

ВЛИЯНИЕ РЕЖИМОВ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ 1570, 1580 и 1590

© 2022

- Е. В. Арышенский** кандидат технических наук, научный руководитель ОНИЛ №4; Самарский национальный исследовательский университет имени академика С.П. Королёва; arishenskiy.ev@ssau.ru
- В. Ю. Арышенский** доктор технических наук, главный научный сотрудник ОНИЛ №4; Самарский национальный исследовательский университет имени академика С.П. Королёва; главный прокатчик; АО «Арконик СМЗ», г. Самара; arysh54@mail.ru
- А. М. Дриц** кандидат технических наук, ведущий научный сотрудник ОНИЛ №4; Самарский национальный исследовательский университет имени академика С.П. Королёва; директор по развитию бизнеса и новых технологий; АО «Арконик СМЗ», г. Самара; alexander.drits@arconic.com
- Ф. В. Гречников** академик Российской академии наук, доктор технических наук, заведующий кафедрой обработки металлов давлением; Самарский национальный исследовательский университет имени академика С.П. Королёва; gretch@ssau.ru
- А. А. Рагазин** аспирант кафедры технологии металлов и авиационного материаловедения, инженер ОНИЛ №4; Самарский национальный исследовательский университет имени академика С.П. Королёва; ведущий инженер-технолог; АО «Арконик СМЗ», г. Самара; sanekragazin63@mail.ru

Рассмотрено влияние термической обработки на механические свойства алюминиевых сплавов с высоким содержанием магния и малыми добавками скандия 1570, 1580 и 1590. Изучено влияние температуры нагрева (в диапазоне 260...440°C), времени выдержки (в диапазоне 2...100 ч), предела текучести, предела прочности и относительного удлинения исследуемых сплавов. Механические свойства определялись с помощью испытаний на одноосное растяжение в соответствии с ISO 6892-1. Для некоторых режимов термической обработки было проведено изучение микроструктуры на наличие и распределение β -фазы Al_3Mg_2 методами оптической металлографии. Исследования показали, что пересыщенный твёрдый раствор в сплаве 1570 во всем исследуемом температурном диапазоне быстрее распадается и сплав после 48 часов выдержки начинает терять свои прочностные свойства. В то же время сплавы 1580 и 1590 гораздо более термостабильны, при длительной выдержке в них несколько снижается предел текучести, в то время как значения предела прочности сохраняются. Температурные режимы отжига 260°C неблагоприятны для пластических свойств, которые сильно снижаются из-за формирования β -фазы в сплавах 1570 и 1580. При более высоких температурах выдержки падение пластических свойств не столь заметно, при этом сплав 1590 сохраняет наиболее высокие показатели пластичности.

Алюминиевые сплавы; термическая обработка; легирование скандием; механические свойства сплава; β -фаза

Цитирование: Арышенский Е.В., Арышенский В.Ю., Дриц А.М., Гречников Ф.В., Рагазин А.А. Влияние режимов термической обработки на механические свойства алюминиевых сплавов 1570, 1580 и 1590 // Вестник Самарского университета. Аэрокосмическая техника, технологии и машиностроение. 2022. Т. 21, № 4. С. 76-87. DOI: 10.18287/2541-7533-2022-21-4-76-87

Введение

Алюминиевые сплавы весьма востребованы в современном машиностроении благодаря высокой пластичности, коррозионной стойкости, свариваемости и приемлемым прочностным свойствам [1 – 6]. Поэтому создание новых алюминиевых сплавов и разработка технологии их термической и термомеханической обработки являются одним из приоритетных направлений развития современного материаловедения [7]. Среди наиболее востребованных групп алюминиевых сплавов, изучению которых посвящено множество научных исследований, находятся сплавы с высоким содержанием магния и скандиевыми добавками [8]. Скандий способствует модифицированию зеренной структуры (после достижения значений 0,6%), а также формированию упрочняющих наночастиц Al_3Sc со структурой L_{12} , что увеличивает прочностные характеристики сплавов. В то же время частицы L_{12} из-за низкой стабильности пересыщенного твёрдого раствора скандия в алюминии при нагреве быстро теряют свою стабильность и прочностные свойства снижаются [9]. Кроме того, низкая термостабильность скандиевого твёрдого раствора не позволяет проводить горячую деформацию таких сплавов при высоких температурах, что значительно снижает их технологичность [10]. Ещё одним недостатком скандия является его дороговизна [11]. Добавление циркония позволяет снизить количество скандия, необходимого для эффективной модификации зеренной структуры. Кроме того, цирконий повышает стабильность скандиевого твёрдого раствора в алюминии, а следовательно термостабильность частиц Al_3Sc . Учёными Всероссийского института лёгких сплавов (ВИЛС) был создан алюминиевый сплав 1570, содержащий до 0,26% Sc и 0,12% циркония [12], который нашёл широкое применение в отечественной промышленности [13]. Однако этот сплав всё равно остаётся весьма дорогостоящим. Поэтому компанией ООО «РУСАЛ» совместно с Сибирским Федеральным университетом был создан экономно легированный скандием алюминиевый сплав марки 1580 [14]. Увеличение содержания в сплаве марганца, титана, хрома упрочняет сплав за счёт выделения мелкодисперсных фаз алюминидов этих металлов, не образуя совместных мелкодисперсных фаз со скандием. В целом он обладает меньшей стоимостью. Однако некоторые его свойства более низкие, чем у сплава 1570 [15]. Для того, чтобы достигнуть в экономно легированных скандием сплавах уровня механических свойств сплава 1570 Самарскими учёными был разработан новый сплав 1590 с добавками гафния и эрбия (далее сплав 1590) [16]. Целью введения данных добавок является улучшение эффекта модификации литой структуры [17], а также повышения дисперсности и термостабильности частиц Al_3Sc . Всё это должно повысить механические свойства нового сплава [18; 19]. Целью данной работы является изучение механических свойств сплавов 1580 и 1590 как в литом состоянии, так и после термической обработки и сопоставление их свойств со свойствами сплава 1570, содержащего большее количество скандия.

Постановка эксперимента

Для изучения механических свойств были отлиты сплавы 1590, 1570 и 1580 с химическим составом, приведённым в табл. 1. Химический состав сплавов определялся спектральным методом на атомно-эмиссионном спектрометре ARL 3460 по ГОСТ 25086, ГОСТ 7727, ГОСТ 3221, ASTM E 716, ASTM E 1251.

В качестве шихты для изготовления сплавов применялись следующие материалы: первичный алюминий высокой чистоты марки А85, чушковый магний первичный марки Mg90, дроблёная медь марки М1, лигатура в виде слитка марок Al-Sc2, Al-Er5, Al-Hf2, Al-Zr5, лигатура в виде вафельной пластины марки Al-Mn10.

Таблица 1. Химический состав сплавов 1590, 1570, 1580

Сплав	Массовая доля элемента, %											
	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Sc	Zr	Er	Hf
1590	0,04	0,07	0,01	0,41	5,57	0,01	0,22	0,01	0,141	0,102	0,109	0,051
1570	0,05	0,06	0,01	0,42	6,25	0,001	0,01	0,02	0,251	0,075	–	–
1580	0,08	0,13	0,08	0,58	5,28	0,13	0,02	0,03	0,13	0,098	–	–

После достижения расплавленным алюминием температуры 730°C проводилось снятие шлака с поверхности расплава. После этого расплав подвергался температурному нагреву до 780-800°C с присадкой лигатур Al-Sc₂, Al-Er₅, Al-Hf₂, Al-Zr₅ порциями по 300 г. Одновременно с этим производилось перемешивание и выдержка расплава при температуре 780-800°C в течение 5 мин с нагревом расплава до температуры присадки следующей порции. После того, как присадка всей рассчитанной лигатуры была выполнена, проводилось охлаждение расплава до температуры 740°C для присадки легирующих компонентов (Cu, Mg, Mn). Затем расплав перемешивался в течение трёх минут. Для компенсации температуры после присадки легирующих компонентов расплав подвергался нагреву до температуры 740°C. Параллельно производился отбор пробы на экспресс-анализ химического состава плавки.

Затем расплав рафинировался карналлитовым флюсом в соотношении 5 г флюса на 1 кг загруженной шихты и производилось снятие шлака с поверхности расплава, после чего расплавленный металл сливался в кокиль из конструкционной стали. Разливка металла подавалась равномерной струёй в течение 40 секунд. Литьё проводилось в стальную изложницу. Температура расплава составляла 720-740°C. Важной конструкционной особенностью являлось то, что при отключении печи тигель с корпусом из графита сохраняет тепло в расплаве дольше, чем стандартный алюминий-оксидный тигель.

Термическая обработка слитков производилась в муфельной электрической печи при температурах 260, 370, 440°C с выдержкой от 2 до 100 часов с последующим охлаждением в воде для фиксации пересыщенного твёрдого раствора.

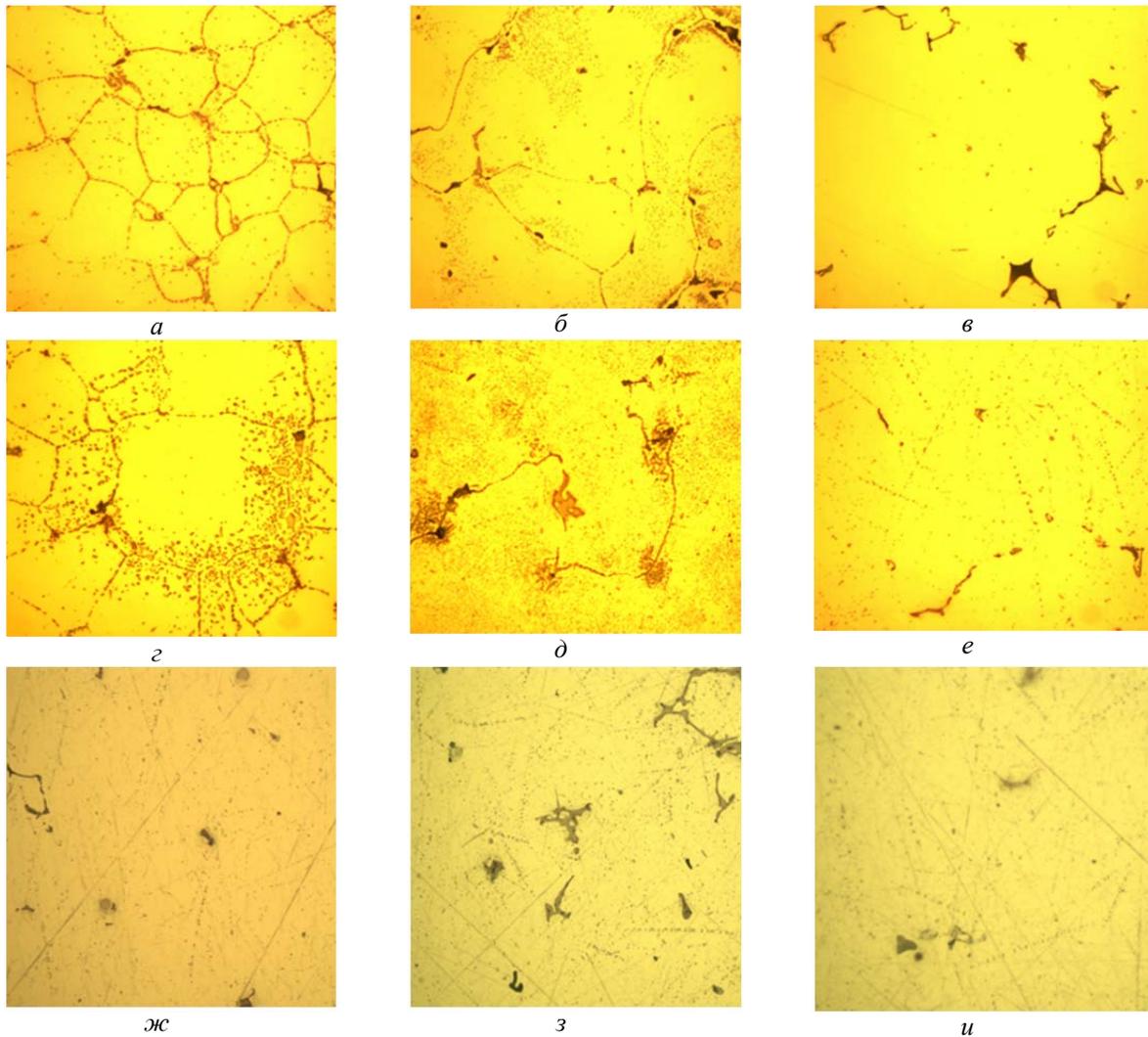
Микротвёрдость исследуемого сплава измерялась на автоматическом микротвёрдомере Wolpert 402MVD в соответствии с ГОСТ 9450-76 при нагрузке 0,2 Н и времени выдержки 10 с. Прежде чем приступить к испытаниям, одна из поверхностей плоскопараллельного образца подверглась шлифовке и полировке.

Для определения механических свойств в испытаниях исследуемых алюминиевых сплавов на универсальной испытательной машине (Zwick / Roell Z050) был осуществлён ряд испытаний на одноосное растяжение в соответствии с ISO 6892-1 при комнатной температуре. Размеры образцов выбирались в соответствии с DIN 50125. Расчёты получаемых в результате испытаний механических свойств, а именно предела текучести ($\sigma_{0,2}$), предела прочности (σ_b) и относительного удлинения (δ), были проведены в соответствии с ГОСТ 1497-84 и ГОСТ 11150-84.

Кроме того, на всех полученных образцах было проведено изучение микроструктуры на наличие и распределение β -фазы Al₃Mg₂ методами оптической металлографии с увеличением в 50 раз после травления в 10% растворе фосфорной кислоты H₃PO₄, вытравливающей все интерметаллиды, кроме Al₃Mg₂.

Результаты и обсуждение

β -фаза является важным фактором, влияющим на пластичность сплавов с высоким содержанием магния. Её выделения на границах зёрен значительно снижают пластичность данного типа материалов.



*Рис. 1. Изменение β -фазы
в сплаве 1570:*

*а – литое состояние; г – после нагрева 260°С и 48 ч выдержки; ж – 440°С и 48 ч выдержки;
в сплаве 1580:
б – литое состояние; д – после нагрева 260°С и 48 ч выдержки; з – 440°С и 48 ч выдержки;
в сплаве 1590:
в – литое состояние; е – после нагрева 260°С и 48 ч выдержки; и – 440°С и 48 ч выдержки*

Обычно чем больше магния, тем больше содержание β -фазы. На рис. 1 показано содержание β -фазы в сплавах с высоким содержанием магния в литом состоянии в зависимости от термической обработки.

В литом состоянии в сплаве 1570 (рис. 1, а) наблюдается достаточно большое количество β -фазы по границам зёрен. В сплаве 1580 (рис. 1, б) количество β -фазы несколько меньше, чем в 1570, что объясняется меньшим количеством магния. В сплаве 1590 (рис. 1, в) присутствует лишь несколько крупных интерметаллидов, принадлежавших к β -фазе. После 48-часовой выдержки при температуре 260°С количество β -фазы в сплаве 1570 (рис. 1, г) возрастает и она появляется не только на границах, но и внутри зёрен. В сплаве 1580 (рис. 1, д) её количество также увеличивается и выделения на границах становятся более плотными, а сама β -фаза появляется непосредственно внутри зёрен. В сплаве 1590 (рис. 1, е) её количество также несколько возрастает, появляются небольшие строчечные выделения на границах зёрен. При нагреве до 440°С и

выдержки в течение 48 часов во всех сплавах (рис. 1, ж, з, и) присутствуют только крупные интерметаллидные частицы β -фазы. Таким образом, при температуре 260 °С происходит активное выпадение β -фазы, а при 440 °С – её активное растворение, что согласуется с данными, представленными в [20]. Разница в количестве β -фазы в сплавах 1570 и 1580 объясняется более низким содержанием магния в последнем. В то же время этим нельзя объяснить то, что количество β -фазы в сплаве 1590 наименьшее для всех трёх сплавов, т.к. в данном сплаве содержание магния больше, чем в сплаве 1580. Это может объясняться влиянием Hf, Er на диффузию магния в алюминиевом твёрдом растворе. Однако данный вопрос ещё не изучен и требует дальнейших исследований.

В целом прочностные свойства в литом состоянии в сплаве 1570 (рис. 2) больше, чем в сплавах 1580 и 1590, что объясняется избытком магния, который увеличивает твёрдорастворное упрочнение [20]. Пластичность выше в сплаве 1590, что объясняется малым содержанием в нем β -фазы.

При нагреве до 260 °С и выдержке в течение 4 часов в исследуемых сплавах наблюдается (рис. 3, а) достаточно заметный рост предела текучести $\sigma_{0,2}$ (на 4...7 кгс/мм²) и умеренный рост предела прочности σ_b (2...4 кгс/мм²), что не наблюдается в сплаве 1590. Всё это говорит о начале выпадения упрочняющих частиц типа Al₃Sc. При дальнейшей выдержке (рис. 3, б) предел текучести несколько возрастает в сплавах 1580 и 1590 и остаётся прежним в 1570. В то же время предел прочности в сплаве 1570 снижается, в сплаве 1590 остаётся практически прежним, в 1580 возрастает.

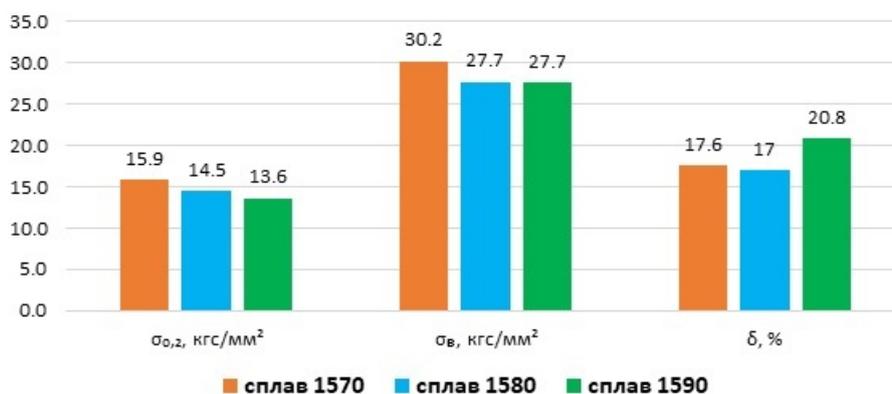


Рис. 2. Механические свойства сплавов 1570, 1580 и 1590 в литом состоянии

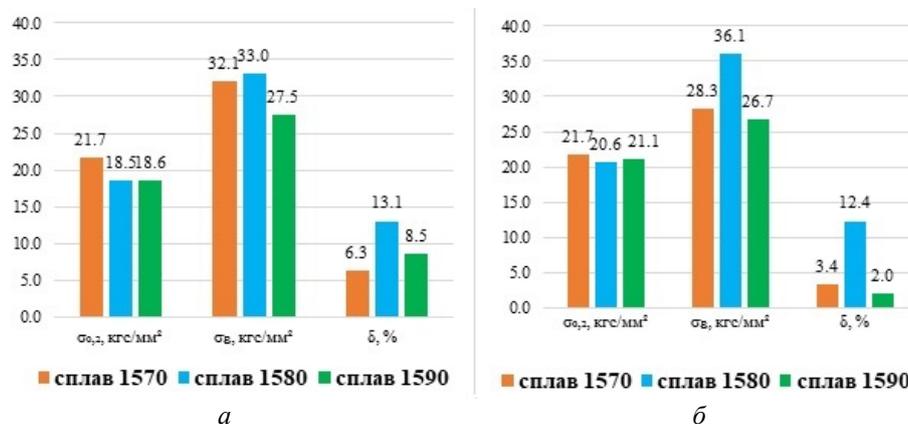


Рис. 3. Механические свойства сплавов 1570, 1580 и 1590: а – после 4 часов; б – после 48 часов выдержки при температуре 260 °С

Всё это говорит о том, что в сплаве 1570 начинаются процессы коагуляции упрочняющихся частиц, а в 1590 и 1580 они продолжают выпадать из пересыщенного твёрдого раствора. Что касается пластичности, то она падает у всех сплавов, что связано, во-первых, с тем, что при такой температуре сложно растворить основные крупные неравновесные интерметаллиды (которые снижают пластические свойства) [21]. С другой стороны, именно при этой температуре происходит активное образование β -фазы, которая также значительно снижает пластические свойства [22] (см. рис. 1, з, д, е).

После четырёх часов выдержки при 370°C (рис. 4, а) происходит рост предела текучести, который для сплава 1590 более значительный, чем при выдержке 260°C (рис. 3, а). Кроме того, растёт и предел прочности, и если для сплавов 1570 и 1580 его значения в целом близки к тем, что наблюдаются при аналогичной выдержке с температурой 260°C (рис. 3, а), то в сплаве 1590 этот показатель значительно растёт. Из этого следует, что в сплаве 1590 при данной температуре распад твёрдого раствора значительно активизируется. Дальнейшая выдержка (рис 4, б) несколько снижает предел текучести в сплавах 1590 и 1570, в то время как в сплаве 1580 он остаётся практически неизменным. Предел прочности в сплавах 1590 и 1580 немного повышается, в то время как в сплаве 1570 он падает. Таким образом, в сплаве 1570 происходит активная коагуляция мелкодисперсных частиц. В то же время частицы в сплавах 1590 и 1580 гораздо более термостабильные, т.е. их коагуляция происходит гораздо более медленно. Следует также отметить гораздо более высокую пластичность при температуре отжига 370°C . Это связано с тем, что образование β -фазы при данной температуре менее интенсивно [20]. Время выдержки при температуре 370°C не оказывает существенного влияния на пластические свойства исследуемых сплавов.



Рис. 4. Механические свойства сплавов 1570, 1580 и 1590:
а – после 4 часов; б – после 48 часов выдержки при температуре 370°C

При нагреве до 440°C (рис. 5, а) в течение четырёх часов во всех сплавах существенно возрастает предел текучести, что особенно хорошо заметно на примере сплавов 1580 и 1570. Предел прочности также существенно растёт во всех трёх сплавах. Это свидетельствует об интенсивном формировании упрочняющих частиц типа Al_3Sc . При последующей выдержке в течение 48 часов (рис. 5, б) предел текучести уменьшается у всех трёх сплавов. Предел прочности в сплавах 1580, 1590 остаётся на том же уровне, а в сплаве 1570 немного снижается. Это свидетельствует о начале коагуляции мелкодисперсных частиц со скандием, которые особенно интенсивно происходят в сплаве 1570 вследствие высокого содержания скандия в сплаве. Отметим, что прочностные свойства сплава 1570 после термообработки ниже, чем в сплавах 1580 и 1590, что не соответствует результатам, полученным в [15].

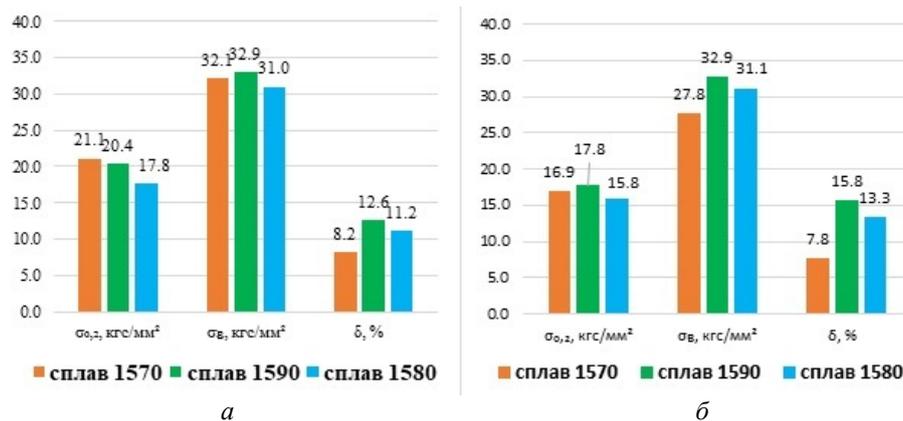


Рис. 5. Механические свойства сплавов 1570, 1580 и 1590:
 а – после 4 часов; б – после 48 часов выдержки при температуре 440 °С

Согласно данному источнику наиболее прочным является сплав 1570. Однако это противоречие лишь кажущееся, так как в [15] исследовалось прежде всего нагартованное состояние, в котором большую роль играет не когерентность частиц, а их взаимодействие с дислокациями и плоскостями скольжения. Данный вопрос также требует дополнительных исследований для данных сплавов как в гомогенизованном, так и в нагартованном состоянии.

Пластические свойства исследуемых сплавов при нагреве до 440 °С и выдержке в течение 4 часов более низкие по сравнению с наблюдаемыми при температуре 370 °С с аналогичным временем выдержки. Необходимо также отметить, что наночастицы, образующиеся при отжиге исследуемых сплавов, в большинстве случаев снижают пластические свойства, так как являются концентраторами напряжений [23]. Однако существуют также исследования, показывающие, что при уменьшении размеров упрочняющих наночастиц их негативное влияние на пластичность будет снижаться [24]. Поэтому при малом времени выдержки и высоких температурах будет происходить достаточно быстрый (но неполный) распад пересыщенного твёрдого раствора и формироваться большее количество наночастиц. Следует отметить, что в сплавах 1580 и 1590 из-за более низкой скорости распада пересыщенного твёрдого раствора, а следовательно более медленного формирования и роста, упрочняющие частицы будут меньше. Однако это требует детальных исследований тонкой структуры, что выходит за рамки данного исследования.

Заключение

Сравнительный анализ механических свойств исследуемых сплавов позволил установить, что сплав 1570 обладает большим пределом прочности вследствие обильного выпадения частиц Al_3Sc . Сплав 1570 обладает также более высоким пределом текучести, чем сплавы 1590 и 1580. В то же время при выдержке в течение 48 часов при температурах 370 и 440 °С предел прочности выше у сплавов 1580 и 1590, чем 1570. На образцах сплава 1570 после высокотемпературных отжигов (370, 440 °С) величина относительного удлинения ниже, чем в других сплавах. Твёрдый раствор в сплаве 1570 обладает меньшей термической стабильностью и упрочняющие частицы в нём быстрее формируются и коагулируют. Пересыщенный твёрдый раствор сплавов 1580 и 1590 значительно более стабильный, упрочняющие частицы коагулируют медленнее, и сплавы дольше сохраняют свои прочностные свойства. В целом пластические свойства

сплавов 1580 и 1590 выше, чем у сплава 1570. Сплав 1590 по легирующим компонентам является дешевле сплава 1570, но при этом прочностные свойства находятся на том же уровне; с учётом повышенного относительного удлинения его использование перспективно для изготовления деталей, требующих высокую пластичность при изготовлении.

Исследование выполнено за счёт гранта Российского научного фонда № 22-19-00810, <https://rscf.ru/project/22-19-00810/>

Библиографический список

1. Ибрагимов В.Э., Бажин В.Ю. Современные технологии переработки алюминиевых шлаков на основе бессолевого экологически ориентированного способа // Естественные и технические науки. 2020. № 6 (144). С. 155-162. DOI: 10.25633/ETN.2020.06.13
2. Алаттар А.Л.А., Бажин В.Ю. Композиционные материалы Al-Cu-B4C для получения высокопрочных заготовок // Металлург. 2020. № 6. С. 65-70.
3. Akopyan T.K., Belov N.A., Letyagin N.V., Milovich F.O., Lukyanchuk A.A., Fortuna A.S. Influence of indium trace addition on the microstructure and precipitation hardening response in Al-Si-Cu casting aluminum alloy // Materials Science and Engineering: A. 2022. V. 831. DOI: 10.1016/j.msea.2021.142329
4. Шуркин П.К., Белов Н.А., Мусин А.Ф., Аксенов А.А. Новый высокопрочный литейный алюминиевый сплав на основе системы Al-Zn-Mg-Ca-Fe, не требующий термообработки // Известия высших учебных заведений. Цветная металлургия. 2020. № 1. Р. 48-58. DOI: 10.17073/0021-3438-2020-1-48-58
5. Деев В.Б., Ри Э.Х., Прусов Е.С., Ермаков М.А., Гончаров А.В. Модифицирование литейных алюминиевых сплавов системы Al-Mg-Si обработкой жидкой фазы наносекундными электромагнитными импульсами // Известия высших учебных заведений. Цветная металлургия. 2021. № 4. Р. 32-41. DOI: 10.17073/0021-3438-2021-4-32-41
6. Deev V., Prusov E., Shurkin P., Ri E., Smetanyuk S., Chen X., Konovalov S. Effect of la addition on solidification behavior and phase composition of cast Al-Mg-Si alloy // Metals. 2020. V. 10, Iss. 12. DOI: 10.3390/met10121673
7. Белов Н.А. Фазовый состав промышленных и перспективных алюминиевых сплавов. М.: Изд. дом МИСиС, 2010. 511 с.
8. Швечков Е.И., Филатов Ю.А., Захаров В.В. Механические и ресурсные свойства листов из сплавов системы Al-Mg-Sc // Металловедение и термическая обработка металлов. 2017. № 7 (745). С. 57-66.
9. Захаров В.В. Кинетика распада твёрдого раствора скандия в алюминии в двойных сплавах Al-Sc // Металловедение и термическая обработка металлов. 2015. № 7 (721). С. 44-48.
10. Яшин В.В., Рушиц С.В., Арышенский Е.В., Латушкин И.А. Реологические свойства деформируемых алюминиевых сплавов 01570 и AA5182 в условиях горячей деформации // Цветные металлы. 2019. № 3. С. 64-69. DOI: 10.17580/tsm.2019.03.09
11. Захаров В.В., Фисенко И.А. Об экономии скандия при легировании им алюминиевых сплавов // Технология лёгких сплавов. 2013. № 4. С. 52-60.
12. Дриц М.Е., Торопова Л.С., Быков Ю.Г., Елагин В.И., Филатов Ю.А., Захаров В.В., Золоторевский Ю.С., Макаров А.Г. Сплав на основе алюминия: авторское свидетельство СССР № 704266; 1979.

13. Бронз А.В., Ефремов В.И., Плотников А.Д., Чернявский А.Г. Сплав 1570С – материал для герметичных конструкций перспективных многофазовых изделий РКК «Энергия» // *Космическая техника и технологии*. 2014. № 4 (7). С. 62-67.

14. ГОСТ 4784-2019. Алюминий и сплавы алюминиевые деформируемые. Марки. М.: Стандартинформ, 2019. 26 с.

15. Соседков С.М., Дриц А.М., Арышенский В.Ю. Яшин В.В. Деформационное упрочнение плит из сплавов 1565ч, АМг6, 01570 и 1580 при холодной прокатке // *Технология лёгких сплавов*. 2020. № 1. С. 39-43.

16. Дриц А.М., Арышенский В.Ю., Арышенский Е.В., Захаров В.В. Свариваемый термически не упрочняемый сплав на основе системы Al-Mg: патент РФ № 2726520; опубл. 14.07.2020; бюлл. № 20.

17. Li H.Y., Li D.W., Zhu Z.X., Chen B.A., Xin C. H. E. N., Yang C.L., Wei K.A.G. Grain refinement mechanism of as-cast aluminum by hafnium // *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*. 2016. V. 26, Iss. 12. P. 3059-3069. DOI: 10.1016/S1003-6326(16)64438-2

18. Booth-Morrison C., Dunand D.C., Seidman D.N. Coarsening resistance at 400 C of precipitation-strengthened Al-Zr-Sc-Er alloys // *Acta Materialia*. 2011. V. 59, Iss. 18. P. 7029-7042. DOI: 10.1016/j.actamat.2011.07.057

19. Hallem H., Lefebvre W., Forbord B., Danoix F., Marthinsen K. The formation of Al₃(Sc_xZr_yHf_{1-x-y})-dispersed in aluminium alloys // *Materials Science and Engineering: A*. 2006. V. 421, Iss. 1-2. P. 154-160. DOI: 10.1016/j.msea.2005.11.063

20. Engler O., Miller-Jupp S. Control of second-phase particles in the Al-Mg-Mn alloy AA 5083 // *Journal of Alloys and Compounds*. 2016. V. 689. P. 998-1010. DOI: 10.1016/j.jallcom.2016.08.070

21. Handbook of aluminum. V. 1. Physical metallurgy and processes / ed. by Totten G.E., MacKenzie D.S. New York: CRC Press, 2003. 1310 p.

22. Давыдов В.Г., Елагин В.И., Захаров В.В., Ростова Т.Д. О легировании алюминиевых сплавов добавками скандия и циркония // *Металловедение и термическая обработка металлов*. 1996. № 8. С. 25-30.

23. Yang C., Shao D., Zhang P., Kuang J., Wu K., Liu G., Sun J. The influence of Sc solute partitioning on ductile fracture of Sc-microalloyed Al-Cu alloys // *Materials Science and Engineering: A*. 2018. V. 717. P. 113-123. DOI: 10.1016/j.msea.2018.01.078

24. Ma G., Wang D., Xiao B., Ma Z. Effect of particle size on mechanical properties and fracture behaviors of age-hardening SiC/Al-Zn-Mg-Cu composites // *Acta Metallurgica Sinica (English Letters)*. 2021. V. 34, Iss. 10. P. 1447-1459. DOI: 10.1007/s40195-021-01254-w

THERMAL TREATMENT EFFECT ON THE MECHANICAL PROPERTIES OF 1570, 1580 AND 1590 ALUMINUM ALLOYS

© 2022

E. V. Aryshensky Candidate of Science (Engineering), Chief Scientific Officer of Research Laboratory No. 4; Samara National Research University, Samara, Russian Federation; arishenskiy.ev@ssau.ru

V. Yu. Aryshensky Doctor of Science (Engineering), Professor, Chief Researcher of Research Laboratory No. 4; Samara National Research University, Samara, Russian Federation; Chief Roller Operator; Arconic SMZ, Samara, Russian Federation; arysh54@mail.ru

A. M. Drits Candidate of Science (Engineering), Leading Researcher of Research Laboratory No. 4; Samara National Research University, Samara, Russian Federation; Director of Business Development and New Technologies; Arconic SMZ, Samara, Russian Federation; alexander.drits@arconic.com

F. V. Grechnikov Academician of the Russian Academy of Sciences, Doctor of Science (Engineering), Head of the Department of Metal Forming; Samara National Research University, Samara, Russian Federation; gretch@ssau.ru

A. A. Ragazin Postgraduate Student of the Department of Metal Technology and Aviation Materials, Engineer of Research Laboratory No. 4; Samara National Research University, Samara, Russian Federation; Leading Industrial Engineer; Arconic SMZ, Samara, Russian Federation; sanekragazin63@mail.ru

The study addresses the effect of thermal treatment on the mechanical properties and grain size of magnesium rich alloys with small scandium additions 1570, 1580 and 1590. The effect of preheat temperature (within 260...440 °C range) and soaking time (within 2 – 100 hours range) on yield strength, tensile strength and relative elongation of the alloys under investigation was analyzed. Mechanical properties were determined using uniaxial tensile tests in accordance with ISO 6892-1. In addition, for some modes the microstructure was studied for Al₃Mg₂ β-phase presence and distribution by optical metallography methods depending on thermal treatment conditions. The studies demonstrated that supersaturated solid solution in the 1570 alloy decomposes faster in the entire studied temperature range, and after 48 hours soaking, its strength properties start degrading. At the same time, the 1580 and 1590 alloys are much more thermally stable, with slightly lower yield strength after long soaking time, while tensile strength remains unchanged. The conditions of 260 °C annealing temperature are not favorable for plastic properties, severely degrading (due to β-phase formation) in the 1570 and 1580 alloys. Plastic properties degradation is not so evident at higher soaking temperature, however, the 1590 alloy maintains the highest plasticity indices.

Aluminum; thermal treatment; alloying with small scandium additions; mechanical properties; β-phase

Citation: Aryshensky E.V., Aryshensky V.Yu., Drits A.M., Grechnikov F.V., Ragazin A.A. Thermal treatment effect on the mechanical properties of 1570, 1580 and 1590 aluminum alloys. *Vestnik of Samara University. Aerospace and Mechanical Engineering*. 2022. V. 21, no. 4. P. 76-87. DOI: 10.18287/2541-7533-2022-21-4-76-87

References

1. Ibragimov V.E., Bazhin V.Yu. Modern technologies for processing aluminum slags based on salt-free environmentally oriented methods. *Natural and Technical Sciences*. 2020. No. 6 (144). P. 155-162. (In Russ.). DOI: 10.25633/ETN.2020.06.13
2. Alattar A.L., Bazhin V.Yu. Al-Cu-B₄C composite materials for the production of high-strength billets. *Metallurgist*. 2020. V. 64, Iss. 5-6. P. 566-573. DOI: 10.1007/s11015-020-01028-2
3. Akopyan T.K., Belov N.A., Letyagin N.V., Milovich F.O., Lukyanchuk A.A., Fortuna A.S. Influence of indium trace addition on the microstructure and precipitation hardening response in Al-Si-Cu casting aluminum alloy. *Materials Science and Engineering: A*. 2022. V. 831. DOI: 10.1016/j.msea.2021.142329
4. Shurkin P.K., Belov N.A., Musin A.F., Aksenov A.A. Novel high-strength casting Al-Zn-Mg-Ca-Fe aluminum alloy without heat treatment. *Russian Journal of Non-Ferrous Metals*. 2020. V. 61, Iss 2. P. 179-187. DOI: 10.3103/S1067821220020121
5. Deev V.B., Ri E.H., Prusov E.S., Ermakov M.A., Goncharov A.V. Grain refinement of casting aluminum alloys of the Al-Mg-Si system by processing the liquid phase using

nanosecond electromagnetic pulses. *Russian Journal of Non-Ferrous Metals*. 2021. V. 62, Iss. 5. P. 522-530. DOI: 10.3103/S1067821221050023

6. Deev V., Prusov E., Shurkin P., Ri E., Smetanyuk S., Chen X., Konovalov S. Effect of la addition on solidification behavior and phase composition of cast Al-Mg-Si alloy. *Metals*. 2020. V. 10, Iss. 12. DOI: 10.3390/met10121673

7. Belov N.A. *Fazovyy sostav promyshlennykh i perspektivnykh alyuminiyevykh splavov* [Phase composition of commercial and next-generation aluminum alloys]. Moscow: Izdatel'skiy Dom MISiS Publ., 2010. 511 p.

8. Shvechkov E.I., Filatov Y.A., Zakharov V.V. Mechanical and life properties of sheets from alloys of the Al-Mg-Sc system. *Metal Science and Heat Treatment*. 2017. V. 59, Iss. 7-8. C. 454-462. DOI: 10.1007/s11041-017-0171-4

9. Zakharov V.V. Kinetics of decomposition of the solid solution of scandium in aluminum in binary Al-Sc alloys. *Metal Science and Heat Treatment*. 2015. V. 57, Iss. 7-8. P. 410-414. DOI: 10.1007/s11041-015-9897-z

10. Yashin V.V., Ruschits S.V., Aryshensky E.V., Latushkin I.A. Rheological behavior of 01570 and AA5182 wrought aluminum alloys under hot deformation conditions. *Tsvetnye Metally*. 2019. No. 3. P. 64-69. (In Russ.). DOI: 10.17580/tsm.2019.03.09

11. Zakharov V.V., Fisenko I.A. On scandium saving in case of making scandium alloying addition to aluminium alloys. *Tekhnologiya Legkikh Splavov*. 2013. No. 4. P. 52-60. (In Russ.)

12. Drits M.E., Toropova L.S., Bykov Yu.G., Elagin V.I., Filatov Yu.A., Zakharov V.V., Zolotarevsky Yu.S., Makarov A.G. *Splav na osnove alyuminiya* [Aluminum-base alloy]. Copyright certificate USSR no.704266, 1979.

13. Bronz A.V., Efremov V.I., Plotnikov A.D., Chernyavsky A.G. Alloy 1570C – material for pressurized structures of advanced reusable vehicles of RSC Energia. *Space Engineering and Technology*. 2014. No. 4 (7). P. 62-67. (In Russ.)

14. GOST 4784-2019. Aluminium and wrought aluminium alloys. Grades. Moscow: Standartinform Publ., 2019. 26 p. (In Russ.)

15. Sosedkov S.M., Drits A.M., Aryshensky V.Yu., Yashin V.V. Strain hardening of 1565ch, amg6, 01570 and 1580 alloy plates upon the cold rolling. *Tekhnologiya Legkikh Splavov*. 2020. No. 1. P. 39-43. (In Russ.)

16. Drits A.M., Aryshenskij V.Yu., Aryshenskij E.V., Zakharov V.V. *Svarivaemyy termicheski ne uprochnyaemyy splav na osnove sistemy Al-Mg* [Welded thermally non-hardened alloy based on Al-Mg system]. Patent RF, no. 2726520, 2020. (Publ. 14.07.2020, bull. no. 20)

17. Li H.Y., Li D.W., Zhu Z.X., Chen B.A., Xin C. H. E. N., Yang C.L., Wei K.A.G. Grain refinement mechanism of as-cast aluminum by hafnium. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*. 2016. V. 26, Iss. 12. P. 3059-3069. DOI: 10.1016/S1003-6326(16)64438-2

18. Booth-Morrison C., Dunand D.C., Seidman D.N. Coarsening resistance at 400 C of precipitation-strengthened Al-Zr-Sc-Er alloys. *Acta Materialia*. 2011. V. 59, Iss. 18. P. 7029-7042. DOI: 10.1016/j.actamat.2011.07.057

19. Hallem H., Lefebvre W., Forbord B., Danoix F., Marthinsen K. The formation of Al₃(Sc_xZr_yHf_{1-x-y})-dispersoids in aluminium alloys. *Materials Science and Engineering: A*. 2006. V. 421, Iss. 1-2. P. 154-160. DOI: 10.1016/j.msea.2005.11.063

20. Engler O., Miller-Jupp S. Control of second-phase particles in the Al-Mg-Mn alloy AA 5083. *Journal of Alloys and Compounds*. 2016. V. 689. P. 998-1010. DOI: 10.1016/j.jallcom.2016.08.070

21. Handbook of aluminum. V. 1. Physical metallurgy and processes / ed. by Totten G.E., MacKenzie D.S. New York: CRC Press, 2003. 1310 p.

22. Davydov V.G., Elagin V.I., Zakharov V.V., Rostova T.D. Alloying aluminum alloys with scandium and zirconium additives. *Metal Science and Heat Treatment*. 1996. V. 38, Iss. 8. P. 347-352. DOI: 10.1007/bf01395323

23. Yang C., Shao D., Zhang P., Kuang J., Wu K., Liu G., Sun J. The influence of Sc solute partitioning on ductile fracture of Sc-microalloyed Al-Cu alloys. *Materials Science and Engineering: A*. 2018. V. 717. P. 113-123. DOI: 10.1016/j.msea.2018.01.078

24. Ma G., Wang D., Xiao B., Ma Z. Effect of particle size on mechanical properties and fracture behaviors of age-hardening SiC/Al-Zn-Mg-Cu composites. *Acta Metallurgica Sinica (English Letters)*. 2021. V. 34, Iss. 10. P. 1447-1459. DOI: 10.1007/s40195-021-01254-w