



Высокопрочные Al–Zn–Mg–Cu-сплавы и легкие Al–Li-сплавы

В.В. Антипов

кандидат технических наук

О.Г. Сенаторова

кандидат технических наук

Е.А. Ткаченко

Р.О. Вахромов

Январь 2011

Всероссийский институт авиационных материалов (ФГУП «ВИАМ» ГНЦ) – крупнейшее российское государственное материаловедческое предприятие, на протяжении 80 лет разрабатывающее и производящее материалы, определяющие облик современной авиационно-космической техники. 1700 сотрудников ВИАМ трудятся в более чем тридцати научно-исследовательских лабораториях, отделах, производственных цехах и испытательном центре, а также в четырех филиалах института. ВИАМ выполняет заказы на разработку и поставку металлических и неметаллических материалов, покрытий, технологических процессов и оборудования, методов защиты от коррозии, а также средств контроля исходных продуктов, полуфабрикатов и изделий на их основе. Работы ведутся как по государственным программам РФ, так и по заказам ведущих предприятий авиационно-космического комплекса России и мира.

В 1994 г. ВИАМ присвоен статус Государственного научного центра РФ, многократно затем им подтвержденный.

За разработку и создание материалов для авиационно-космической и других видов специальной техники 233 сотрудникам ВИАМ присуждены звания лауреатов различных государственных премий. Изобретения ВИАМ отмечены наградами на выставках и международных салонах в Женеве и Брюсселе. ВИАМ награжден 4 золотыми, 9 серебряными и 3 бронзовыми медалями, получено 15 дипломов.

Возглавляет институт лауреат государственных премий СССР и РФ, академик РАН, профессор Е.Н. Каблов.

Статья подготовлена для опубликования в журнале «Металловедение и термическая обработка металлов», №9, 2011г.

Электронная версия доступна по адресу: www.viam.ru/public

Высокопрочные Al–Zn–Mg–Cu-сплавы и легкие Al–Li-сплавы

В.В. Антипов, О.Г. Сенаторова, Е.А. Ткаченко, Р.О. Вахромов

Всероссийский институт авиационных материалов

Приведен краткий обзор докладов 12-ой международной конференции, посвященных алюминиевым сплавам на основе систем Al–Zn–Mg–Cu и Al–Li.

Ключевые слова: алюминиевые сплавы, структура, механические свойства, коррозионная стойкость.

Высокопрочные алюминиевые сплавы

На конференции было сделано более 30-ти докладов по высокопрочным сплавам системы Al–Zn–Mg(Cu). В подавляющем большинстве работ исследования проводили на хорошо и давно освоенных серийных высокопрочных сплавах 7075, 7050, 7150 и более новых, но также серийных сплавах 7055 и 7085, применяемых в современных самолетах компаний Boeing и Airbus для силовых деталей внутреннего набора планера и обшивок крыла. Это и определило основную направленность исследований – поиск и усовершенствование технологии получения полуфабрикатов на всех этапах технологического цикла изготовления – от плавки и литья слитков до окончательной упрочняющей обработки в целях улучшения структуры и комплекса эксплуатационных свойств изделий из высокопрочных сплавов.

Следует отметить, что, наряду с проведением прямых экспериментов по исследованию алюминиевых сплавов, широко применяются методы их всестороннего математического компьютерного моделирования, особенно при разработке параметров литья слитков, обеспечивающих получение оптимальной микроструктуры и качества. По данным работ китайских ученых [1, 2], применение вместо обычного полунепрерывного метода (DC) низкочастотной электромагнитной обработки (LFEC) при производстве

высоколегированных слитков из сплавов типа 7055 позволяет существенно измельчить литое зерно и получить недендритную структуру (рис. 1, *а, б*). За счет приложения электромагнитного поля происходит более интенсивное перемешивание расплава, изменение направления и увеличение скорости течения, повышение однородности температурного поля, уменьшение температурных градиентов и внутренних напряжений в слитке. Все это обеспечивает отливку слитков из сплава 7055 толщиной до 600 мм без трещин, в отличие от метода DC (рис. 1, *б, в*).

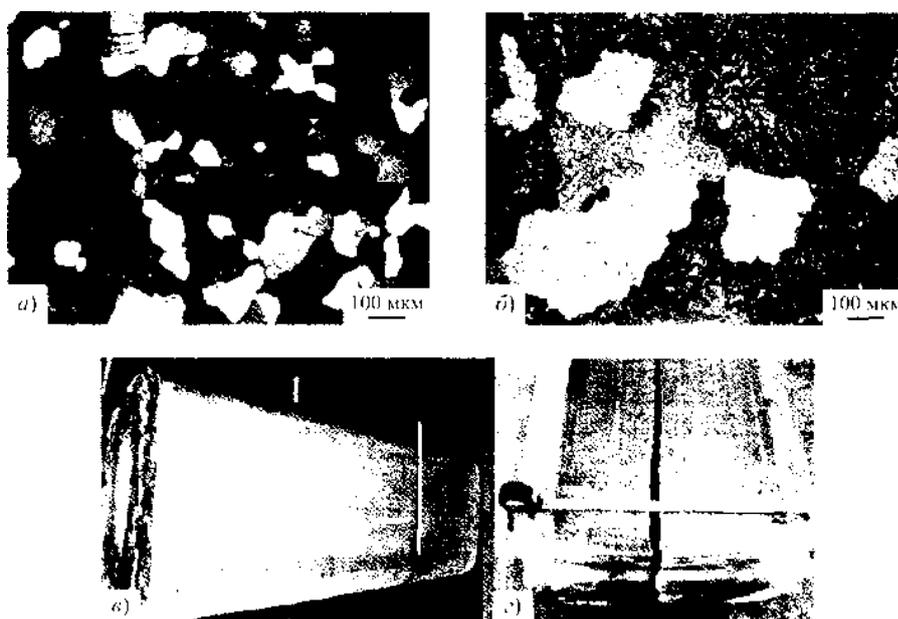


Рисунок 1. Микроструктура (*а, б*) и внешний вид (*в, г*) слитков из сплава 7055, полученных методом LFEC (*а, в*) и DC (*б, г*)

Авторы [3] предлагают другой, давно исследуемый способ измельчения (в 10–15 раз) элементов структуры слитков непрерывного литья и улучшения механических свойств деформированных полуфабрикатов из алюминиевых сплавов – ультразвуковую обработку расплава при затвердевании.

В работах [4, 5] на примере сплава 7050 приведен компьютерный расчет карт температур, остаточных термических напряжений и деформаций, а также координат зон, наиболее склонных к появлению холодных трещин по сечению слитков непрерывного литья, в том числе при литье с тепловой насадкой и регулируемым охлаждением водой. Определены критерии склонности слитков из высокопрочных алюминиевых сплавов к холодным

трещинам, что может быть использовано при выборе режимов непрерывного литья слитков нужной геометрии.

В работах [6, 7] описаны модели гомогенизации алюминиевых сплавов, разработанные на базе качественного и количественного анализа фазовых превращений в слитках из сплавов системы Al–Zn–Mg–Cu (7449, 7050) в широком температурно-временном интервале с изменением скорости нагрева до температуры гомогенизации. В моделях учтены также ликвация основных легирующих элементов по сечению дендритной ячейки и влияние нерастворимых фаз Al_7Cu_2Fe и Mg_2Si на эффективное содержание Cu и Mg в твердом растворе. Исследования проводили методами световой микроскопии (ОМ), микрорентгеноспектрального анализа (EDXS), сканирующей электронной микроскопии (SEM), дифференциальной сканирующей калориметрии (DSC) и др. Использование модели позволяет предсказать скорости растворения частиц фаз M ($MgZn_2$) и S (Al_2CuMg), с учетом скорости нагрева и температуры выдержки назначать рациональную длительность гомогенизации. Разработанная модель применима также и для сплавов других систем.

В работе [8] подробно исследованы (с применением указанных выше методов) процессы растворения и плавления частиц первичных эвтектических фаз η [$MgZn_2(Al, Cu)$], S (Al_2CuMg), θ ($AlCu_2$), T ($Al_2Mg_3Zn_3$) в слитках непрерывного литья из сплава 7150 при гомогенизации. Обоснован двухступенчатый режим гомогенизации, учитывающий различие температур плавления указанных фаз: первая ступень при 400–465°C + вторая ступень при 470–480°C для растворения частиц η - и S -фаз соответственно.

Оптимизации режимов закалки сплавов серии 7000 посвящены работы [9–11]. Показано, что при многоступенчатой закалке плиты толщиной 78 мм из сплава 7150 повышение температуры от 475°C на первой ступени нагрева до 495°C на финальной стадии обеспечивает максимальное растворение частиц фаз η , T и S (от 4,3 до 0,8%) при увеличении доли рекристаллизованной структуры от 3 до 45%. При этом прочностные

характеристики становятся на 6–15 МПа выше, чем после закалки от 475 и 485°C. В промышленном производстве авторы [9] предлагают применять такую высокую температуру нагрева под закалку только при условии медленного подъема температуры (~12 ч) от 475 до 495°C и строгого контроля температуры (во избежание пережога) для последовательного растворения частиц η -, T - и S -фаз.

Для изготовления современных конструкций авиационной техники применяют массивные крупногабаритные полуфабрикаты из сплавов серии 7000 с высоким уровнем удельной прочности. В связи с этим не утратили актуальности исследования устойчивости твердого раствора или чувствительности к закалке этих сплавов, а также влияния скорости охлаждения при закалке на их микроструктуру, механические и коррозионные свойства. В работе [10] приведена методика исследования чувствительности к охлаждению при закалке сплавов 7050, 7085 и др. в специальной установке «Jominy end quench»*, с помощью которой получают кривые охлаждения цилиндрических образцов ($\varnothing 50 \times 159$ мм).

С использованием методов просвечивающей электронной микроскопии, измерения электропроводности и твердости показано, что наименьшей чувствительностью к охлаждению при закалке обладают сплавы серии 7000 с высоким отношением Zn : Mg, низким содержанием Cu, легированные малой добавкой Zr вместо Mn и Cr (сплав типа 7085). Высокая прокаливаемость этого сплава подтверждена и в работе [11], в которой исследованы его микроструктура и свойства в состояниях T6, T76, T74, T73.

В работе [12] представлена математическая модель, позволяющая рассчитать количество фаз, выделяющихся в процессе охлаждения при закалке и их вклад в упрочнение ($\sigma_{0,2}$). Приведены также результаты исследований влияния условий охлаждения (холодная и горячая вода, воздух) при закалке образцов из плиты сплава 7050 на объемную долю

* В отечественной практике этот метод получил название «торцовой закалки» и подробно описан в справочнике: Давыдов В.Г., Захаров В.В. Захаров Е.Д., Новиков И.И. Диаграммы изотермического распада в алюминиевых сплавах. М.: Металлургия, 1973. 152 с.

выделений. Результаты расчетов и экспериментальные данные показали хорошее совпадение. Получено, что при увеличении скорости закалки до $20^{\circ}\text{C}/\text{c}$ резко снижается объемная доля выделений (рис. 2). Критическая скорость охлаждения, при которой η -фаза не образуется в матрице после старения, составляет $56^{\circ}\text{C}/\text{c}$.

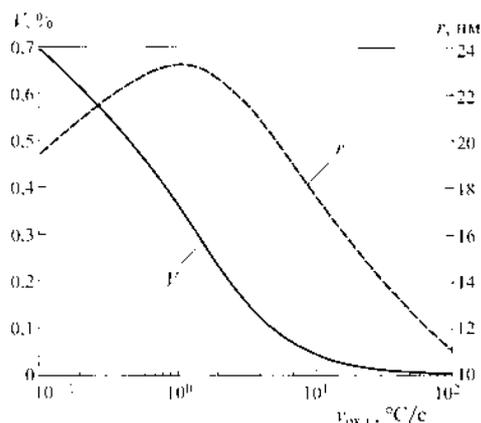


Рисунок 2. Зависимость объемной доли V и радиуса выделений r от скорости охлаждения при закалке сплава 7050

Фазовым превращениям при старении (особенно многоступенчатом) высокопрочных алюминиевых сплавов посвящено большое количество исследований. Так, в работе [13] представлена модель структурообразования (растворения, роста и коагуляции выделений при возврате в объеме микрзерна и на границах) в сплаве 7075 при термической обработке RRA (трехступенчатое старение с обработкой на возврат при высокой температуре средней ступени и по режиму T1 на первой и второй ступенях). Эта модель позволяет проводить количественное описание структуры (размер, объемная доля и плотность упрочняющих выделений, концентрация легирующих компонентов в матрице) и оптимизацию режима RRA-обработки для высокопрочных сплавов. В результате применения разработанной модели авторы сделали вывод о том, что оптимальное сочетание высокой прочности и коррозионной стойкости сплава 7075 можно получить при термической обработке на средней ступени по следующим режимам: 240°C , 24 с; 220°C , 126 с; 200°C , 433 с. В работе [14] в отличие от предыдущей для сплава 7150 предложены более высокие температуры обработки на возврат – $400\text{--}455^{\circ}\text{C}$ с

выдержкой от 10 с до 5 ч (HTRRA). Показано, что при HTRRA чувствительность этого сплава к времени выдержки при температуре возврата $t > 400^\circ\text{C}$ отсутствует. Вследствие этого для полуфабрикатов массивных сечений из сплава 7150 предлагается именно HTRRA (425°C , 30 мин), обеспечивающая однородный по объему изделия уровень удельной электропроводности, близкой к проводимости после обработки T77.

Для исследования кинетики старения алюминиевых сплавов в работе [15] предложено определять термоэлектрическую энергию – характеристику, более чувствительную к изменениям структуры, чем удельная электропроводность.

О позитивном влиянии длительной выдержки (10220 мин) на первой ступени старения при комнатной температуре на формирование мелких (20–50 нм) выделений упрочняющей фазы на второй ступени при 160°C сообщается в работе [16]. При короткой выдержке (120 мин) распределение выделений неоднородно, а их размер составляет 250 нм. Полученные размерные параметры выделений при двухступенчатом старении, а также значения удельной электропроводности хорошо согласуются с результатами расчета по уравнению Yamamoto, приведенными в работе [16].

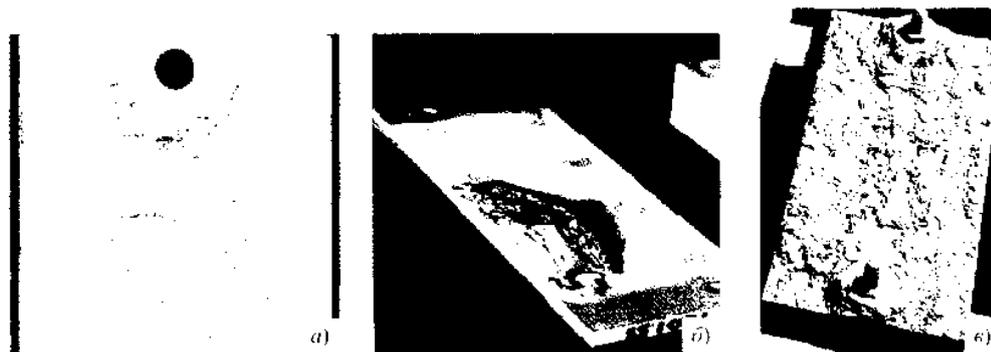


Рисунок 3. Образцы сплава 2099-T83 (а), 7150-T6 (б), 2024-T3 (в) после экспозиции в условиях морского климата в течение 5, 4 и 1 года соответственно

Авторы [17] методами малоуглового рассеяния (ASAXS) и атомной томографии (APT) исследовали наноструктурные выделения (размер, объемную долю, распределение, химический состав) в плитах толщиной 25 мм из сплава с 10% Zn, 2% Mg, 1,6% Cu и малыми добавками Zr и Sc,

обработанных на возврат и повторное старение (RRA) и максимальную прочность (РА) в условиях серийного производства Rio Tinto Alcan. Если после старения на РА средний размер выделений близок к 3 нм, то после обработки RRA наблюдаются также кластеры, содержащие менее 500 атомов. По сравнению с состоянием РА выделения в сплаве в состоянии RRA обогащены медью (за исключением кластеров), а матрица – цинком. Расчетное соотношение Zn/Cu для кластеров и выделений приведено в таблице. Можно принять, что концентрации Zn и Cu в матрице в состояниях RRA и РА одинаковые, тогда как содержание Mg в матрице после RRA более чем в 2 раза выше, чем после РА.

В двух работах китайских ученых [18, 19] исследовано влияние процесса «неизотермического старения» (NIA) на микроструктуру и свойства образцов из сплава 7085, применяемого, в основном, для крупногабаритных кованных полуфабрикатов. Показано, что контролируемые скорости нагрева и охлаждения (в интервале 5–20°С/ч) в процессе NIA при максимальной температуре нагрева 200°С позволяют получить улучшенный комплекс свойств ($\sigma_b=524$ МПа, $\sigma_{0,2}=504$ МПа, $\delta=14\%$, удельная электропроводимость =41% IACS). При этом обеспечивается однородность по толщине и низкая анизотропия свойств в объеме массивных кованных полуфабрикатов.

Несколько статей [20–24] посвящено вопросам рационального легирования сплавов серии 7000 как по основным легирующим компонентам (с целью получения оптимально легированного состава твердого раствора в сплаве и минимизировать количество нерастворенных избыточных фаз), так и по специальным микродобавкам технологического назначения.

В статье [25] приведены результаты создания и исследования наноконпозиционных материалов на основе порошка из сплава 7475, легированного 0,5% Zr и 10 или 20% пудры из ZrO_2 , Y_2O_3 , что позволило получить на прессованной полосе из порошка с добавками прочность при сжатии 1000 МПа.

Отношение содержания циркония (C_{Zn}) и меди (C_{Cu}) в выделениях и кластерах Al–Zn–Mg–Cu-сплава в состояниях PA и RRA

Фазы	C_{Zn}/C_{Cu}	
	PA	RRA
Кластеры	7,2	19,5
Выделения	12,4	8,8

Примечание. В расчетах использовали содержание элементов в атомных долях, выраженных в %.

Легкие Al-Li-сплавы

Создание и внедрение конструкционных Al-Li-сплавов разных систем легирования с пониженной плотностью и повышенным модулем упругости является в России и мире приоритетным направлением решения проблемы весовой эффективности перспективных и современных летательных аппаратов. Алюминийлитиевым сплавам пониженной плотности на конференции посвящены девять докладов, из них три сделаны российскими учеными. В большинстве зарубежных работ объектом исследований выбраны сплавы третьего поколения 2099, 2199, 2198 (Alcoa, США), которые обладают хорошим комплексом механических и коррозионных характеристик. В работе [26] приведены результаты лабораторных и климатических коррозионных испытаний полуфабрикатов из сплавов 2099, 2199 в состояниях T3 и T8. Исследуемые сплавы в состоянии T3 (закалка + естественное старение) склонны к межкристаллитной коррозии. Однако в состоянии T8 (закалка + деформация + искусственное старение) эти сплавы, в отличие от традиционных типа 7XXX-T6 и 2X25-T3, обладают высокой стойкостью к расслаивающей (РСК) и межкристаллитной (МКК) коррозии, а также коррозии под напряжением (КР) даже после многих лет экспозиции в условиях морского климата (рис. 3). Авторы [26] уверены, что применение сплавов класса 2X99-T8X для изготовления новых изделий авиационной техники позволит значительно увеличить межремонтные сроки и снизить расходы на их техническое обслуживание.

Несколько статей конференции посвящены изучению влияния добавок Mg, Zn, In и режимов термической обработки на структуру, свойства и фазовый состав легких алюминиевых сплавов. Основными фазами,

выделяющимися при старении в сплаве 2099 в состояниях Т6 и Т8, являются фазы δ' (Al_3Li), T_1 (Al_2CuLi) и небольшое количество θ' (Al_2Cu). В состоянии Т6 в сплаве 2099 с магнием, но без цинка, на ранних стадиях старения образуются зоны Гинье-Престона (ГП), которые постепенно превращаются в θ''/θ' -фазу при последующем старении. Добавка цинка способствует выделению T_1 -фазы и препятствует ее укрупнению. В состоянии Т8 деформация, предшествующая искусственному старению, способствует интенсивному выделению T_1 -фазы в связи с ее гетерогенным зарождением в областях с большими искажениями кристаллической решетки, повышению уровня прочности и ускорению процессов старения [27, 30].

Введение 0,5% (масс.) In в сплавы на базе систем Al–Cu и Al–Cu–Li приводит к заметному ускорению процесса старения при 175°C и повышению твердости сплавов на 20 HV. В работе [29] изучали сплав системы Al–Cu–In методами дифференциальной сканирующей калориметрии, электронной микроскопии и атомной томографии (3DAP). Установлено, что частицы, обогащенные индием, выделившиеся на ранней стадии старения, выступают как гетерогенные участки образования θ' -фазы, при этом коагуляция фазы происходит намного медленнее. В сплаве системы Al–Cu–Li–In наблюдается равномерное выделение пластин θ' -фазы, а также образуется кубическая χ' -фаза, зарождению которой может способствовать наличие индия в сплаве. Одновременно при этом происходит уменьшение количества гетерогенных участков, доступных для зарождения T_1 -фазы, что замедляет ее образование [29].

Работа [31] посвящена влиянию деформации при криогенных температурах на микроструктуру и механические свойства листов из алюминиевого сплава 2198. «Криопрокатку» проводили следующим образом: перед прокаткой закаленные образцы выдерживали в жидком аргоне 5 мин и после каждого обжатия – в течение 2 мин. Значения твердости после закалки, «криопрокатки» со степенью деформации 84% и последующего старения при 135°C, 30 ч составляют 78, 152 и 199 HV соответственно. Выявлено, что

«криопрокатка» позволяет достичь при старении максимума твердости при более низкой температуре и меньшей выдержке. Из данных ПЭМ следует, что микроструктура после «криопрокатки» состоит из удлиненных дислокационных ячеек, что приводит к ускорению кинетики распада в результате высокой плотности дислокаций. После старения на максимальную прочность уменьшается плотность дислокаций и возрастает плотность наноразмерных выделений T_1 , (Al_2CuLi) - и θ' (Al_2Cu) -фаз.

Рассмотрены причины хрупкого межкристаллического разрушения в алюминиевых сплавах, в том числе алюминийлитиевых [28]. Авторы сравнивали две теории хрупкого разрушения. Согласно первой, хрупкое разрушение сплавов вызывается скольжением дислокаций, которые, перерезая частицы упрочняющих фаз, облегчают процесс разрушения. Причиной хрупкого разрушения сплавов, согласно второй теории, является образование на границах зерен сегрегаций атомов легирующих элементов (в частности Li и Mg), что ослабляет связь между соседними зернами. Из анализа литературных данных и результатов проведенных экспериментов авторы [28] пришли к выводу, что, вероятнее всего, именно сегрегации атомов влияют в большей степени на хрупкое разрушение Al-In сплавов.

В России к новому поколению высокопрочных Al-In-сплавов с хорошей коррозионной стойкостью и свариваемостью относятся разработанные ФГУП «ВИАМ» сплавы В-1469 и В-1461.

В статье [32] проанализированы диаграммы фазовых превращений при старении (ДФПС) сплава В-1469 и высокоресурсного сплава 1441 (рис. 4). На этих диаграммах указываются температурно-временные области существования неравновесных фаз, образующихся при старении. Сопоставление ДФПС с картами свойств позволяет анализировать влияние структуры на механические и коррозионные свойства полуфабрикатов из указанных сплавов. Установлено, что в сплаве В-1469 области существования Ω' - и δ' -фаз различны и пересекаются только в узком температурно-временном интервале, что является особенностью этого сплава. Существуют

низкотемпературная и высокотемпературная области, для которых свойства материала формируются по-разному, а сочетание прочности и пластичности определяется закономерностями образования Ω' -фазы. Показано [32], что на формирование свойств сплава 1441 благоприятно влияют S' - и δ' -фазы. С помощью фазового анализа и построения карт свойств доказано, что снижение пластичности (δ) и коррозионной стойкости исследованного сплава связано с интенсификацией образования T_1' -фазы по границам зерен и субзерен.

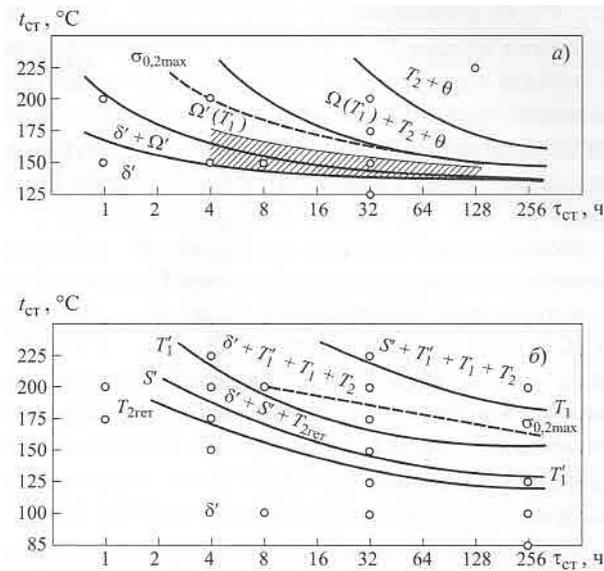


Рисунок 4. Диаграммы фазовых превращений при старении сплавов В-1469 (а) и 1441 (б)

Исследована текстура и проведен электронно-микроскопический анализ полуфабрикатов в состоянии Т8 двух алюминиевых сплавов, содержащих 4,1% Cu, 1,1% Li (S1) и 4,6% Cu, 1,4% Li (S2), а также добавки Mg и Ag [33]. Как известно, процессы фазообразования при старении этих сплавов имеют достаточно сложный характер. На ранней стадии старения выделяются частицы δ' -фазы. При увеличении времени старения выделяются частицы фаз T_1 , и θ' , объем которых возрастает за счет уменьшения доли частиц δ' -фазы. При дальнейшем увеличении времени старения (перестаривание), начинается процесс выделения по границам зерен частиц T_2 -фазы, что ведет к охрупчиванию сплавов. В связи с этим режим старения выбирается таким образом, чтобы процесс «исчезновения» δ' -фазы был завершен, а выделение

частиц T_2 -фазы не начиналось. Также установлено, что заметный вклад в деформацию сплава S2 вносит деформация сосредоточенным сдвигом, стимулирующая образование пластин T_1 -фазы по границам блоков.

На конференции также представлены статьи ОАО «КУМЗ», являющегося единственным производителем полуфабрикатов из алюминийлитиевых сплавов в России. Одна из статей [34] посвящена изучению влияния добавок Ag, Sc на сплав системы Al–Cu–Mg–Li.

Выводы

Высокопрочные сплавы системы Al–Zn–Mg–Cu остаются одним из основных материалов для силовых конструкций современной авиационной техники.

Алюминийлитиевые сплавы третьего поколения с высокой удельной прочностью и коррозионной стойкостью также нашли применение в конструкциях новых самолетов.

Мировой тенденцией является дальнейшее усовершенствование рассмотренных алюминиевых сплавов в направлении одновременного улучшения комплекса прочностных свойств, вязкости разрушения и коррозионной стойкости, особенно за счет существенного снижения содержания примесей Fe и Si. Продолжается разработка сложных, но эффективно воздействующих на структурно-фазовое состояние и свойства полуфабрикатов технологических режимов изготовления и термической обработки сплавов, использование нового металлургического оборудования с техническими характеристиками, обеспечивающими выполнение новых режимов.

Для раскрытия потенциальных возможностей алюминиевых сплавов и их практической реализации необходимы как их прямые исследования с применением новейших прецизионных приборов и методик, так и математическое компьютерное моделирование процессов литья, термической обработки и закономерностей формирования тонкой структуры.

Список литературы:

1. Haitao Zhang, Jianzhong Cui, Hiromi Nagaumi. The effects of Low Frequency Electromagnetic Field on Multi-physical Fields during the Start-up phase of DC Casting Process // Proceedings of the ICAA12. Yokohama: 2010. P. 1673–1678.
2. Jianzhong Cui, Haitao Zhang, Hiromi Nagaumi. A New Approach to Producing AA7055 Aluminum Alloy Slab Ingots // Там же. P. 646–651.
3. Georgy I. Eskin, Dmitry G. Eskin. Ultrasonic Processing of Aluminum Alloys for Grain Refining // Там же. P. 638–645.
4. Mehdi Lalpoor, Dmitry G. Eskin, Laurens Katgerman. On the Development of a Cold Cracking Criterion for DC-Casting of High Strength Aluminum Alloys // Там же. P. 727–732.
5. Yongkang Le, Shijie Guo, Yi Xu, et al. Numerical simulation and experimental research on the cooling-controlled technology for high strength aluminums alloy ingots // Там же. P. 193–198.
6. Wei Wang, Ralph T. Shuey. Homogenization Model for 7xxx Aluminum Alloys // Там же. P. 264–269.
7. Sung-Yong Shim, Dae-Hwan Kim, Young-Rok Seong, Su-Gun Lim. Statistical Analysis for Influence of Factors on Morphological Evolution in Semi-Solid Al–6Zn–2,5Mg–0,5Cu Alloy by Cooling Plate Method // Там же. P. 1550–1553.
8. Hua Chen, Sam X. Gao, Paul A., Rometsch, et al. Muddle Dissolution and Melting of Constituent Particles in a DC-cast Al–Zn–Mg–Cu Alloy 7150 During Homogenisation // Там же. P. 1656–1661.
9. Daokui Xu, Paul A. Rometsch, Hua Chen, et al. Effect of Solution Treatment on Microstructure and Mechanical Properties of Thick Plate Aluminium Alloy 7150 // Там же. P. 1101–1106.
10. Zhihui Li, Baiqing Xiong, Yongan Zhang, et al. Investigation on Quench Sensitivity Characterization of Selected Heat-treatable Al Alloys based on Jominy End Quench // Там же. P. 2363–2368.
11. Xiwu Li, Baiqing Xiong, Yongan Zhang, et al. Microstructure and properties of an Al–7,5Zn–1,7Mg–1,4Cu–0,12Zr alloy // Там же. P. 2387–2392.
12. Yanjun Xie, Tietao Zhou, Peiyong Liu, Chaoli Ma. Kinetic Study of Phase Transformation of Al–Zn–Mg–Cu Alloy during Quenching Process // Там же. P. 486–491.
13. Baohua Nie, Peiyong Liu, Tietao Zhou, et al. Modeling of the Retrogression Microstructure Behavior of 7075 Aluminum Alloy // Там же. P. 1966–1971.

14. Baohua Nie, Peiying Liu, Tietao Zhou, et al. Effects of High Temperature Retrogression and Re-aging Treatments on Microstructures and Properties of 7150 Alloy // Там же. P. 1538–1543.
15. Shangping Chen, Roy Frinking, Chris Lahaye Menno van der Winden, Achim Bürger. Thermoelectric Power Characterization of 7xxx Aluminium Alloys During Ageing // Там же. P. 1702–1707.
16. Hideo Yoshida, Satoru Yamamoto. Precipitation Kinetics in an Al–Zn–Mg Alloy by New Rate Equation // Там же. P. 1932–1937.
17. Marlaud T., Deschamps A., Lefebvre W. Evolution of the Nanostructure of a 7xxx Alloy During Retrogression and Re-ageing as Investigated by ASAXS and Atom Probe Tomography // Там же. P. 1690–1695.
18. Li K., Zhang K., Yang L. et al. Investigation of Non-isothermal Aging process of 7085 Aluminum Alloy // Там же. P. 2120–2124.
19. Zhen L., Huang M, Liu M. et al. Effect of Cooling Method on the Microstructure and Properties of 7085 Aluminum Alloy during Non-isothermal Aging // Там же. P. 481–485.
20. Jing He, Tietao Zhou, Peiying Liu. Effects of Magnesium on Precipitated Phase in 7150 Aluminum Alloy Based on Thermodynamics // Там же. P. 1891–1896.
21. Ovsyannikov B.V., Popov V.I. Development of a New Aluminium-Lithium Alloy of Al–Cu–Mg–Li (Ag, Sc) System Intended for Manufacturing Sheets, Thin-Walled Sections and Forgings // Там же. P. 441–446.
22. Hyung-Won Park, In-Sang Jeong, et al. Effect of Ca Addition on Microstructure of Semi-Solid Al–Zn–Mg Alloys During Reheating // Там же. P. 1726–1729.
23. Hitoshi Tokugawa, Kyouhei Iida, Junya Nakamura, et al. Effect of Additional Elements on the Age Hardening Behavior of Al–Zn–Mg–Si Alloys // Там же. P. 2075–2078.
24. Liddicoat P.V, Maloney S.K., Ringer S.P. On the Solute Clustering Effect of Cu to Stimulate Enhanced Age-Hardening in 7000 Series Al–Zn–Mg–Cu // Там же. P. 1532–1537.
25. Dutkiewicz J., Lityńska-Dobrzyńska L., Wojciech Maziarz, et al. Structure and Properties of Nanocomposites Prepared from Ball Milled 7475 Aluminum Alloy with ZrO₂ powders // Там же. P. 811–816.
26. Moran J.P., Bovard F.S. et al. Improvements in Corrosion Resistance Offered By Newer Generation 2×99 Aluminum-Lithium Alloys for Aerospace Applications // Там же. P. 1492–1497.
27. Zhu Xiao-hui, Zheng Zi-qiao, et al. Effect of Mg and Zn Elements on the Mechanical Properties and Precipitates in 2099 Alloy // Там же. P. 2375–2380.

28. Moutsos S., Pasang T. et al. The Effect of Slip Mode on Brittle Intergranular Fracture of Al Alloys // Там же. P. 314–321.
29. Zhengrong Pan, Ziqiao Zheng, et al. Effects of 0,5 wt% In on Precipitation Processes in Al–Cu–(Li) Alloys // Там же. P. 2040–2044.
30. Jasmine C. Shih, Matthew Weyland, et al. Precipitation in a High-strength Al–Cu–Li Alloy // Там же. P. 2028–2033.
31. Srinivasarao B., Lefebvre W. Effect of cryorolling on the microstructure and mechanical properties of AA2198 alloy // Там же. P. 1961–1965.
32. Lukina E.A., Alekseev A.A., Antipov V.V. et al. Application of the Diagrams of Phase Transformations during Aging for Optimizing the Aging Conditions for VI469 and 1441 Al–Li Alloys // Там же. P. 1984–1989.
33. Shamray V., Grushko O. et al. Structural Evolution in Aluminum–Copper–Lithium–Magnesium Alloy Sheets During Processing // Там же. P. 2141–2146.
34. Ovsyannikov B., Popov V. Development of a New Aluminium–Lithium Alloy of Al–Cu–Mg–Li (Ag, Sc) System Intended for Manufacturing Sheets, Thin-Walled Sections and Forgings // Там же. P. 441–446.