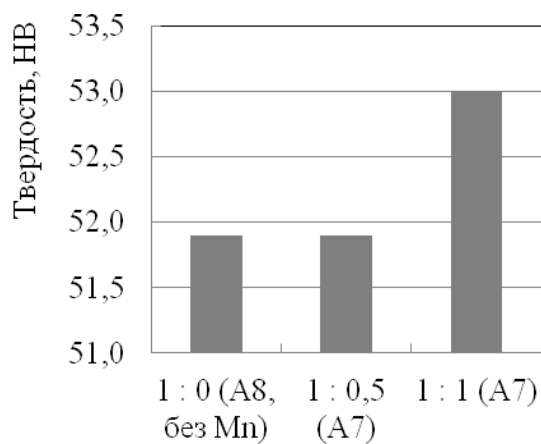
г

Рис. 2 – Зависимость жидкотекучести от соотношения Fe : Mn:

а – 1 : 0, б – 1 : 0,5, в – 1 : 1; г – значения жидкотекучести

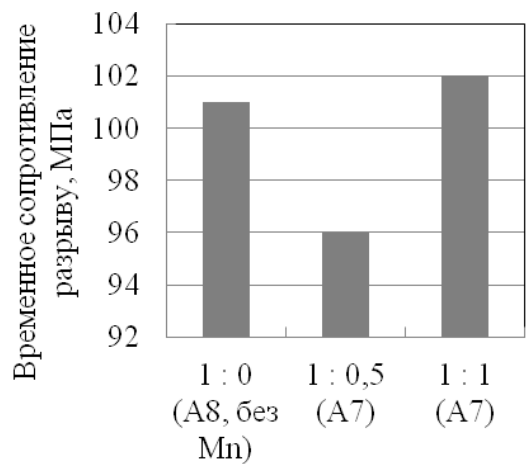
Исследования микроструктуры показали, что структура сплава без дополнительного легирования марганцем состоит из модифицированной эвтектики и грубых игл β -фазы стехиометрического состава Al_5FeSi (рис. 1, а).

При соотношении Fe : Mn, равном 1 : 0,5 в структуре наблюдаются микрообъемы с грубыми включениями β -фазы, а также обнаруживается присутствие $Al_{15}(FeMn)_3Si_2$ в виде китайского иероглифа – α -фаза (рис. 1, б).



Соотношение Fe : Mn (марка первичного алюминия)

а



Соотношение Fe : Mn (марка первичного алюминия)

б

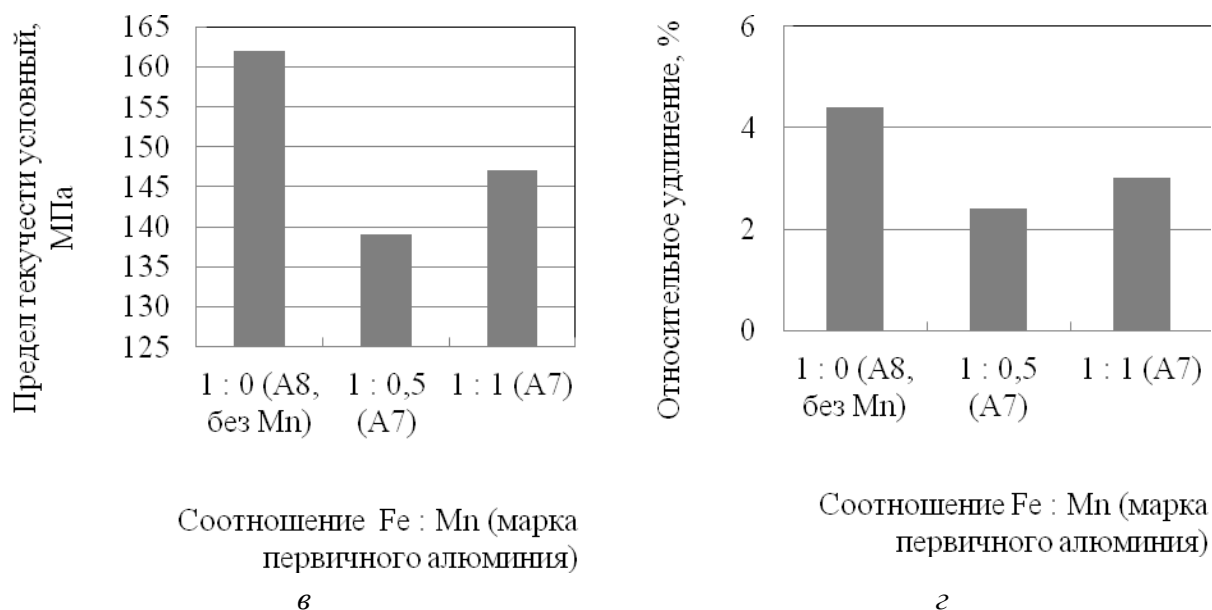


Рис. 3 – Зависимость механических свойств алюминиевого сплава от соотношения в его составе Fe : Mn: *a* – твердость по Бринеллю, *б* – временное сопротивление разрыву, *в* – предел текучести условный, *г* – относительное удлинение

Дальнейшее увеличение содержания марганца в сплаве и доведение соотношения Fe : Mn до 1 : 1 приводит к полному исчезновению игольчатой модификации железистой фазы и образованию более компактной α -фазы по всему сечению шлифа (рис. 1, *в*).

Структура, получившая название «китайский шрифт» [8], свидетельствует о том, что введение элемента-компенсатора в необходимом количестве подавляет образование иглообразной β -фазы, в результате чего увеличивается жидкотекучесть сплава (рис. 2, *в*).

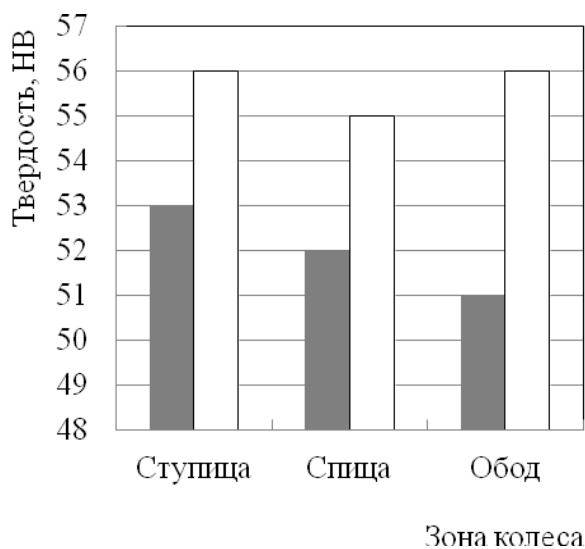
Выше описанные соотношения железа к марганцу были опробованы в заводских условиях ООО «КиК» при изготовлении автомобильных колес литьем под низким давлением. В ходе исследований было изучено 30 колес, объем выборки составил 300 образцов. Средние значения механических свойств образцов из колес показаны на рис. 4.

Увеличение твердости и прочности объясняется дополнительным упрочнением α -твердого раствора на основе алюминия марганцем. Значительный прирост твердости в зоне обода (внешней бортовой закраины)

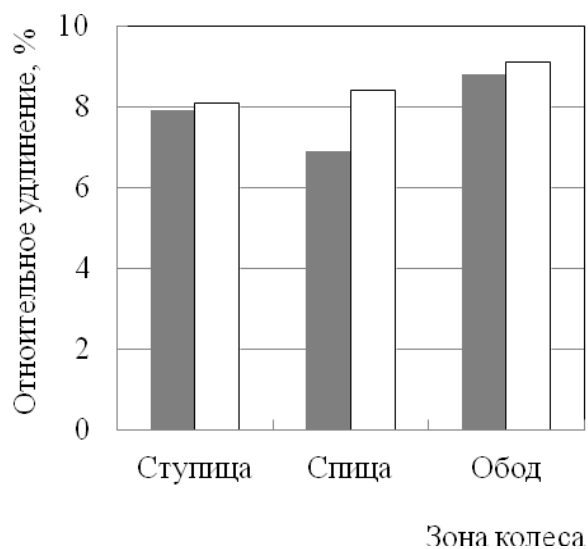
связан с тем, что в этой зоне наблюдается наибольшая объемная доля алюминиевой фазы.

Как показали металлографические исследования (рис. 5), изменение относительного удлинения объясняется условиями литья и кристаллизации фаз. Влияние грубой структуры на уровень механических свойств ступицы и ступицы нивелируется только в сплаве с соотношением Fe : Mn = 1 : 1. При этом происходит стойкое изменение морфологии β -фазы, что и дает повышение пластичности сплава.

Статистический анализ показал, что для образцов отливок из сплава с содержанием Fe : Mn = 1 : 1 разброс значений механических свойств в два раза ниже, чем для образцов для сплава с содержанием Fe : Mn = 1 : 0,5. Это объясняется отсутствием грубых включений немодифицированной β -фазы, формированием более дисперсной гомогенной структуры. Кроме этого, 23 % образцов отливок из сплава с содержанием Fe : Mn = 1 : 0,5 не соответствуют требованиям ГОСТ Р 50511 по удлинению, а 3,5 % – по временному сопротивлению разрыву. Отклонений по механическим свойствам для образцов из сплава с соотношением Fe : Mn = 1 : 1 не наблюдалось.



a



б

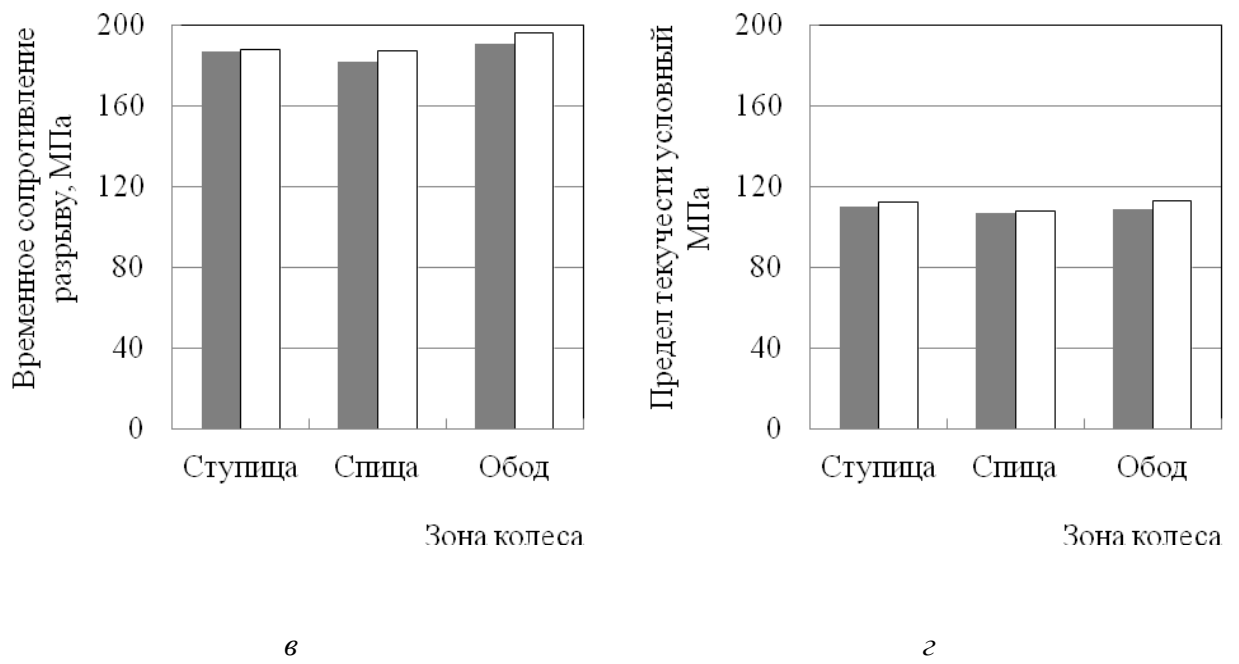
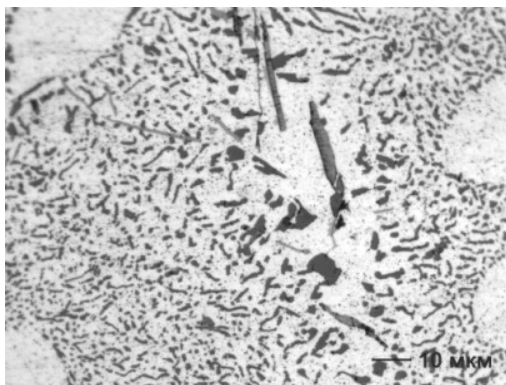
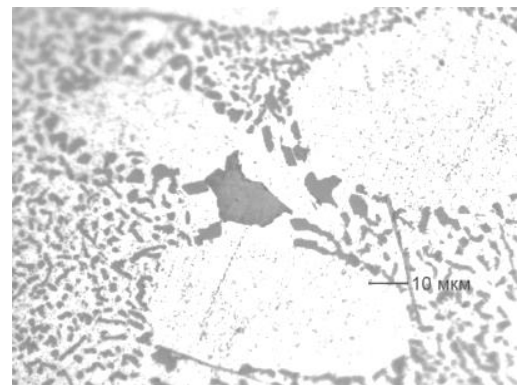


Рис. 4 – Зависимость механических свойств алюминиевого сплава от соотношения в его составе Fe : Mn: *а* – твердость по Бринеллю, *б* – относительное удлинение; *в* – временное сопротивление разрыву; *г* – предел текучести условный.

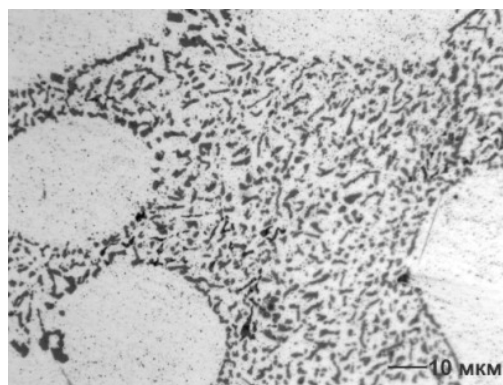
Соотношение Fe : Mn: – 1 : 1,0; – 1 : 0,5



а



б



в

Рис. 5 – Микроструктура образцов колес, отлитых из сплава с различным соотношением Fe : Mn: *a* – 1 : 0; *б* – 1 : 0,5; *в* – 1 : 1. $\times 1000$

Отрицательного влияния повышения содержания железа в сплаве на результаты стендовых испытаний колес по ГОСТ Р 50511-93 не установлено. Повышение прочности и твердости дало положительный результат при испытаниях стойкости колес удару 13° , изготовленных из сплава с соотношением Fe : Mn = 1 : 1.

Дополнительно были выплавлены сплавы АК12 с повышенным содержанием железа (сплавы 4–6, табл. 2, рис. 6).

Таблица 2

Химический состав экспериментальных сплавов

Номер сплава	Соотношение Fe : Mn	Содержание элемента, масс. % (алюминий А7 – остальное)				
		Si	Fe	Mn	Mg	Sr
4	1 : 0,5	11,3	0,304	0,165	0,08	0,003
5	1 : 0,7	11,3	0,257	0,177	0,06	
6	1 : 1	11,3	0,325	0,308		

Сплав 4

Сплав 5

Сплав 6

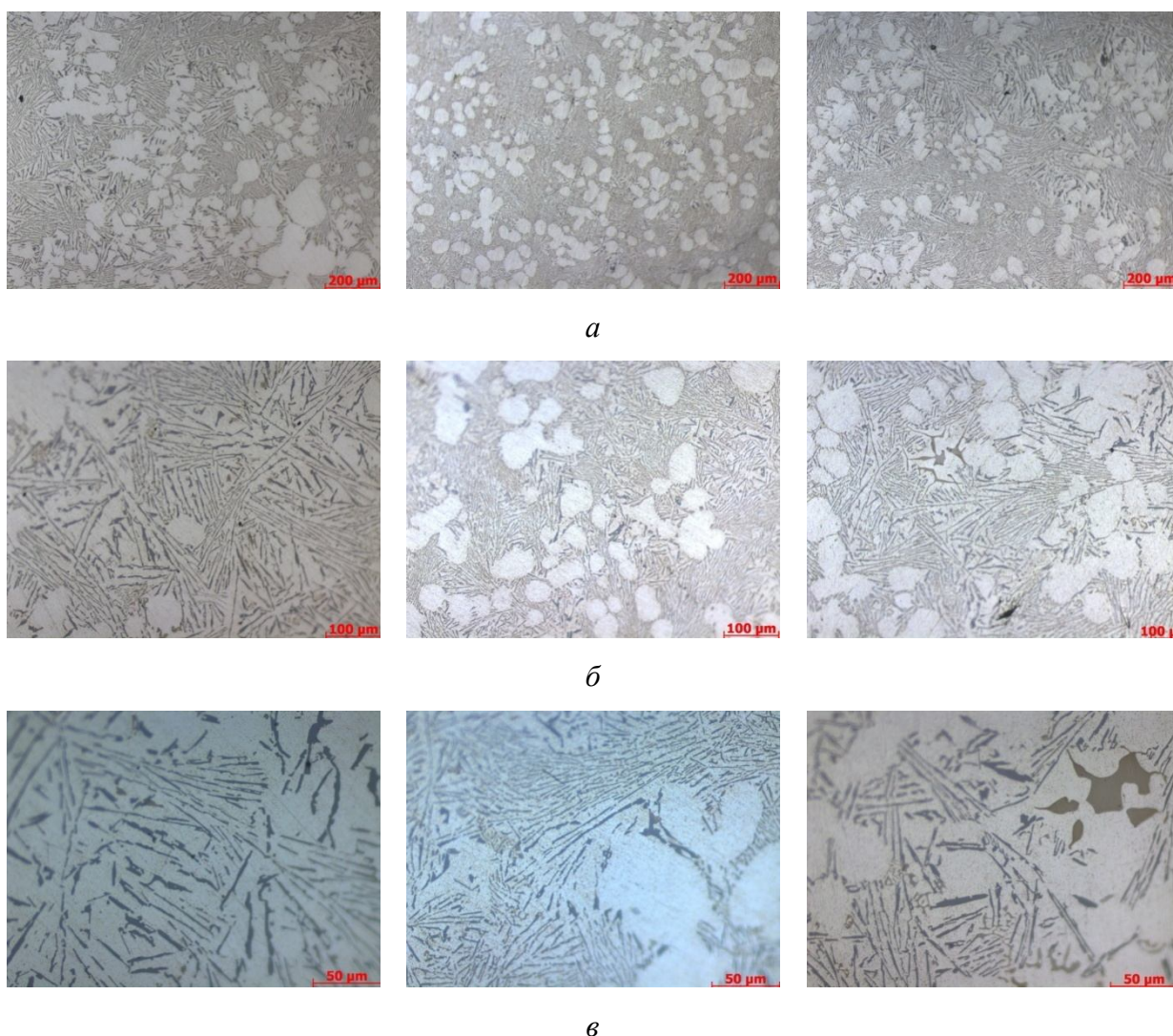


Рис. 6 – Микроструктура сплавов 4–6 при различных увеличениях:

a – $\times 100$; *б* – $\times 200$; *в* – $\times 500$

Полученные результаты показывают, что содержание марганца в силумине не должно превышать 0,20-0,25 % при содержании железа 0,20-0,25 %, то есть соотношение Fe : Mn должно быть равно 1 : 1. Повышение содержания железа более 0,25 % недопустимо, так как это приводит к образованию грубоигольчатой структуры (рис. 6) [9].

Таким образом, по результатам проделанной работы можно сделать следующие выводы. Исследована структура опытных образцов, а также дисков автомобильных колес, изготовленных литьем под низким давлением из сплава АК12 с использованием первичного алюминия марки А8 и А7. Использование первичного алюминия марки А7 вместо А8 возможно при введении марганца. Установлено, что при литье автомобильных дисков под

низким давлением содержание марганца в силумине не должно превышать 0,20-0,25 % при содержании железа 0,20-0,25 %, то есть соотношение Fe : Mn должно быть равно 1 : 1. Получены механические свойства, удовлетворяющие требованиям ГОСТ 50511-93. В исследуемом силумине при введении марганца не должно быть более 0,25 % Fe, что приводит к огрублению структуры, причем доведение соотношения Fe : Mn = 1:1 в этом случае не способствует улучшению структуры.

Литература

1. Металлургия: тенденции и прогнозы. Аналитический бюллетень // ООО РА «РИА Рейтинг». – 2013. – №12.
2. Богданова, Т. А. Современные технологии изготовления дисков автомобильных колес / Т.А. Богданова, Н.Н. Довженко, Т.Р. Гильманшина [и др.] // Современные проблемы науки и образования. – 2014. – № 5. – С. 226.
3. Белов, В. Д. О модифицировании заэвтектических силуминов / В. Д. Белов, Т. В. Куликова, С. В. Кирьянов // Литейное производство. – 2002. – № 12. – С. 12–13.
4. Белов, В. Д. Производство автомобильных литых деталей из вторичных алюминиевых сплавов / В. Д. Белов, А. С. Молодцов // Литейное производство. – 2008. – № 6. – С. 18–20.
5. Rana, R. S. Reviews on the Influences of Alloying elements on the Microstructure and Mechanical Properties of Aluminum Alloys and Aluminum Alloy Composites / R. S. Rana, Rajesh Purohit, and S. Das // International Journal of Scientific and Research Publications, Volume 2, Issue 6, June 2012. – P. 1–7.
6. Seifeddine, Salem The influence of iron on the microstructure and mechanical properties of cast Al–Si alloys :Rapport 24 / Salem Seifeddine // Ingenjörshögskolan Jönköping. – December 2007. – p. 20.
7. Taylor, John A. The Effect of Iron in Al-Si Casting Alloys / John A. Taylor [Электронный ресурс]. – Режим доступа <http://espace.library.uq.edu.au/view/UQ:100729>

8. Золоторевский, В. С. Металловедение литейных алюминиевых сплавов / В. С. Золоторевский, Н. А. Белов; Моск. гос. ин-т стали и сплавов (Технол. ун-т). – М. : МИСИС, 2005. – 375 с.

9. Богданова, Т.А. Влияние марганца на структуру силумина / Т. А. Богданова, Н. Н. Довженко, Г. А. Меркулова, Т. Р. Гильманшина и др. // Цветные металлы и минералы 2015: сб. тезисов докладов 7 Международ. Конгресса. Красноярск, 2015. С. 462.

УДК 621.7.043

Исследование штамповок, полученных методом изотермической деформации из алюминиево-литиевого сплава В-1469

Милевская Т.В.; Селиванов А.А.; Ткаченко Е.А.

milevskaya-tv@yandex.ru

ФГУП «Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов», г. Москва

Аннотация:

В настоящее время в мировой практике основной тенденцией развития является ресурсо- и энергосбережение. Наиболее доступными и очевидными способами снижения энерго- и материалоемкости технологий получения деталей являются: повышение точности изготовления штампованных поковок и, как следствие, сокращение объемов операций обработки резанием; сокращение числа переходов штамповки, что позволяет экономить на штамповой оснастке, которая дорога и трудоемка в изготовлении, и на прочих расходах, связанных с дополнительным запуском кузнечно-прессового оборудования.

Проведена работа по разработке технологии изотермической штамповки наружного обода колеса самолета и подобран деформируемый материал, увеличивающий весовую эффективность конструкции. Проведены исследования структуры и механических свойств полученных штамповок колес. Исследования показали, что применение разработанной технологии и рекомендованного материала позволило уменьшить массу штамповки на 4 кг при сохранении объема используемой заготовки. Полученные штамповки имеют удовлетворительное расположение волокна и требуемый уровень механических свойств.

Ключевые слова:

изотермическая штамповка, алюминиевый сплав, энергоэффективность, ресурсосбережение, штамповка колеса самолета

Abstract:

Resource and energy saving nowadays is the main trend of science in the world. The most accessible and obvious ways to reduce energy and material consuming when producing parts are to improve manufacturing forgings precision and reduction of cutting operations; reducing the number of forging transitions, thus saving die tooling, which is expensive and time consuming to manufacture, and other expenses associated with the additional launch of an forging equipment.

The technology of isothermal forging of the rim of the plane was developed and the deformable material, which increases the weight effectiveness, was selected. Using of developed technology and recommended material allowed reducing rim forging weight by 4 kg when stamping blanks the same volume. Investigations of the rim forgings showed satisfactory fiber arrangement and the required level of mechanical properties.

Keywords:

isothermal forging, aluminum alloy, energy efficiency, resource economy, rim forging

В настоящее время в мировой практике основной тенденцией развития является ресурсо- и энергосбережение. Наиболее доступными и очевидными способами снижения энерго- и материалоемкости технологий получения деталей являются: повышение точности изготовления штампованных поковок и, как следствие, сокращение объемов операций обработки резанием; сокращение числа переходов штамповки, что позволяет экономить на штамповой оснастке, которая дорога и трудоемка в изготовлении, и на прочих расходах, связанных с дополнительным запуском кузнечно-прессового оборудования. Технология изотермической штамповки позволяет изготавливать сложноконтурные точные штамповки, геометрическая форма и размеры которых близки к конечным размерам деталей. Суть технологии изотермической штамповки состоит в том, что деформирование заготовки осуществляют на низкой скорости деформирования с поддержанием постоянной температуры деформации. Также такая технология позволяет сократить количество технологических переходов штамповки.

Технологии изотермической штамповки сложнопрофильных точных заготовок из алюминиевых сплавов находят широкое применение, в основном, в автомобилестроении. В ближайшие годы ожидается внедрение указанных энергоэффективных и ресурсосберегающих технологий в производство изделий из высокопрочных алюминиевых сплавов, используемых в авиационной и космической технике [1].

Наружный обод колеса самолета – геометрически сложная и ответственная деталь, поэтому важно, чтобы технология его изготовления обеспечивала правильную волокнистую структуру и высокие механические свойства, гарантирующие надежность эксплуатации.

На текущий день наружный обод колеса самолета изготавливают из высокопрочного деформируемого алюминиевого сплава 7050 по серийной технологии, предусматривающей 8 переходов. Изготовленная по такой технологии штамповка имеет массу 52 кг.

При проведении научно-исследовательской работы была поставлена задача оптимизировать серийную технологию таким образом, чтобы она соответствовала современным требованиям ресурсо- и энергосбережения при сохранении показателей прочности.

Усовершенствования проводили в двух направлениях: сокращение технологических переходов и повышение весовой эффективности конструкции, что в дальнейшем может позволить значительно снизить материальные затраты на новые самолеты.

Сокращение количества технологических переходов возможно при повышении пластичности деформируемого материала. Протекание деформационных процессов с малыми скоростями и при постоянной оптимальной температуре значительно повышает пластичность деформируемых материалов [2 – 6]. Такая особенность процесса делает возможным изготовление поковок с тонкими полотнами и ребрами, выступами и полостями, резкими перепадами сечений, вертикальными безуклонными стенками и другими элементами, получить которые обычной штамповкой невозможно или трудно [3].

Разработанная технология изотермической штамповки позволила сократить количество технологических переходов при изготовлении наружного барабана колеса самолета до 6.

Достижение поставленной цели работы по разработке энерго- и ресурсосберегающей технологии изотермической штамповки наружного барабана колеса самолета требует комплексного решения имеющихся проблем: не только оптимизация серийной технологии производства, но и грамотный выбор деформируемого материала.

Для повышения весовой эффективности конструкции было решено заменить сплав 7050 на перспективный высокопрочный деформируемый алюминий-литиевый сплав.

В качестве конструкционного материала деформируемые алюминий-литиевые сплавы являются перспективными, так как при сохранении

прочности на уровне традиционных высокопрочных сплавов они обладают пониженной плотностью, что позволяет снижать общий вес конструкции, а соответственно расширять полезный объем самолета – повысить грузоподъемность, сэкономить горючее летательных аппаратов.

Алюминиево-литиевый сплав В-1469 считают одним из наиболее перспективных для авиационно-космической промышленности сплавов. Он по удельной прочности превосходит существующие алюминиевые деформируемые сплавы и обладает, при этом, высокими характеристиками трещиностойкости и усталостной долговечности [7-9].

Промышленное опробование технологии изотермической штамповки наружного барабана колеса самолета проводили на металлургическом заводе ОАО «Каменск-Уральский металлургический завод» (ОАО «КУМЗ»). На сегодняшний день ОАО «КУМЗ» единственный завод, который выпускает полуфабрикаты из алюминиево-литиевых сплавов.

Штамповка наружного барабана колеса самолета, изготовленная из предложенного сплава имела массу 48 кг. Если исходить из расчета, что в одной стойке шасси может быть до четырех пар колес, то конструкция стойки шасси станет легче на 16 кг, что довольно существенно, т.к. позволяет поднимать больше полезного груза.

Проведены исследования макро- и микроструктуры, а также механических свойств полученных штамповок.

Полученные результаты показали, что макроструктура однородная мелкозернистая с благоприятным расположением волокна (рисунок 1).



Рис. 1 – Макроструктура опытно-промышленных точных штамповок из сплава В-1469, полученных методом изотермической деформации

Механические свойства находятся на требуемом уровне (таблица 1).

Таблица 1

Механические свойства опытно-промышленных точных штамповок из сплавов В-1469, В-1213 и 1933

Сплав	Направление вырезки образца	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	$\sigma_{\text{пл}}$, МПа	Е, ГПа
В-1469Т1	Продольное	$\frac{540-550}{547}$	$\frac{520-540}{531}$	$\frac{8,2-11,0}{9,4}$	$\frac{475-520}{506}$	$\frac{77-79}{78}$
	Поперечное	$\frac{500-500}{500}$	$\frac{455-460}{456}$	$\frac{8,5-10,5}{9,9}$	$\frac{430-440}{436}$	$\frac{77-79}{78}$
По ТЗ	Продольное	≥ 540	≥ 440	≥ 8	-	-

Разработанная технология изотермической штамповки наружного обода колеса самолета и применение алюминиево-литиевого сплава приводят к значительной экономии материальных затрат за счет сокращения количества запусков кузнечно-прессового и нагревательного оборудования, а также за счет снижения общей массы конструкции.

Литература

1. Каблов Е.Н. Стратегические направления развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года //Авиационные материалы и технологии. 2012. №5. С. 7–17.
2. Фиглин С.З., Бойцов В.В., Бахарев А.В., Калпин Ю.Г. Преимущества горячей изотермической штамповки // Кузнечно-штамповочное производство. Обработка металлов давлением. 1972. № 9. С. 7-9
3. Нестеров В.С., Еманов Л.Ф., Кропинов В.Е., Шичков И.Ю. Точная объемная изотермическая штамповка алюминиевых и магниевых сплавов // Кузнечно-штамповочное производство. Обработка металлов давлением. 1989. № 5. С. 17-19
4. Охрименко Я.М., Смирнов О.М., Горбунов В.С., Сурмач Л.В., Морозов Л.И. Точная штамповка металлов и сплавов в состоянии сверхпластичности // Кузнечно-штамповочное производство. Обработка металлов давлением. 1972. № 8. С. 10-14
5. Бойцов. В.В. Бахарев А.В., Калпин Ю.Г., Фиглин С.З., Каплин Ю.И. Изотермическое деформирование серого чугуна // Кузнечно-штамповочное производство. Обработка металлов давлением. 1973. № 8. С. 12-14
6. Калпин Ю.Г., Гершман Г.Б., Кобяков В.А., Шерман Я.И., Бурхина А.Н. Изотермическая штамповка поршней из сплава АЛ25 // Кузнечно-штамповочное производство. Обработка металлов давлением. 1979. № 2. С. 12 14
7. Высокопрочный сплав на основе алюминия и способ получения изделия из него: пат. 2443793. Рос. Федерация; опубл. 08.10.2010.
8. Клочкова Ю.Ю., Грушко О.Е., Ланцова Л.П. и др. Освоение в промышленном производстве полуфабрикатов из перспективного алюминийлитиевого сплава В-1469 //Авиационные материалы и технологии. 2011. №1. С. 8–12.
9. Клочкова Ю.Ю. Формирование структуры и свойств холоднокатаных листов из высокопрочного алюминий-литиевого сплава В-

1469: диссертация на соискание ученой степени кандидата технических наук : 05.16.01. – М. 2014. 148 с.

УДК 669.71

Влияние технологических параметров получения алюминиево-циркониевой лигатуры из оксида циркония на извлечение ценного компонента.

Попов Д.А., к.т.н.; Пентюхин С.И.; Трапезников А.В.; Огородов Д.В.

lab24@viam.ru

ФГУП «Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов», г. Москва

Аннотация:

Алюминотермическое восстановление циркония применяется при производстве алюминиево-циркониевых лигатур. Наиболее дешёвым и доступным основным сырьём для этих целей является оксид циркония (бадделеит). В настоящей статье представлены результаты исследований влияния различных технологических факторов на извлечение циркония из цирконийсодержащих солей в лигатуру Al-Zr.

Ключевые слова:

лигатура, алюминий, цирконий, флюс, алюминотермия, извлечение.

Abstract:

Aluminothermic recovery of zirconium is used in the production of aluminium-zirconium master alloys. The cheapest and most available the main raw material for these purposes is zirconium oxide (baddeleyite). This article presents

the results of research of influence of various technological factors on the extraction of zirconium from zirconium-based salts in the ligature Al-Zr.

Keywords:

alloy, aluminum, zirconium, flux, aluminothermic, extract.

Введение

Из существующих в настоящее время способов получения лигатуры Al-Zr лучшими показателями обладает способ алuminотермического восстановления циркония из фторцирконата калия или натрия, которым достигается извлечение циркония в лигатуру до **90 – 95%**. Однако, из-за высокой стоимости и дефицита фторцирконата этот способ не нашел широкого промышленного применения. Наиболее доступным из цирконийсодержащих соединений является оксид циркония – **ZrO₂**. Однако растворимость его в комплексных фторсолях невысокая. Так в криолите при **1050°C** растворяется всего **2,2% ZrO₂** [1].

В качестве компонентов солевых систем при алuminотермическом восстановлении циркония из **ZrO₂** могут быть использованы фториды натрия и алюминия и хлорид калия. Хлорид калия служит средой (фоном) при проведении процесса и обеспечивает необходимую жидкотекучесть солевого расплава при умеренно высоких температурах. Фториды натрия и алюминия принимают участие в комплексообразовании при взаимодействии с простыми соединениями циркония. Фторид алюминия, кроме того, обладает сильным фторирующим действием на оксиды при высоких температурах процесса [2]. Комплексные фториды циркония образуются в системе **NaF – ZrF₄** [3], что и определяет метод их получения путем сплавления соответствующего компонента фторидов щелочных металлов со фторидом циркония.

(1)

При сплавлении Na_2ZrF_6 с хлоридом калия образуется гексофторцирконат калия.

Процесс алюминотермического восстановления фторцирконата калия протекает по реакции:



Восстановленный цирконий взаимодействует с алюминием:



суммарный процесс:



По данным многих исследований и по фотографиям шлифов можно сделать вывод, что образуется Al_3Zr . Таким образом, при реальных условиях организации процесса реакция имеет вид:



Таблица 1

Зависимость извлечения циркония от времени перемешивания расплава

Время перемешивания, мин	Извлечение Zr , в зависимости от температуры, °C		
	850	880	920
5	60	70	90
10	75	85	88
15	82,5	94	87,5
20	90	92,5	86,5
25	92	91,5	85,5
30	94	91	84
35	93	90,5	83
40	92,5	90	82

Таблица 2

Извлечение циркония в лигатуру (Al-5% Zr) в зависимости от различного агрегатного состояния компонентов шихты. $T = 850 - 880$ °C, время выдержки расплава – 20 мин.

№ опыта	Агрегатное состояние Компонентов	Извлечение Zr в лигатуру, %
---------	-------------------------------------	-------------------------------

	Алюминий	Флюс	
1	Ж	Ж	80-83 (без перемешивания)
2	Ж	Т	85-87 (без перемешивания)
3	Т	Ж	93-94 (без перемешивания)
4	Т	Т	87-90 (без перемешивания)
5	Т	Т	85-88 (с перемешиванием)

где, Ж – жидкое состояние,

Т – твёрдое состояние.

Принципиальная технологическая схема производства алюминиево-циркониевых лигатур представлена на рис.1.

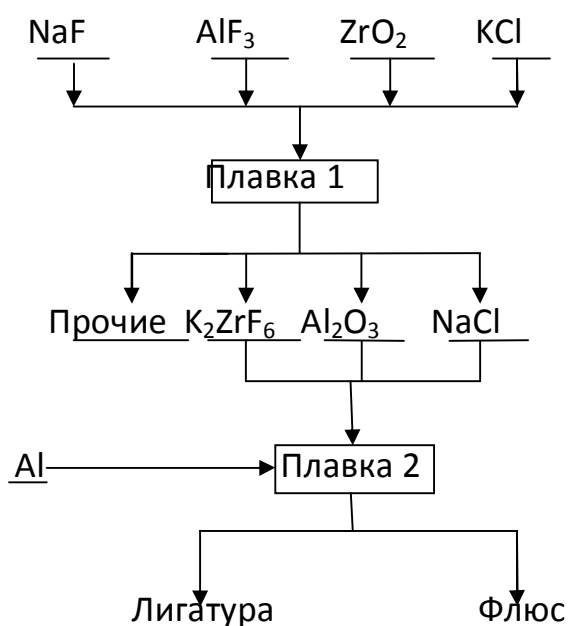


Рис.1 – Технологическая схема производства алюминиево-циркониевых лигатур

Выводы

1. Наиболее доступным из цирконийсодержащих соединений является оксид циркония – ZrO_2 .

2. Наибольшая растворимость оксида циркония в криолите наблюдается при К.О. равном 3,0. Это подтверждает, что растворителем оксида циркония (как и оксида алюминия) является ион AlF_6^{3-} .

3. При снижении температуры процесса и увеличении времени перемешивания расплава извлечение циркония в лигатуру растет.

4. при изучении различных способов введения шихты в печь максимальное извлечение циркония в лигатуру в лабораторных опытах достигнуто при введении алюминиевых гранул в солевой расплав и оно достигало 93-94%.

Литература

1. Напалков В.И., Махов С.В.. Легирование и модифицирование алюминия и магния. -М.: МИСиС, 2002.- 375 с.
2. Посыпайко В.И., Алексеева Е.А.. Диаграммы плавкости солевых систем. -М.: Металлургия, 1977.- 415 с.
3. Коршунов Б.Г., Сафонов В.В., Дробот Д.В.. Диаграммы плавкости галогенидных систем переходных элементов. М.:Металлургия, 1977- 248 с.

УДК 669.715

Оптимизация режимов термомеханической обработки высокопрочного алюминиевого сплава 019705

Хомутов М.Г., Чеверикин В.В., Коротницкий А.В.

*Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»,
г. Москва*

Аннотация:

Исследование влияния режимов термомеханической обработки нового алюминиевого высокопрочного сплава 019705 с добавками железа и никеля. Оптимизацию режимов получения полуфабрикатов проводили с использованием комплекса физического моделирования термомеханических процессов Gleeble System 3800 на модуле Hydrawedge II со скоростями деформации 0,01, 0,1, 1 и 10 с⁻¹ при температурах 200, 300, 330, 400 и 450 °С. Выявлены зависимости схемы получения деформированного полуфабриката (прессование, прокатка) от скорости и температуры деформации.

Ключевые слова:

высокопрочные алюминиевые сплавы, физическое моделирование термомеханических процессов.

Введение

Алюминиевые сплавы на базе высокопрочной системы Al – Zn – Mg – Cu широко применяются в авиационной и судостроительной промышленности, благодаря своим высоким прочностным свойствам, хорошим показателям свариваемости и коррозионным свойствам [1, 2]. Их недостатком является то, что повышение прочности за счет увеличения концентраций цинка, магния и меди (сплавы типа В95, В96Ц-3) приводит к снижению пластичности, трещиностойкости, коррозионной стойкости и повышению чувствительности к примесям, что вынуждает использовать высокочистые шихтовые материалы, что удорожает сплавы, и более мягкие режимы старения (Т2 вместо Т1), что приводит к потере прочности. Также, высокопрочные сплавы на базе системы Al–Zn–Mg–Cu отличаются низкой

технологичностью, в частности, при литье слитков, обработке давлением и сварке плавлением [3].

В настоящей работе представлен возможный вариант оптимизации термомеханической обработки нового высокопрочного алюминиевого сплава 019705 [4, 5], разработанного НИТУ «МИСиС», с целью уменьшения энергозатрат на производство полуфабрикатов из данного сплава с использованием комплекса физического моделирования термомеханических процессов Gleeble System 3800. Данный сплав отличается повышенными технологическими характеристиками при литье слитков, обработке давлением и сварке плавлением и предназначен для производства изделий, обладающих высокой прочностью.

Методика проведения исследований

Сплав 019705 был приготовлен в лабораторной электрической печи сопротивления в графитошамотном тигле. Разливку расплава проводили в медную водоохлаждаемую изложницу – методом полунепрерывного литья. Средняя скорость кристаллизации сплава составила 15 К/с. Из полученного слитка изготавливали образцы в форме параллелепипеда размером 20x15x10 мм.

Полученные образцы испытывали методом одноосного сжатия на комплексе физического моделирования термомеханических процессов Gleeble System 3800 на модуле Hydrawedge II со скоростями деформации 0,01, 0,1, 1 и 10 с⁻¹ при температурах 200, 300, 330, 400 и 450 °С. Для уменьшения поверхностных сил трения на образцы наносилась графитовая смазка. Образцы зажимали между плоскими бойками прямоугольной формы с возможностью течения металла. Для контроля температуры к

образцам прижимали контактную термопару (рисунок 1). В низком вакууме (10^{-1} мм. рт. ст.) перед деформацией образцы нагревали до температуры испытания и выдерживали в течение 1 минуты, затем деформировали на 75 % и охлаждали потоком сжатого воздуха (средняя скорость охлаждения составила 30 К/с). В результате испытаний получали кривые истинное напряжение – истинная деформация исследуемых сплавов в зависимости от температурно-скоростных параметров деформации.

Отжиг образцов после деформации при температуре 450 °С в течение 20 минут проводили в сушильных шкафах Nabertherm N30/65A с точностью поддержания температуры ± 1 К, искусственное старение при температуре 115 °С в течение 6 часов после закалки в воду проводили в сушильном шкафу SNOL 58/350 с точностью поддержания температуры – 2 К.

После термомодеформационной обработки измеряли твердость по Виккерсу на автоматизированном универсальном твердомере 930N фирмы Wolpert.

Структурные исследования слитков проводили с помощью светового и сканирующего электронного микроскопа. Световую микроскопию (СМ) проводили на микроскопе «Neophot – 30». Микроскоп Neophot – 30 оборудован системой для фото- и видеосъемки образца с помощью программы ImageScore, что позволяет получить фотографии микроструктур с высоким качеством. Шлифы готовили на участке пробоподготовки с использованием системы Struers Labopol 5.

Для выявления зерна использовали метод анодного оксидирования. Для этого предварительно приготовленный механически или электролитической полировкой образец погружали в электролит, состоящий из раствора 1 части фтороборной кислоты в 10 частях дистиллированной воды. Для предотвращения перегрева электролита емкость обкладывали льдом. Анодное оксидирование проводилось при напряжении (15 – 20) В.



Рис. 1 – Образец перед испытанием в рабочей камере модуля Hydrowedge II комплекса Gleeble System 3800

Результаты исследований и их обсуждение

Сплав 019705 предназначен для производства деформированных полуфабрикатов методами прессования,ковки, штамповки, прокатки. При получении данных полуфабрикатов возникли некоторые дефекты, которые обусловлены температурными и скоростными режимами получения. В связи с этим, нами было принято решение, провести оптимизацию режимов получения листов, паковок, штамповок на комплексе Gleeble System 3800. Для этого нами были построены зависимости истинной деформации от напряжения течения при разных температурах деформации (рисунок 2, 3).

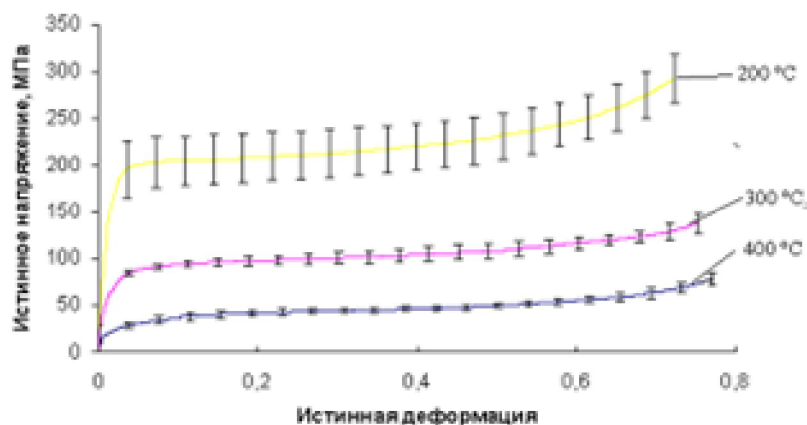


Рис. 2 – Зависимость истинного напряжения течения деформации от истинной деформации при различных температурах при скорости деформации $0,01 \text{ с}^{-1}$

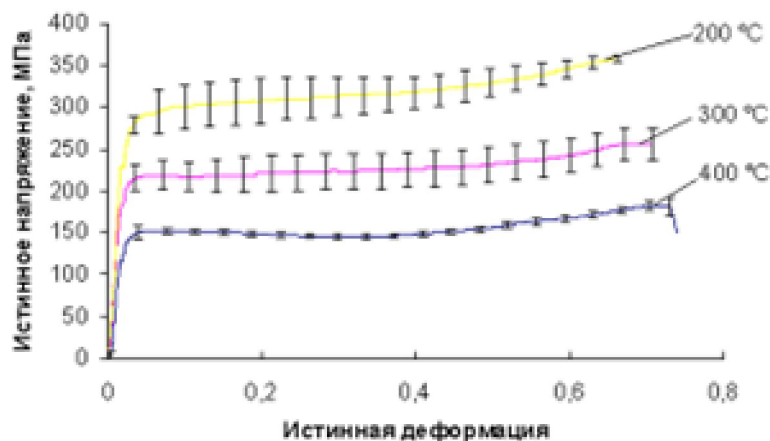


Рис. 3 – Зависимость истинного напряжения течения деформации от истинной деформации при различных температурах при скорости деформации 10 с^{-1}

Согласно полученным зависимостям при температуре 300 °C и 400 °C (рисунок 4, 5) видно, что оптимальными режимами получения деформации, обладающими наименьшими энергозатратами, являются режимы при температуре 400 °C . Следует отметить, что согласно методике эксперимента, скорости деформации ($0,01$ и $0,1 \text{ с}^{-1}$) соответствуют скоростям при ковке слитков, а скорости деформации (1 и 10 с^{-1}) прокатке слитков. Согласно методике эксперимента, образцы из данного сплава, подвергались нагреву

прямым пропусканием тока со скоростью нагрева 5 К/с, что соответствует скорости нагрева слитка индукционным способом. Ранее, перед деформацией слитка, проводился сложный отжиг сплава при различных температурах и временах выдержки, что являлось очень энергозатратным. Согласно, полученным результатам, достаточно провести индукционный нагрев при температуре 400 °С и произвести горячую деформацию слитка. При данной схеме обработки не происходит разрушение слитка и других дефектов, свойственных при обработке металлов давлением.

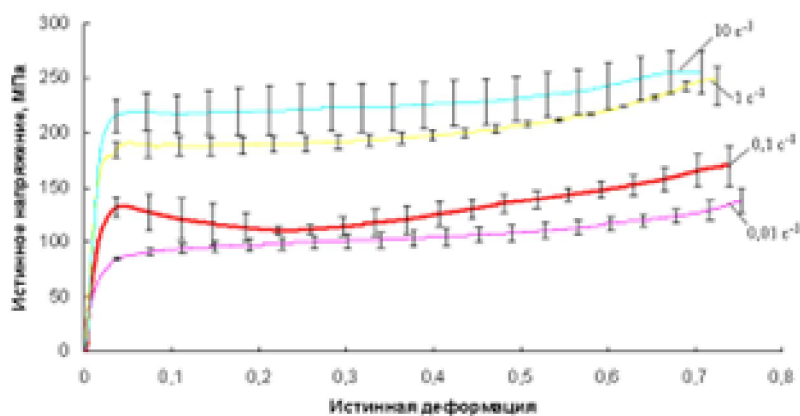


Рис. 4 – Зависимость истинного напряжения - истинная деформация при разных скоростях деформации при температуре 300 °С

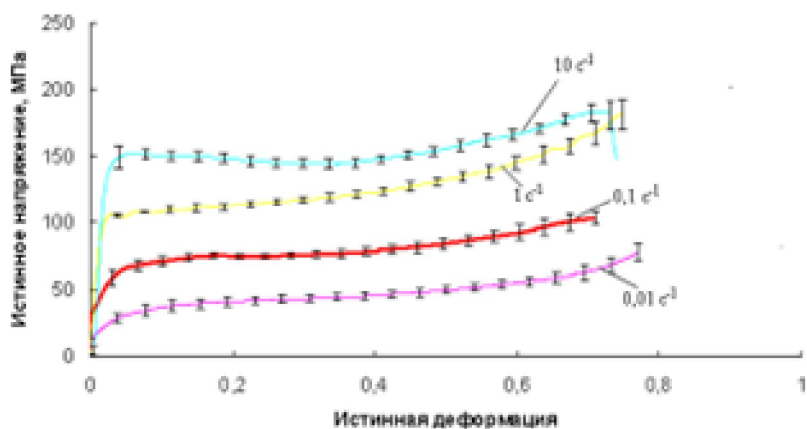


Рис. 5 – Зависимость истинного напряжения - истинная деформация при разных скоростях деформации при температуре 400 °С

Известно, что термическая обработка сплавов после деформации по режиму T1 для деформируемых сплавов приводит к максимальному значению прочностных характеристик. В работе были проведены исследования зависимости твердости от скорости деформации при различных температурах деформации по режиму T0 и T1 при температуре старения 115 °C и времени выдержки 6 час (рисунок 6, 7). Показано, что для сплава 019705 скорость деформации и температура деформации не влияет на конечные свойства сплава – твердость в состоянии T1 HV 210 соответствует значениям, указанным в паспорте сплава, при этом не проходит рекристаллизация сплавов (рисунок 8).

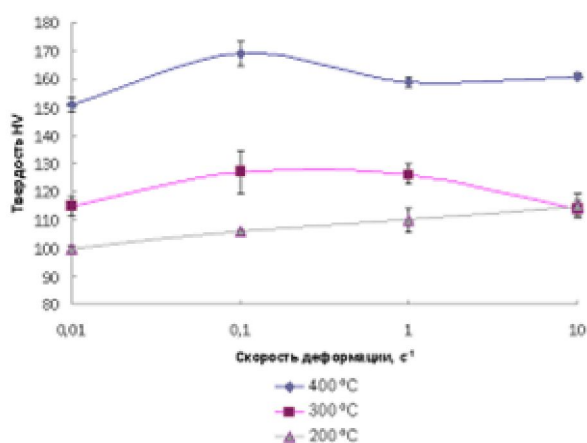


Рис. 6 – Зависимость твердости сплавов, после деформации, от скорости деформации при разных температурах

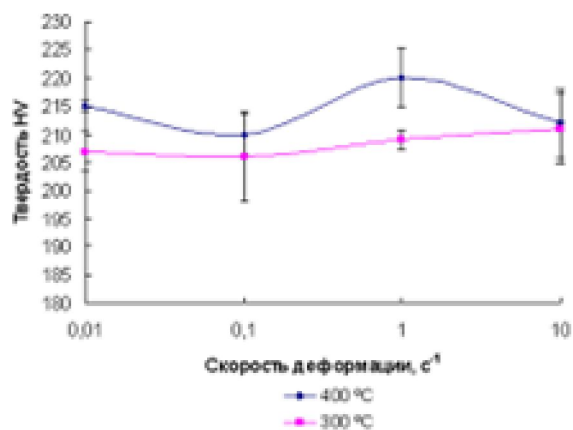


Рис. 7 – Зависимость твердости сплавов, после старения по режиму T1, от скорости деформации при разных температурах деформации

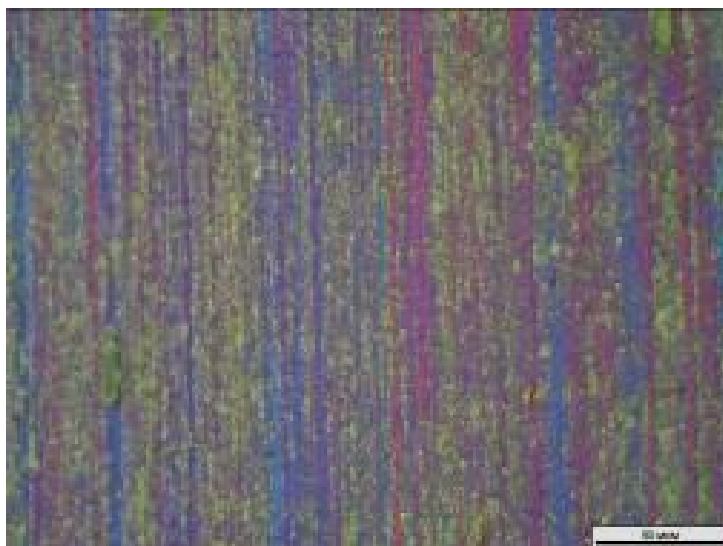


Рис. 8 – Микроструктура образца в состоянии T1 (CM)

Выводы

1. Оптимизированы режимы получения полуфабрикатов из деформируемого сплава 019705, согласно которым, необходимо провести индукционный нагрев слитка до температуры 400 °C и подвергнуть деформации с заданными скоростями;

2. Показано, что сплав предпочтительнее подвергать прессованию, ковке и штамповке, так как прокатка сплава обусловлена большими напряжениями течения.

Работа выполнена в рамках государственной работы «Проведение научно-исследовательских работ (фундаментальных научных исследований, прикладных научных исследований и экспериментальных разработок)» государственного задания Минобрнауки России в сфере научной деятельности на 2014-2016 гг. (Задание № 2014/113).

Литература

1. Zhang Zhi-ye, Pan Qing-lin, Zhou Jian et al. Hot deformation behavior and microstructural evolution of Al – Zn – Mg – 0.25Sc – Zr alloy during compression at elevated temperatures // Trans. Nonferrous Met. Soc. China. 2012. V. 22. P. 1556 – 1562.

2. Ghosh K.S., Gao N. Determination of kinetic parameters from calorimetric study of solid state reactions in 7150 Al – Zn – Mg alloy // Trans. Nonferrous Met. Soc. China. 2011. V. 21. P. 1199 – 1209.

3. Research and Development of High-Strength of Al-Zn-Mg-Cu Alloys R.O. Vakhromov, V.V. Antipov, E.A. Tkachenko, All-Russian Institute of Aviation

Materials (VIAM), ICAA13: 13th international conference on aluminum alloys, pp. 1514–1520, 2012

4. Материал на основе алюминия: пат. 2288965 РФ: МПК7 С22С21/10(2006.01) / Белов Н.А., Золоторевский В.С., Чеверикин В.В. Заявитель и патентообладатель Государственное образовательное учреждение высшего профессионального образования "Московский государственный институт стали и сплавов" (технологический университет). – № 2005120205/02; Оpubл. 10.12.2006, Бюл. №34.

УДК 620.197

Защита алюминиевых сплавов от атмосферной коррозии летучими ингибиторами

Гончарова О.А., к.х.н.; Надькина Е.А.; Кузнецов Ю.И., д.х.н., проф.

goncharova_oa@inbox.ru

*ФГБУН Институт физической химии и электрохимии им. А.Н. Фрумкина
Российской академии наук (ИФХЭ РАН), г.Москва*

Аннотация:

Научные основы ингибирования коррозии металлов развивается в течение многих лет и в последние годы появилось новое направление. Основным успехом в этом направлении можно считать возможность создания на металлах наноразмерных пленок, которые, несмотря на крайне

малую толщину, позволяют обеспечить высокую коррозионную стойкость металлов в различных атмосферных условиях.

Ключевые слова:

атмосферная коррозия, наноразмерные пленки, летучие ингибиторы коррозии, алюминиевые сплавы.

Abstract:

The scientific basis of corrosion inhibition of metals develops for many years and last years a new direction is appeared. The main success in it can be considered as essentially proven ability to create the metal nanosized films, which, despite the extremely small thickness, provide high corrosion resistance of metals in atmospheric conditions.

Keywords:

atmospheric corrosion, nanosized films, volatile corrosion inhibitor, aluminum alloys.

Реферат

Известно, что благодаря образованию пассивной оксидной пленки, большинство алюминиевых сплавов обладают высокой коррозионной стойкостью в атмосферных условиях. Однако часто для них характерны весьма опасные виды локальной коррозии, такие как: питтинговая, межкристаллитная, в том числе расслаивающая, и транскристаллитная. Для изделий из высокопрочных сплавов Al необходимо считаться с возможностью коррозионного растрескивания и коррозионной усталостью. Очевидно, что важную роль должна играть надежная защита изделий и полуфабрикатов из алюминиевых сплавов не только при эксплуатации, но и

при изготовлении, транспортировке и хранении их. Однако в настоящее время среди средств защиты этих сплавов широко используются лишь оксидные, преимущественно полученные анодированием, и лакокрасочные покрытия. Между тем, существует немало ситуаций, в которых защита сплавов может и должна осуществляться очень тонкими и даже наноразмерными покрытиями, сформированными из газопаровой фазы.

В настоящей работе обсуждаются возможности защиты различных сплавов (АД-31, АМг-3, АМг-6, Д-16, В-95) наноразмерными ($\delta \leq 15$ нм) покрытиями летучих ингибиторов коррозии. Для этого использовали летучие ингибиторы коррозии (ЛИК), которые способны самопроизвольно испаряться в замкнутом пространстве и адсорбируясь из газопаровой фазы на поверхности сплава, предотвращать его коррозию.

Введение

Широко применяемые как ингибиторы коррозии (ИК) алюминиевых сплавов соли хромовой кислоты, перестали удовлетворять экологическим требованиям. Исключение хроматов из пассивирующих и оксидирующих или конвертирующих растворов наблюдается повсеместно. Во многих случаях на смену хроматам пришли нетоксичные органические ИК, часто обеспечивающие даже более высокую защиту.

Основным успехом в этом направлении можно считать возможность создания на металлах наноразмерных пленок, которые, несмотря на крайне малую толщину, позволяют обеспечить высокую коррозионную стойкость металлов в различных атмосферных условиях. Метод защиты с помощью наноразмерных покрытий имеет ряд существенных преимуществ: не

изменяется размерность изделий, отсутствует необходимость в специальных методах утилизации и расконсервации, экономичность.

Одним из наиболее перспективных классов ингибиторов коррозии для создания наноразмерных экологически безопасных покрытий на металлах являются летучие ингибиторы (ЛИК).

ЛИК отличаются от других типов ингибиторов коррозии тем, что они фактически являются первыми широко используемыми самоорганизующимися противокоррозионными средствами, поскольку самопроизвольно испаряются из собственной фазы (жидкой или твердой) или из носителя (бумага, силикагель, полимерная пленка и т.п.), а затем, достигая поверхности металла формируют тончайшую пленку, обеспечивающую надежную защиту от атмосферной коррозии.

Важное преимущество ЛИК - технологичность. Консервация ими изделий сводится к внесению ЛИК их во внутренние полости или упаковку, а расконсервация – к удалению упаковочного материала и носителя ЛИК. Среди разработанных в нашем Институте и применяемых на практике ЛИК внимания заслуживают ИФХАН-118, ИФХАН-112 и ИФХАН-67, обладающие высокой защитной способностью по отношению к целому ряду, как черных, так и цветных металлов, а также алюминиевых сплавов. Как показано нами ранее, такие покрытия могут обладать и существенным защитным последствием, т.е. их эффект сохраняется и при отсутствии ЛИК в ГПФ, поскольку адсорбция некоторых ЛИК частично необратима.

За последние десятилетия разработан спектр новых ЛИК, целиком ориентированных на отечественную сырьевую базу, недорогих, эффективных и полностью отвечающих современным требованиям.

Методика эксперимента

Защитное действие ЛИК оценивали в вакуумном эксикаторе со встроенным теплообменником при периодической интенсивной конденсации влаги на пластинах из сплавов Д16, АД31, АМг6 и АМг3 (Рис.1).

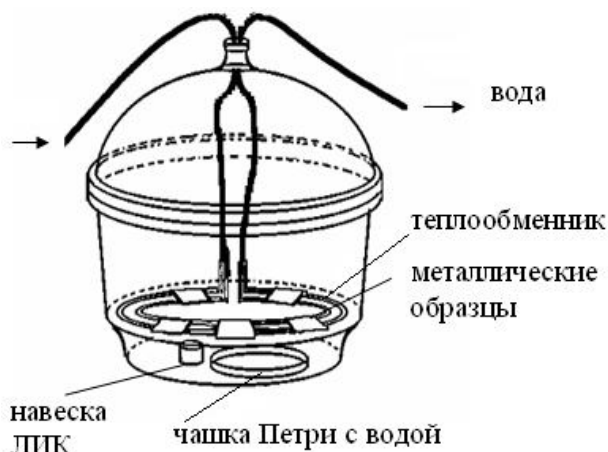


Рис. 1 – Схема ячейки для испытаний эффективности ЛИК при защите алюминиевых сплавов в условиях периодической конденсации влаги.

Образцы помещали на теплообменник в эксикатор, на дно которого устанавливали стеклянный бюкс с 1 г ЛИК, в парах которого образцы экспонировали 3 суток. В ячейку помещали чашку Петри с 10 мл дистиллированной воды и ежедневно в течение 3 ч по шлангам, выведенным из крышки ячейки, пропускали через теплообменник холодную воду. Продолжительность опытов - 21 сутки. Об эффективности защиты судили по внешнему виду образцов после испытаний.

Для оценки эффективности защитных покрытий использовали ускоренные коррозионные испытания: капельная проба Акимова (ГОСТ 9.302-88), основанная на разрушении покрытия под действием испытательного раствора и экспозиция в камере влажности при периодической конденсации влаги на образцах (ГОСТ 9.054-75). Для ЛИК

капельную пробу проводили на образцах сплавов: Д16, АД-31, АМГ-3, АМГ-6 и В95, которые зачищали наждачной бумагой различной зернистости, обезжиривали ацетоном и подвешивали в герметично закрываемой ячейке ($V= 1\text{л}$). На дно ячейки помещали 1г ЛИК. Покрытия на образцах формировались выдержкой образцов в парах ЛИК при комнатной температуре в течении 1 или 3 суток. После формирования покрытия образец извлекали из ячейки и на поверхность наносили 2-4 капли испытательного раствора (№ 34, ГОСТ 9.302-88) и фиксировали время до первого изменения цвета капли. В случае водных пассивирующих составов капельную пробу проводили сразу после обработки и сушки образцов.

В качестве критерия эффективности в коррозионных методах использовали соотношение времени появления первого коррозионного поражения на образцах с покрытием ($\tau_{\text{ин}}$) и без него ($\tau_{\text{исх}}$): $\gamma = \tau_{\text{ин}}/\tau_{\text{исх}}$. Согласно ГОСТ 9.302-88 цвет капли на алюминиевых сплавах меняется от оранжевого до зеленого.

Экспериментальные результаты и их обсуждение

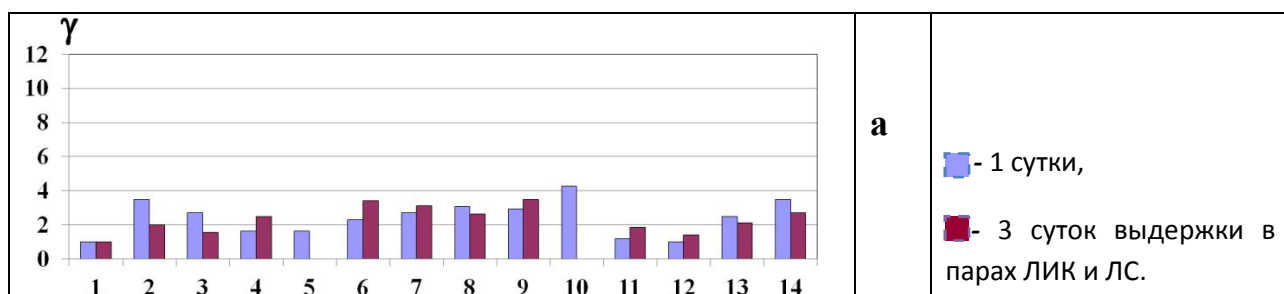
Покрытия, сформированные из газопаровой фазы, довольно тонкие ($\delta \leq 15 \text{ нм}$). Они визуально неразличимы, их δ удастся оценить лишь эллипсометрическим методом или с помощью РФЭС. Однако уже капельный метод позволил выявить наиболее эффективные из них. Они формируются, как правило, не индивидуальными ЛИК, а их парами совместно с ЛС. Это является следствием протекания на поверхности сплавов сложных химических превращений, которые придают необратимость адсорбции ЛИК.

На Рис. 2 представлены диаграммы с результатами, полученными методом капельной пробы. Нами было исследовано более 20 летучих

соединений и их смесей с ЛС, но на диаграмме представлены лишь наиболее значимые результаты.

Смесь основания Шиффа (ОШ) с ЛС, формирует довольно эффективное защитное покрытие практически на всех сплавах, так для АД-31 γ составляет порядка 6.8, для АМг6 $\gamma = 9.85$. Для таких сплавов как Д16 и АМг3 смесь ОШ с ЛС показала наилучший результат по сравнению с другими ЛИК ($\gamma = 4,3$ и 6 , соответственно). Хуже всего данная смесь защищала сплав В95 $\gamma = 2.5$, в то время как ингибитор ИФХАН-67, разработанный на основе ОШ, в смеси с тем же ЛС обеспечивал защиту этого сплава с $\gamma = 18$. Эта же смесь несколько лучше защищала АД31 ($\gamma = 7$). Сплавы типа АМг несколько лучше защищаются покрытиями, сформированными в парах смеси ИФХАН-118 и ЛС ($\gamma = 7.5 \div 10.5$). Явной зависимости защитных свойств от времени выдержки в парах ЛИК и ЛС (1 и 3 суток) в процессе испытаний выявлено не было.

Конечно, такие наноразмерные покрытия уступают по защитным свойствам лучшим тонким покрытиям, сформированным в водных растворах ингибиторов, но как показали испытания при ежесуточной конденсации влаги на образцах, они успешно могут применяться при хранении и межоперационной защите разных сплавов АІ.



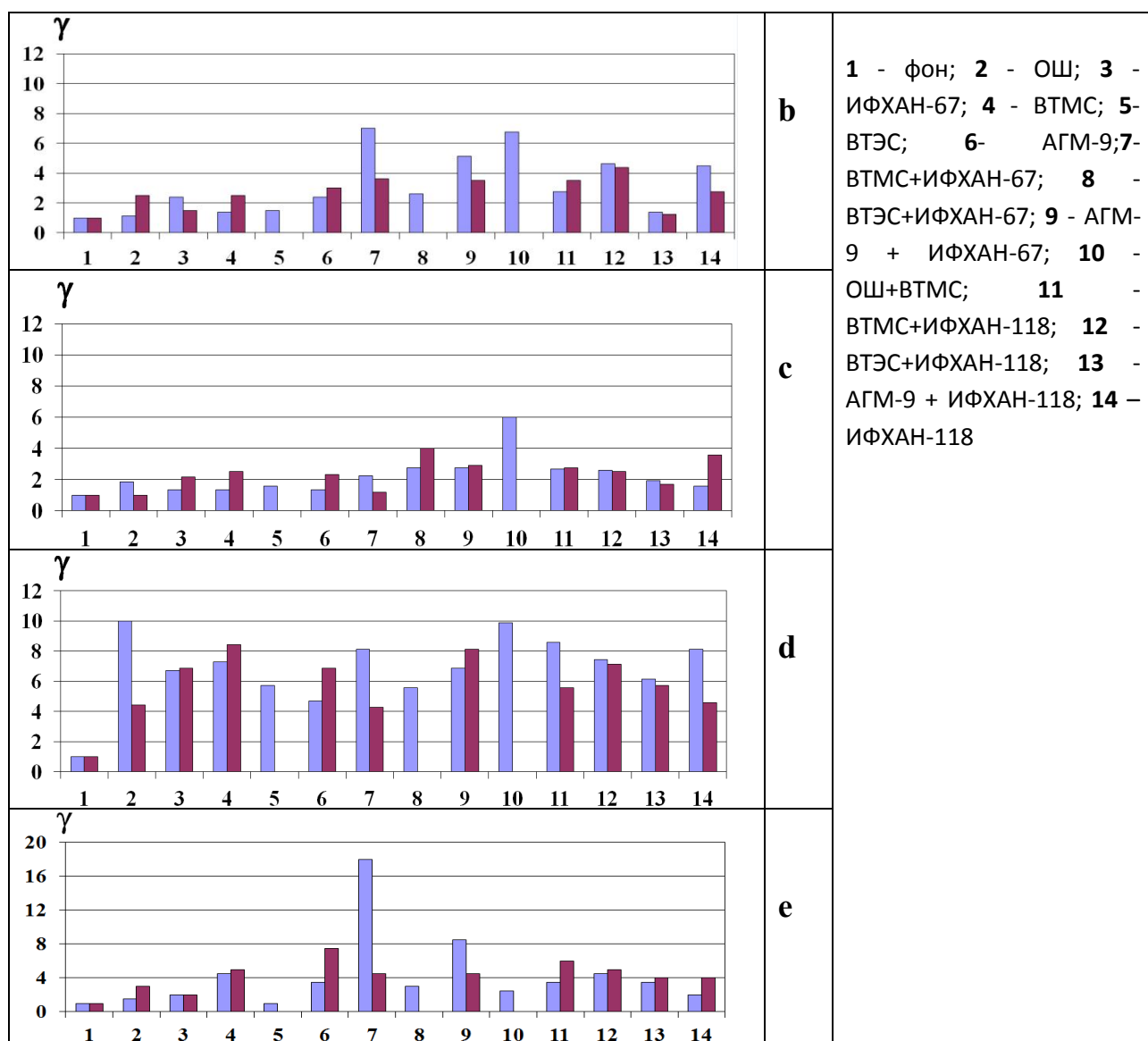


Рис.2 – Соотношение времени появления первого коррозионного поражения на образцах с покрытием ($\tau_{ин}$) и без него ($\tau_{исх}$): $\gamma = \tau_{ин}/\tau_{исх}$ при оценки эффективности покрытий испытанных методом капельной пробы Акимова для различных алюминиевых сплавов:

а – сплав Д16; б – сплав АД31; в – сплав АМг3; д - сплав АМг6; е - сплав В95.

Ранее и довольно долго считалось, что ЛИК, хотя и могут предотвращать атмосферную коррозию металлов в замкнутом пространстве, но не могут этого делать в случае обильной конденсации влаги на образцах. Однако за последнее десятилетие удалось создать ЛИК, которые эффективны для большинства металлов и сплавов даже в столь жестких условиях. Наиболее проверенным из них является ИФХАН-118, который, как видно из

Табл.1, хорошо защищает металлы и сплавы в жестких условиях конденсации влаги на образцах и на его основе можно совершенствовать защиту различных металлов. Например, его совместное применение с летучим аминопропилтриэтоксисиланом (АГМ-9) улучшает защиту сплава АМГ-3.

Результаты, полученные при испытаниях согласно ГОСТ 9.302-88 давали основания предположить, что и в условиях насильственной конденсации влаги наноразмерные пленки образованные из газопаровой фазы будут обеспечивать эффективную защиту алюминиевых сплавов. Результаты ускоренных испытаний в условиях 100%-ной влажности и периодической конденсации влаги на образцах представлены в Табл.2.

Как видно из таблицы, наноразмерные пленки, образованные из газопаровой фазы способны эффективно защищать алюминиевые сплавы даже в жестких условиях насильственной конденсации влаги. Отметим, что пленки сформированные в парах смесей некоторых ЛИК с летучими силанами защищают от коррозии лучше, чем индивидуальные соединения – наблюдается эффект синергизма. Лучшие защитные свойства демонстрируют в этих жестких условиях ингибитор ИФХАН 112, а также композиции основания Шиффа (ОШ) и основанных на них ИФХАН-61или ИФХАН-67 с летучим силаном (ВТМС).

Можно полагать, что силан усиливает стабильность пленки ЛИК благодаря гидролизу и образованию силоксанового олигомера, создающего дополнительный барьер и препятствующего десорбции ингибитора.

Таблица 1.

Защита металлов парами ЛИК в условиях 100%-ной влажности и периодической конденсации влаги на образцах.

Ингибитор	Сталь	Медь	Цинк	Сплав	Сплав	Латунь
-----------	-------	------	------	-------	-------	--------

	Ст 3	М1	Ц0	Д16	АМГ-3	Л63
1,2,3-Бензотриазол	-	++	-	++	-	+
АГМ-9	±	±	±	+	не исп	±
Основание Шиффа	±	+	-	+	не исп	±
ИФХАН-67	++	++	++	++	не исп	+
ИФХАН-8	++	-	не исп	-	-	-
ИФХАН-61	+	--	-	++	±	+
ИФХАН-112	++	+	+	++	++	+
ИФХАН-118	++	++	+	++	+	++
ИФХАН-118+ АГМ-9	++	+	не исп	+	++	+

Таблица 2

Защита алюминиевых сплавов парами ЛИК в условиях 100%-ной влажности и периодической конденсации влаги на образцах.

Ингибитор	Сплав Д16	Сплав АД-31	Сплав АМг-3	Сплав АМГ-6
ФОН	-	-	--	-
ВТМС	±	±	±	+
АГМ-9	+	+	±	+
ВТЭС	+	-	+	±
Основание Шиффа	+	±	±	+
ИФХАН-67	++	±	не исп	+
ИФХАН-61	++	не исп	±	не исп
ИФХАН-118	++	не исп	+	не исп
ИФХАН-118+ ВТМС	±	±	+	-
ИФХАН-67+ ВТМС	++	++	+	+

ОШ+ ВТМС	++	+	++	+
ИФХАН-61+ ВТМС	+	++	+	+
ИФХАН-112	+	++	++	++

Одновременно вместе с вышеописанными опытами нами были проведены испытания некоторых алюминиевых сплавов в термовлагокамере согласно ГОСТ 9.054-75 (Рис.3). Как видно из Рис.3 образцы некоторых алюминиевых сплавов, эффективно защищаются в условиях 100%-ной влажности и при температуре 40⁰С наноразмерными пленками, сформированными в парах ИФХАН-118 и ИФХАН-112. Эти результаты согласуются с результатами, полученными капельной пробой Акимова.

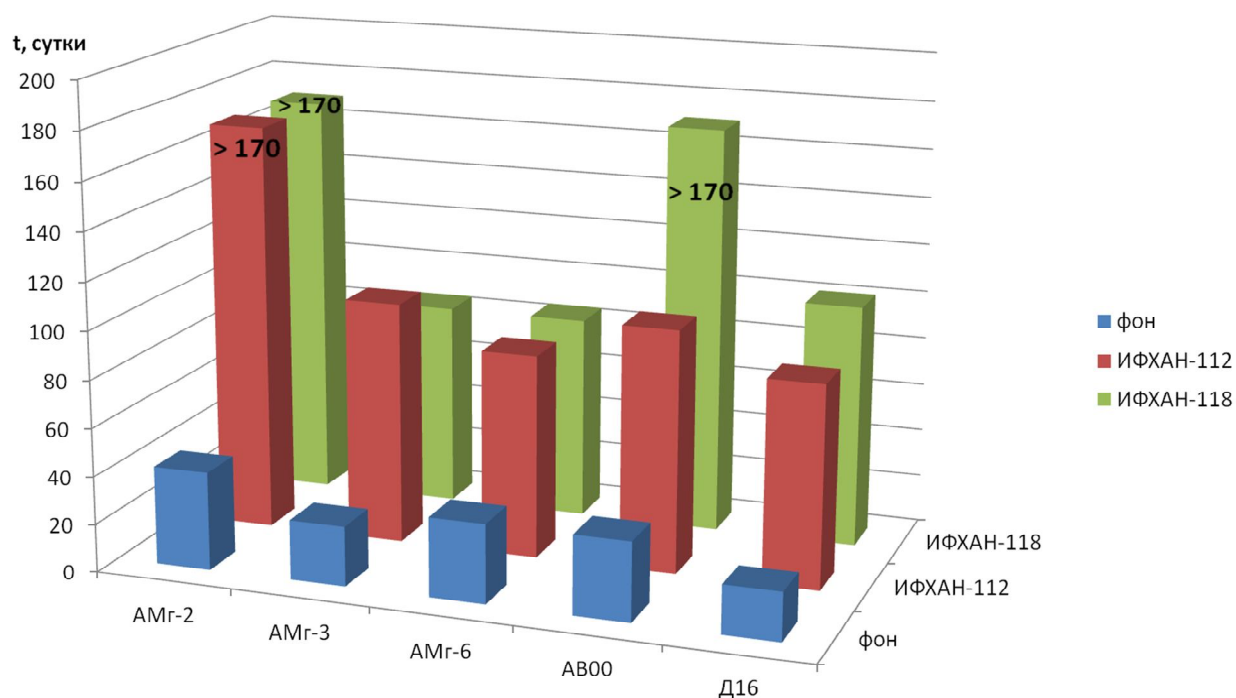


Рис. 3 – Время (сут.) до появления первых коррозионных поражений на образцах в термовлагокамере (ГОСТ 9.054-75).

ЛИК ИФХАН-112 имеет некоторые технологические преимущества перед другими ингибиторами, но его испытания продолжаются как в

лаборатории, так и в природных условиях, в том числе в тропиках. Можно надеяться, что по отношению к алюминиевым сплавам этот ЛИК не уступит в защитном действии уже применяемому в промышленности более универсальному, но и дорогому ИФХАН-118.

Заключение

Защита алюминиевых сплавов в атмосферных условиях может быть достигнута за счет создания на их поверхности тонких защитных покрытий с помощью контактных или летучих ингибиторов коррозии. Эффективность такой защиты может быть довольно высока, что было доказано проведенными испытаниями, а простота применения является основным преимуществом ингибиторных покрытий. Они удобны с технологической точки зрения, поскольку за счет крайне малой толщины и применения нетоксичных соединений частично снимаются проблемы, связанные с расконсервацией и утилизацией отработанных составов

Можно быть уверенными, что дальнейшее совершенствование технологии таких покрытий способно существенно увеличить ее эффективность и получит на практике более широкое применение.

УДК 539.375

Влияние центробежного ускорения на механические свойства алюминиевого сплава В96Ц1 Т1

Леган М.А.¹, д.т.н.; Зубков П.И.¹, к.ф.-м.н.; Ларичкин А.Ю.¹, к.ф.-м.н.;

Любашевская И.В.¹, к.ф.-м.н.; Зубков В.П.²; Таланин А.В.²; Донских С.В.³.

legan@ngs.ru

¹ ФГБУН Институт гидродинамики им. М.А. Лаврентьева СО РАН,
г. Новосибирск

² ООО «Научно-технологическая инициатива», г. Новосибирск

³ Новосибирский государственный технический университет,
г. Новосибирск

Аннотация:

Проведено исследование механических свойств материала длительно работавшего центробежного ускорителя, изготовленного из высокопрочного алюминиевого сплава В96Ц1 Т1. Обнаружено понижение характеристик прочности материала образцов, более удаленных от оси вращения, по сравнению с образцами из центральной части ускорителя.

Ключевые слова:

центробежный ускоритель, алюминиевый сплав, прочность.

Abstract:

Research of mechanical properties of material is conducted is long the working centrifugal accelerator manufactured of a high-strength aluminum alloy of V96Ts1 T1. Decrease of characteristics of strength of material of the samples more remote from a rotation axis, in comparison with samples from the central part of the accelerator is revealed.

Keywords:

centrifugal accelerator, aluminum alloy, strength.

Реферат

Проведены испытания образцов, вырезанных из длительно работавшего центробежного ускорителя, изготовленного из высокопрочного алюминиевого сплава В96Ц1 Т1. Испытания показали, что: во-первых, характеристики прочности сплава понизились по сравнению с величинами, определенными ранее на образцах после аналогичной термической обработки; во-вторых, материал образцов, более удаленных от оси вращения, имел меньшие значения прочностных характеристик и относительного удлинения до разрыва по сравнению с образцами из центральной части ускорителя; в-третьих, материал образцов, более удаленных от оси вращения, имел большее значение модуля упругости по сравнению с образцами из центральной части ускорителя.

Механические характеристики высокопрочного алюминиевого сплава В96Ц1 Т1.

Механические характеристики сплава были получены при комнатной температуре на испытательной машине Z100 фирмы Zwick/Roell в ИГиЛ СО РАН при растяжении со скоростью 5 мм/мин плоских образцов, вырезанных из цилиндрической заготовки диаметром 110 мм в продольном направлении. Перед испытанием была проведена термическая обработка как образцов № 1-3, так и заготовок для образцов № 4-6 (закалка в воду с 470°С, старение 3 часа при 120°С и затем старение 7 часов при 160°С). Результаты испытаний показали, что прочностные свойства обеих партий образцов, как прошедших термообработку в готовом виде, так и вырезанных

из термообработанных заготовок, оказались примерно одинаковыми. Для первой партии из 3-х образцов среднее значение условного предела текучести $\sigma_{0,2} = 688$ МПа, для второй партии из 3-х образцов $\sigma_{0,2} = 686$ МПа. В среднем по испытаниям 6-ти образцов получены значения $\sigma_{0,2} = 687$ МПа, предела прочности $\sigma_B = 701$ МПа и модуля Юнга $E = 76,1$ ГПа. Деформация перед разрушением в среднем составила 4,4 %. По сравнению с другими алюминиевыми сплавами прочность сплава В96Ц1 Т1 является высокой, но его пластические деформации малы.

Центробежный ускоритель частиц порошка.

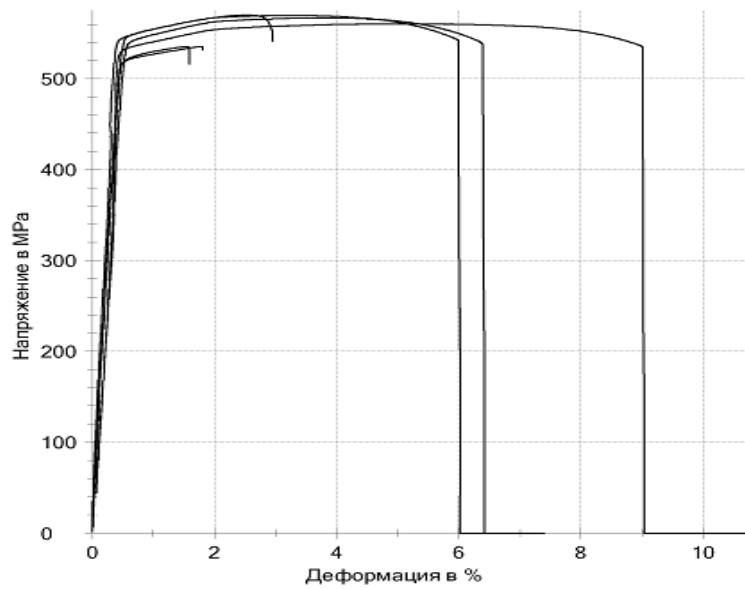
Центробежный ускоритель представляет собой трубку переменного сечения, вращающуюся вокруг центральной оси, перпендикулярной оси трубки. Ускоритель служит для напыления порошка, засыпаемого сверху в центральное отверстие и вылетающего по радиальному каналу из концов трубки при её вращении. Фотография детали представлена на рис. 1. Эскиз ускорителя и расчет его напряженно-деформированного состояния можно найти в [1]. Длина ускорителя равна 628 мм, толщина – 40 мм. Ускоритель вращался в вакуумной камере с угловой скоростью $\omega = 3843$ рад/с (36700 об/мин). Тангенциальная скорость концов трубки достигала величины $v_t = \omega R = 1207$ м/с. При работе детали ускорения, действующие на материал на удалении от оси вращения, в сотни тысяч раз превышали ускорение свободного падения вблизи поверхности Земли. Ускоритель был изготовлен из высокопрочного алюминиевого сплава В96Ц1 Т1, имеющего плотность 2890 кг/м³.



Рис. 1 – Центробежный ускоритель

Диаграммы растяжения образцов, вырезанных из длительно работавшего ускорителя.

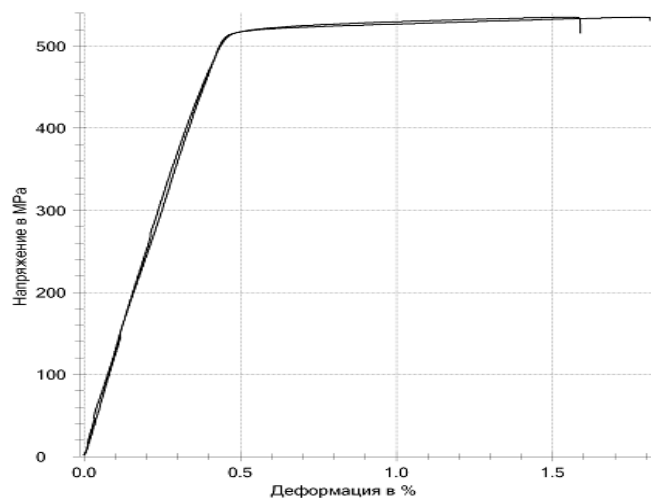
Проведены испытания 6-ти образцов, вырезанных из длительно работавшего центробежного ускорителя, изготовленного из высокопрочного алюминиевого сплава В96Ц1 Т1. Результаты испытаний на растяжение представлены на рис. 2 и 3. Образцы 3 – 6 вырезались из центральной части ускорителя и были цилиндрическими, а образцы 1 и 2 вырезались из средней части ускорителя и были трубчатыми, отверстие в которых совпадало с радиальным каналом ускорителя.



Результаты испытания:

Обозначение образца	$R_{p0.2}$ МПа	R_m МПа	S_0 мм ²
Образец 1	523	535	57,03
Образец 2	521	535	58,67
Образец 3	550	570	77,44
Образец 4	536	560	78,54
Образец 5	545	567	79,01
Образец 6	548	570	77,29

Рис. 2 – Диаграммы растяжения двух трубчатых и четырех цилиндрических образцов



Результаты испытания:

Обозначение образца	E GPa	$R_{p0.2}$ МПа	R_m МПа	S_0 мм ²
Образец 1	128	523	535	57,03
Образец 2	133	521	535	58,67

Статистика:

Серия n = 2	E GPa	$R_{p0.2}$ МПа	R_m МПа
\bar{x}	130	522	535
s	3,43	1,23	0,0180
v	2,64	0,24	0,00

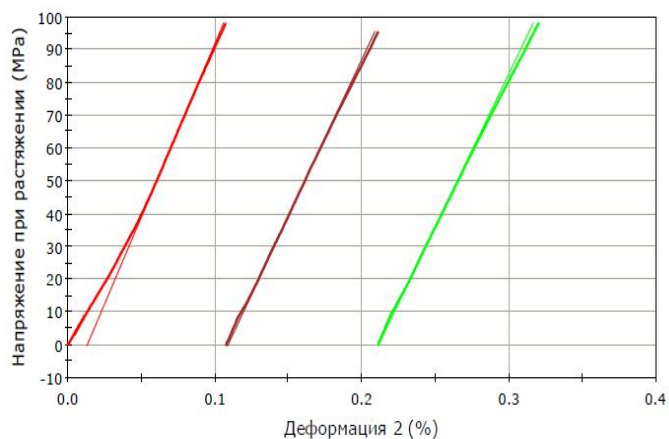
Рис. 3 – Диаграммы растяжения двух трубчатых образцов

Испытания показали, что:

- **во-первых**, предел прочности $\sigma_B = 556$ МПа и условный предел текучести $\sigma_{0,2} = 537$ МПа сплава понизились по сравнению с величинами, определенными на образцах после термической обработки, параметры которой были такими же, как и при обработке детали;
- **во-вторых**, материал образцов, более удаленных от оси вращения, имел меньшие значения предела прочности $\sigma_B = 535$ МПа, условного предела текучести $\sigma_{0,2} = 522$ МПа и относительного удлинения до разрыва по сравнению с образцами из центральной части ускорителя;
- **в-третьих**, материал образцов, более удаленных от оси вращения, имел большее значение модуля упругости E по сравнению с образцами из центральной части ускорителя, и это значение $E = 130$ ГПа существенно превосходило известную величину модуля упругости для алюминиевых сплавов примерно равную 70 ГПа.

Указанные эффекты важны для расчетов на прочность, так как при работе центробежного ускорителя прочностные характеристики его материала снижаются, а разрушение ускорителя чрезвычайно опасно из-за высокой окружной скорости его частей.

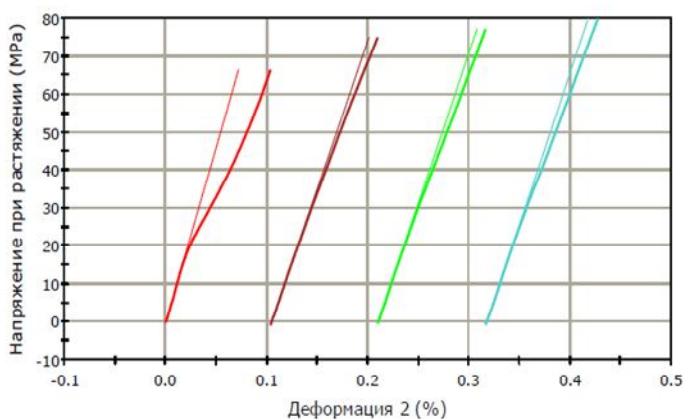
Учитывая, что полученное значение модуля упругости отличалось от известных значений для алюминиевых сплавов, в НГТУ на испытательной машине Instron 300DX спустя 4 месяца было проведено повторное определение модуля упругости материала трубки, вырезанной из ускорителя (рис. 4). На одном трубчатом образце последовательно были определены значения $E_1 = 106$ ГПа, $E_2 = 96$ ГПа, $E_3 = 93$ ГПа.



	Максимум Нагрузка (N)	Напряжение (МПа)	Модуль (Автоматический модуль Юнга) (МПа)
1	5693,2	98,01	105548
2	5544,2	95,44	95541
3	5702,4	98,17	93135

Рис. 4 – Упругое деформирование трубчатого образца (3 раза)

Спустя еще 4 месяца на том же трубчатом образце было снова проведено определение модуля упругости материала (рис. 5). На одном трубчатом образце последовательно были получены значения $E_1 = 93 \text{ ГПа}$, $E_2 = 78 \text{ ГПа}$, $E_3 = 79 \text{ ГПа}$, $E_4 = 80 \text{ ГПа}$.



Примечание 1 по выборке
Растяжение трубчатого образца до деформации 0,1% - 3 раза.

	Максимум Нагрузка (N)	Напряжение (МПа)	Модуль (Автоматический модуль Юнга) (МПа)
1	3855,1	66,37	92716
2	4352,6	74,93	77763
3	4476,8	77,07	79039
4	4636,3	79,81	79825

Рис. 5 – Упругое деформирование трубчатого образца (4 раза)

Обнаруженное увеличение модуля упругости оказалось зависящим от времени, так как повышенное после работы ускорителя значение $E = 130$ ГПа через 4 месяца уменьшилось до 93 ГПа, а еще через 4 месяца – до 80 ГПа. Представляет интерес то, что при воздействии длительного центробежного ускорения можно изменять модуль упругости и, следовательно, структуру сплавов.

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке гранта РФФИ № 15-01-07631.

Литература

1. Проектирование и расчет напряженно-деформированного состояния центробежного ускорителя частиц порошка / М.А. Леган, А.А. Пьянзин, П.И. Зубков, В.П. Зубков, А.В. Таланин // Известия Алтайского государственного университета. - 2014. - № 1/1 (81). - С. 72-76.

УДК 669-1

Получение и исследование многослойных листов из сплава АМц

Носова Е.А., к.т.н.; Ерисов Я.А., к.т.н.

eanosova@mail.ru

Самарский государственный аэрокосмический университет, г. Самара

Аннотация:

Холодной прокаткой получены 2, 4, 8 и 12 слойные образцы из сплава АМц. Межоперационный отжиг проводился при температуре 500 градусов Цельсия, 1 час. Получены зависимости предела прочности, предела текучести и относительного удлинения образцов в зависимости от числа переходов при прокатке.

Ключевые слова:

холодная прокатка, отжиг, алюминиевый сплав АМц, многослойный лист, механические свойства

Abstract:

The 2, 4, 8 and 12 layer pieces of aluminum alloy AlMn1 were received by the cold rolling. Interoperation annealing was at 500 Celsius degree for 1 hour. Charts of tensile strength, yield stress, elongation via the number of rolling step were made.

Keywords:

cold rolling, annealing, aluminum alloy AlMn1

Реферат

Проведена холодная прокатка листовых заготовок из сплава АМц толщиной 1 мм со степенью обжатия в каждом переходе 50-60%. Отжиг полученных образцов проводился при температуре 500 градусов Цельсия, 1 час в лабораторной камерной печи сопротивления. Испытания на одноосное растяжение образцов по ГОСТ 1487 позволили установить, что после 2 перехода прокатки нагартовка образцов не устраняется при выбранном режиме отжига. Анализ микроструктуры показал хороший контакт слоёв для всех образцов. Результаты работы могут быть полезны при создании многослойных композитов с матрицей из алюминиевых сплавов и разработке процессов получения из них изделий методами листовой штамповки.

Введение

Многослойная прокатка является одним из распространённых процессов получения материалов с тонкодисперсной структурой, в том числе наноразмерной величины. Известны композиции на основе медных и алюминиевых сплавов [1], нержавеющей сталей с прослойками из пластичных металлических материалов [2,3]. Соединение листов зачастую проводится в горячем состоянии, при использовании явления динамической рекристаллизации. Алюминиевые сплавы, обладая рядом преимуществ (малый удельный вес, возможность многократной переработки, хорошая технологичность и коррозионная стойкость), имеют вместе с тем ограничения в применении из-за высокой стоимости и низкой прочности большинства марок. Наличие на поверхности алюминиевых листов прочной плёнки из корунда, защищает сплавы от окисления, но вместе с тем при прокатке позволяет использовать эти соединения в качестве упрочняющих частиц. Чем тоньше слои получаемого сэндвича, чем больше относительное количество оксидной фазы, выше прочность и ниже пластичность. Это создаёт трудности при последующем формообразовании листов методами листовой штамповки. Однако на сегодняшний день известны способы повышения штампуемости листов из алюминиевых сплавов за счёт создания рациональной текстуры в листах [4,5]. Целью работы было установить возможность получения многослойных листов из сплава АМц, обладающего высокой пластичностью в отожжённом состоянии, и изучить его основные механические свойства и пригодность к операциям листовой штамповки.

Методика

Заготовкой служил лист из сплава АМц толщиной 1,0 мм. Лист разрезали на заготовки шириной 7 см длиной 25 см. Перед каждым проходом прокатки одна сторона заготовки подвергалась обработке металлической щёткой для создания шероховатости, обезжиривалась

этиловым спиртом. Получали внутреннюю сторону сэндвича. Два листа складывали шероховатой стороной внутрь, передние края фиксировались секундным клеем для предотвращения взаимного смещения листов. Полученные заготовки прокатывали на лабораторном стане в холодном состоянии со степенью обжатия 55...60%. После первого прохода получали двухслойные панели толщиной 0,8 мм, которые затем отжигали при температуре 500⁰С 1 час для восстановления пластичности. Отожжённые двухслойные панели складывали вместе и снова прокатывали со степенью обжатия 55...60%, получали четырёхслойную панель толщиной 0,75 мм. Затем процесс повторяли после отжига. Таким образом, были получены 2, 4, 8, и 12 слойные панели. Из них вырезали образцы для испытаний на одноосное растяжение по ГОСТ1487 в продольном и поперечном направлении по отношению к оси прокатки. После испытаний были получены данные о пределе прочности σ_B , пределе текучести $\sigma_{0,2}$, относительном удлинении δ . Кроме того, оценивали число текучести $n = \sigma_{0,2} / \sigma_B$ и показатель пластичности по Мартенсу $M = (\sigma_B * \delta / \sigma_{0,2})$.

Результаты

На рисунках 1-3 представлены зависимости предела прочности, предела текучести и относительного удлинения многослойных панелей в зависимости от числа переходов при холодной прокатке. Результаты включают данные для нагартованного и отожжённого состояний.

С увеличением количества проходов холодной прокатки предел прочности увеличивается и достигает наибольшей величины после второго прохода. Различия в значениях для продольных и поперечных образцов в нагартованном состоянии не превышает 15%.

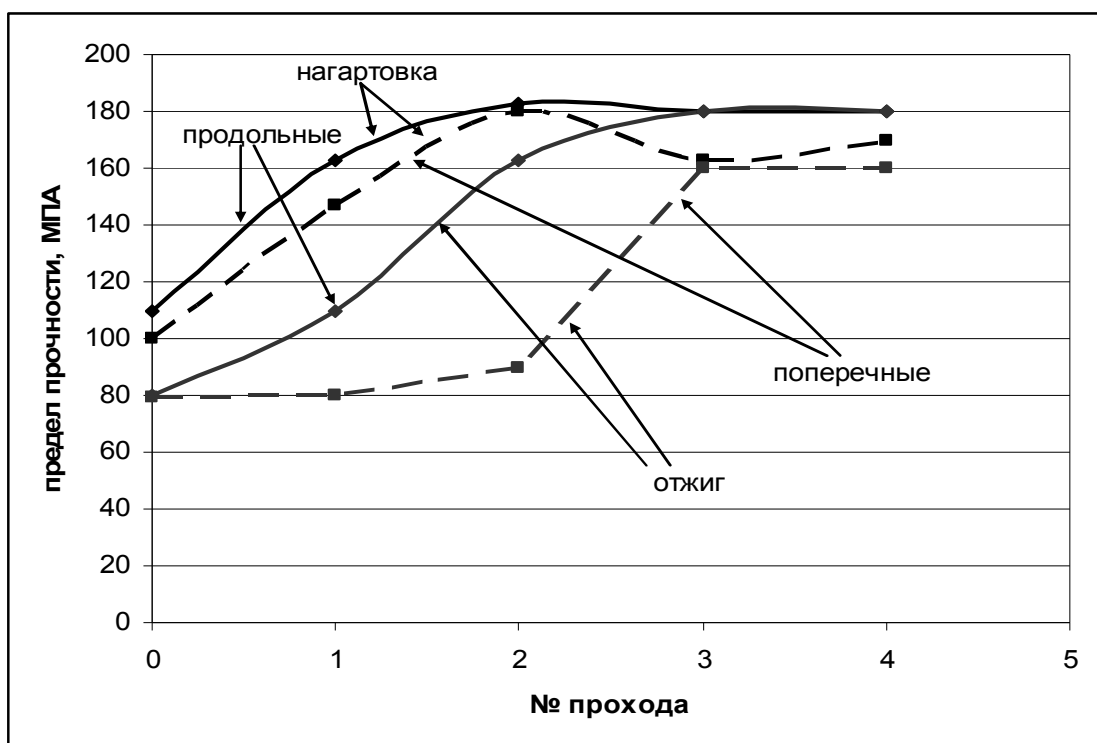


Рис. 1 – График изменения предела прочности образцов в зависимости от прохода прокатки

Отжиг после первого и второго прохода приводит к снижению предела прочности образцов: после первого прохода на 26% у продольных и 46% у поперечных образцов, а после второго прохода на 11% и 50% соответственно у продольных и поперечных образцов. Отжиги после третьего и четвёртого прохода снижают предел прочности у продольных и поперечных образцов на 10...11%.

Предел текучести (рисунок 2) возрастает после каждого перехода прокатки у продольных и поперечных образцов. С увеличением количества переходов возрастает разница предела текучести у нагартованных и отожжённых продольных образцов от 30 до 50%, у поперечных образцов эта разница составляет около 30...40% и не зависит от количества переходов. Различия в значениях предела текучести у нагартованных продольных и поперечных образцов появляется на втором проходе и увеличивается к четвёртому проходу до 21%. У отожжённых образцов значительных

различий в значениях предела текучести продольных и поперечных образцов не наблюдается.

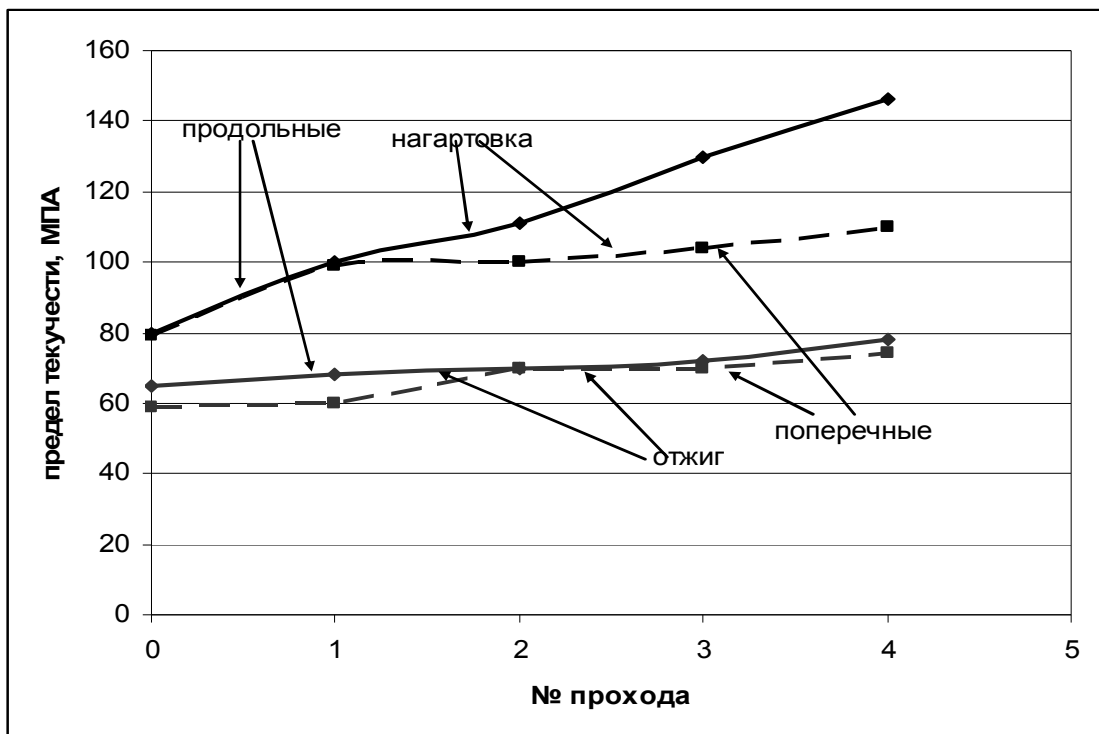


Рис. 2 – График изменения предела текучести образцов в зависимости от прохода прокатки

Относительное удлинение образцов (рисунок 3) с увеличением количества переходов при прокатке снижается и не восстанавливается отжигом до исходных значений уже на начальных этапах.

Только для продольных образцов после первого прохода и отжига относительное удлинение повышается на 10%, но после второго перехода разница между нагартованным и отожжённым состоянием уменьшается и после третьего и четвёртого перехода относительное удлинение одинаково для всех образцов: продольных, поперечных, нагартованных и отожжённых. Вероятно, что большие степени обжатий приводят к получению слоёв малой толщины, при которой механизм скольжения дислокаций становится затруднительным.

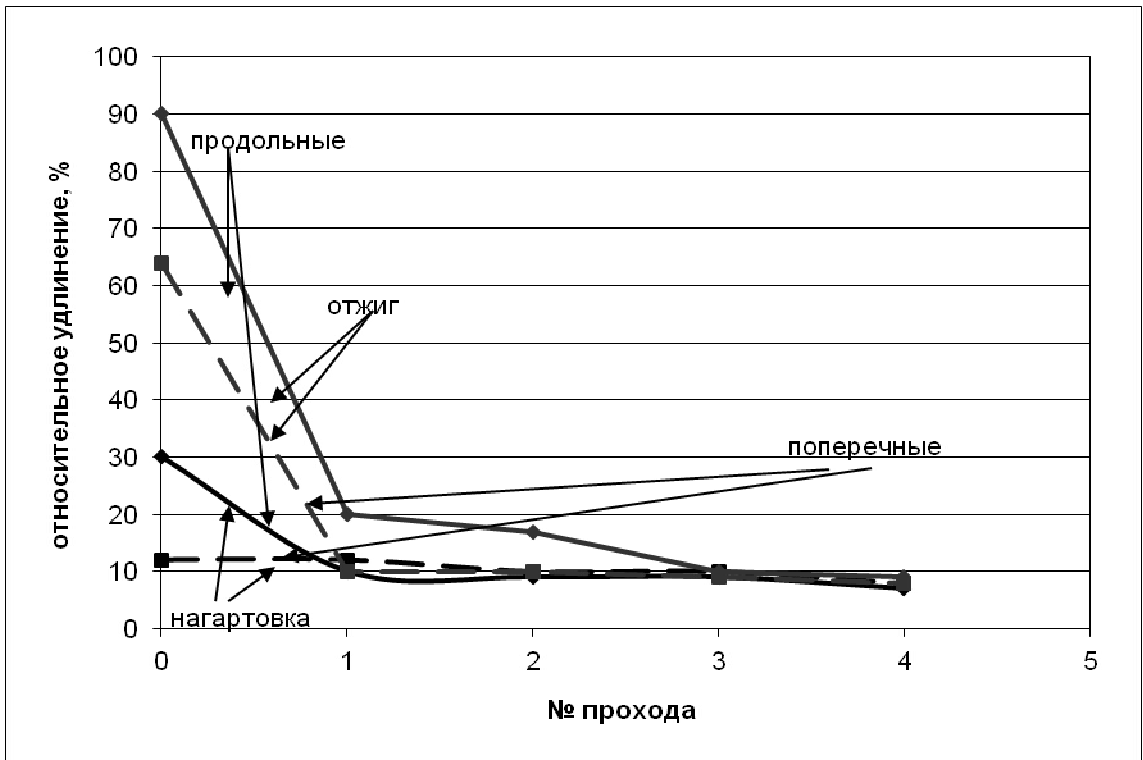


Рис. 3 – График изменения относительного удлинения образцов в зависимости от прохода прокатки

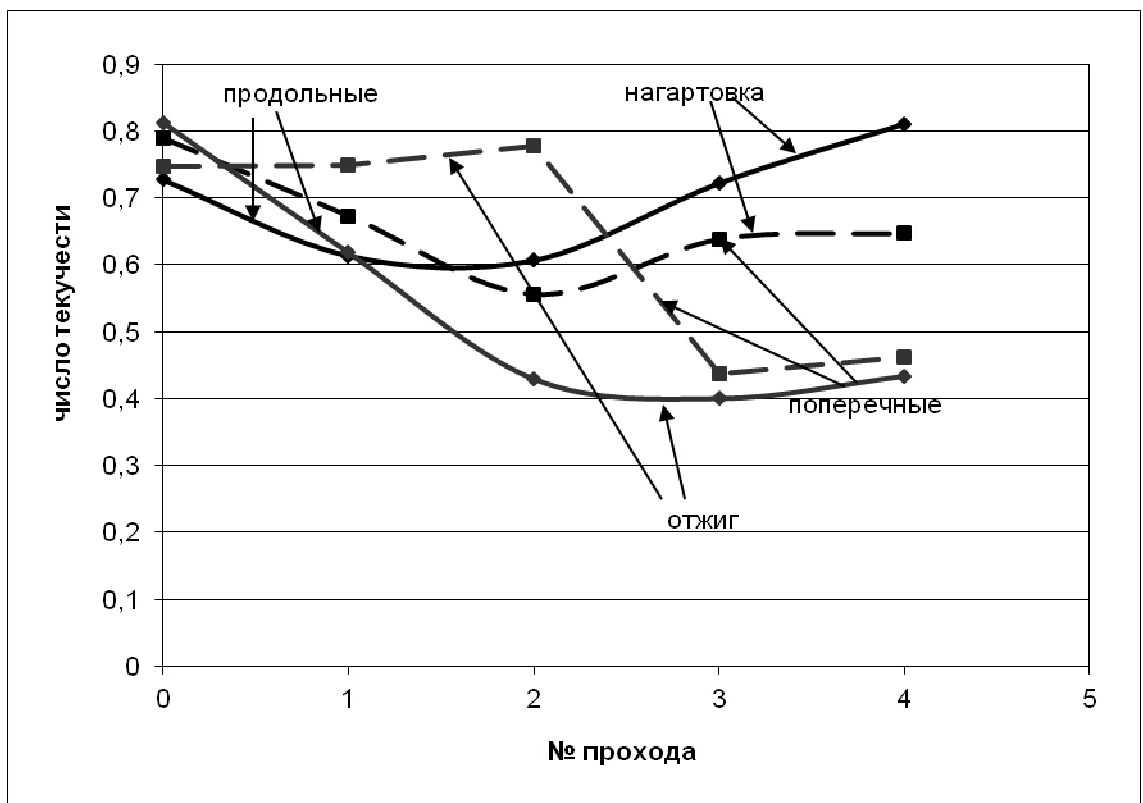


Рисунок 4 – Изменение числа текучести $\sigma_{0,2}/\sigma_B$ образцов с увеличением числа проходов прокатки

Число текучести $\sigma_{0,2}/\sigma_B$ позволяет ориентировочно оценить пригодность листовых материалов к операциям штамповки: чем оно меньше, тем лучше штампуемость.

Из рисунка 4 видно, что наиболее низкие значения числа текучести у отожжённых продольных и поперечных образцов после 3 и 4 проходов прокатки. У нагартованных образцов этот показатель в 1,5-2 раза выше, чем у отожжённых, что свидетельствует о трудности получения из них штампованных изделий.

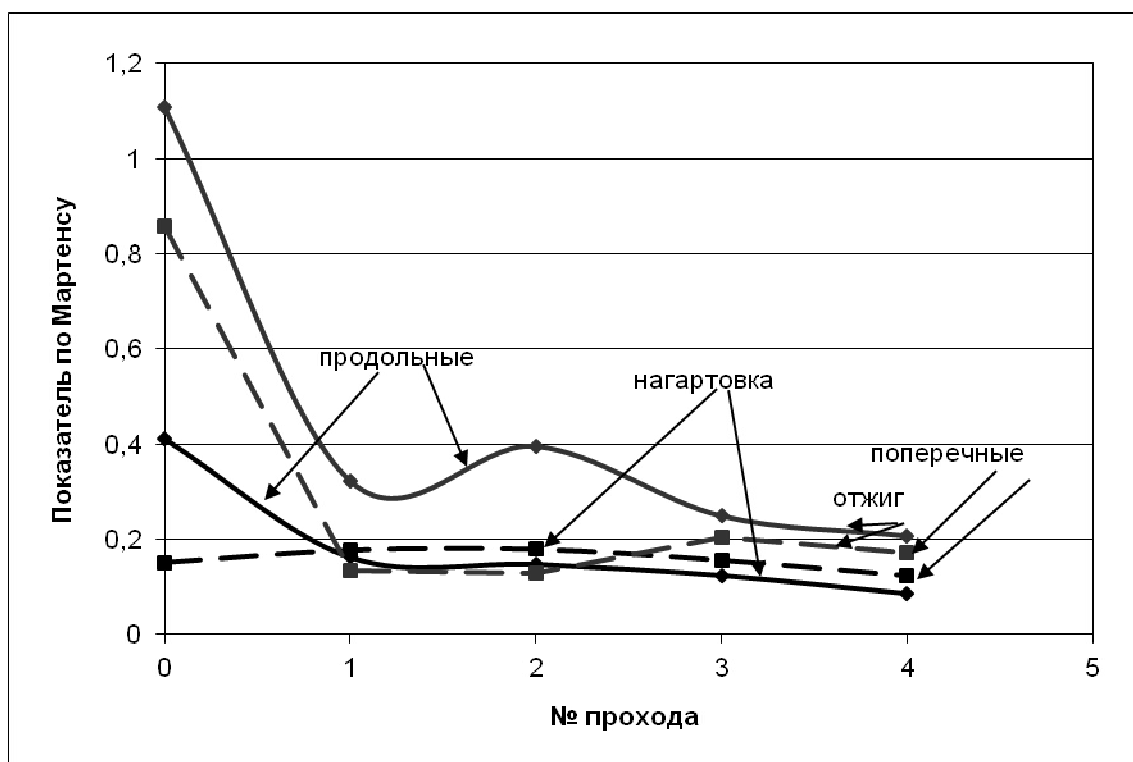


Рис. 5 – Изменение показателя деформируемости по Мартенсу образцов с увеличением числа проходов прокатки

Показатель деформируемости по Мартенсу учитывает не только соотношение прочностных характеристик, но и относительное удлинение. Чем он выше, тем выше деформируемость. Как видно из рисунка 5, наиболее высокие значения этого показателя наблюдаются у исходного листа и

продольных сэндвичей после 1 и 2 прохода прокатки и отжига. После 3 и 4 проходов у всех образцов показатель деформируемости очень низкий, - в 5-10 раз ниже, чем у исходного листа.

Анализ микроструктуры полученных многослойных сэндвичей показал, что расслоения отсутствуют, а толщина слоёв равномерна и одинакова. Крайние слои незначительно, на 7-10%, толще внутренних. Минимальная толщина слоя в 12-ти слойном сэндвиче составляет 0,058 мм.

Выводы:

1. С увеличением количества проходов холодной прокатки пределы прочности и текучести многослойных образцов из сплава АМц возрастают, достигая максимальной величины ко второму проходу и при отжиге не снижается. В поперечных образцах упрочнение при отжиге не устраняется после третьего прохода прокатки.

2. Относительное удлинение сэндвичей снижается после первого и последующих проходов прокатки и не восстанавливается отжигом до исходных значений.

3. Для сохранения хорошей штампуемости многослойных панелей из сплава АМц следует проводить соединение слоёв холодной прокаткой не более чем в 2 перехода.

Литература

1. Галкин В.И., Евсеев П.С., Галкин Е.В. Экспериментально-аналитическое определение условий получения качественных многослойных материалов при прокатке. Технология легких сплавов. 2014. № 4. С. 88-96.

2. Табатчикова Т.И., Яковлева И.Л., Плохих А.И., Дельгадо Рейна С.Ю. Исследование многослойного материала на основе нержавеющей

сталей, полученного методом горячей пакетной прокатки. Физика металлов и металловедение. 2014. Т. 115. № 4. С. 431.

3. Гладковский С.В., Каманцев И.С. Прочность и сопротивление разрушению слоистых металлических композитов при различных видах нагружения. Вектор науки Тольяттинского государственного университета. 2013. № 3 (25). С. 132-135.

4. Гречников Ф.В., Михеев В.А., Попов И.П. Регулирование свойств листового материала с учётом динамических процессов формирования структуры проката из алюминиевых сплавов. Вопросы материаловедения. 2007. № 4. С. 391-398.

5. Гречников Ф.В., В. М. Зайцев. Физико-механические основы интенсификации деформирования высокотекстурированных материалов. Учебное пособие. Федеральное агентство по образованию, Гос. образовательное учреждение высш. проф. образования "Самарский гос. аэрокосмический ун-т им. акад. С. П. Королева". Самара, 2006.

УДК 620.777: 67.017

Исследование реологических характеристик алюминиевых сплавов электротехнического назначения и технологические решения по их обработке

Довженко Н.Н.; Сидельников С.Б.; Самчук А.П.

n.dovzhenko@bk.ru

ФГАОУ ВПО «Сибирский федеральный университет», г. Красноярск

Аннотация:

В работе рассмотрено влияние химического состава сплавов на основе алюминия и параметров непрерывного литья и прокатки, а также непрерывного литья и прокатки-прессования, на свойства

электротехнической катанки. Приведено описание установки для кручения и методика определения реологических характеристик для сплавов алюминия с редкоземельными и переходными металлами в широком диапазоне изменения температурно-скоростных и деформационных параметров обработки. Приведены кривые изменения сопротивления деформации исследуемых сплавов в интервале температур 20-550°C и скорости деформации 0,5-10 с⁻¹.

Ключевые слова:

алюминиевые сплавы, редкоземельные и переходные металлы, сопротивление металла деформации, реология, непрерывное литье, прокатка, прессование, кручение, катанка.

Abstract:

This article represents influence of the chemical composition of aluminum-based alloys and parameters of continuous casting and rolling, and also continuous casting and rolling-extruding at the properties of electro technical wire rod. Describes the installation for torsion and method of determining the rheological characteristics for aluminum alloys with rare earth and transition metals in a wide range of variation temperature-velocity and deformation processing parameters. Shows the curves of change deformation resistance of investigated alloys in the temperature range 20-550°C and strain rate 0,5-10 sec⁻¹.

Keywords:

aluminum alloys, rare earth and transition metals, resistance to deformation of the metal, rheology, continuous casting, rolling, extruding, torsion, wire rod.

Реферат

Для решения задач снижения себестоимости проводниковой продукции и увеличения срока ее службы проведена исследования, связанные с созданием новых алюминиевых сплавов, легированных металлами

переходной группы и редкоземельными металлами, исследованием реологических свойств и назначением технологических режимов их обработки совмещенными методами литья и обработки давлением.

В результате исследований с помощью метода горячего кручения в широком диапазоне температурно-скоростных и деформационных параметров установлены значения сопротивления деформации катанки из алюминиевых сплавов с содержанием циркония в пределах 0,2-0,26% и сплавов алюминия с РЗМ с содержанием мишметалла 0,5 и 7%.

Показано, что полученные данные позволяют прогнозировать силовые затраты на деформацию исследуемых сплавов и выбирать для них энергосберегающие технологические режимы процессов совмещенного литья и обработки давлением (литья-прокатки и литья-прокатки-прессования).

Результаты исследований были использованы при проектировании и освоении установки совмещенной обработки, которая в настоящее время внедряется на Иркутском алюминиевом заводе для производства алюминиевой катанки из алюминиевых сплавов электротехнического назначения.

В последние годы применение алюминиевых сплавов в электротехнической промышленности заметно растет, что связано, прежде всего, с сравнительно высокими ценами на медь и медную катанку. Алюминий в среднем почти в 4 раза дешевле меди, и при этом алюминиевая катанка более, чем в 3 раза легче медной. Основным недостатком реализуемой на рынке алюминиевой катанки технической чистоты из сплавов марок А5Е и А7Е является сравнительно низкая прочность (временное сопротивление разрыву составляет 80-110 МПа). Для упрочнения в качестве легирующих добавок в алюминий вводят кремний и магний (сплавы марки АВЕ), что позволяет увеличить прочностные характеристики до 120-130 МПа, но при этом существенно снижается электрическая проводимость проводов.

Анализ научно-технической литературы показал, что легирование алюминия металлами переходной группы и редкоземельными металлами (РЗМ) позволяет повысить жаропрочность сплавов, так как они имеют более низкий коэффициент диффузии. В частности незначительные добавки циркония или церия позволяют значительно увеличить прочность и термическую устойчивость сплавов на основе алюминия, однако при этом растет электросопротивление проводников. В связи с этим актуальной является задача поиска таких составов сплавов, которые характеризовались бы комплексом механических и электрофизических свойств, необходимых потребителю.

Для проектирования технологических процессов обработки новых сплавов необходимо знание их реологических характеристик, в связи с чем одним из этапов исследований было определение сопротивления деформации металла исследуемых сплавов методом горячего кручения [1].

Актуальность тематики исследований подтверждается также тем, что данная работа выполнена в рамках реализации Постановления Правительства РФ №218 «О мерах государственной поддержки развития кооперации российских высших учебных заведений и организаций, реализующих комплексные проекты по созданию высокотехнологичного производства» в соответствии с договором Министерства образования и науки России №13.G25.31.0083 по созданию высокотехнологичного производства по теме «Разработка технологии получения алюминиевых сплавов с редкоземельными, переходными металлами и высокоэффективного оборудования для производства электротехнической катанки», а также по договорам с ООО «РУСАЛ ИТЦ»

Исследованиям подвергались две группы алюминиевых сплавов в соответствии с патентами [2 - 3]. Для этих сплавов была создана установка совмещенной обработки по техническим решениям [4], разработаны технологические режимы деформации, получены опытные партии катанки и проведены исследования свойств и структуры металла.

В качестве оборудования для получения катанки применяли установку непрерывного литья, прокатки и прессования СЛИПП-2,5, общий вид которой показан на рис. 1, а техническая характеристика приведена в табл. 1.

Таблица 1

Основные технические характеристики установки СЛИПП-2,5

Параметры	Значение
Диаметр валка, мм	480
Длина бочки валка, мм	250
Диаметр шейки вала, мм	150
Количество оборотов валка, об/мин	1-15
Передаточное число редуктора, ед.	40
Мощность электродвигателя, кВт	45
Момент на выходном валу, кН×м	20
Рабочее давление гидростанции, кгс/см ²	200

Линия совмещенной обработки на базе этой установки включает в себя наклоняемую индукционную печь-миксер, деформирующий узел, ванну для охлаждения, калибровочную машину и моталку. Печь-миксер выполнена с регулятором подачи расплава и имеет общую емкость тигля по алюминию 350 кг. Деформирующий узел состоит из наклонной станины, в которой расположены валки, образующие закрытый ящичный калибр, перекрытый на выходе матрицей с помощью гидроцилиндра, и гидравлического цилиндра для поджима валков [5].



Рис. 1 – Экспериментальная установка СЛИПП-2,5

Определение реологических свойств проводили на испытательной установке, созданной в соответствии с техническим решением по патенту [6]

При проектировании испытательной установки было учтено, что процессы обработки алюминиевых сплавов характеризуются высокими скоростями и степенями деформации, которые трудно смоделировать при классических испытаниях на растяжение и сжатие, поэтому за основу был взят способ испытаний на кручение.

В соответствии с методикой для определения истинного сопротивления деформации τ методом кручения [1] производится скручивание двух образцов разных радиусов (ρ_1 и ρ_2) и определяются моменты (M_1 и M_2) при идентичных температурно-скоростных условиях

$$\sigma_s = \frac{3(M_1 - M_2)}{2\pi(\rho_1^3 - \rho_2^3)}$$

Эта формула дает истинное сопротивление деформации для трубчатого образца, толщина стенки которого равна $(\rho_1 - \rho_2)$, мм. Для пересчета числа скручиваний в деформацию сдвига используют соотношение

$$\gamma = \frac{\rho_1 + \rho_2}{2l} \varphi,$$

где l - длина рабочей части образца, мм; $\varphi = 2\pi n$ – угол скручивания (угол поворота шпинделя в радианах); а скорость деформации определяют по формуле

$$\xi = \frac{\rho_1 + \rho_2}{2l} \omega,$$

где ω - угловая скорость вращения шпинделя, с^{-1} .

Установка для кручения была разработана и смонтирована на базе универсального сверлильного станка модели 2Н135. Технические данные приведены в табл. 2.

Прочность рабочих механизмов и мощность привода обеспечивается жесткостью конструкции установки, что исключает падения заданной скорости деформации в момент испытания.

Относительно низкая температура горячей обработки алюминиевых сплавов (от 350 до 550°С) не позволяет проводить ее измерение при помощи обычной фотоэлектрической аппаратуры. Поэтому нагрев образца контролировался по температуре расплава, в который помещен образец. В связи с этим установка для проведения опытов на скручивание имеет вертикальное расположение шпинделя. За счет нагрева образца в расплаве солей достигается равномерное распределение температуры по всему сечению образца, что очень важно при высокотемпературных испытаниях.

Таблица 2

Основные технические данные установки на кручение

Параметры	Значение
Допустимый крутящий момент, Н·м	250
Мощность электродвигателя, кВт	3,0
Скорость вращения шпинделя, об/мин:	
минимальная	0,1
максимальная	2 500
Время минимальной паузы, с	0,3
Жесткость вращающегося шпинделя, Н·м/рад:	
по низу	2 500
по верху	1 000

Конструктивно установка для испытания на скручивание (рис. 2.), состоит из активного захвата 3, связанного с регулируемым приводом вращения, и пассивного захвата 6, расположенного соосно с активным захватом. В верхней части стакана 7 расположен активный захват с возможностью вращения вокруг оси, а в нижней части - пассивный захват. Стакан снабжен системой продувки 4 и жестко соединен с валом 9, оснащенный системой охлаждения, а привод активного захвата имеет тормозные колодки 2.

Работа установки заключается в следующем, образец 5 при скручивании закреплен верхней головкой в активном захвате 3 и нижней в пассивном захвате 6. Пассивный захват закреплен в нижней части стакана 7 с

расплавом солей, который помещен в нагревательную печь 8. Замер и регулирование температуры расплава производят с помощью погруженной термопары, подключенной к универсальному блоку управления.

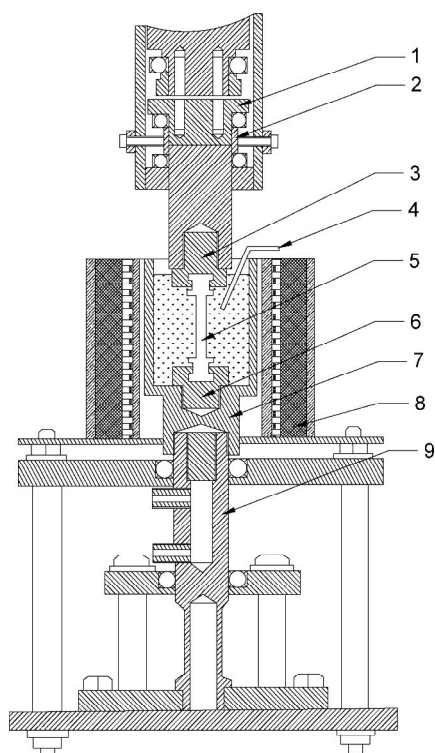


Рис. 2 – Схема установки для испытаний на горячее скручивание с нагревом в расплаве солей: 1–электромагнитная муфта; 2–тормозные колодки; 3–активный захват; 4–система продувки; 5–образец для скручивания; 6–пассивный захват; 7–стакан; 8–печь; 9–вал с водяным охлаждением

Выравнивание температуры расплава в объеме стакана выполняется с помощью газа аргона. Стакан соединен с валом 9, выполняющий функцию крутильного динамометра, на котором наклеены тензодатчики, и который жестко закреплен в основании установки. Для устранения нагрева вала в месте наклейки верхняя его часть снабжена штуцерами для подвода и отвода охлаждающей воды. Активный и пассивный захваты устанавливаются строго вертикально с соблюдением максимальной соосности между ними. Активный захват, выполненный с возможностью вращения вокруг оси, приводится в движение от электродвигателя электромагнитной муфтой 1, передавая крутящий момент на вал 9 через образец 5. Изменение крутящего момента на валу фиксируется тензодатчиками. После отключения электромагнитной муфты привод активного захвата останавливается за счет

срабатывания тормозных колодок 2. Установка оснащена современным оборудованием для управления привода активного захвата. Сбор информации с датчиков и ее обработка производится при помощи тензостанции Zet017–Т8, позволяющая регистрировать различные по своей частоте нагрузки в реальном времени.

Для исследований реологических свойств полуфабрикатов в виде катанки, полученной методом совмещенного литья и обработки давлением, были выбраны четыре сплава, химический состав которых приведен в табл. 3.

Таблица 3

Химический состав исследуемых сплавов

Обозначение сплава	Содержание, %				
	Al	Fe	Zr	РЗМ	Si
Zr-1	Основа	0.273	0.2645	–	0.071
Zr-2	Основа	0.288	0.1980	–	0.067
РЗМ1	Основа	–	–	не > 0.5%	–
РЗМ2	Основа	0.6	–	7.0	0.3

Для определения закономерностей изменения сопротивления деформации металла при варьировании степени деформации $ln\lambda$ в достаточно широком диапазоне значений, полученную катанку подвергали испытаниям на кручение. Уровни варьирования факторов процесса для экспериментальных сплавов представлены в табл. 4.

Таблица 4

Уровни варьирования факторов эксперимента горячего скручивания

Факторы			Единицы измерения	Варьирование факторов		
№	Название	Обозначение		1	2	3
1	Температура нагрева заготовки	T	°C	320	400	550
2	Скорость деформации	ξ	c ⁻¹	0,5	1,5	10

В результате исследований получены данные по сопротивлению деформации для исследуемых сплавов. Графики зависимости сопротивления

деформации σ_s от степени деформации $\ln\lambda$ при различных скоростях деформации ξ , представлены на рис. 3 и 4.

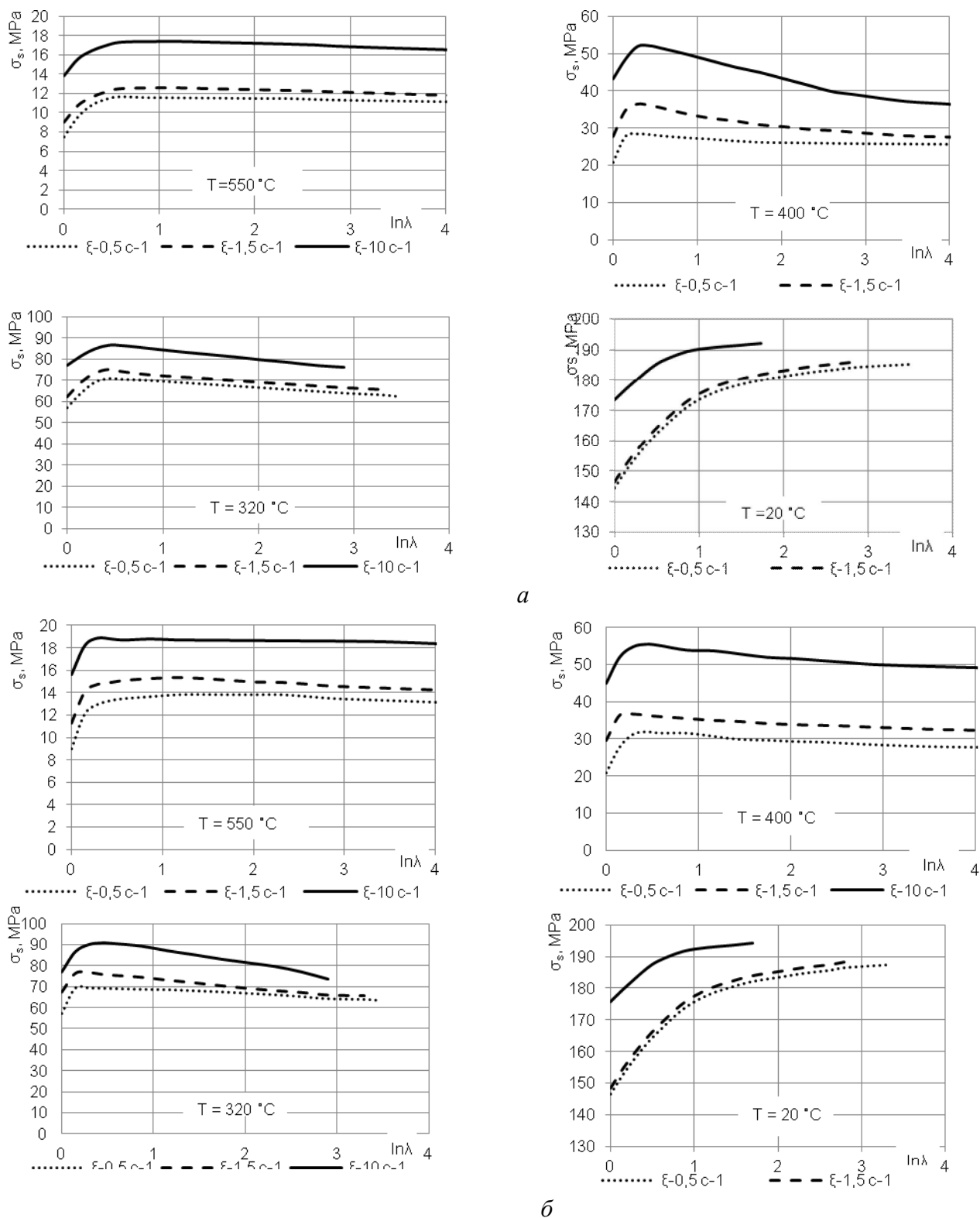
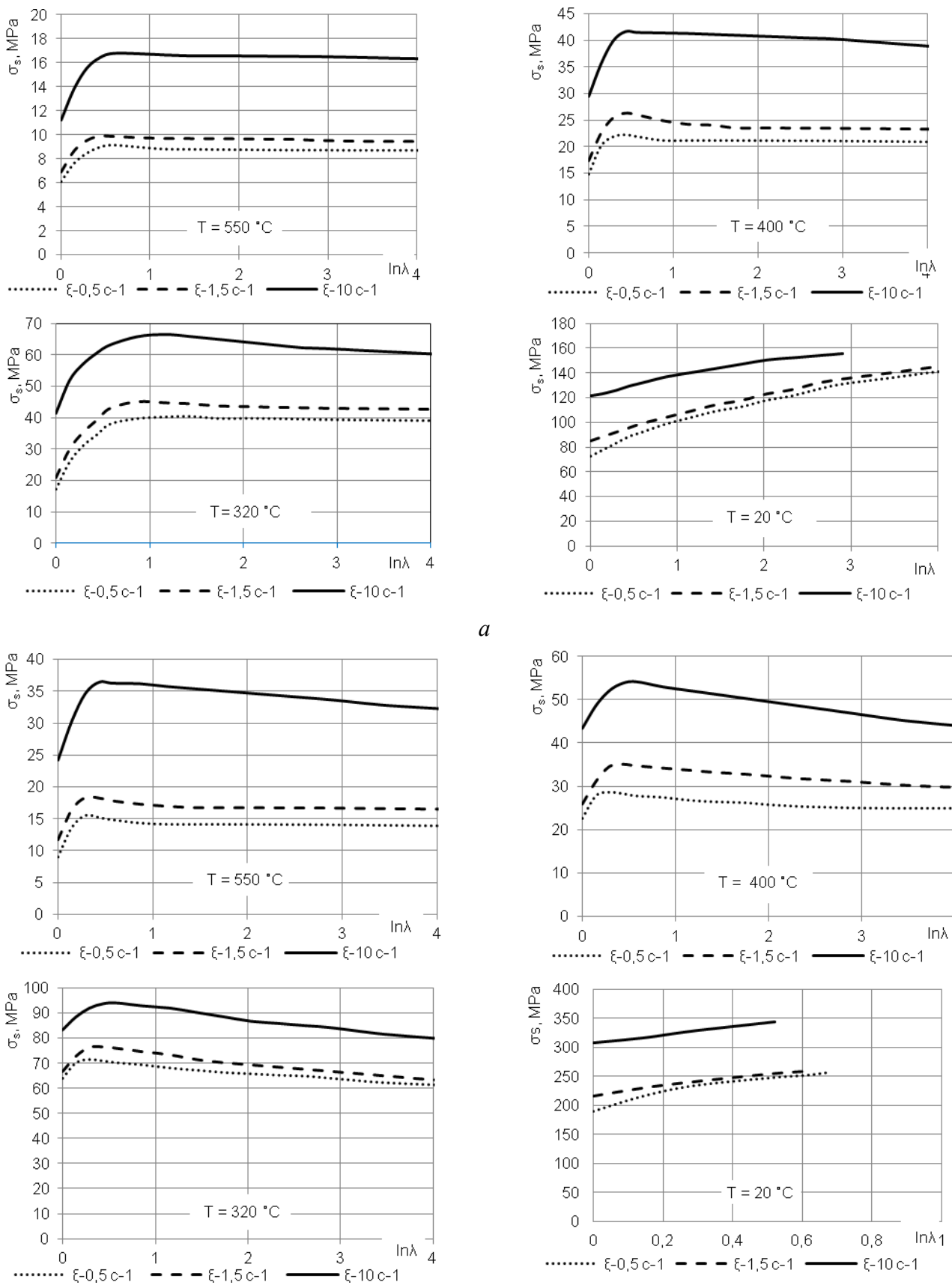


Рис. 3 – Зависимость сопротивления деформации σ_s сплава Zr-1 (а) и Zr-2 (б) от степени деформации $\ln\lambda$ при различных скоростях деформации



a

б

Рис. 4 – Зависимость сопротивления деформации σ_s сплава РЗМ1 (*a*) РЗМ2 (*б*) от степени деформации $\ln \lambda$ при различных скоростях деформации
 Таким образом, были проведены исследования по определению сопротивления деформации деформированных полуфабрикатов из запатентованных алюминиевых сплавов,

предназначенных для изготовления электротехнической катанки. Получен ряд кривых упрочнения, анализируя которые можно сделать вывод, что для всех исследуемых сплавов с увеличением температуры испытаний скоростное упрочнение возрастает. Так, например, для сплава РЗМ2 при температуре 320°C и величине деформации 0,5 возрастание скорости деформации с 0,5 до 10 с⁻¹ приводит к повышению сопротивления деформации в 1,3 раза, а при температуре 550°C – в 2,3 раза. Интенсивность разупрочнения исследуемых сплавов увеличивается с повышением скорости деформации и уменьшается с ростом температуры испытаний.

Полученные данные были использованы для определения энергосиловых параметров процессов обработки новых сплавов алюминия с переходными и редкоземельными металлами методами непрерывного литья и ОМД при производстве катанки и проектировании нового оборудования для их реализации с высокими скоростями кристаллизации и степенями деформации на Иркутском алюминиевом заводе.

Литература

1. Грищенко, Н.А. Механические свойства алюминиевых сплавов: монография / Н.А. Грищенко, С.Б. Сидельников, И.Ю. Губанов [и др.]. – Красноярск: Сиб. федер. ун-т, 2012. – 196 с.
2. Пат. 2458151 Российская Федерация, МПК С21С 1/02. Алюминиевый сплав / Баранов В.Н., Биронт В. С., Довженко Н. Н., Падалка В. А., Сидельников С. Б., Трифоненков Л. П., Фролов В. Ф., Чичук Е. Н.; заявитель и патентообладатель Общество с ограниченной ответственностью «Объединенная Компания РУСАЛ Инженерно-технологический центр» (RU). – № 2010150493/02 ; заявл. 09.12.2010 ; опубл. 10.08.2012, Бюл. № 22.
3. Пат. 2458170 Российская Федерация, МПК С22С 21/00. Алюминиевый сплав / Баранов В. Н., Биронт В. С., Галиев Р. И., Довженко Н. Н., Лопатина Е. С., Падалка В. А., Сидельников С. Б., Трифоненков Л. П., Фролов В. Ф., Чичук Е. Н.; заявитель и патентообладатель Общество с ограниченной ответственностью «Объединенная Компания РУСАЛ Инженерно-технологический центр» (RU). – № 2011103242/02 ; заявл. 31.01.2011; Пат. 130708 Российская Федерация. опубл. 10.08.2012, бюл. № 22.

4. Установка для испытания на скручивание / Сидельников С. Б., Довженко Н.Н., Беляев С.В., Грищенко Н.А. [и др.], заявитель и патентообладатель Федеральное государственное автономное образовательное учреждение высшего профессионального образования «Сибирский федеральный университет» (RU). – № 2013110265/28; заявл. 07.03.2013; опубл. 27.07.2013. Бюл. № 21.

5. 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. – 343 с.

6. Устройство для непрерывного литья, прокатки и прессования / Баранов В.Н., Ворошилов Д.С., Галиев Р.И., Довженко Н.Н. [и др.]; заявитель и патентообладатель Общество с ограниченной ответственностью «Объединенная Компания РУСАЛ Инженерно-технологический центр» (RU). – № 2011103241/02; заявл. 31.01.2011 ; Пат. 2457914 Российская Федерация; опубл. 10.08.2012, бюл. № 22.

УДК 621.981

Технологии изготовления гнутых профилей методом стесненного изгиба из высокопрочных алюминиевых сплавов

Марковцев В.А.; Илюшкин М.В.; Попов А.Г.

Возросшие требования к современным летательным аппаратам в отношении качества, надежности, прочности, весовой отдачи элементов конструкции открыли возможность широкого применения новых высокоресурсных гнутых профилей изготавливаемых методом стесненного изгиба на гибочно-прокатных станах. Применение таких профилей позволяет устранить конструктивно-технологические ограничения, возникающие при использовании прессованных профилей: увеличивается ресурс работы изделия за счет лучшего качества поверхности и структуры материала по сечению профиля, наличие лакирующего слоя позволяет предотвратить развитие коррозии при эксплуатации изделия.

Получение тонкостенных профилей из листовых заготовок высокопрочных сплавов и композиционных материалов наиболее технологично производить гибкой, в том числе методом стесненного изгиба, так как широко применяемое прессование профилей из труднодеформируемых сплавов затруднено, а получаемые детали не имеют лакировки поверхности, что приводит к снижению коррозионной стойкости и ресурса изделий. Кроме того, прессованные профили имеют плюсовой допуск по толщине стенок и полок и, как следствие, повышенный вес.

Высокое качество, при небольшой себестоимости, профильной продукции, изготавливаемой по технологии стесненного изгиба, решение вопросов по технологическим маршрутам изготовления деталей из гнутых профилей, выполнению операций гибки, подсечки, разработке отраслевой

нормативно-технической документации (РТМ 1.4-2005-91) позволило внедрить эту технологию (1987-2013 годы) в производство силовых элементов и других профилей самолетов ИЛ-114, ИЛ-103, ТУ-334, БЕ-200, АН-70, АН-140, АН-148, ИЛ-112, МС-21

При изготовлении профилей в АО «Ульяновский НИАТ» используется метод стесненного изгиба, где в процессе формообразования на предварительных переходах формируется волнообразная заготовка с большими радиусами. Прямолинейные участки формируются в окончательном переходе за счет осадки в замкнутом калибре. Это обеспечивает более равномерное распределение усилий сжатия по всему сечению, что является важным с точки зрения формирования микроструктуры, влияющей на ресурс и характеристики прочности деталей.

Технологическая схема, которая применяется для изготовления профилей типа стрингер и шпангоут, приведена на рис. 1. Наличие правильного блока позволяет производить профили с продольной кривизной (рис. 2) [2].

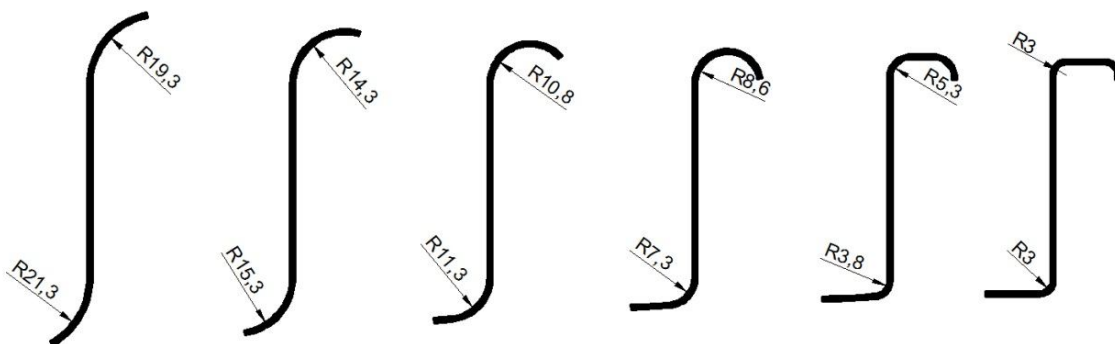


Рис. 1 – Типичная технологическая схема изготовления профиля “шпангоут”

Для разработки оптимальных схем деформирования в АО «Ульяновский НИАТ» используется программа динамического анализа LS-

DYNA. В этой программе был промоделирован технологический процесс изготовления профилей с заданной продольной кривизной. В качестве исходного материала заготовки использовался сплав В-95АМ. Для выявления точных характеристик данного материала использовали диаграмму одноосного растяжения образцов. Параметры материала с диаграммами растяжения

В-95АМ переводили в модели материала и закладывались в программу LS-Dyna.

По результатам моделирования (рис. 3), наибольшей пластической деформации подвергались зоны сгиба профиля и участки, осаживаемые в процессе СИ. При этом тангенциальная деформация не превышала 13%, что не приводит к образованию трещин зон сгиба в процессе изготовления профиля. Наименее подвержен деформации средний вертикальный участок профиля (рис. 1).

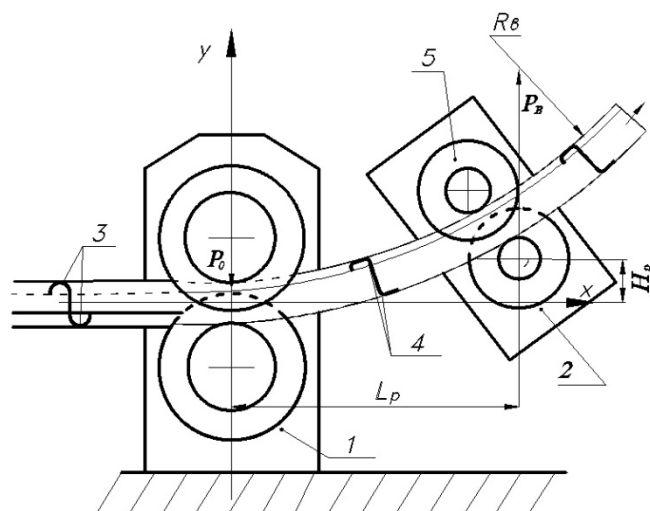


Рис. 2 – Схема последней клетки профилегибочного стана и правильного блока для изготовления профилей с продольной кривизной: 1 – последняя клетка, 2 – правильный блок, 3 – волнообразная заготовка, 4 – окончательное сечение, 5 – правильные ролики.

File: F:\ansys\shpan-2\shpan-2_x_t
 Time = 1.7776, #nodes=108869, #elem=104455
 Contours of Effective Plastic Strain
 max IP. value
 min=0, at elem# 1000295
 max=10.3076, at elem# 10018676

Fringe Levels
 5.000e-01
 4.500e-01
 4.000e-01
 3.500e-01
 3.000e-01
 2.500e-01
 2.000e-01
 1.500e-01
 1.000e-01
 5.000e-02
 0.000e+00

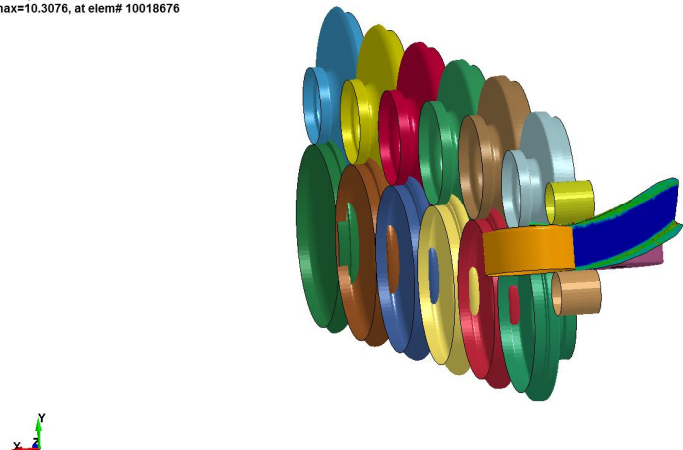


Рис. 3 – Роликовая оснастка и контуры пластических деформаций при моделировании процесса изготовления профиля шпангоут с заданной продольной кривизной

На рис. 4 приведены значения продольной деформации в зависимости от продольного радиуса профиля. Значения получены теоретическим путем и конечно-элементным моделированием процесса изготовления гнутого профиля.

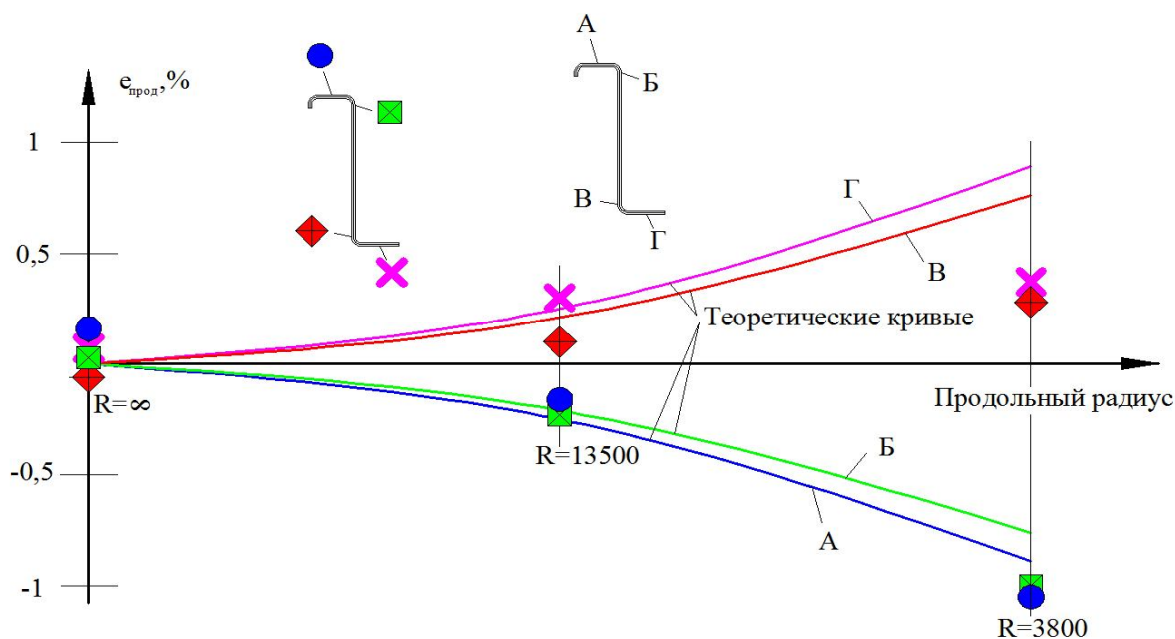


Рис. 4 – Значение продольной деформации в зависимости от продольного радиуса профиля.

Теоретические данные рассчитаны исходя из гипотезы плоских сечений:

$$\varepsilon_{\text{прод}} = \pm \frac{B}{2R};$$

где \pm в зависимости от расположения контрольной точки относительно нейтральной линии профиля;

B – расстояние от контрольной точки до нейтральной линии профиля;

R – величина продольного радиуса.

Также нужно отметить, что величина продольного радиуса отлична от задаваемого положением правильного устройства, что связано с упругим последствием профиля.

Анализируя результаты моделирования можно сделать следующие выводы:

- при изготовлении прямого профиля ($R=\infty$) по зонам А, Б, Г присутствуют положительные продольные деформации, по зоне В отрицательные, что вероятно связано с наличием небольшой скрутки на профиле;

- в зоне сжатия (контрольные точки А, Б) результаты моделирования близки к теоретическим данным;

- в зоне растяжения (контрольные точки В, Г) результаты моделирования отличаются от теоретических, что в первую очередь связано что реальный или моделируемый процесс отличен от принятой в теории гипотезы плоских сечений, в связи с воздействием на горизонтальную полку (точка Г) торцевой силы.

Для практической апробации процесса и получения опытной партии в АО «Ульяновском НИАТ» была изготовлена соответствующая технологическая оснастка и проведены ее испытания на гибочно-прокатном стане ГПС-350М6 (рис. 5) с соответствующим правильным блоком (рис. 6). Исследования проводили на металле В-95АМ с плакированным покрытием.

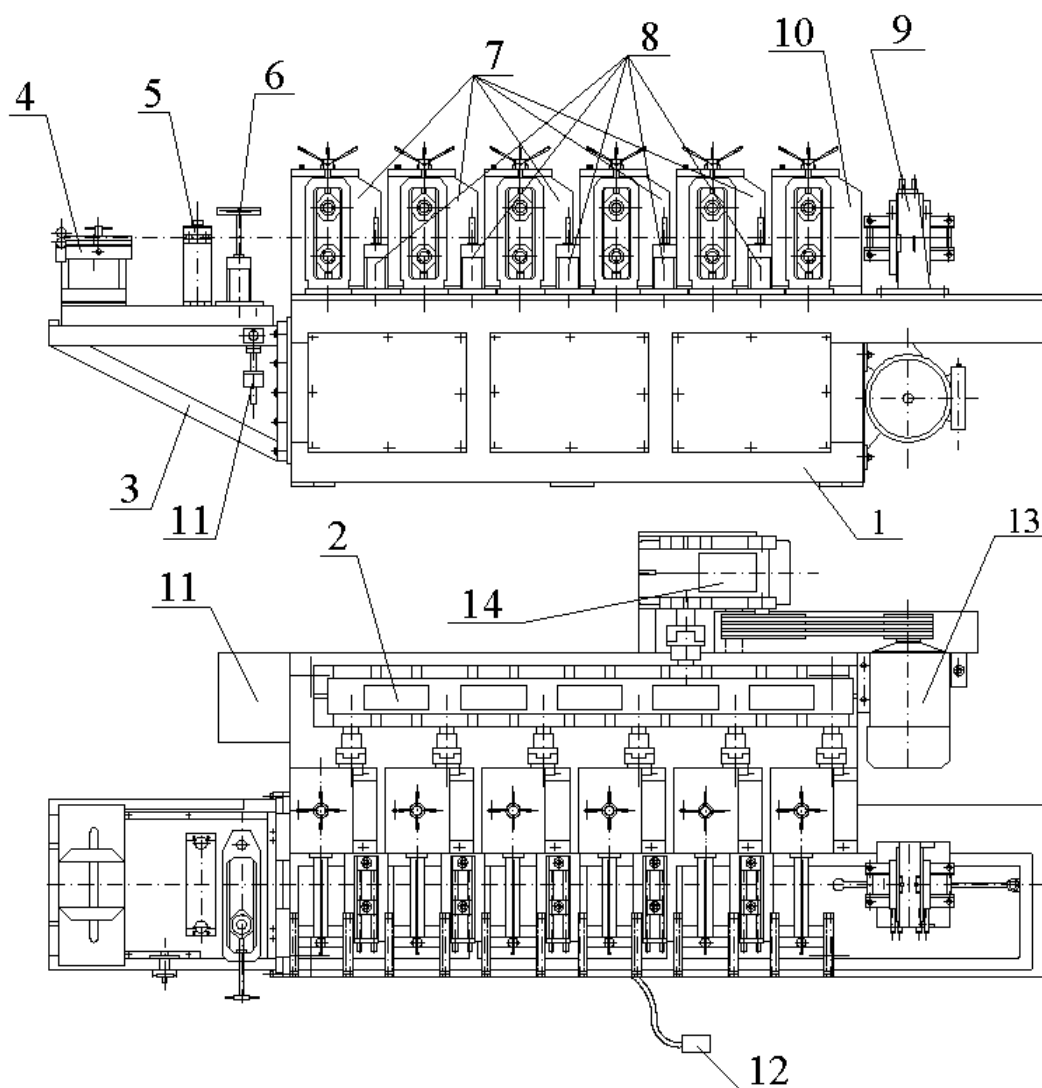


Рис.5 – Схема гибочно-прокатного станка ГПС-350М6

1 – станина; 2 – привод профилирующих клетей; 3 – рама; 4 – устройство направляющее; 5 – устройство для протирки и смазки ленты; 6 – клеть подготовительная; 7 – клеть предварительной формовки; 8 – межклетьева проводка; 9 – устройство правильное; 10 – клеть окончательная

формующая; 11 – привод клетки подготовительной; 12 – пульт управления; 13 – электродвигатель;
14 – редуктор.



а



б

Рис. 6 – Изготовления профиля шпангоут с продольной кривизной: а – роликовая оснастка на профилегибочном станке с правильным блоком, б – шпангоут с продольной кривизной

Как показали замеры геометрии – поперечное сечение соответствует чертежу, утонение отсутствует. Для исследования микроструктуры и величин зерен – готовились шлифы, и зоны профиля исследовали на микроструктуру (рис. 7).

Исследованиями, проведенными лабораторией ВИАМ [1], рост зерна выявлен по прямолинейной нижней части профиля, что требует некоторой корректировки технологической схемы. Исследования плакирующего слоя показали отсутствие его нарушения по всему сечению профиля.

Были проанализированы 2 технологических маршрута изготовления профилей:

- из материала в отожженном состоянии с последующей закалкой профиля;

- из материала в свежезакаленном состоянии (предварительная закалка исходной заготовки, формообразования профиля до начала фазы старения материала)

Были проведены исследования структуры, основных механических свойств и усталостных характеристик гнутых профилей по двум технологическим вариантам: в отожженном и свежезакаленном состоянии.

Как показали металлографические исследования, процесс стесненного изгиба вызывает структурные изменения в областях деформации со степенью 5-15% - в зонах сгиба профиля.

При последующей закалке, как правило, в углах профилей изготовленных из материала в состоянии М наблюдаются зоны с укрупненным зерном. На растянутой поверхности зона с укрупненным зерном в 1,5-2 раза тоньше и уже, чем на сжатой поверхности, которая подвергается дополнительной деформации сжатия. В растянутой части угла наблюдается наименьшая толщина зоны с укрупненным зерном; в основной, серединной части профиля сохраняется исходное мелкое зерно.

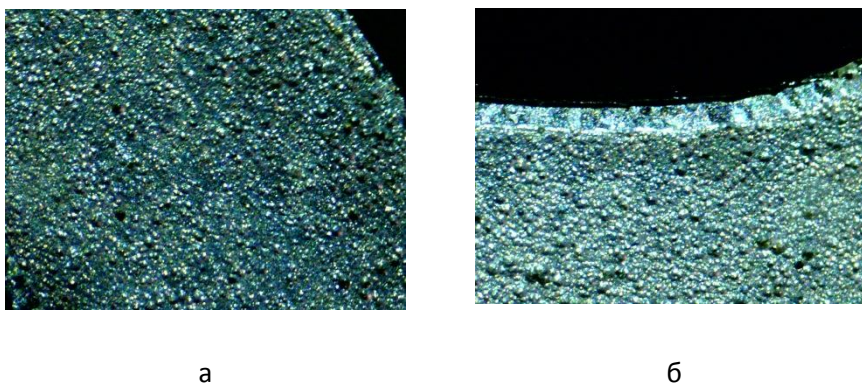


Рис. 7 – Микроструктура материала В95М по наружной (а) и внутренней (б) уголковым зонам сечения профиля

При формообразовании гнутого профиля из материала в свежезакаленном состоянии, с последующим искусственным старением, наблюдаются несколько вытянутые зерна на внешних сторонах зон сгиба. Также могут появляться участки со слабыми линиями скольжения в сжатой зоне со стороны внутреннего радиуса, что свидетельствует об усилении распада матрицы в процессе искусственного старения, как результат деформации стесненного изгиба. В обоих технологических вариантах изготовления лакирующий слой сохраняется, иногда по наружному контуру зон сгиба профиля лакировка несколько утоняется. Механические свойства образцов из профиля, формообразованного в отожженном состоянии, выше, чем в свежезакаленном. При оценке устойчивости при осевом сжатию критическое напряжение выше на профилях отформованных в отожженном состоянии.

Профиль “Стрингер” из материала В95очАМ применен в фюзеляже самолета МС-21 (рис. 8). Профиль “Шпангоут” также может быть изготовлен стесненным изгибом.



Рис. 8 – Отсек самолета МС-21 с набором профилей стрингер и шпангоут из листовых материалов

В результате проведенных исследований получены следующие выводы:

1. Применение метода стесненного изгиба оптимально при изготовлении гнутых профилей из листовых плакированных алюминиевых материалов;

2. Результаты математического моделирования процесса профилирования и последующее практическое апробирование показали отсутствие превышения допустимых деформаций по элементам профиля;

3. Проведенные металлографические исследования показали отсутствия различных дефектов и допустимые размеры зерен на готовых профилях;

4. Из двух рассматриваемых технологических режимов данные профили рекомендуется изготавливать в отожженном состоянии;

5. Практически подтверждена возможность получения профиля “Шпангоут” с продольной кривизной при величине радиуса до 600 мм без потери качества сечения.

6. Применение правильного блока позволяет изготавливать профили с заданной продольной кривизной сразу на гибочно-прокатном станке ГПС-350М6.

Литература:

1. Научно-технический отчет о НИР по теме: “Отработка технологических режимов и изготовление ленты из высокопрочного сплава

В95очАТ2 для последующего изготовления гнутых профилей методом стесненного изгиба применительно к стрингерному набору самолета МС-21. Исследование структуры и свойств профилей. Разработка и выпуск ТУ на листовую ленту”. Договор №696-11-12 от 30.06.2011 г.

2. ТР 1.2.2241 – 2012. Изготовление гнутых профилей методом стесненного изгиба из высокопрочного сплава В95очАТ2 – М.: ВИАМ – 2012.

УДК 621.352+544.6

Ингибирование коррозии алюминиевых анодов в химических источниках тока

Окорокова Н.С., к.т.н.; Суворова Е.В.; Севрук С.Д., к.т.н.; Пушкин К.В.;
Фармаковская А.А., к.х.н.

ok.nadezhda@mail.ru

Московский авиационный институт (национальный исследовательский университет)

Аннотация:

В данной работе изучен механизм окисления алюминиевых анодов в водных щелочных растворах и рассматривается возможность улучшения энергетических характеристик электродов путем введения добавок в электролит и анод.

Ключевые слова:

алюминиевый анод, химический источник тока, ингибитор, коррозия

Abstract:

In this work is investigated the mechanism of oxidation of anodes made of aluminum in aqueous alkaline solutions and the possibility of improving the energy characteristics of the electrodes by using the additives to the electrolyte and anode.

Химические источники тока (ХИТ) с алюминием в качестве анода (энергоносителя), в частности кислород-алюминиевые (O_2/Al) ХИТ, занимают особое место, так как обладают одним из наиболее высоких значений теоретической удельной энергии. В энергоустановках (ЭУ) на основе O_2/Al ХИТ в зависимости от мощности, времени разряда, применяемого электролита и конструктивного исполнения может быть реализована удельная энергия до 1,44 МДж/кг (400 Вт·час/кг). По этому параметру электрохимическая система кислород-алюминий занимает третье место в ряду систем кислород-металл (после бериллия и лития). Однако это полностью компенсируется тем, что алюминий занимает первое место среди металлов по распространению в земной коре, является одним из наиболее дешевых, технологичных и безопасных материалов. Для его производства имеется высокоразвитая, мощная промышленность. В связи с этим ХИТ на основе электрохимической системы O_2/Al по совокупности энергетических, электрических, экономических, эксплуатационных и экологических показателей являются одними из наиболее эффективных и перспективных. Так как после израсходования всего запасенного алюминия такие ХИТ

можно легко перезарядить механически, то их часто рассматривают как механически перезаряжаемые аккумуляторы.

В случае наземного применения необходимый для работы источника кислород поступает в него из воздуха, в этом случае ХИТ является воздушно-алюминиевым (ВА). Для систем космического и подводного назначения кислород должен запасаться в специальной системе хранения.

Несмотря на все перечисленные достоинства O_2/Al и ВА ХИТ, они долго – до самого конца 70-х годов 20-го века – всерьез не разрабатывались, так как не были востребованы техникой. И лишь с бурным развитием таких энергоемких автономных потребителей, как авиация и космонавтика, военная техника и наземный транспорт, ситуация изменилась, и в настоящее время и в мире, и в России исследование и разработка ХИТ с алюминием в качестве энергоносителя проводятся довольно интенсивно.

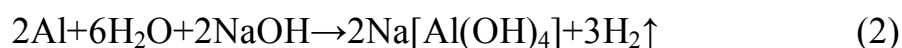
Пионером и одной из ведущих организаций по исследованию и разработке ВА ХИТ в России является МАИ. Эти работы долгое время институт вёл самостоятельно, а также совместно с ФГУП НПК “АльтЭн” (ныне АО НПК “АльтЭн”) и ГНПП “Квант”. В настоящее время эти работы в МАИ осуществляются совместно с ОИВТ РАН.

При использовании алюминия в качестве анодного компонента обычно применяются водные солевые или щелочные электролиты.

Суммарная токообразующая реакция в ВА ХИТ со щелочным электролитом может быть представлена уравнением:



Поскольку алюминий в воде термодинамически неустойчив, анод одновременно с токообразующим процессом расходуется в реакции коррозии, описываемой суммарным уравнением:

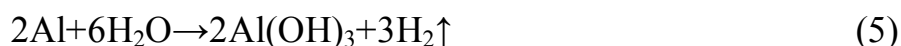
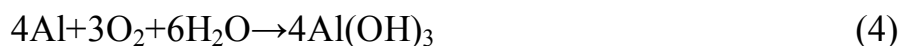


При достижении некоторой степени пересыщения алюминатного раствора начинается его декомпозиция



в результате чего выпадает осадок гидроксида алюминия $\text{Al}(\text{OH})_3$, кристаллизующегося в форме гиббсита со средним размером кристаллов 20-70 мкм.

Таким образом, конечным продуктом обоих процессов в ВА ХИТ является гидроксид алюминия, а обобщенные уравнения реакции имеют вид



для токообразующей реакции и реакции коррозии соответственно. Расходуемыми веществами в системе являются алюминий, вода и кислород.

На рисунке 1 приведена упрощенная схема ВА ХИТ со щелочным циркулирующим электролитом и протекающие при его работе реакции, причем суммарные процессы и разбиты на анодную и катодные составляющие и показаны по месту их протекания в элементе.

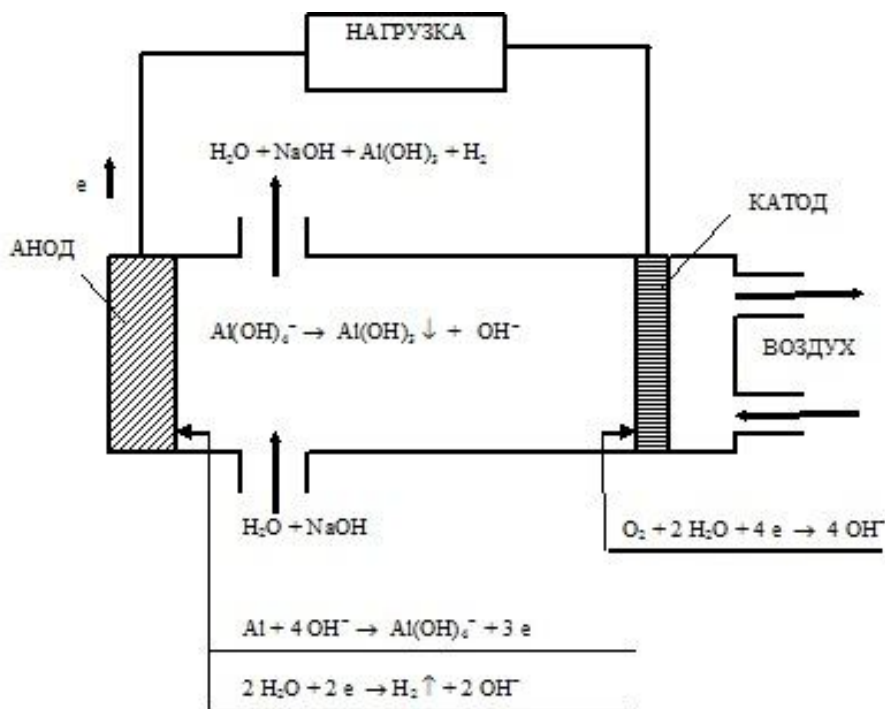


Рис. 1 – Принципиальная схема ВА ХИТ

В нейтральных солевых электролитах суммарно происходят те же процессы, что и в щелочных электролитах. Однако алюминаты не образуются, а гидроксид алюминия выпадает в осадок в виде геля.

Характеристики анода ВА ХИТ определяются составом применяемого алюминия, электролита и рабочей температурой. Для повышения эффективности использования алюминия как анодного материала необходимо снижать скорость его коррозии в электролите при сохранении или увеличении активности анода в токообразующем процессе.

Экспериментальные исследования коррозионных характеристик алюминия различной чистоты в водных щелочных растворах проводились различными авторами [1]. Они показали, что уменьшение количества примесей в аноде приводит к снижению скорости коррозии. С повышением чистоты Al на один порядок (с 99,95% до 99,995% и с 99,99% до 99,999%), при прочих равных условиях анодного растворения, его поляризация снижается на 150-200 мВ. Следовательно, одним из способов улучшения параметров анода является повышение чистоты используемого алюминия. Однако значительная стоимость чистого алюминия и недостаточная электрохимическая активность приводят к необходимости разработки специальных анодных сплавов и составов электролитов [2].

Снижение скорости коррозии алюминия, как и других металлов обычно достигается с помощью следующих методов:

1. Торможение (увеличение перенапряжения) анодного процесса (анодные ингибиторы).
2. Увеличение перенапряжения обоих электродных процессов, как анодного растворения, так и процесса коррозии (смешанные ингибиторы).

3. Увеличение окислительно-восстановительного потенциала системы (ускорение катодного процесса).

4. Увеличение перенапряжения катодного процесса (катодные ингибиторы).

5. Уменьшение стационарного окислительно-восстановительного потенциала (катодные ингибиторы).

Первый и второй способы уменьшения коррозии основаны на замедлении анодной реакции, поэтому они не желательны при использовании алюминия в качестве анодного материала. Третий способ заключается в ускорении катодной реакции коррозии (до такой степени, когда становится возможной пассивация алюминиевого анода). Такие ингибиторы можно отнести к пассиваторам. Их использование для алюминия в качестве анодного материала также неэффективно.

Четвёртый и пятый способы основаны на замедлении катодной реакции. При этом уменьшается скорость коррозии и происходит смещение стационарного потенциала алюминия в отрицательную сторону [3].

Нами был изучен механизм анодного окисления алюминия в водных щелочных растворах при наличии добавок в электролит и анод, улучшающих энергетические характеристики электродов. Установлено [4], что при использовании в качестве материала анодов алюминия различной чистоты основное ухудшение их характеристик обусловлено примесями железа, которые увеличивают скорость коррозии алюминия в щелочных электролитах, снижая перенапряжение выделения водорода на катодных участках примесей.

Для ингибирования реакции коррозии в состав щелочного электролита вводилось олово в четырехвалентной форме в виде

станнат-иона. При выбранном способе введения олова в состав электролита в ионной четырехвалентной форме образование оловянного покрытия на поверхности анода возможно по механизму контактного обмена [5, 6]. При этом ионы олова стадийно восстанавливаются до нулевой валентности (реакции 6, 7)



Выделение металла вызывает образование пористых покрытий [7], поскольку возникновение сплошного слоя олова привело бы к прекращению растворения алюминия, а следовательно, и всего процесса. Формирование контактно выделяющегося покрытия происходит с обязательным образованием в нем определенного количества пор [7], «зарастание» которых сдерживается вследствие концентрационной поляризации, обуславливающей уменьшение количества разряжающихся частиц олова. Образование в порах продуктов анодной реакции еще более ограничивает проникновение ионов олова через поры, а меньшее перенапряжение выделения олова на одноименной подложке [7] способствует осаждению его на образовавшихся ранее центрах кристаллизации. При дальнейшем выделении олова должна увеличиваться толщина покрытия без значительного перераспределения площадей катодных и анодных участков на поверхности алюминиевого анода.

Для подтверждения данного механизма были проведены эксперименты с привлечением рентгеноспектрального химического анализа (РСХА) и растровой оже-электронной спектроскопии (РОЭС). Анализировался состав поверхностного слоя анода из алюминия марки А995 после его работы в режиме гальваностатического разряда на плотности тока нагрузки 1000 А/м^2 в течение 1 ч при 333 К [5] в 20%-

ном растворе КОН, содержащем 0,6% олова в виде станната. Определено, что количество олова на поверхности анода составляет $(27 \pm 4,4)\%$. Травление поверхности анода ионами аргона при использовании для анализа метода РОЭС позволило изучить распределение олова по глубине покрытия (рис. 2).

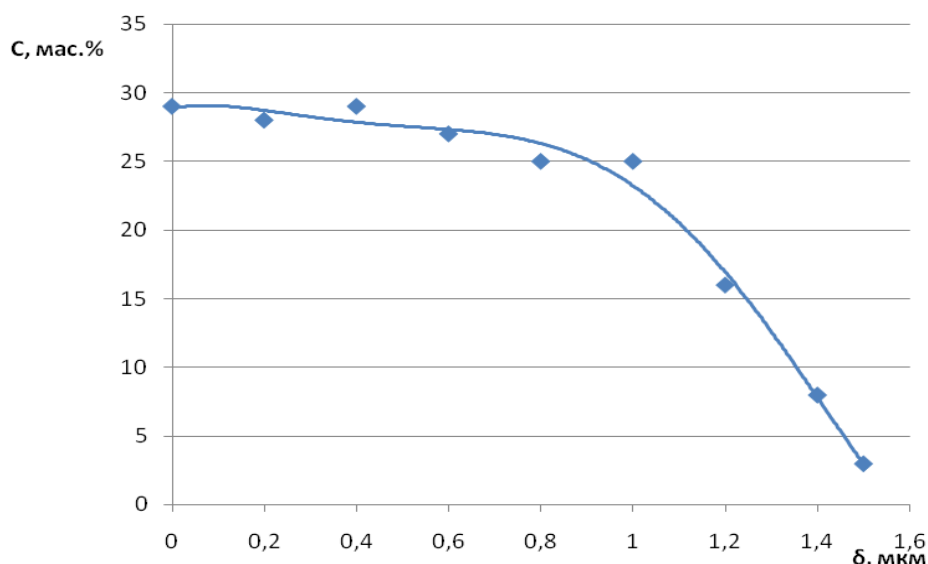


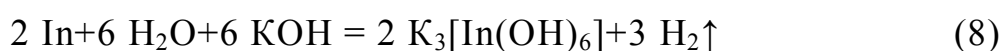
Рис. 2 – Распределение олова по глубине поверхностного слоя анода

Толщина полученного покрытия достигает 1,5 мкм, при этом до глубины 1 мкм количество олова в нем не изменяется, а затем начинает резко убывать и на глубине 1,5 мкм его уже практически не обнаружено. Следовательно, для приведенных условий оловянное покрытие на алюминиевом аноде имеет равновесный состав с установившимся (распределением олова по глубине поверхностного слоя).

На основании результатов исследований нами был сделан вывод, что анодный сплав А995+0,6% индия в сочетании с электролитом КОН 20%+0,6% SnO_3^{2-} обладает оптимальными характеристиками при работе в составе ВА элемента. Было проведено также исследование по

выявлению механизма влияния олова и индия, введенных в состав анодного сплава, на формирование поверхностного слоя и кинетику протекающих на аноде электродных процессов. Известно, что если атомы индия с кристаллической структурой алюминиевой матрицы образуют твердый раствор, то они окисляются вместе с атомами алюминия по электрохимическому механизму с образованием индато-ионов InO_2^- [7, 8].

Далее индий как электроположительный по отношению к алюминию элемент должен выделяться на поверхности алюминиевого анода по механизму контактного обмена [9]. Благодаря меньшему перенапряжению выделения металла на одноименной подложке [10], он преимущественно адсорбируется на участках поверхности, обогащенных индием. Поведение индия, находящегося в виде эвтектической смеси с алюминием в сплаве, определяется механизмом анодного растворения сплавов такой структуры [11], согласно которому эвтектические ячейки, богатые индием, при потере механической связи с анодом в процессе постоянного растворения алюминиевой матрицы, переходят в шлам [8]. В растворе электролита металлический индий растворяется в щелочи с образованием гидроксииндата калия



Исследованный анодный сплав А995+0,6% In представляет собой смесь твердого раствора и индиево-алюминиевой эвтектики. Большое сродство металлохимических свойств олова и индия обуславливает близость их свойств при формировании поверхностного слоя на аноде. Для изучения состава этого слоя проведены экспериментальные исследования. При формировании поверхности анода использовались аноды из изучаемого сплава, работающие в режиме гальваностатического разряда на плотности тока 1000 A/m^2 в течение 1 ч при температуре 333 К. Установлено, что для практически полного

формирования состава поверхностного слоя на аноде требуется 600 с работы. При этом концентрации олова и индия асимптотически приближаются к значениям $(20\pm 2)\%$ и $(12\pm 1,5)\%$ соответственно (рис. 3).

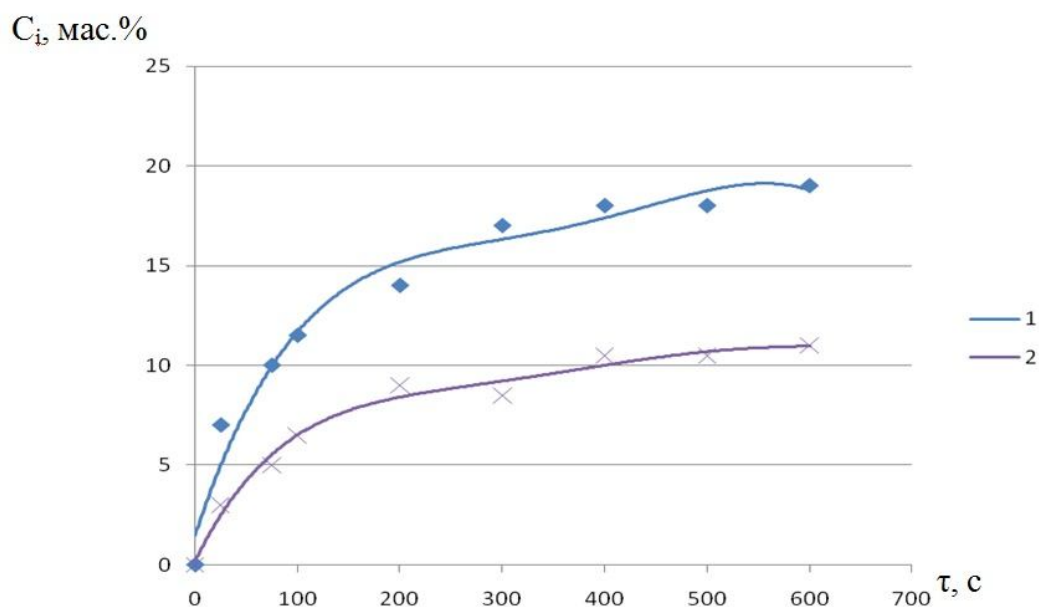


Рис. 3 – Зависимость количества олова и индия в поверхностном слое анодного сплава А995+0,6 мас.% In от времени работы в электролите КОН 20%+0,6 мас.% Sn:

1 – олово, 2 – индий

Характерно, что этот процесс завершался к тому времени, когда заканчивалось перераспределение площадей, занятых кристаллографическими гранями алюминия (110), (110), (100), в пользу грани (110), что видно из рисунка 4, где приведены результаты исследований с помощью метода РСХА.

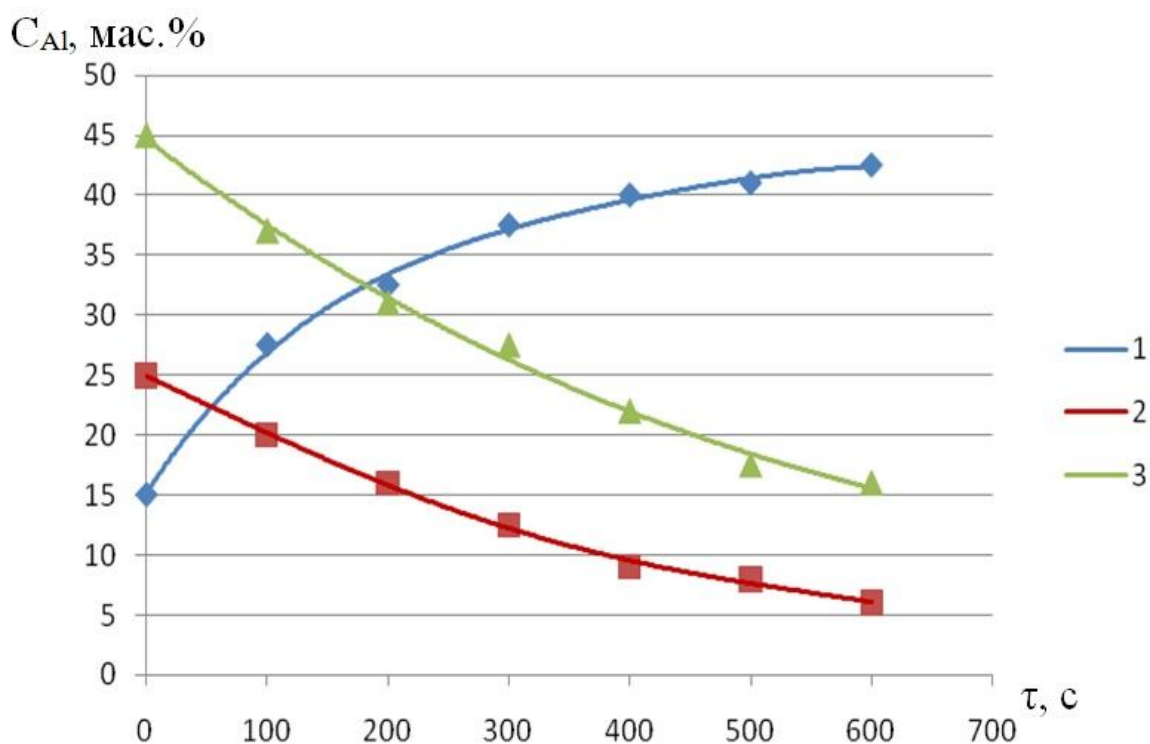


Рис. 4 – Зависимость величины площади различных кристаллографических граней на поверхности анода от времени его работы в электролите КОН 20% + 0,6 мас.% Sn: 1 – грань 220 (110); 2 – 200 (100); 3 – (111)

Распределения олова и индия по глубине сформированного слоя показаны на рисунке 5.

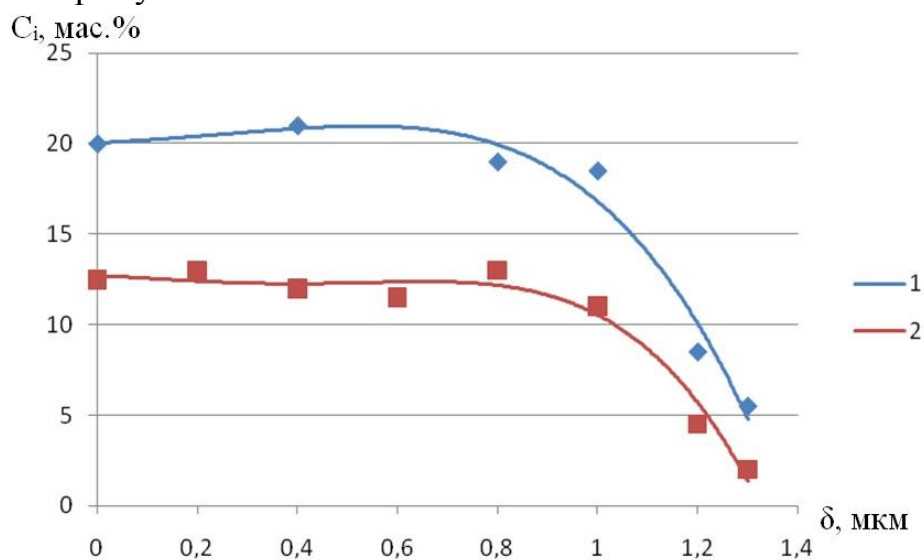


Рис. 5 – Распределение олова и индия по глубине поверхностного слоя:

Характер распределения аналогичен полученному ранее распределению олова, что подтверждает гипотезу о механизме контактного выделения растворенного в электролите индия на поверхности алюминиевого анода. Дополнительные исследования, выполненные методом РОЭС в растре 0,2x0,2 мм, подтверждают это положение.

Зафиксированное распределение кристаллографических граней алюминия на поверхности анода обуславливает ее энергетическую неоднородность при окислении из-за различия у разных граней работы выхода электрона, количества атомов на грани решетки и потенциала ионизации. Эти свойства определяют энергию адсорбции олова и индия на поверхности граней, которую можно оценить по методу Мюллера [12]:

$$Q_a = e(\varphi_{Me} - V_i) + e^2 / (4X_{кр}) \quad (9)$$

где Q_a — энергия адсорбции; φ_{Me} — работа выхода электрона; V_i — потенциал ионизации; $X_{кр}$ — постоянная кристаллической решетки атома.

Необходимые данные и результаты расчета энергии адсорбции олова на алюминии и индии и индия на алюминии представлены в таблице 1.

Из данных таблицы видно, что индий адсорбирует олово с большей энергией, чем алюминий, что вызвано, вероятно, различием в работе выхода. Результаты расчетов объясняют также экспериментальные данные по формированию поверхностного слоя: именно энергетические свойства грани алюминия (110) определяют состав приэлектродного слоя в течение всего времени работы анода.

Металл	V_i , эВ	φ_{Me} , эВ	$X_{кр} * 10^{-10}$	Q_a , кДж/моль
Алюминий	5,984	(100)—4,20, (110)—4,06, (111)—4,26,	4,0414	
Олово	7,342	4,08	6,46	(100), (111)—47, (110)—51
Индий	5,785	3,8	4,585	Индий —60, (100), (111)—36 (110)—37

В заключение следует отметить, что наибольший эффект улучшения электрохимических характеристик алюминиевого анода достигнут при совместном введении индия в состав анодного сплава и олова в раствор электролита. Механизм ингибирующего действия олова при этом такой же, как и для чистого алюминия А995.

Установлено, что энергия адсорбции олова на индии больше, чем на алюминии. За счет этого для сплава $A995 \pm 0,6 \text{ мас.} \% \text{ In}$ на участках катодного выделения водорода получают более плотные покрытия олова (и индия), что обуславливает уменьшение скоростей коррозии сплава, по сравнению с алюминием А995.

Опираясь на приведенные экспериментальные данные, можно рекомендовать предварительную обработку анодов ВА ХИТ в станнатном электролите, что позволяет в дальнейшем использовать электролит, не содержащий олова.

Депассивирующее влияние индия на алюминий в существенной степени зависит от соотношения его количеств в твердом растворе и эвтектической смеси с алюминием.

В силу очень ограниченной растворимости индия в алюминии, проведение термической обработки алюминий-индиевых сплавов не привело к значительному изменению их электрохимических характеристик

Литература

1. Томашев Н.Д., Модестова В.Н.// Труды ИФХ АН СССР, -1955,- вып.4,-с.75.
2. Назаренко В.В., Фатеев Ю.Ф., Антропов Л. И. Состояние поверхности алюминия в щелочных растворах. // Украинский химический журнал, 1982, т. 48, № 9. - с. 953-956.
3. Итоги науки и техники. Теория и защита от коррозии, Т. 9. - М.: ВИНТИ, 1982г.
4. Ключкова Л.Л., Короник В.В., Кулаков Е.Б., Севрук С.Д., Фармаковская А.А. Процессы на алюминиевом аноде в щелочном электролите при активировании и ингибировании его поверхности.
5. Вишомирксис Р. Н. Кинетика электроосаждения металлов из комплексных электролитов. М.: Наука, 1969.
6. Лайнер В. И. Современная гальванотехника. М.: Metallургия, 1967.
7. Хансен М., Андерко К. Структуры двойных сплавов. М.: Metallург-издат, 1962.
8. Кузнецов В. И. Роль анионов раствора при депассивации алюминия и ангибирования коррозии // Защита металлов. 1984. Т. 20, вып. 3. с. 359—372.
9. Итоги науки и техники. Т. 8: Коррозия и защита от коррозии. М: ВИНТИ, 1981г.

10. Итоги науки и техники. Т. 2: Коррозия и защита от коррозии. М.: ВИНТИ, 1973г.
11. Федотьев Н. П., Бибииков И. Н. Электролитические сплавы. М.: Машгиз, 1962г.
12. Адамсон А. Физическая химия поверхностей. М.: Мир, 1979г.

УДК 620.193.21

Исследование закономерностей коррозионного разрушения деформируемых алюминиевых сплавов при лабораторных и натурных испытаниях

Курс М.Г.; Фомина М.А.

KursMG@viam.ru

ФГУП «Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов», г. Москва

Аннотация:

Проведены комплексные исследования коррозионной стойкости листов из алюминиевых сплавов В-1341Т1, В96цЗпчТ12, В-1461Т1, В-1469Т1 при испытаниях лабораторными, натурными и натурно-ускоренными методами, определены контролирующие факторы коррозионного разрушения, даны рекомендации по условиям и срокам экспозиции в натурных условиях.

Ключевые слова:

коррозия, алюминиевые сплавы, коррозионные испытания.

Реферат

При паспортизации алюминиевых сплавов обязательным является исследование склонности сплавов к локальным видам коррозии, определяемых в лабораторных условиях, а также коррозионной стойкости материалов, определяемой в процессе натурной экспозиции. Стандартно климатические испытания алюминиевых сплавов проводятся в условиях открытых площадок. В настоящей работе показано, что испытания под навесом являются более показательными для данного класса материалов, так как обеспечивают усиление контролирующих факторов коррозионного процесса – продолжительности увлажнения поверхности и увеличение количества хлоридов.

Также в работе освещены проблемы корреляции лабораторных и натуральных коррозионных испытаний и приведена методика натурно-ускоренных испытаний, позволяющая сократить сроки климатических испытаний в 4-5 раз по сравнению с экспозицией в натуральных условиях.

Введение

Исследования коррозионной стойкости позволяют выявить склонность сплава к опасным видам коррозионного разрушения на этапе разработки материала с тем, чтобы корректировкой химического состава и режимов термической обработки достичь оптимального уровня механических свойств с удовлетворительной коррозионной стойкостью. Здесь перед разработчиком материала стоит сложная задача нахождения компромисса, т.к. при повышении механических характеристик как правило происходит ухудшение коррозионных свойств, и наоборот, повышение сопротивляемости коррозии приводит к снижению показателей прочности.

Ресурс конструкции, зависящий от многих параметров, во многом определяется фактором воздействия коррозионной среды. Выполнить в полной мере требования по защите авиационной конструкции от коррозионного воздействия практически невозможно. Поскольку антикоррозионное покрытие не является абсолютной защитой, возможно повреждение этой защиты, и, наконец, в безопасно-повреждаемой конструкции допускается наличие усталостных трещин, поверхности которых не имеют антикоррозионной защиты [1].

На каждый класс материалов, – от металлических до неметаллических – в процессе климатических испытаний преобладающее действие оказывают определенные факторы атмосферы. Поэтому, также, как при лабораторных испытаниях, когда выявление склонности к локальным видам коррозии проводится с помощью соответствующих реагентов, при натуральных испытаниях для корректной оценки коррозионной сопротивляемости необходимо проводить

испытания в тех условиях, при которых воздействие агрессивных параметров на данный материал максимально.

В данной работе приведены результаты исследования коррозионной стойкости листов из деформируемых алюминиевых сплавов В-1341Т1, В96цЗпчТ12, В-1461Т1, В-1469Т1 при испытаниях лабораторными, натурными и натурно-ускоренными методами, проведено сопоставление результатов, рассмотрены особенности коррозионного разрушения. Определены факторы, в наибольшей степени оказывающие влияние на скорость коррозионного разрушения алюминиевых сплавов, даны рекомендации по условиям и срокам экспозиции в натуральных условиях для выявления наиболее опасных видов коррозии.

1. Методы испытаний.

1.1 Лабораторные испытания.

Лабораторные методы оценки коррозионной стойкости алюминиевых сплавов широко используются при разработке новых сплавов и оптимальных режимов термической/механической обработки.

Первопричиной коррозии металлов, в том числе и электрохимической коррозии, является их термодинамическая неустойчивость. При взаимодействии с электролитами металлы самопроизвольно растворяются, переходя в более устойчивое окисленное (ионное) состояние [2]. Лабораторные испытания материалов сводятся к выдержке в соответствующих растворах, составы которых никогда не встретятся при реальной эксплуатации сплава. Основная цель лабораторных методов исследований, – выявление теоретической возможности возникновения того или иного вида коррозии.

Лабораторные испытания позволяют в сравнительно небольшой срок оценить склонность сплава к тому или иному локальному виду коррозии: глубине МКК, скорость коррозии, величину максимально допустимых напряжений при испытаниях на коррозионное растрескивание, степень расслаивающей коррозии [3-6].

Такие испытания являются обязательными при паспортизации материала и незаменимы при разработке сплава, когда варьированием химического состава и режимов термообработки можно достичь требуемого уровня коррозионных характеристик в сочетании с удовлетворительными механическими свойствами. Однако, определенная при лабораторных условиях склонность, например, к межкристаллитной коррозии, в условиях натуральных испытаний

может либо не успеть реализоваться, либо значительно превысить данные лабораторных исследований (Рис. 1).

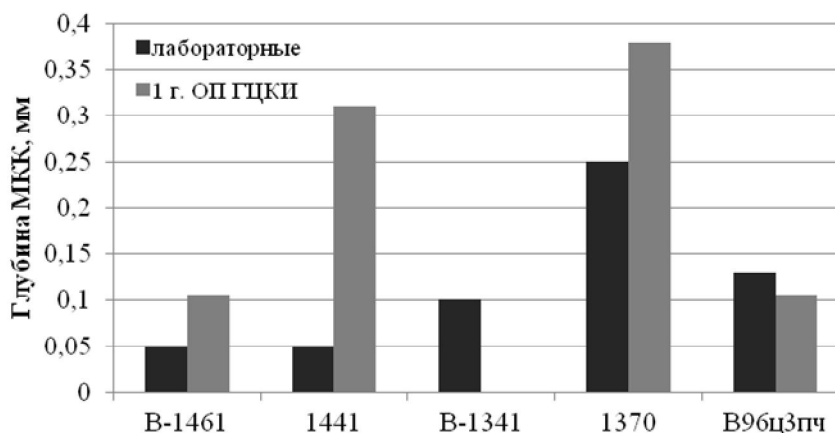


Рис.1 – Глубина МКК образцов алюминиевых сплавов после лабораторных испытаний и после 1 года экспозиции на открытой площадке ГЦКИ.

Как видно из графика, глубина МКК после лабораторных испытаний больше по сравнению с глубиной МКК после натуральных испытаний для сплавов В96ц3пч и В-1341, меньше для сплавов В-1461, 1441, 1370.

Таким образом, главный недостаток лабораторных испытаний – отсутствие корреляции с натурными, что также подтверждено зарубежными источниками [7].

В настоящей работе были проведены испытания на склонность к локальным видам коррозии по ГОСТ 9.021, 9.913, 9.019, 9.904, а также испытания образцов в камере солевого тумана в течение 1, 2 и 3х месяцев.

1.2. Натурные испытания.

Проведение климатических испытаний для обеспечения безопасности и защиты от коррозии в наше время относится к приоритетным стратегическим направлениям развития материалов и технологий [8-9]. Без данных по климатической стойкости невозможно оценить возможное поведение материала в реальных климатических условиях. Однако для получения достоверной оценки по климатической стойкости необходимо проведение длительных испытаний, – до 10-15 лет, что при паспортизации сплавов является редко реализуемым. К примеру, по ASTM G112, регламентирующим метод испытаний на расслаивающую коррозию, предусмотрено увеличение сроков экспозиции до 7-9 лет для сплавов, стойких к РСК.

Конечно, материалы не применяются в конструкциях без соответствующих средств защиты, лакировки и всевозможных покрытий. Однако для получения надежной конструкции необходимо применять материалы, которые способны противостоять внешним воздействиям и сохранять свои характеристики в процессе длительной эксплуатации.

В данной работе были проведены испытания образцов алюминиевых сплавов на открытой площадке ГЦКИ ВИАМ им. Г.В. Акимова [10], представляющим умеренно теплый климат, характеризующийся повышенным содержанием хлоридов в атмосфере, на атмосферном стенде под углом 45° (срок экспозиции составил 1, 2, 3 года) по ГОСТ 9.909-86 и под навесом на стенде в горизонтальном положении (срок экспозиции 3, 6 мес., 1, 2, 4 года).

Различие в экспозиции указанными методами состоит в том, что при испытаниях на открытой площадке время продолжительности увлажнения поверхности образцов минимально ввиду высокой степени воздействия солнечной радиации. Расположение образцов под углом к горизонту способствует стеканию пленки электролита, образующейся при конденсации влаги, и смыву хлоридов осадками.

1.3. Натурно-ускоренные испытания.

Исследованиям коррозионной стойкости материалов при испытаниях натурно-ускоренными методами посвящен ряд работ [11-15]. Натурно-ускоренные испытания позволяют значительно сократить срок испытаний алюминиевых сплавов в атмосфере и получить характеристики коррозионной стойкости в 4-5 раз быстрее по сравнению с классическими испытаниями на открытой площадке.

Общее правило, которым следует руководствоваться при выборе метода ускоренного испытания, состоит в том, что необходимо влиять на тот фактор, который является контролирующим. При этом не следует чрезмерно ускорять процессы коррозии, так как сильное сокращение продолжительности испытания за счет чрезмерной агрессивности среды часто приводит к изменению характера продуктов коррозии и их распределению по поверхности, изменяются также защитные свойства пленок и интенсивность коррозии [16].

К климатическим факторам, оказывающим наибольшее влияние на коррозионное разрушение металлических материалов, относятся температура, влажность и содержание коррозионно-активных компонентов, в частности ионов хлора. При натурно-ускоренных испытаниях ускорение коррозионного процесса достигается главным образом за счет повышения частоты образования фазовой пленки влаги электролита на поверхности образца.

В настоящей работе натурно-ускоренные испытания [17] были проведены в ГЦКИ ВИАМ под навесом на стенде в горизонтальном положении без облива и с обливом раствором морской соли в концентрации 5 г/л. Облив осуществлялся методом распыления мелкодисперсного раствора морской соли с помощью пульверизатора 1 раз в день в вечернее время; срок экспозиции составил 3, 6 мес., 1, 2, 4 года.

2. Материалы для испытаний.

Для испытаний были применены листы деформируемых алюминиевых сплавов В-1341Т1, В96ц3пчТ12, В-1461Т1, В-1469Т1 (Таблица 2) без защитных покрытий, с предварительно удаленной плакировкой. Данные сплавы рекомендуются к применению в широкой номенклатуре изделий авиационной техники от элементов обшивки до силового набора, а также в изделиях автомобильной промышленности, гидроавиационного назначения и др.[18-22].

Таблица 2.

Характеристика алюминиевых сплавов,
использовавшихся для проведения испытаний.

Сплав	Полуфабрикат, толщина	Система
В-1461Т1	Лист 2,0 мм	Al-2,8Cu-Li
В-1341Т1	Лист 1,5 мм	Al-0,7Mg-Si
В96ц3пчТ12	Лист 1,8 мм	Al-4,5Zn-2,3Mg-2Cu
В-1469Т1	Лист 2,4 мм	Al-1,8Cu-Li-Mg

3. Результаты исследований и обсуждения.

3.1. Оценка скорости коррозии.

При коррозионных испытаниях снижение скорости коррозии со временем обуславливается образованием слоя продуктов коррозии на поверхности образца, который препятствует доступу активной среды к поверхности металла. Проведенные испытания показали, что скорость коррозии растет до момента достижения площади коррозионных поражений 90-100% поверхности (при испытаниях под навесом с обливом – до 3х мес., под навесом без облива – до 1 г.) и далее снижается или изменяется незначительно (Таблица 3).

При испытаниях в КСТ скорость коррозии для всех сплавов планомерно снижается по мере увеличения продолжительности испытаний (Рис. 2).

При испытаниях в натуральных условиях без дополнительного воздействия коррозионно-активными компонентами характерно влияние метеопараметров атмосферы на характер кривой $V_{\text{корр}}$, в частности продолжительности увлажнения поверхности и количества выпадения хлоридов (Рис. 3), как уже было отмечено ранее в работе [23].

Таблица 3.

Скорость коррозии алюминиевых сплавов после натуральных, натурно-ускоренных и лабораторных испытаний.

Вид испытаний	Срок испытаний	Сплавы			
		В-1469Т1	В-1341Т1	В96ц3пчТ12	В-1461Т1
$V_{\text{корр}}$ по ГОСТ 9.913-90		6,1	0,6	1,9	0,5
КСТ	1 мес.	0,37752	0,3919	0,52837	0,3366
	2 мес.	0,277175	0,218	0,423	0,1243
	3 мес.	0,13032	0,1578	0,2394	0,1108
Навес без облива	3 мес.	0,0189	0,0035	0,0198	0,0137
	6 мес.	0,02466	0,0037705	0,01057	0,00713
	1 г.	0,016636	0,00875	0,0329	0,0348
	2 г.	0,01566	0,00716	0,03004	0,0256
	4 г.	0,014986	0,007095	0,03	0,019433
Навес с обливом р-ром морской соли в конц. 5 г/л	3 мес.	0,05381	0,019	0,1626	0,124
	6 мес.	0,07	0,013497	0,07841	0,07778
	1 г.	0,03598	0,01184	0,0616	0,0639
	2 г.	0,039	0,01179	0,04996	0,05197
	4 г.	0,031361	0,0177	0,0349	0,03271

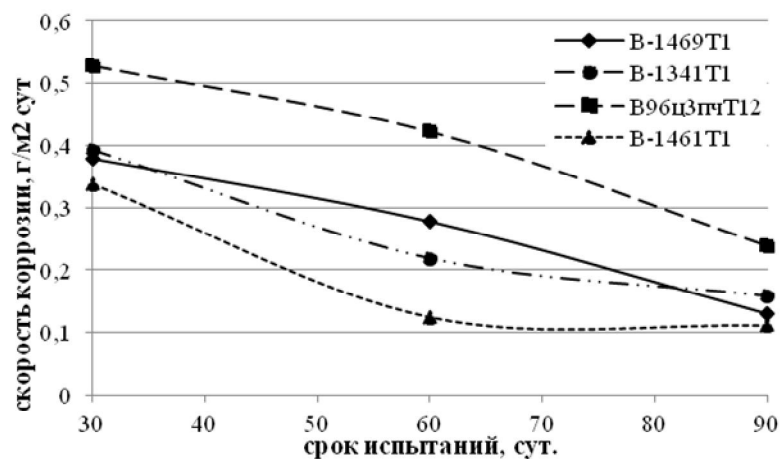


Рис. 2 – Скорость коррозии образцов алюминиевых сплавов после экспозиции в КСТ.

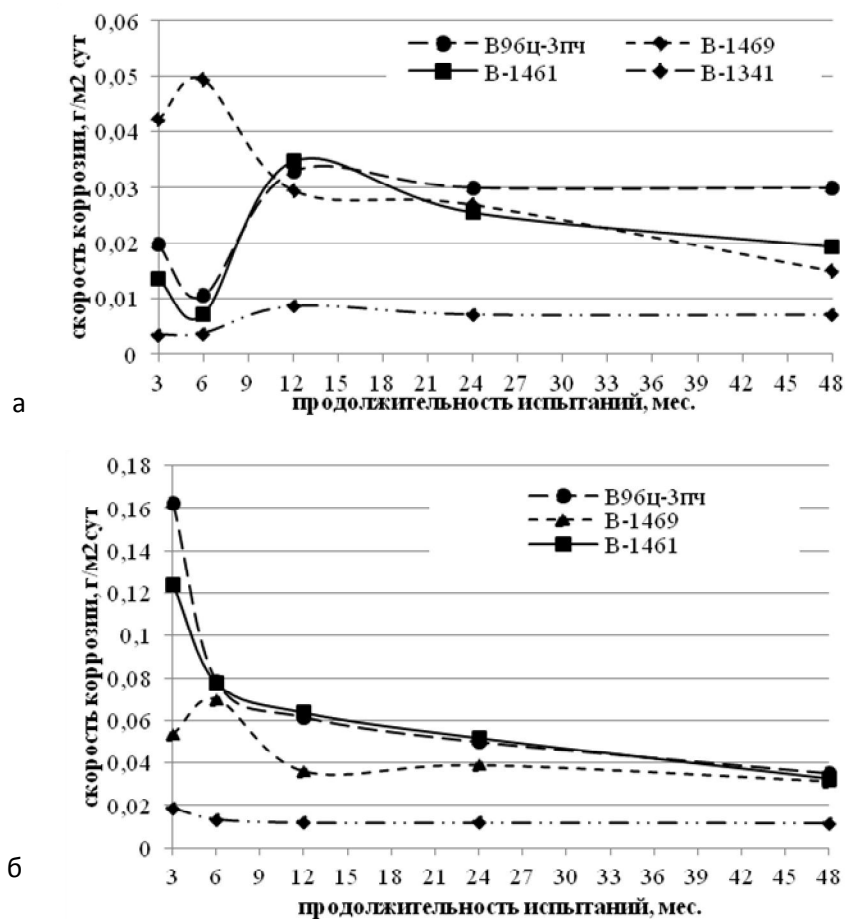


Рис. 3 – Скорость коррозии алюминиевых сплавов после испытаний а) под навесом без облива и б) под навесом с обливом раствором морской соли.

3.2. Оценка склонности сплавов к МКК и РСК.

Торможение роста глубины МКК с продолжительностью испытаний связано с затруднением протекания электрохимического растворения по границам зерен по мере удаления

от поверхности вглубь образца. При этом максимальная глубина, которой может достичь МКК для конкретного сплава зависит от степени равновесности его структуры и от разницы потенциалов между структурными составляющими сплава.

Для большинства сплавов результаты лабораторных испытаний по глубине МКК эквивалентны 1 году испытаний под навесом или 3 месяцам испытаний под навесом с обливом раствором морской соли (Таблица 4). При сравнении данных лабораторных испытаний с результатами экспозиции на открытой площадке установлено, что для сплавов В-1341 и В96цЗпч и за 3 года не реализуется глубина МКК, полученная при испытаниях в растворе; а выявленная лабораторным методом глубина МКК для сплава В-1461 значительно меньше результатов 1 года экспозиции на ОП. Наименьшая склонность к МКК – у сплава В-1341.

Таблица 4.

Сопоставление результатов натуральных, натурно-ускоренных
и лабораторных испытаний на склонность сплавов к МКК и РСК.

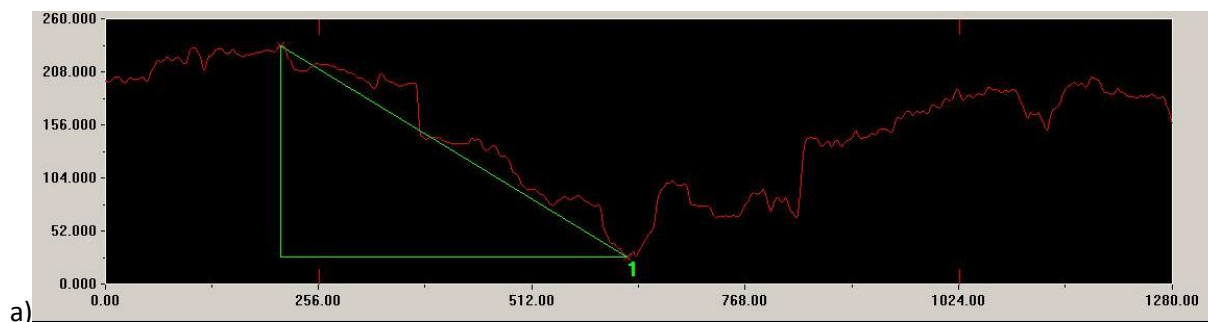
Вид испытаний	Срок испытаний	Сплавы			
		В-1469Т1	В-1341Т1	В96цЗпчТ12	В-1461Т1
МКК по ГОСТ 9.021-74		0,15	0,1	0,13	0,03
Открытая площадка без облива	1 год	-	0	0,105	0,105
	2 года	-	0,049	0,105	0,105
	3 года	-	0,07	0,105	0,105
Навес без облива	3 мес.	0,11	0,01	0,03	0,05
	6 мес.	0,12	0,07	0,09	0,03
	1 год	0,17*	0,1	0,12	0,08
	2 года	0,17	0,16	0,18	0,08
	4 года	0,17	0,16	0,18	0,11
Навес с обливом р-ром морской соли в конц. 5 г/л	3 мес.	0,16	0,08	0,07	0,1
	6 мес.	0,17	0,12	0,15	0,1
	1 год	0,17	0,12	0,21	0,2

	2 года	0,18	0,14	0,22	0,2
	4 года	0,19	0,14	0,22	0,2
РСК по ГОСТ 9.904		3	3	4-5	2-3
РСК после 3х лет на ОП		1	1	1	1
РСК после испытаний под навесом		2	2	2	2
РСК после натурно-ускоренных испытаний с обливом		2	2	5 балл – 2г. 8 балл – 4 г.	2

*Выделены значения МКК после натурно-ускоренных испытаний, наиболее близкие к результатам лабораторных испытаний.

Сравнение результатов по оценке расслаивающей коррозии показали, что в процессе натурной экспозиции не удастся выявить склонности к РСК в течение 3х лет испытаний на ОП или 4х лет экспозиции под навесом. При испытаниях под навесом с обливом РСК для сплава В96цЗпч выявлена после 2х лет экспозиции. Таким образом, для оценки склонности алюминиевых сплавов к расслаивающей коррозии необходимы более длительные испытания в натуральных условиях (не менее 5-7 лет), либо проведение натурно-ускоренных испытаний.

Исследование рельефа поверхности образцов показали, что для сплава В96цЗпч характерно резкое отличие в характере профиля питтинговой коррозии: после испытаний натурно-ускоренным методом профиль питтинга конусообразный с плавными переходами, в то время как после испытаний в КСТ форма питтинга имеет более строго очерченный вид ножевой коррозии (Рис.4).



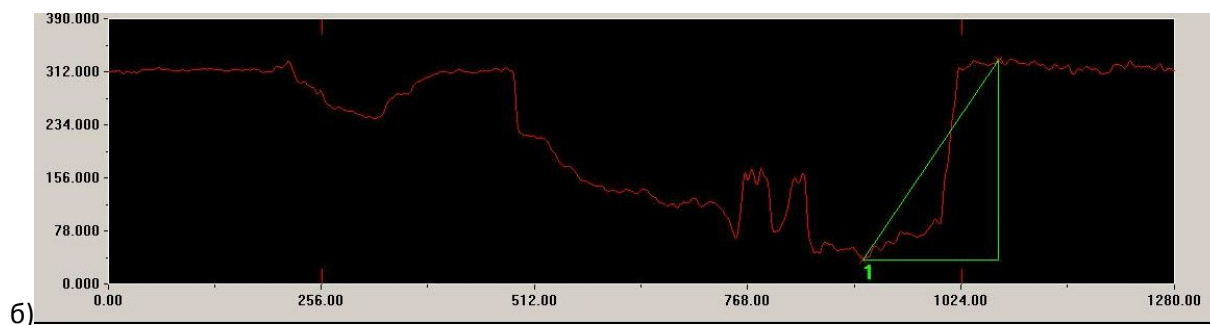


Рис. 4 – Профиль участка поверхности образцов сплава В96цЗпчТ12 после натурно-ускоренных испытаний (а) и после испытаний в КСТ (б).

2.5. Оценка изменения механических свойств материалов.

После коррозионных испытаний были проведены стандартные испытания на осевое растяжение при 20° (по ГОСТ 1497), а также испытания на малоцикловую усталость при температуре $+20^{\circ}$, коэффициенте асимметрии $R = 0,1$, частоте $f = 35$ Гц (по ГОСТ 25.502-79).

В процессе коррозионных испытаний наибольшее влияние коррозионные поражения оказывают на падение пластических и усталостных свойств, в то время как потери прочности не превышают 15% при самых жестких условиях испытаний (Таблица 5, Рис. 5).

Таблица 5.

Потери механических свойств образцов алюминиевых сплавов после натуральных испытаний.

Сплав	Срок испытаний	Потери механических свойств, %%					
		Открытая площадка		Навес		Навес + облив р-ром морской соли в конц. 5 г/л	
		σ_b	δ	σ_b	δ	σ_b	δ
В-1341Т	1 г.	0	27,4	11,3	27,9	12,6	50,0
	2 г.	0	29,4	9,0	29,4	13,1	72,1

	3 г.	0	32,1	-	-	-	-
	4 г.	-	-	13,9	58,8	14,2	73,2
В96ц3пчТ12	1 г.	0	60,0	10,7	7,3	12,7	85,4
	2 г.	0	61,8	5,1	3,3	12,1	89,4
	3 г.	3,9	65,0	-	-	-	-
	4 г.	-	-	10,9	93,7	7,1	32,5
В-1461Т1	1 г.	2,8	41,6	5,6	35,5	12,2	43,1
	2 г.	0,9	38,1	3,7	4,6	5,0	11,9
	3 г.	0	39,0	-	-	-	-
	4 г.	-	-	11,7	28,3	10,1	45,1
В-1469Т1	1 г.	-	-	3,0	1,2	6,1	16,5
	2 г.	-	-	4,2	37,6	8,4	43,1
	4 г.	-	-	5,8	42,4	13,5	64,7

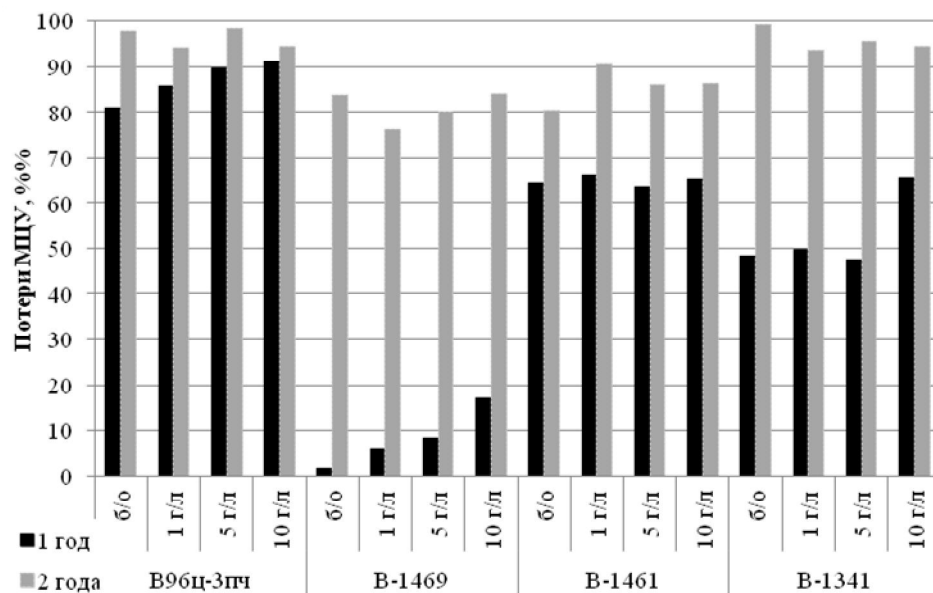


Рис. 5 – Потери МЦУ образцов алюминиевых сплавов после 2х лет испытаний под навесом с обливом и без облива.

Выводы

1. Проведены лабораторные, натурные и натурно-ускоренные испытания перспективных алюминиевых сплавов 4-х марок с последующей оценкой скорости коррозии, глубины и характера межкристаллитной коррозии, площади коррозионных поражений, потерь механических свойств и МЦУ.

2. Для алюминиевых сплавов при испытаниях в натуральных условиях интенсификации процесса коррозионного разрушения способствует увеличение продолжительности увлажнения поверхности и количества хлоридов, что соответствует условиям испытаний под навесом. При этом дополнительное воздействие аэрозолями морской соли позволяет значительно сократить время до достижения определенного уровня коррозионных параметров.

3. Для оценки склонности сплавов к расслаивающей коррозии в натуральных условиях необходимо проведение длительных испытаний в течение 5-7 лет, либо в натурно-ускоренных условиях в течение 2х лет.

4. Результаты лабораторных исследований по оценке склонности к МКК для большинства сплавов соответствуют 1 году испытаний под навесом или 3 месяцам натурно-ускоренных испытаний; корреляция с экспозицией в открытой атмосфере отсутствует.

5. По результатам комплексной оценки коррозионных свойств установлено, что наибольшей коррозионной стойкостью обладает сплав В-1341Т1, средней – В-1461Т1 и В-1469Т1, наименьшей среди исследованных сплавов – В96ц3пчТ12.

Литература

1. Гриневич А.В., Луценко А.Н., Каримова С.А. Долговечность изделий и коррозионная усталость конструкционных материалов // Вопросы материаловедения. 2013. №1. С. 220-229.
2. Жук Н.П. Курс теории коррозии и защиты металлов// М.: «Металлургия». 1976 г. С. 180.
3. ГОСТ 9.913–90. Единая система защиты от коррозии и старения. Алюминий, магний и их сплавы. Методы ускоренных коррозионных испытаний.
4. ГОСТ 9.021–74.Единая система защиты от коррозии и старения. Алюминий и сплавы алюминиевые. Методы ускоренных испытаний на межкристаллитную коррозию.
5. ГОСТ 9.904–82. Единая система защиты от коррозии и старения. Сплавы алюминиевые. Метод ускоренных испытаний на расслаивающую коррозию.
6. ГОСТ 9.019-74. Единая система защиты от коррозии и старения. Сплавы алюминиевые и магниевые. Методы ускоренных испытаний на коррозионное растрескивание.
7. James P. Moran, Francine S. Bovard, James D. Chrzan, Roberto J. Rioja, Edward L. Colvin, Improvements in Corrosion Resistance Offered By Newer Generation 2x99 Aluminum-Lithium Alloys for Aerospace Applications, Proceedings of the *12th* International Conference on Aluminium Alloys, 2010, Yokohama, Japan pp. 1492-1497.
8. Каблов Е.Н., Старцев О.В., Медведев И.М. Обзор зарубежного опыта исследований коррозии и средств защиты от коррозии //Авиационные материалы и технологии. 2015. №2. С. 76–87.
9. Каблов Е.Н. Инновационные разработки ФГУП «ВИАМ» ГНЦ РФ по реализации «Стратегических направлений развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года» //Авиационные материалы и технологии. 2015. №1 (34). С. 3–33.

10. Каблов Е.Н., Старцев О.В., Медведев И.М., Панин С.В. Коррозионная агрессивность приморской атмосферы. Ч.1. Факторы влияния (обзор) // Коррозия: материалы, защита. 2013. № 12. С. 6-18.
11. Каримова С.А., Жиликов В.П., Михайлов А.А., Чесноков Д.В., Игонин Т.Н., Карпов В.А. Натурно-ускоренные испытания алюминиевых сплавов в условиях воздействия морской атмосферы //Коррозия: материалы, защита. 2012. № 10. С. 1-3.
12. Синявский В.С., Калинин В.Д., Александрова Т.В. Новый метод ускоренных коррозионных испытаний алюминиевых сплавов // Технология легких сплавов. 2013. № 2.С. 89-93.
13. Семенычев В.В. Коррозионная стойкость образцов сплава 1201 в морских субтропиках// Коррозия: материалы, защита. 2015. №3. С. 1-5.
14. 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. 8–13.
15. Семенычев В.В. Коррозионная стойкость листов сплава Д16ч.-Т в морских субтропиках //Труды ВИАМ. 2014. №7. Ст. 08 (viam-works.ru).
16. Розенфельд И.Л., Рубинштейн Ф.И., Жигалова К.А. Защита металлов от коррозии лакокрасочными покрытиями, М.: «Химия», 1987 г., с. 7-9
17. ММ 1.595-591-444-2012. Проведение климатических испытаний образцов и элементов конструкций с обливом морской водой или растворами морской соли.
18. Антипов В.В., Сенаторова О.Г., Ткаченко Е.А., Вахромов Р.О. Алюминиевые деформируемые сплавы //Авиационные материалы и технологии. 2012. №5. С. 167–182.
19. Хохлатова Л.Б., Колобнев Н.И., Оглодков М.С., Михайлов Е.Д. Алюминийлитиевые сплавы для самолетостроения //Металлург. 2012. № 5. С.31-35.

20. Антипов В.В., Колобнев Н.И., Хохлатова Л.Б. Развитие алюминийлитиевых сплавов и многоступенчатых режимов термической обработки //Авиационные материалы и технологии. 2012. №5. С. 183–195.

21. Клочков Г.Г., Грушко О.Е., Попов В.И., Овчинников В.В., Шамрай В.Ф. Структура, технологические свойства и свариваемость листов из сплава В-1341 системы Al-Mg-Cu //Авиационные материалы и технологии. 2011. №1. С. 3–8.

22. Рябов Д.К., Колобнев Н.И., Самохвалов С.В., Махсидов В.В. Влияние предварительного естественного старения на свойства сплава 1913 в искусственно состаренном состоянии //Авиационные материалы и технологии. 2013. №2. С. 8–11.

23. Курс М.Г., Каримова С.А. Натурно-ускоренные испытания: особенности методики и способы оценки коррозионных характеристик алюминиевых сплавов //Авиационные материалы и технологии. 2014. №1. С. 51–57.

УДК 621.774.37

Напряжения и деформации, возникающие при гибке с упругим элементом

Кузин А.О.

АО «РКЦ «Прогресс», г. Самара

Аннотация:

В данной работе предложена новая схема процесса двухугловой гибки в штампе с упругой планкой, проведен анализ ее напряженно-деформированного состояния в DEFORM-2D.

Ключевые слова:

двухугольная гибка; упругие свойства; деформация; напряжение; форма пуансона; упругая планка; упругое пружинение; ширина планки.

Гибка листового металла осуществляется в результате упругопластической деформации, протекающей различно с каждой из сторон изгибаемой заготовки [1].

Слои металла внутри угла изгиба (со стороны пуансона) сжимаются и укорачиваются в продольном и растягиваются в поперечном направлении. Наружные слои (со стороны матрицы) растягиваются и удлиняются в продольном и сжимаются в поперечном направлении. Между удлиненными и укороченными слоями (волоками) находится нейтральный слой, длина которого равна первоначальной длине заготовки. При гибке узких полос происходит сильное искажение поперечного сечения, заключающееся в уменьшении толщины в месте изгиба, уширении внутри угла с образованием поперечной кривизны и сужении с наружной стороны (рис. 1).

В результате утонения материала и искажения формы поперечного сечения нейтральный слой в месте изгиба не проходит посередине сечения, а смещается в сторону малого радиуса. При гибке широких полос и листов также происходит утонение материала, но почти без искажения поперечного сечения, так как деформации в поперечном направлении противодействует сопротивление материала большой ширины. Лишь по краям широких полос происходит деформация, аналогичная поперечной деформации узких полос.

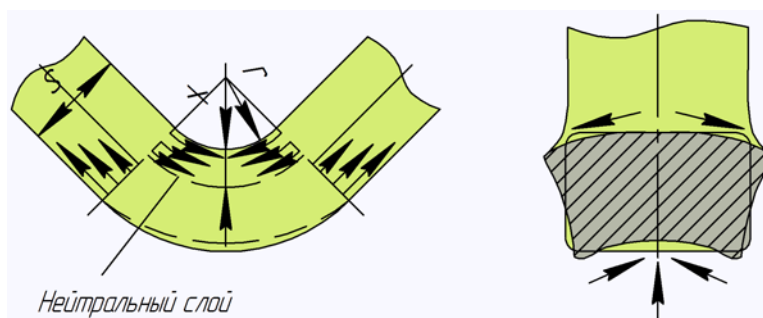


Рис. 1 – Схема процесса гибки.

В большинстве случаев гибка происходит при большой величине деформаций, когда в металле кроме продольных растягивающих и сжимающих напряжений образуются радиальные напряжения сжатия, которые возникают в результате давления крайних слоев металла на внутренние и достигают наибольшей величины у нейтрального слоя.

На рис. 2 приведены схемы напряженно-деформированного состояния при изгибе. При изгибе узких заготовок (рис. 2, а) деформированное состояние — объемное, так как поперечное сечение образца деформируется во всех трех направлениях.

По мере увеличения ширины изгибаемой заготовки поперечная деформация постепенно уменьшается и становится весьма малой в результате значительного сопротивления, оказываемого большой шириной заготовки (рис. 2, б).

С целью упрощения при изгибе широких заготовок деформацией боковых поверхностей можно пренебречь и рассматривать деформацию всего сечения как деформацию сдвига.

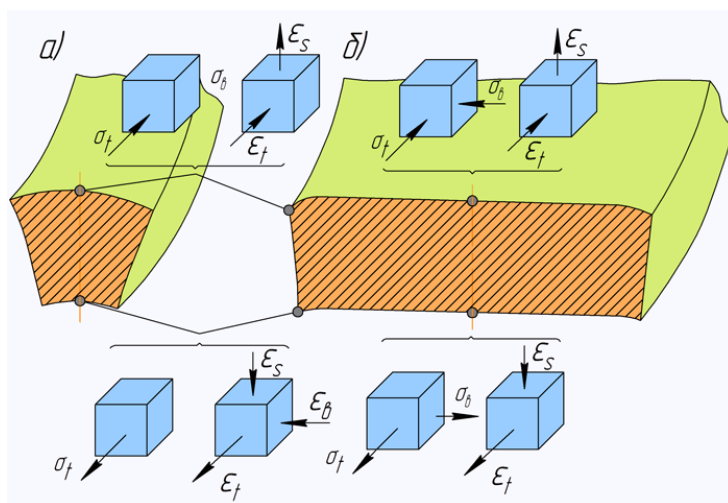


Рис. 2 – Схемы напряженно-деформированного состояния при изгибе:

σ — напряжение; ε — деформации.

Как известно, в процессе при двухугловой гибке возникает упругое пружинение[1]. Формула для приближённого определения упругого пружинения (П-образная гибка) [1]:

$$\operatorname{tg}\beta = 0,375 \cdot \frac{l_1}{kS} \cdot \frac{\sigma_m}{E}, \quad (1)$$

где β – угол пружинения;

$k = 1 - x$ – коэффициент, определяющий положение нейтрального слоя в зависимости от r/S ;

$l_1 = r_m + r_n + 1,25S$ – плечо гибки, мм;

σ_m – предел текучести, МПа;

E – модуль упругости, МПа.

На кафедре обработки металлов давлением Самарского Государственного Аэрокосмического Университета ведется работа по исследованию упругих свойств штамповой оснастки, в частности, процесса гибки листового материала[2].

В результате работы была разработана модель штампа с упругой планкой, которая позволяет сделать процесс двухугловой гибки более технологически и экономически выгодным. Данный штамп предназначен для углагиба 90° и $90^\circ - \beta$ и не учитывает утонение штампуемой заготовки в зонегиба. Схема процесса представлена на рисунке 3.

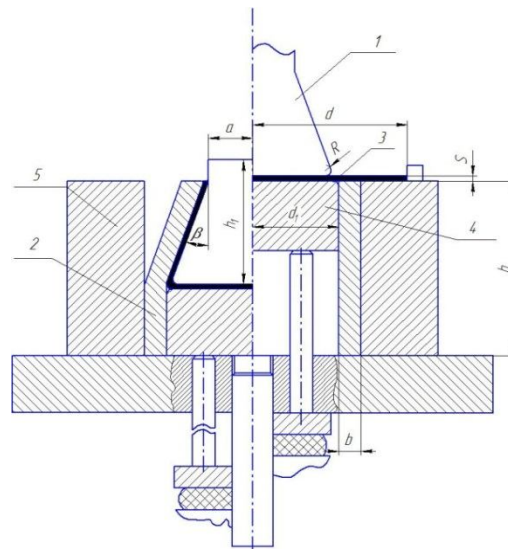


Рис. 3 – Схема процесса двухугловой гибки с использованием упругой планки (слева окончание процесса, справа начало процесса). 1 – пуансон; 2 – упругая планка; 3 – заготовка; 4 – выталкиватель; 5 – матрица; h – высота планки; b – ширина планки; R – радиусгиба; S – толщина заготовки; d – длина заготовки; h_1 – высота пуансона; a – ширина пуансона; d_1 – ширина выталкивателя.

В начале процесса заготовка 3 фиксируется на матрице 5 и выталкивателе 4, который находится в верхнем положении. При движении пуансона 1 вниз выталкиватель 4 опускается, упругая планка 2 начинает прижимать вертикальные полки заготовки 3 к пуансону 1, создавая дополнительную нагрузку на заготовку 3. При обратном ходе выталкиватель 4 выводит заготовку из матрицы 5, при этом упругая планка 2 на протяжении всего процесса прижимает заготовку 3 к пуансону 1. После окончания процесса заготовку 3 снимают с пуансона 1 пинцетом.

Применение данного способа позволит: использовать упругие свойства штамповой оснастки, повысить качество детали, снизить упругое пружинение за счет формы упругой планки и формы пуансона, исключить из технологического процесса операции калибровки.

Для подтверждения был смоделирован процесс деформации упругой планки и процесс двухугловой гибки с использованием упругой планки в программном комплексе DEFORM-2D. На рисунке 4 указана геометрия объектов при моделировании процесса двухугловой гибки с использованием упругой планки.

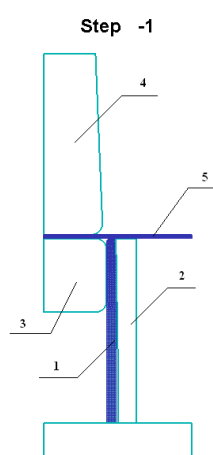


Рис. 4 – Геометрия объектов при моделировании процесса двухугловой гибки с использованием упругой планки.

Моделирование проводилось для процесса деформации прямого и обратного хода. Анализ результатов проводился в постпроцессоре программного комплекса. Для оценки условий процесса рассматривались поля распределений напряжений и деформаций по объёму планки в момент начала деформации, в середине процесса деформации и по окончании деформации.

В результате для заготовки толщиной $s=1\text{мм}$ было получено, что максимальные напряжения в начале деформации равны $0,375\text{ МПа}$ (для $s=6\text{мм}$, $\sigma_{\max}=0,519\text{МПа}$), они возникают в месте контакта заготовки с пуансоном, упругой планки с выталкивателем и упругой планки с матрицей. Значительных пластических деформаций ещё не возникает, однако в заготовке в месте контакта с пуансоном степень пластической деформации достигает 36% для $s=1\text{мм}$ и $22,4\%$ для $s=6\text{мм}$. В середине процесса деформации максимальные напряжения возникают в большем объёме заготовки и упругой планки, а именно в местах контакта заготовки и упругой планки, а также в месте контакта упругой планки и матрицы равны: для $s=1\text{мм}$, $\sigma_{\max}=0,375\text{ МПа}$; для $s=6\text{мм}$ $\sigma_{\max}=0,519\text{МПа}$. Максимальные значения пластических деформаций при этом наблюдаются в месте скругления заготовки (контактная поверхность «заготовка- пуансон»), их уровень достигает 36% для $s=1\text{мм}$ и $67,3\%$ для $s=6\text{мм}$, а также в месте контакта заготовки с упругой планкой и на внешнем радиусе скругления: 24% для $s=1\text{мм}$; $44,9\%$ для $s=6\text{мм}$. По окончании прямого хода пуансона максимальные напряжения в упругой планке наблюдаются по сечению упругой планки на уровне контакта матрицы и выталкивателя и равны: для $s=1\text{мм}$, $\sigma_{\max}=0,748\text{МПа}$; для $s=6\text{мм}$, $\sigma_{\max}=1,12\text{МПа}$. В основном же уровень напряжений в этой области составляет $0,249\text{ МПа}$ для $s=1\text{мм}$ и $0,749\text{МПа}$ для $s=6\text{мм}$. Таким образом, пластические деформации в планке не возникают, в заготовке же на данном этапе максимальное значение пластической деформации достигает 36% для $s=1\text{мм}$ и $67,3\%$ для $s=6\text{мм}$ (в области внутреннего радиуса скругления). На рисунке 5 показаны поля

распределения напряжений (а) и деформаций (б) по объёму заготовки и планки в момент начала, середины и по окончании деформации при прямом ходе.

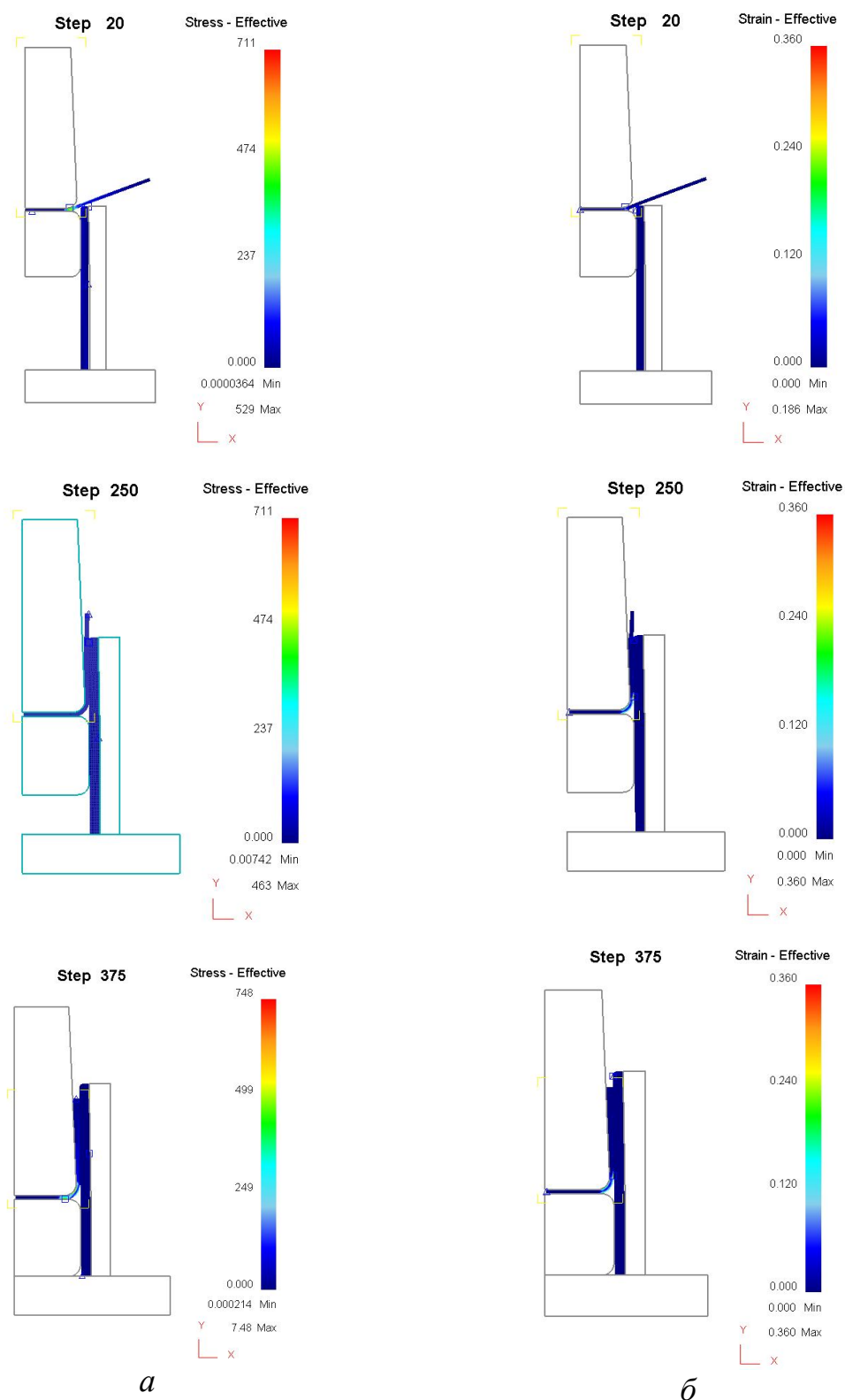


Рис. 5 – Поля распределения напряжений (а) и деформаций (б) по объёму заготовки и планки в начале, середине и по окончании деформации

При начале обратного хода деформации в упругой планке не возникают. По окончании обратного хода пуансона, то есть после снятия нагрузки напряжения, как и пластические деформации, в планке отсутствуют. В заготовке деформации составляют 39,7 % для $s=1$ мм и 67,3% для $s=6$ мм. На рисунке 6 показаны поля распределения напряжений (а) и деформаций (б) по объёму заготовки и планки в начале, середине и по окончании деформации при обратном ходе.

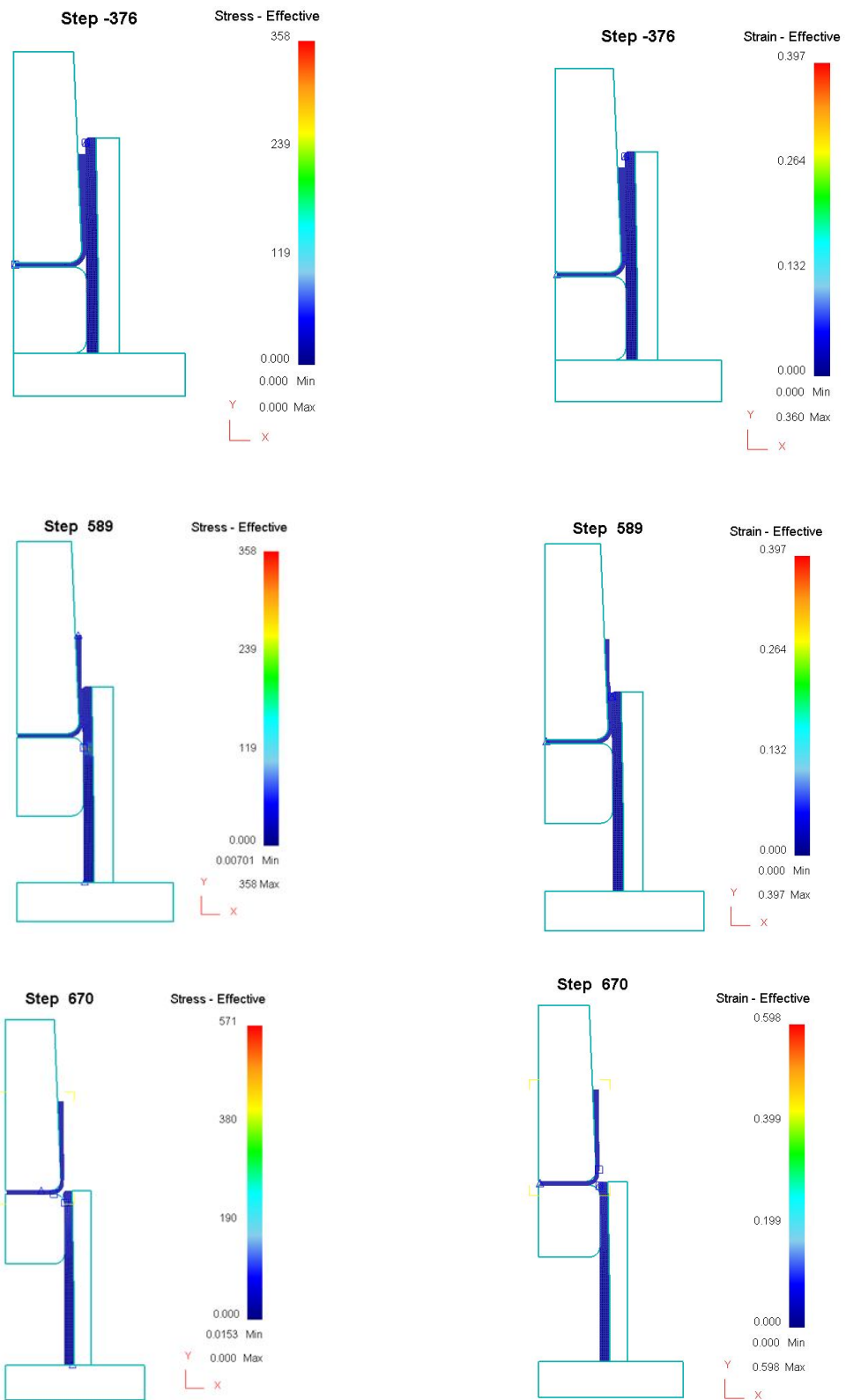
Таким образом, напряжения, возникающие в планке и заготовке, имеют допустимый уровень для материалов, из которых они изготовлены. Пластическая деформация активно проходит в заготовке, в планке же она отсутствует (что подтверждает её упругую модель).

Результаты замера толщины заготовки в конце прямого хода, показали, что толщина постоянна ($S_1=1$ мм и $S_2=6$ мм) и равна начальной, кроме места перегиба, где наблюдается небольшое утонение за счет пластической деформации (0,98 мм и 5,89 мм).

Также был проведен анализ напряжения по ширине планки в месте максимального изгиба упругой планки и анализ напряжения на поверхности планки по длине образующей.

Рисунок 5 показывает, что максимальные напряжения возникают в точках соприкосновения планки с заготовкой и матрицы с планкой и не превышают предела текучести $\sigma_i = 0,4$ МПа $\ll \sigma_r = 460$ МПа - для стали 45, $\sigma_i = 0,56$ МПа $\ll \sigma_m = 460$ МПа для стали 45.

Из рисунка 5 видно, что распределение имеет максимальное значение в месте изгиба планки и не превышает предел текучести $\sigma_i = 0,56$ МПа $\ll \sigma_m = 460$ МПа - для стали 45, $\sigma_i = 0,58$ МПа $\ll \sigma_m = 460$ МПа - для стали 45.



а

б

Рис. 6 - Поля распределения напряжений (а) и деформаций (б) по объёму заготовки и планки в начале, середине и по окончании деформации при обратном ходе

Штамповую оснастку целесообразно изготавливать из инструментальных сталей, предназначенных для штампов холодной штамповки. Размеры пуансона и матрицы соответствуют размерам детали. Пуансон корректируется в зависимости от геометрических параметров детали, угла пружинения, минимального радиуса гибки и материала заготовки.

Таким образом при моделирование процесса были рассчитаны напряжения и деформации, которые показали, что упругая планка пластически не деформируется. Разработанная модель штамповой оснастки с упругой планкой показала перспективность технологического процесса и рекомендована к внедрению в производство.

Литература

1. Романовский В.П. Справочник по холодной штамповке [Текст] / В.П.Романовский. – Л.: Машиностроение. Ленингр. Отд-ние, 1979. – 6 изд. – 520 с.
2. Попов И.П., Нестеренко Е.С., Кузин А.О. Исследование упругих свойств штамповой оснастки при операции двухугловой гибки в штампе с упругой планкой. – М.: Машиностроение, 2012. – С.121-124.
3. Сторожев М.В. Теория обработки металлов давлением: учебник для вузов/ М.В. Сторожев, Е.А. Попов. – 4-е изд., переработ. и доп. – М.: Машиностроение, 1977. – 423 с.
4. Писаренко Г.С. Справочник по сопротивлению материалов [Текст] / Г.С. Писаренко, А.П. Яковлев, В.В. Матвеев; Отв. ред. Писаренко Г.С. – Киев: Наукова думка 1988. - 2-е изд. – 736 с.
5. Гуляев А.П. Металловедение [Текст] / А.П.Гуляев. – М.: Металлургия, 1986. - 544с.

Защитные композиционные фторполимерные покрытия на алюминиевых сплавах

Машталяр Д.В.¹, к.т.н.; Гнеденков С.В.¹, д.х.н.; Синебрюхов С.Л.¹, д.х.н.; Имшинецкий И.М.¹; Надараиа К.В.¹; Бузник В.М.², академик РАН

madiva@inbox.ru

¹ФГБУН Институт химии Дальневосточного отделения РАН, г. Владивосток

²ФГУП «Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов», г. Москва.

Аннотация:

Предложены способы создания на алюминиевых сплавах композиционных покрытий, формируемых методом плазменного электролитического оксидирования с последующим нанесением фторполимера из суспензий.

Ключевые слова:

плазменное электролитическое оксидирование, алюминиевые сплавы, ультрадисперсный политетрафторэтилен, защитные покрытия.

Abstract:

The methods of composite coatings fabrication at the aluminum alloy by plasma electrolytic oxidation and subsequently deposition of fluoropolymer from suspensions have been developed.

Keywords:

plasma electrolytic oxidation, aluminum alloys, superdispersed polytetrafluoroethylene, protective coatings.

Реферат

Представлены способы формирования на поверхности алюминиевых сплавах композиционных полимерсодержащих покрытий методом плазменного электролитического оксидирования с применением фторорганического материала. Композиционные покрытия существенно увеличивают антикоррозионные и антифрикционные свойства алюминиевых сплавов, снижая токи коррозии и износ покрытий на 6 и 4 порядка соответственно. Это позволяет значительно уменьшить вероятность коррозионного и механического повреждения защитного покрытия в процессе эксплуатации, а, следовательно, повысить его надежность.

Введение

Алюминиевые сплавы в качестве конструкционного материала обладают целым рядом технико-экономических достоинств, обеспечивающих целесообразность их применения в авиационной, автомобильной и электронной промышленности. Механические свойства ряда марок алюминиевых сплавов не уступают прочности сталей. Это позволяет уменьшить металлоемкость конструкции, облегчает транспортирование оборудования, монтажные и ремонтные работы и др. Алюминиевые сплавы обладают хорошими технологическими свойствами, хорошо обрабатываются давлением в горячем и холодном состоянии, хорошо свариваются, обрабатываются резанием.

Тем не менее, у алюминиевых сплавов существуют определенные недостатки: невысокая коррозионная стойкость и подверженность механическому износу. Существуют различные методы защиты алюминиевых сплавов, среди которых наибольшее распространение получили методы нанесения покрытий. Одним из наиболее перспективных способов формирования защитных покрытий на металлах и сплавах является плазменное электролитическое оксидирование (ПЭО), которое позволяет формировать многофункциональные керамоподобные антикоррозионные, износостойкие, диэлектрические, теплостойкие, а также декоративные покрытия на поверхности металлов и сплавов [1–6].

Развитая морфология поверхности с мезопористой кластерной структурой может служить подходящей основой для нанесения полимерных материалов на поверхность формируемых методом ПЭО покрытий с целью обеспечения дополнительной защиты изделий. Особый интерес в этой связи представляют фторполимеры для защиты металлов от коррозии, благодаря уникальной стойкости к различным агрессивным средам и высокой гидрофобности. Перспективным является использование фторполимеров для получения покрытий различного назначения: антикоррозионных, химически стойких с повышенной долговечностью и обладающих такими важными свойствами, как гидрофобность, износостойкость и др. Применение фторполимеров без предварительной подготовки поверхности невозможно из-за низкой адгезии полимера к металлическим поверхностям. Улучшить сцепление фторполимерных материалов с подложкой можно за счет предварительно нанесенного покрытия с развитой поверхностью, в частности на слой, полученный методом плазменного электролитического оксидирования. Сочетание свойств слоя, формируемого методом ПЭО, и свойств фторполимерных материалов позволяет обеспечить композиционному полимерсодержащему покрытию высокие защитные характеристики. В ряду фторсодержащих соединений особый интерес представляет политетрафторэтилен, который обладает набором уникальных свойств, определивших его широкое применение в различных отраслях науки и техники.

В Федеральном государственном бюджетном учреждении науки Институте химии Дальневосточного отделения Российской академии наук разработаны способы нанесения полимеров на пористую часть ПЭО-покрытия, что позволяет целенаправленно формировать композиционные защитные многофункциональные слои с применением суспензий ультрадисперсного политетрафторэтилена. Использование фторполимерных материалов при направленном формировании композиционных покрытий и метода ПЭО обеспечивает ряд преимуществ по сравнению с классическими подходами [7, 8]. Это расширяет спектр практического использования обрабатываемых металлов и сплавов. В частности, улучшение электрохимических и трибологических характеристик поверхностных слоев материала чрезвычайно полезно для алюминиевых сплавов.

В данной работе на основе обобщения научных данных предшествующих исследований предлагаются оригинальные способы формирования композиционных полимерсодержащих слоев, обосновываются режимы нанесения полимера и последующей термообработки.

Методики исследований

Для получения композиционного покрытия в данной работе в качестве полимерных материалов использовали водную суспензию ультрадисперсного политетрафторэтилена (УПТФЭ). УПТФЭ торговой марки «Форум®» [9] является продуктом термоградиентного синтеза [10, 11], средний размер частиц УПТФЭ – согласно данным сканирующей электронной микроскопии – составляет ~0,6 мкм.

Для нанесения покрытий методом ПЭО использовали алюминиевые сплавы АМг3 и Д16. Образцы представляли собой прямоугольные пластины размером 15мм×20мм×2мм. Для стандартизации поверхности сплава перед оксидированием образцы подвергали механической обработке шлифовальной бумагой различной зернистости (600, 800, 1200), промывали дистиллированной водой и обезжиривали спиртом. Процесс формирования покрытий осуществляли на установке плазменного электролитического оксидирования, оснащенной автоматизированной системой управления и контроля, сопряженной с компьютером с соответствующим программным обеспечением. Все образцы обработали в две стадии в биполярном режиме ПЭО. Отношение длительности анодного периода поляризации к катодному было равно 1. Частота поляризующих импульсов составляла 300 Гц.

Нанесение УПТФЭ осуществляли окунанием (dip-coating method) и электрофоретическим методом. Электрофоретический метод применяли использовали для сплава АМг3 и метод окунания для сплава Д16. При нанесении полимера электрофоретическим методом концентрация частиц УПТФЭ в используемой суспензии составляла 30 г/л. Напряжение электрофоретического осаждения частиц полимера на ПЭО-слой поддерживали потенциостатически при значении 200 В. Последующую термообработку композиционного покрытия после нанесения полимера осуществляли в муфельной печи при в течение 15 мин.

Полимер также наносили путем погружения образцов с ПЭО-покрытием в 15–20% суспензию УПТФЭ с последующей термообработкой. Нанесение полимера осуществлялось согласно ранее предложенным способам формирования композиционного покрытия методом окунания [12].

Электрохимические свойства сформированных на сплаве алюминия поверхностных слоев были исследованы методами потенциодинамической поляризации и электрохимической импедансной спектроскопии. Измерения проводили на установке VersaSTAT MC (фирма Princeton applied research, США). В качестве электролита применяли 3%-ный водный раствор NaCl. Рабочая площадь образца составляла 1 см². Для установления потенциала коррозии (E_c) перед началом электрохимических измерений образцы выдерживали в растворе в течение 15 мин. Потенциодинамические измерения проводили со скоростью развертки 1 мВ/с. При проведении импедансных измерений использовали синусоидальный сигнал с амплитудой 10 мВ. Спектр записывали при значении потенциала свободной коррозии в диапазоне частот от 0,01 Гц до 0,3 МГц.

Трибологические испытания проводили на автоматизированной машине трения Tribometer (фирма CSM Instruments, Швейцария) по схеме испытания «шар–диск». В качестве контртела

выбран корундовый шар $\varnothing 10$ мм. Все исследования проводили в режиме сухого трения на воздухе при температуре 25°C и нагрузке 10 Н при линейной скорости вращения шара 50 мм/с и диаметре трека 10 мм. Оценку площади поперечного сечения дорожки износа после трибологических испытаний проводили с помощью прецизионного контактного профилометра MetekSurtronic 25. Эксперимент для образцов с покрытием останавливали в момент протирания покрытия до металлической подложки. Скорость износа рассчитывали по формуле: $I = \Delta V_{\text{обр}} / N \cdot P$, где $\Delta V_{\text{обр}}$ – потеря объема образца при испытании; N – длина пробега; P – приложенная нагрузка. Потеря объема образца $\Delta V_{\text{обр}} = S \cdot l$, где l – длина окружности; S – площадь сечения канала износа. Износ статического контртела в данном исследовании не обнаружен и при расчете не учитывался.

Экспериментальная часть

Применение двух отличающихся друг от друга методов формирования композиционного покрытия с использованием УПТФЭ обусловлено необходимостью установления преимуществ и недостатков каждого способа нанесения полимера на изделия различной геометрической формы и различных размеров. В зависимости от метода нанесения УПТФЭ использовали следующую кратность обработки: однократную – при электрофоретическом осаждении и трехкратную – при окунании.

Электрофоретический способ нанесения ультрадисперсного политетрафторэтилена обеспечивает создание полимерной пленки путем однократной обработки. Электролит должен отвечать следующим требованиям: частицы должны быть диспергированы в проводящей среде и иметь высокий электрокинетический потенциал – более ± 30 мВ.

Метод окунания является удобным и простым, не требующим затрат электроэнергии. Предварительно установлено, что наиболее однородный слой получается при плавном погружении, выдержке в суспензии не более 10–15 с и быстром извлечении. Излишки полимера убирали съемником. После нанесения слой предварительно высушивали на воздухе не менее 20 мин при 25°C. Помимо однородности при таком способе в нанесенном слое образовывалось минимальное количество газовых пузырьков, которые могут привести к значительным дефектам в покрытии на следующих стадиях его формирования.

По результатам электрохимических исследований (табл. 1) сделаны выводы о положительном влиянии обработки ПЭО-покрытий УПТФЭ на антикоррозионные свойства формируемых композиционных покрытий. Образцы с композиционными покрытиями имеют более благородный потенциал коррозии E_c по сравнению с образцами без покрытия и с ПЭО-покрытием. Независимо от способа нанесения полимера сформированные композиционные покрытия обладают наилучшими антикоррозионными характеристиками. Для таких слоев плотность тока коррозии I_c более чем на три порядка меньше, чем для базового ПЭО-покрытия (табл. 1).

Таблица 1

Основные электрохимические характеристики образцов из алюминиевых сплавов после различной поверхностной обработки

Тип поверхности образца	$ Z _{f \rightarrow 0 \text{ Гц}}$ Ом·см ²	R_p , Ом·см ²	I_c , А/см ²	E_c , В
Сплав АМгЗ				
Без обработки	$3,2 \cdot 10^4$	$1,4 \cdot 10^4$	$1,3 \cdot 10^{-6}$	-0,75
С ПЭО-покрытием	$5,1 \cdot 10^4$	$3,3 \cdot 10^4$	$3,6 \cdot 10^{-6}$	-1,20
С композиционным покрытием, полученным методом электроосаждения УПТФЭ	$2,1 \cdot 10^7$	$3,5 \cdot 10^7$	$1,2 \cdot 10^{-9}$	-0,84
Сплав Д16				
Без обработки	$1,9 \cdot 10^3$	$4,5 \cdot 10^3$	$1,2 \cdot 10^{-6}$	-0,60
С ПЭО-покрытием	$1,4 \cdot 10^6$	$7,5 \cdot 10^6$	$2,0 \cdot 10^{-9}$	-0,55
С композиционным покрытием, полученным методом окунания в суспензию УПТФЭ	$8,2 \cdot 10^8$	$1,8 \cdot 10^9$	$3,3 \cdot 10^{-11}$	0,14

Значения модуля импеданса, измеренного на низких частотах ($|Z|_{f \rightarrow 0 \text{ Гц}}$ – см. табл. 1), для образцов с композиционным полимерным слоем на поверхности на несколько порядков выше, чем для образцов с базовым ПЭО-покрытием и образцов без покрытия. Близкие по величине значения электрохимических характеристик композиционного покрытия, полученных представленными в данной работе методами, обусловлены тем, что в обоих случаях на поверхности ПЭО-слоя создается равномерная сплошная полимерная пленка, заполняющая поры и дефекты ПЭО-покрытия и существенно повышающая степень защиты обрабатываемого сплава.

Результаты трибологических исследований свидетельствуют о высоких значениях антифрикционных характеристиках композиционных покрытий с нанесенным на поверхность фторполимерным материалом. Коэффициент трения для таких покрытий имеет низкие значения в диапазоне 0,05–0,1, при среднем значении $\sim 0,08$. Композиционное покрытие с запечатанными порами базового ПЭО-слоя обеспечивает изделиям из алюминиевых сплавов не только максимальную антикоррозионную защиту, но и высокие антифрикционные свойства. Для пары трения корунд/композиционное покрытие коэффициент трения равен 0,4, что более чем в 8 раз меньше, чем у исходного покрытия, сформированного в процессе ПЭО. Такое значение данного параметра говорит о значительном улучшении антифрикционных свойств композиционного покрытия. В этом случае частицы фторполимерного материала играют роль сухой смазки. Под действием нагрузки фторполимер уплотняется и распределяется более равномерно, обеспечивая

снижение коэффициента трения, а следовательно, увеличивая ресурс износа композиционного покрытия.

Данные по оценке износостойкости композиционных слоев приведены в табл. 2. Максимальное снижение износа обеспечивает покрытие, полученное при нанесении УПТФЭ, что связано с образованием на поверхности образца полимерной пленки.

Таблица 2

Значения износа образцов из алюминиевых сплавов с различными видами поверхностной обработки

Тип поверхности образца	Износ, $\text{мм}^3/(\text{Н}\cdot\text{м})$
Сплав АМгЗ	
В исходном состоянии (без обработки)	
С ПЭО-покрытием	$8,3 \cdot 10^{-4}$
С композиционным покрытием, полученным методом электроосаждения УПТФЭ	$5,3 \cdot 10^{-5}$
Сплав Д16	
С ПЭО-покрытием	$6,6 \cdot 10^{-3}$
С композиционным покрытием, полученным методом окунания в суспензию УПТФЭ	$3,2 \cdot 10^{-3}$

Выводы и рекомендации

В результате проведенных исследований установлено, что формирование покрытий путем нанесения фторполимера на сформированный методом ПЭО базовый слой позволяет существенно увеличить как антикоррозионные, так и антифрикционные свойства поверхности алюминиевых сплавов. Антикоррозионные и трибологические характеристики полимерсодержащего композиционного покрытия обусловлены особенностями морфологии поверхности, высокими диэлектрическими свойствами покрытия, а также влиянием свойств твердой смазки, в качестве которой выступают частицы политетрафторэтилена в составе слоя. Наилучшими защитными свойствами обладают композиционные покрытия, сформированные окунанием предварительно обработанных методом ПЭО образцов алюминиевых сплавов в суспензию, содержащую частицы УПТФЭ. Способ позволяет обрабатывать изделия сложной геометрии, включая закрытые полости. Разработанные композиционные слои являются перспективными материалами для различных областей промышленности, в том числе для самолетостроения и аэрокосмической техники.

Работа выполнена при поддержке Российского научного фонда (№14-33-00009).

Литература

1. Гнеденков С.В., Синебрюхов С.Л., Сергиенко В.И. Композиционные многофункциональные покрытия на металлах и сплавах, формируемые плазменным электролитическим окислением. Владивосток: Дальнаука. 2013. 460 с.
2. Суминов И.В., Белкин П.Н., Эпельфельд А.В., Людин В.Б., Крит Б.Л., Борисов А.М. Плазменно-электролитическое модифицирование поверхности металлов и сплавов. В 2 т. Т. 1. М.: Техносфера. 2011. 464 с.
3. Суминов И.В., Эпельфельд А.В., Людин В.Б., Крит Б.Л., Борисов А.М. Микродуговое окисление (теория, технология, оборудование). М.: ЭКОМЕТ. 2005. 368 с.
4. Мамаев А.И., Мамаева В.А. Сильноточковые микроплазменные процессы в растворах электролитов. Новосибирск: Изд-во СО РАН. 2005. 255 с.
5. Yerokhin A.L., Nie X., Leyland A., Matthews A., Dowe S.J. Plasma electrolysis for surface engineering //Surface and Coatings Technology. 1999. V. 122. P. 73–93.
6. Yerokhin A.L., Shatrov A., Samsonov V., Shashkov P., Leyland A., Matthews A. Fatigue properties of keronite coatings on a magnesium alloy // Surface and Coating Technology. 2004. V. 182. P. 78–84.
7. Aliofkhaezrai M., Rouhaghdam A.S. Fabrication of functionally gradient nanocomposite coatings by plasma electrolytic oxidation based on variable duty cycle //Applied Surface Science. 2012. V. 258. №6. P. 2093–2097.
8. Шабанова Н.А., Попов В.В., Саркисов П.Д. Химия и технология нанодисперсных оксидов. М.: Академкнига. 2007. 309 с.
9. Товарный знак «ФОРУМ», №140123.
10. Бузник В.М., Фомин В.М., Алхимов А.П., Игнатьева Л.Н. и др. Металлополимерные нанокомпозиты. Новосибирск: Изд-во СО РАН. 2005. С. 260.
11. Способ получения тонкодисперсного ПТФЭ и содержащая его масляная композиция: пат. №2100376 Рос. Федерация; опубл. 27.12.1997.
12. Гнеденков С.В., Синебрюхов С.Л., Машталяр Д.В., Надараиа К.В. Формирование защитных композиционных покрытий на магниевом сплаве с использованием метода ПЭО и теломерного раствора //Цветные металлы (в печати).

УДК 629.7.023

Экологически чистые технологии обработки поверхности алюминиевых сплавов

Козлова И.А.; Павловской Т.Г., Захарова К.Е.

Аннотация:

Алюминиевые сплавы, несмотря на повышенный интерес конструкторов к композитным полимерным материалам (ПКМ), являются основным конструкционным материалом авиационной промышленности, а значит и вопросы их защиты от коррозии, придания их поверхности специальных свойств остаются актуальными. Современные требования экологических норм безопасности технологических процессов требуют исключить применение в растворах для обработки поверхности токсичные соединения, такие как шестивалентный хром. В работе представлены современные технологические решения обработки алюминиевых сплавов в растворах, не содержащих токсичных соединений.

Ключевые слова:

плазменное электролитическое оксидирование, анодное оксидирование, анодно-оксидные покрытия, химическое оксидирование, алюминиевые сплавы.

Abstract:

Aluminum alloys, despite keen interest of designers in composite polymeric materials (ПКМ), are the base constructional material of the aviation industry, so and questions of their corrosion protection, giving of their surface of special properties remains actual. Modern requirements of ecological standards of safety of technological processes require to exclude application in solutions for surface treatment toxic connections, such as hexavalent chromium. In work modern technological solutions of processing of aluminum alloys in the solutions which are not containing toxic connections are provided.

Keywords:

plasma electrolytic oxidation, anodic oxidation, anode oxide coatings, chemical oxidation, aluminum alloys.

Введение

Роль металлов в качестве основного авиационного материала в ближайшем будущем, очевидно, будет сохраняться, несмотря на увеличение доли композиционных материалов в конструкциях. Необходимо отметить, что в последние десятилетия в современной технике увеличивается количество используемых металлов с высокой удельной прочностью. К таким металлам следует отнести алюминий-литиевые сплавы [1,2]. В связи с этим остается актуальным вопрос антикоррозионной защиты конструкций авиационной техники эксплуатирующийся в жестких климатических условиях [3].

На сегодняшний день в производстве применяют для защиты от коррозии алюминиевых сплавов и приданию их поверхности специальных свойств химическую и электрохимическую обработку. В применяемых процессах используют растворы, содержащие токсичные соединения. Современные стандарты безопасности труда на производстве и другие экологические нормативы, предъявляемые к производственным процессам по обработке поверхности алюминиевых сплавов, требуют отказаться от использования растворов, наиболее эффективных с точки зрения защитных свойств формируемых в них покрытий, содержащих соединения шестивалентного хрома. Специалистами ФГУП «ВИАМ» систематически проводятся исследования, направленные на усовершенствования, с точки зрения экологии, технологий химической и электрохимической обработки алюминиевых сплавов [4].

Основная часть

При защите от коррозии алюминиевых сплавов в отечественной промышленности в основном используются сернокислотные анодно-оксидные покрытия, которые формируются электрохимическим способом в электролите, содержащем серную кислоту. Этот процесс отличается стабильностью, дешевизной, простотой и большими допусками технологических параметров.

Анодно-оксидные покрытия состоят из двух слоев: тонкого беспористого (барьерного) слоя и относительно толстого пористого слоя. Для защиты от коррозии, на изделиях авиационной техники используются покрытия, имеющие толщину на неплакированных деталях 6-8 мкм и на плакированных – до 12 мкм (рисунок 1).

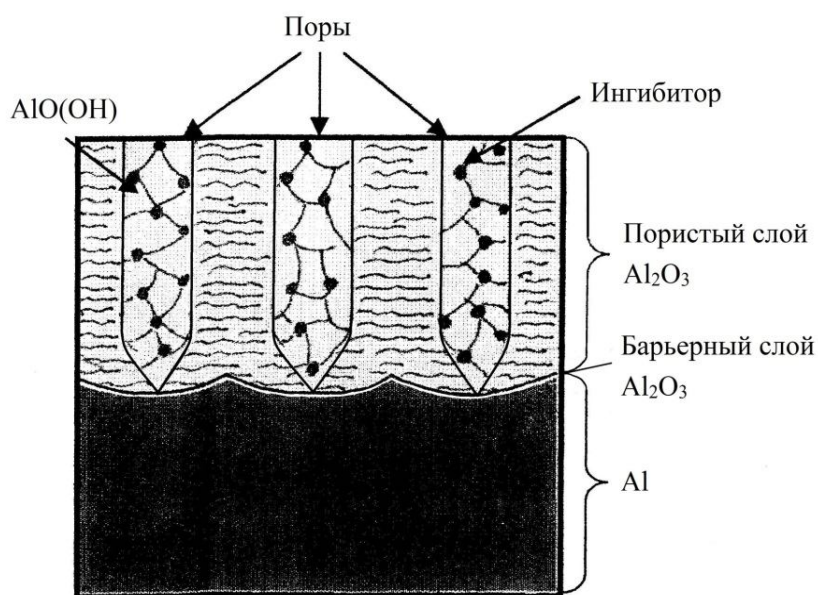


Рис. 1 – Схема сернокислотного анодно-оксидного покрытия

Сернокислотные покрытия сами по себе не обладают достаточной коррозионной стойкостью, поэтому для придания этого необходимого свойства используется метод уплотнения, заключающийся в закупорке пор растворами, содержащими ингибиторы коррозии, обеспечивающими образования нерастворимых комплексов. Сегодня на большинстве авиационных предприятиях для уплотнения применяют токсичный 5%

раствор бихромата калия, при этом температура раствора составляет 95-98 °С. При разработке новых растворов наполнения было необходимо учитывать высокую степень технологического консерватизма на большинстве предприятий авиационной отрасли промышленности, и не вносить существенного изменения в используемый на производстве технологический процесс сернокислотного анодного оксидирования. В процессе исследований проверено более 50 различных растворов наполнения оксидной пленки, содержащих органические и неорганические соединения и их сочетания [6]. Основной акцент исследований был сделан на использования синергетического эффекта при использовании нетоксичных ингибиторов коррозии. В раствор наполнения вводились также красящие добавки, так как для промышленного применения при уплотнении покрытия необходимо обеспечивать его окрашивание для проведения экспресс-методом проверки наличия покрытия и качества обрабатываемого сплава (наличие трещин, пор и других видимых дефектов). При использовании разработанного раствора удается добиваться высоких защитных свойств покрытия: отсутствие коррозионных поражений при экспозиции более 1000 часов в камере солевого тумана на таких традиционных сплавах, как Д16 и В95 и новых сплавах, таких как 1933, 1461, 1424, а также окрашивания покрытия. Достоинством нового раствора является возможность снижения обычно применяемой температуры наполнения (95-98 °С) в 2 раза.

В авиационной технике широко используются клеевые соединения, в том числе в сотовых конструкциях. Применение анодного оксидирования должно обеспечивать высокие прочностные характеристики и коррозионную стойкость клеевых соединений. Основным направлением исследований стало изучение морфологии поверхности до и после электрохимической обработки и влияния технологических режимов подготовки поверхности на прочность клеевых соединений. Анодно-оксидные покрытия, сформированные в электролитах различного состава – хромовокислотном, сернокислотном,

сернокислотном отличаются по величине барьерного слоя, пористости, морфологии и имеют различные адгезионные и защитные свойства.

В настоящее время, для подготовки поверхности перед склеиванием современными высокопрочными клеями, в качестве подготовки поверхности используется хромовокислотное анодное оксидирование, обеспечивающее высокую адгезионную прочность клеевых соединений. Существенным недостатком процесса хромовокислотного анодного оксидирования является высокая токсичность электролита, содержащего Cr^{+6} . Хромовокислотное анодно-оксидное покрытие позволяет обеспечить высокую развитость поверхности и имеет удовлетворительную толщину внутреннего барьерного слоя.

По защитным свойствам, сернокислотное анодно-оксидное покрытие значительно превосходит хромовокислотное покрытие (таблица 1).

Однако, покрытия, полученные методом сернокислотного анодного оксидирования, имеют недостаточно высокие адгезионные свойства, кроме того, возможен отрыв покрытия от поверхности металла при склеивании высокопрочными клеями.

Высокие адгезионные свойства позволяет получать фосфорнокислотное анодное оксидирование. Фосфорнокислотные оксидные покрытия, в связи с очень развитой поверхностью, которые при увеличении в 20000 раз имеют вид травяного покрова, отличаются высокими адгезионными свойствами (прочность клеевого соединения – 32 МПа – на уровне хромовокислотного анодного оксидирования). Защитные свойства этого покрытия невелики и коррозионные поражения на сплаве В-1469Т1 возникают уже после 168 часов экспозиции в КСТ. Удовлетворительные защитные свойства фосфорнокислотные покрытия имеют только после наполнения в растворе, содержащем соединения Cr^{+6} [7].

Специалистами ВИАМ разработан процесс электрохимической подготовки поверхности в комбинированном электролите, позволяющий получить адгезионные свойства на поверхности алюминиевого сплава, не

уступающий полученным по традиционной технологии. Работы велись на алюминий-литиевом сплаве В-1469Т1. Изучение сочетания различных электролитов позволило создать комбинированный электролит на основе фосфорной кислоты, при котором получена удовлетворительная коррозионная стойкость клеевого соединения сплава В-1461 в сочетании с высокими адгезионными характеристиками поверхности (прочность клеевого соединения – 35,5 МПа). Аналогичные результаты получены на традиционных алюминиевых сплавах В95Т2 и 1163.

Таблица 1

Защитные свойства покрытий

Электролит	Толщина покрытия, мкм	Прочность при сдвиге, МПа		Коррозионная стойкость, сутки в КСТ
		После склейки	Характер разрушения	
CrO ₃ (традиционный)	2,1	<u>32,4</u> 31,6 – 33,6	70%К 30%А	336
H ₂ SO ₄	5,2	<u>21,2</u> 17,3 – 23,5	10%К 90%А	720
H ₃ PO ₄	0,4	<u>32,0</u> 31,2 – 33,6	70%К 30%А	168
Комбинированный электролит	0,6	<u>35,5</u> 34,5 – 36,5	74%К 26%А	336

Наряду с модернизацией применяющихся на сегодняшний день технологических процессов обработки алюминиевых сплавов, специалистами ВИАМ также разработана технология обработки поверхности плазменным электролитическим методом. Преимуществами данного процесса формирования покрытий является:

- высокая экологическая чистота электролита;
- отсутствие специальных требований к проведению процессов предварительной подготовки поверхности перед нанесением покрытий.

К сожалению, в авиастроении такого широкого распространения технология плазменного электролитического оксидирования (ПЭО), как анодирование до сих пор не получила в силу различных, в том числе и экономических проблем конца 90-х начала 2000-х годов. В промышленности, до настоящего времени, на деталях, работающих на трение и износ, используется толстослойное анодное оксидирование с микротвердостью ≤ 350 HV [8]. Разработанная технология оксидирования позволяет получать на поверхности деталей из алюминиевых сплавов покрытия с более высокими показателями физико-механических свойств (микротвердость ≥ 1200 HV), коэффициентом трения (0,3-0,6) по сравнению с покрытиями, получаемыми методами твердого анодирования и даже хромовыми покрытиями на сталях (коэффициент трения 0,5-0,6; микротвердость 850-1000 HV). Покрытия получены на алюминиевых сплавах различного состава: 1163Т, АК6пп и 1933Т2. Специалистами ВИАМ проведены исследования по анализу влияния формы, частоты и очередности следования поляризирующего тока, выбраны оптимальные составы электролитов с применением симплекс планирования. Проведённые испытания модельных деталей на АО «МВЗ им М.Л. Миля» с целью определения возможности использования в серийном производстве пар трения, включающих в себя детали из алюминиевых сплавов с износостойким покрытием, показали высокие износостойкие свойства покрытия.

Помимо износостойкости поверхности алюминиевых сплавов, обработка плазменным электролитическим методом позволяет получить покрытие с высокими защитными свойствами более 3000 часов в КСТ без коррозионных поражений.

Выводы:

Разработанные технологии наполнения анодно-оксидных пленок раствором, не содержащим токсичные соединения хрома, подготовки поверхности алюминиевых сплавов под склеивание, химического

оксидирования и плазменного электролитического оксидирования позволяют существенно повысить экологическую безопасность на производстве.

Помимо экологических аспектов технологий ФГУП «ВИАМ», следует отметить и улучшение технологических характеристик формирования покрытий (снижение температуры наполнения в 2 раза); при использовании анодирования в комбинированном электролите повышение адгезионной прочности клеевого соединения из алюминиевых сплавов по сравнению с применяемой на сегодняшний день технологией хромовокислотного анодирования.

Применение технологии плазменного электролитического оксидирования позволит использовать в малонагруженных деталях пар трения алюминиевые сплавы, что позволит снизить в 3 раза вес конструкции, без потери других характеристик.

Литература:

1. Каблов Е.Н. Инновационные разработки ФГУП «ВИАМ» ГНЦ РФ по реализации «Стратегических направлений развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года» //Авиационные материалы и технологии. 2015. №1
2. Каблов Е.Н. Авиакосмическое материаловедение //Все материалы. Энциклопедический справочник. 2008. №3. С. 2–14.
3. Каблов Е.Н. Коррозия или жизнь //Наука и жизнь. 2012. №11. С. 16–21.
4. 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. 9–17.
5. 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

6. Кутырев А.Е., Фомина М.А., Чесноков Д.В. Моделирование воздействия испытательных факторов на коррозию металлических материалов при испытании на агрессивное воздействие компонентов промышленной атмосферы в камере солевого тумана. // Материаловедение. 2015. № 3. с. 7–15.

7. Каримова С.А., Павловская Т.Г., Петрова А.П. Подготовка поверхности алюминиевых сплавов с применением анодного оксидирования //Клеи. Герметики. Технологии. 2014. №1. С. 34–38.

8. Павловская Т.Г. Козлов И.А. Волков И.А. Захаров К.Е. Формирование твердых износостойких анодно-оксидных покрытий на деталях из литейных алюминиевых сплавов // Труды ВИАМ. 2015. №8. с.4.