



Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)

Сайт журнала: http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov



Изучение эволюции микроструктуры и механических свойств в алюминиевом сплаве 1570 с добавкой 0,5 % гафния

Игорь Зорин^{1, 2, a, *}, Евгений Арышенский^{1, 2, b}, Александр Дриц^{1, c}, Сергей Коновалов^{1, 2, d}

¹ Самарский национальный исследовательский университет имени академика С.П. Королева, ул. Московское шоссе, 34, г. Самара, 443086, Россия

² Сибирский государственный индустриальный университет, ул. Кирова, 42, г. Новокузнецк, 654007, Россия

^a  <https://orcid.org/0000-0001-9349-2494>,  zorin.ia@ssau.ru; ^b  <https://orcid.org/0000-0003-3875-7749>,  arishenskiy_ev@sibsiu.ru;

^c  <https://orcid.org/0000-0002-9468-8736>,  alexander.drits@samara-metallurg.ru; ^d  <https://orcid.org/0000-0003-4809-8660>,  konovalov@sibsiu.ru

ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 669.017.16

История статьи:

Поступила: 18 октября 2023

Рецензирование: 25 октября 2023

Принята к печати: 20 ноября 2023

Доступно онлайн: 15 марта 2024

Ключевые слова:

Алюминиевые сплавы

Скандий

Гафний

Микроструктура

Механические свойства

Термообработка

Просвечивающая микроскопия

Финансирование

Исследования выполнены при поддержке проекта РНФ № 22-29-01506, <https://rscf.ru/project/22-29-01506/>

Благодарности

Работа выполнена с использованием оборудования Центра коллективного пользования «Технологии и Материалы НИУ «БелГУ»».

АННОТАЦИЯ

Введение. Алюминиевые сплавы являются очень востребованным материалом в аэрокосмической отрасли. С точки зрения сочетания различных эксплуатационных характеристик одними из самых перспективных являются высокомагнелиевые алюминиевые сплавы с добавками переходных металлов, таких как Zr и Sc. Одним из самых распространенных сплавов этой группы является сплав 1570. Недавние исследования показали положительное влияние добавок 0,5 % гафния на литую структуру. **Цель работы:** изучение влияния 0,5 % гафния на структуру и свойства алюминиевого сплава 1570 в процессе термомеханической обработки. **В работе исследовано** влияние гомогенизации холодной прокатки и рекристаллизационного отжига на механические свойства и микроструктуры образца из сплава 1570 и его аналога с добавкой 0,5 масс.% гафния. **Методика исследований:** для изучения были отлиты слитки из сплава 1570 с добавками 0,5 масс.% гафния и без него. Полученные слитки были гомогенизированы при температуре 440 °С в течение 4 часов, после чего направлялись сначала на горячую, а затем на холодную прокатку. Холоднокатаные образцы отжигались при температурах 340...530 °С с временем выдержки 3 часа. Полученные образцы исследовались методами просвечивающей и световой микроскопии в гомогенизированном, холоднокатаном и отожженном состояниях. Кроме того, гомогенизированные и холоднокатаные образцы испытывались на одноосное растяжение для определения механических свойств исследуемых сплавов. **Результаты и обсуждение.** В результате исследования выявлено, что в сплаве, содержащем гафний, после гомогенизационного отжига наблюдается небольшое уменьшение среднего размера частиц и увеличение их общей доли в сравнении со сплавом 1570. В целом добавка 0,5 % гафния не сильно влияет на механические свойства. По сравнению с литым состоянием у обоих сплавов растет количество наночастиц, а также предел текучести. При нагреве в обоих сплавах происходит рост пластических и падение прочностных характеристик. Исследования влияния отжига на зеренную структуру исследованных сплавов показали, что гафний повышает склонность сплава 1570 к рекристаллизации, однако для выяснения причин этого явления требуются дополнительные исследования.

Для цитирования: Изучение эволюции микроструктуры и механических свойств в алюминиевом сплаве 1570 с добавкой 0,5 % гафния / И.А. Зорин, Е.В. Арышенский, А.М. Дриц, С.В. Коновалов // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2024. – Т. 26, № 1. – С. 113–128. – DOI: 10.17212/1994-6309-2024-26.1-113-128.

*Адрес для переписки

Зорин Игорь Александрович, магистрант

Самарский национальный исследовательский университет имени академика С.П. Королева,

ул. Московское шоссе, 34,

443086, г. Самара, Россия

Тел.: +7 927 731-03-85, e-mail: zorin.ia@ssau.ru

Введение

Алюминиевые сплавы применяются в различных отраслях современной промышленности благодаря их высокой коррозионной стойкости, свариваемости и низкой плотности [1–5]. В частности, в аэрокосмической промышленности сплавы Al-Mg, известные в зарубежной литературе как сплавы серии 5XXX, являются

одними из наиболее распространенных групп алюминиевых сплавов [6, 7]. Их востребованность обусловлена эффектом твердорастворного упрочнения, вызванным добавкой магния [8, 9]. Достичь существенного улучшения механических свойств этой группы алюминиевых сплавов можно за счет добавок скандия [10–12].

Скандий обладает низкой растворимостью в пересыщенном алюминиевом твердом растворе (например, при температуре 655 °С в равновесных условиях она составляет 0,35 %) [13]. При достаточно высокой скорости охлаждения после литья можно растворить в алюминиевую матрицу избыточное количество скандия. При нагреве до 250–350 °С происходит распад пересыщенного твердого раствора скандия в алюминии с выделением частиц Al_3Sc [14]. При непрерывном распаде пересыщенного твердого раствора и отсутствии процесса коагуляции эти частицы имеют сферическую морфологию с радиусом от 2 до 20 нм [15, 16]. Такие частицы имеют тип решетки L_{12} и минимальное несоответствие между кристаллической решеткой и алюминиевой матрицей, что обеспечивает им когерентность [13, 14]. При размерах наночастиц от 1,5 до 4 нм упрочнение происходит из-за их перерезания дислокациями, а при превышении данных размеров – по механизму Орована [17–19]. Кроме того, скандий является сильным модификатором литой структуры [14]. Его способность к измельчению объясняется тем, что первичные интерметаллиды Al_3Sc , образующиеся в жидкой фазе, также обладают структурой L_{12} и имеют минимальное несоответствие между кристаллической решеткой и алюминиевым твердым раствором [14, 13]. Благодаря этому первичные частицы Al_3Sc создают дополнительное количество зародышей в процессе кристаллизации алюминия. Стоит отметить, что модифицирующий эффект проявляется только при достижении концентрации скандия 0,6 %, когда в жидкости начинают формироваться первичные частицы Al_3Sc [14].

В то же время наночастицы скандия, формирующиеся при распаде пересыщенного твердого раствора, при повышении температуры до 400 °С начинают коагулировать и увеличиваться в размерах [14]. При достижении наночастицами критического диаметра 30–40 нм они теряют свою когерентность, а вызываемый ими упроч-

няющий эффект сходит на нет [16]. Это сильно ограничивает применимость скандиевых сплавов, так как, например, уменьшает температуру их гомогенизации и горячей деформации, что неизбежно будет снижать эффективность обоих процессов и приводить к увеличению энергозатрат [20].

Для повышения термостабильности наночастиц типа Al_3Sc также используют малые добавки циркония [21]. Цирконий частично растворяется в частицах Al_3Sc , образуя вокруг них оболочку. Благодаря тому, что цирконий обладает более низким коэффициентом диффузии, чем скандий, он тормозит рост наночастиц типа Al_3Sc при повышенных температурах [22]. Кроме того, цирконий уменьшает концентрацию скандия, необходимую для образования в жидкости первичных интерметаллидов Al_3Sc , а следовательно, способствует эффективной модификации литой структуры [23, 24].

Одним из классических алюминиевых сплавов с высоким содержанием Mg и добавками Sc и Zr, успешно применяющимся в промышленности, является сплав 1570 [25, 26]. В то же время, несмотря на наличие циркония, частицы Al_3Sc все равно не имеют достаточной термостабильности для сохранения своего размера в ходе высокотемпературной гомогенизации и последующей горячей деформации [20]. Одним из путей решения этой проблемы является дополнительное легирование сплава 1570 гафнием. Последний имеет еще более низкий коэффициент диффузии, чем цирконий [22], кроме того, он частично растворяется в частицах Al_3Sc [27], также создавая вокруг них термостабилизирующую оболочку [22]. Совместное легирование гафнием и цирконием очень эффективно для термостабилизации частиц Al_3Sc [28, 29].

Исследования влияния совместных добавок гафния и циркония на термостабилизацию частиц Al_3Sc проводились в основном для малолегированных алюминиевых сплавов, между тем алюминиевые сплавы с высоким содержанием магния имеют ряд особенностей. Во-первых, магний несколько ускоряет кинетику распада пересыщенного скандием алюминиевого твердого раствора [30], а во-вторых, способствует увеличению критического размера наночастиц, после достижения которого происходит потеря

ими когерентности [13, 31]. Поэтому особенный интерес представляет изучение влияния гафния на частицы Al_3Sc на примере промышленных высокомагниевого сплава.

Для сплава 1570 были проведены исследования влияния 0,5 % гафния в литом состоянии. Было установлено, что легирование данного сплава 0,5 % гафния способствует модификации литой структуры, а также приводит к полному прекращению прерывистого распада пересыщенного скандием алюминиевого раствора [32, 33]. Стоит отметить, что прерывистый распад при остывании слитка представляет собой негативный процесс, в ходе которого формируются иглообразные выделения Al_3Sc [34–36]. Эти частицы, как правило, являются полуккогерентными алюминиевой матрице и не вносят такого большого вклада в упрочнение, как равноосные дисперсные фазы, образующиеся при термической обработке. В то же время прерывистый распад приводит к тому, что в алюминиевом пересыщенном твердом растворе не остается скандия, необходимого для формирования наночастиц Al_3Sc при последующей термомеханической обработке [12, 34].

Учитывая способность 0,5 % гафния останавливать прерывистый распад, целесообразно исследовать, какое влияние будет оказывать эта добавка не только на микроструктуру и механические свойства сплава 1570 в литом состоянии, но и при последующей термомеханической обработке. Необходимо отметить, что большинство изделий, получаемых из сплава 1570, являются тонкостенными и изготавливаются из листовой продукции, которая в зависимости от требуемых свойств поставляется в отожженном или холоднокатаном состоянии. Именно поэтому наиболее целесообразно исследовать влияние 0,5 % гафния на микроструктуру и механические свойства сплава 1570 после этих видов обработки.

Для достижения поставленной цели необходимо решить следующие задачи: исследовать формирование наночастиц при гомогенизационном отжиге сплава 1570, так как их размер и количество будут определять структуру и свойства сплава на последующих этапах термомеханической обработки, кроме того, необходимо изучить влияние 0,5 % гафния на механические свойства и зеренную структуру в холоднокатаном и отожженном состояниях.

Методика исследований

В качестве объекта исследования были выбраны сплав 1570 и его вариант с добавлением 0,5 % гафния, их химический состав приведен в табл. 1. Сплавы получали в лаборатории в индукционной печи УИ-25П. Слитки имели размеры $20 \times 40 \times 400$ мм и отливались в стальной кокиль с водяным охлаждением при температуре расплава $720\text{--}740$ °С.

Технология получения образцов

Литье слитков

Вес слитков составил 5 кг, для каждого химического состава было отлито три слитка. Для этого были использованы алюминий марки А85, магний марки МG90, а также лигатуры $Al-Sc_2$, $Al-Zr_3$, $Al-Hf_2$ и таблетки $Mn_{90}Al_{10}$.

Спектральный метод исследования на атомно-эмиссионном спектрометре ARL 3460 позволял определить содержание элементов по ГОСТ 25086, ГОСТ 7727, ГОСТ 3221, ASTM E 716 и ASTM E 1251. Необходимая концентрация исходных материалов с гафнием была рассчитана теоретическим путем, поскольку на данный момент ГОСТ по работе с гафниевыми добавками не разработан. После затвердевания слитка его извлекали из кокиля и затем охлаждали в воде.

Таблица 1

Table 1

Химический состав исследуемых сплавов, %

Chemical composition of the studied alloys, %

Сплав	Al	Si	Fe	Mn	Mg	Ti	Zr	Sc	Hf
1570	осн.	0,17	0,26	0,4	6,1	0,03	0,07	0,25	–
1570-0,5Hf	осн.	0,15	0,32	0,42	6,36	0,01	0,04	0,2	0,52

Гомогенизационный отжиг

Цель гомогенизационного отжига – растворение грубой неравновесной эвтектики и повышение химической однородности алюминиевого твердого раствора. Процесс гомогенизационного отжига проводился по режиму 440 °С – 4 часа, после чего для гомогенизированных образцов выполнялись испытания на одноосное растяжение.

Прокатка

После отжига исследуемые сплавы подвергались прокатке. Следует отметить, что при промышленном производстве листа из сплава 1570 применяют сначала горячую прокатку при температурах выше температуры рекристаллизации, а затем холодную. Поэтому лабораторная прокатка, в ходе которой получался листовой материал, осуществлялась по такому же принципу. Сначала производилась горячая прокатка с толщины 40 мм до толщины 5 мм на реверсивном прокатном стане Duo при температуре 440 °С и скорости вращения валков 3 м/мин. Каждые три прохода слитки нагревали до исходной температуры прокатки, общий процент обжатия составил 88 %. Отметим, что температура горячей прокатки была выбрана соответствующей температуре гомогенизации, так как ее превышение может вызвать коагуляцию частиц (по крайней мере в сплаве, не содержащем гафния), а ее снижение – потерю пластичности [20]. Прокатка уже нагретого после гомогенизации небольшого слитка, в том числе с учетом его подогрева в печи, занимает не более 30 мин. Ввиду того что данная операция не является финишной, а кратковременный нагрев не способен оказать существенного влияния на частицы Al₃Sc, ис-

следований микроструктуры и свойств сплава по завершении этой операции не проводилось. После достижения толщины 5 мм полосы прокатывались в холодную до 2 мм толщиной, процент обжатия при холодной прокатке составил 95 %.

Отжиги холоднокатаной ленты

После прокатки производился отжиг холоднокатаной ленты из исследуемых сплавов с целью выявления того, как содержание гафния влияет на процесс рекристаллизации. Кроме того, была проведена дополнительная серия отжигов холоднокатаной ленты для изучения механических свойств сплавов. Режимы отжигов представлены в табл. 2.

Следует отметить, что в зависимости от требований к уровню механических свойств (необходимого сочетания прочностных и пластических свойств), а также от содержания скандия, циркония и гафния выбор температуры отжига высокомагниевого сплава возможен в широком температурном интервале от 340 до 530 °С. Именно поэтому указанные значения температур были выбраны в настоящем исследовании.

Методы исследования микроструктуры и механических свойств образцов

Просвечивающая электронная микроскопия

Тонкую структуру образцов исследовали на аналитическом просвечивающем электронном микроскопе JEM-2100 (JEOL, Япония) с ускоряющим напряжением 200 кВ и приставкой для EDX-анализа INCA (Oxford Instruments, Великобритания). Точное позиционирование образцов фольги осуществлялось в держателе с двумя по-

Таблица 2

Table 2

Режимы отжига холоднокатаной ленты
Annealing modes of cold-rolled tape

Отжиг для проверки прохождения рекристаллизации	Отжиг для изучения механических свойств
470 °С, 3 часа	340 °С, 3 часа
500 °С, 3 часа	440 °С, 3 часа
530 °С, 3 часа	470 °С, 3 часа
550 °С, 3 часа	530 °С, 3 часа

воротами, предоставляющем возможность наклонять их на $\pm 30^\circ$ вдоль каждой оси.

При подготовке образцов для просвечивающей электронной микроскопии частиц (ПЭМ) соблюдалась стандартная методика, включающая подготовку двух образцов фольги толщиной 500 мкм, дальнейшее механическое утонение до 120 мкм с последующим электролитическим утонением [29]. Всего для исследования с помощью ПЭМ-анализа было подготовлено пять образцов тонкой фольги.

Для исследования частиц Al_3Sc образец помещали в ось зоны, снимали электронограмму и выделяли слабый сверхструктурный рефлекс от плоскости $[011] \alpha$. С помощью этого приема получали темнопольные снимки (ТП), что позволяет подсчитывать количество видимых частиц. Для определения размеров и плотности частиц использовался программный модуль Digimizer. По пяти полям зрения для каждого из исследуемых состояний была проведена оценка среднего размера частиц и их доли.

Оптическая микроскопия

Оптическая микроскопия проводилась на микроскопе Axiovert 40 MAT. Средний размер зерен в случае прохождения процесса рекристаллизации измеряли методом секущих.

Механические свойства

Сплавы также испытывались на одноосное растяжение при комнатной температуре с использованием универсальной испытательной машины Zwick/Roell Z050 в соответствии со стандартами ISO 6892-1, ГОСТ 1497–84 и ГОСТ 11150–84. На каждое исследуемое состояние было испытано

но не менее пяти десятикратных круглых образцов, диаметр которых составлял 10 мм.

В табл. 3 приведена информация о том, какие исследования проводились после того или иного этапа технологической цепочки изготовления образцов.

Результаты и их обсуждение

На рис. 1 представлена структура литого материала из сплава 1570 после его гомогенизационного отжига в режиме $440^\circ C - 4$ часа.

Из анализа изображений при помощи трансмиссионной электронной микроскопии (ТП) рис. 1 установлено, что средний размер этих частиц равен 11,4 нм, а их плотность составила $f = 2,2 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$. После данного режима гомогенизационного отжига преобладают частицы с размерами в диапазоне от 1,6 до 13,3 нм. Это указывает на преимущественное присутствие мелкодисперсных фаз в образце, однако наблюдаются и более крупные частицы размером более 25 нм. На рис. 1, а можно отчетливо наблюдать сверхструктурные рефлексы L_{12} ; этот факт согласно [32] говорит о наличии частиц Al_3Sc в алюминиевых сплавах, содержащих скандий.

В сплаве 1570-0,5Hf (рис. 2, б) преобладают частицы с размером в диапазоне от 5,2 до 14,5 нм. При этом на ТП-снимках также выделяются частицы, размер которых превышает 25 нм. Средний размер частиц в данном сплаве 10,5 нм, а плотность распределения частиц составляет $2,6 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$. Замечено, что неравномерность распределения частиц внутри объема зерна немного уменьшилась в сравнении со сплавом 1570. Сверхструктурные рефлексы хоть и присутствуют, однако достаточно слабы (рис. 2, а)

Таблица 3

Table 3

Технологическая цепочка исследований образцов
Technological chain of the specimens' research

Этап технологической цепочки	
Гомогенизированный материал	Холоднокатанный материал
Вид испытаний	
ПЭМ Механические свойства	Механические свойства, Оптическая микроскопия

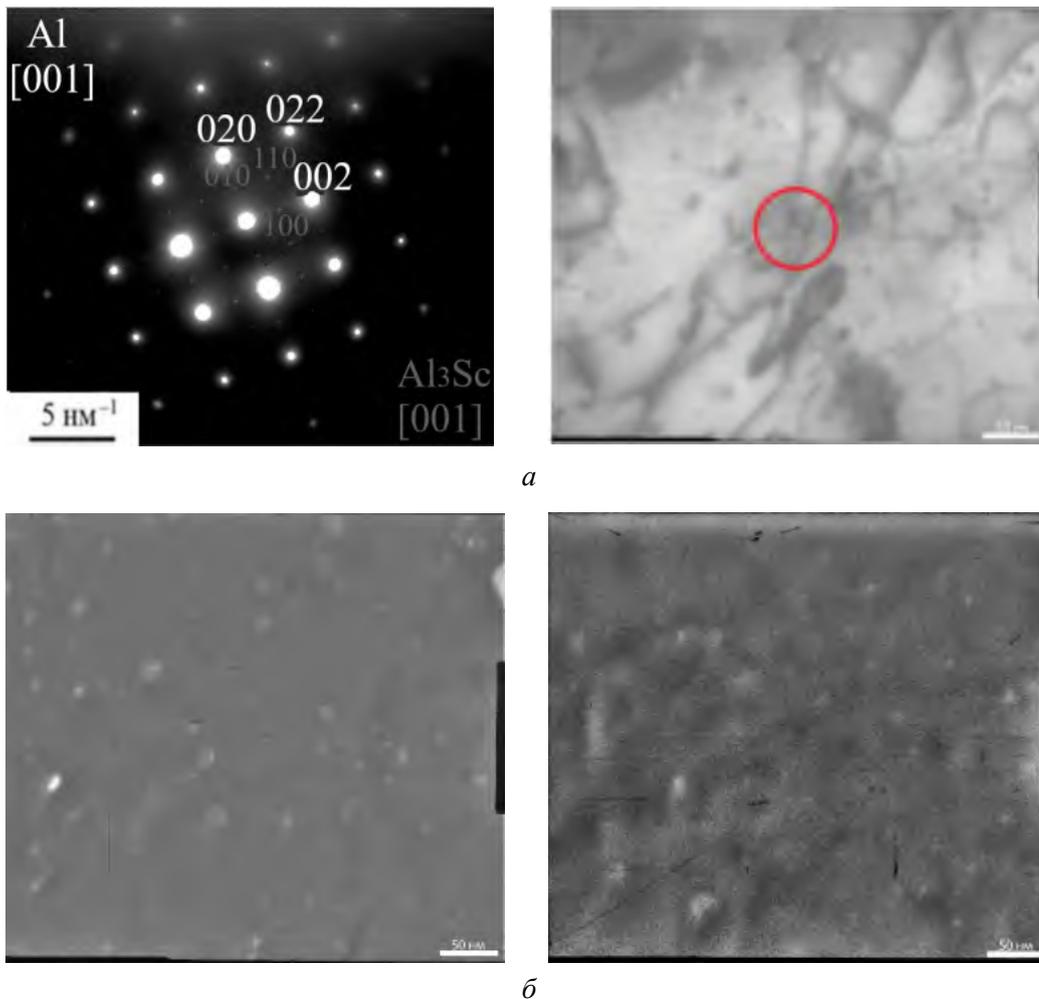


Рис. 1. Тонкая структура литой заготовки из сплава 1570 после гомогенизационного отжига в режиме 440 °С – 4 часа:

a – микродифракция в оси зоны [001] *α*; *б* – ТП

Fig. 1. Fine structure of a cast billet made of alloy 1570 after its homogenization annealing at 440 °С for 4 hours:

a – microdiffraction in the zone axis [001] *α*; *б* – DF

в сравнении с исходным сплавом 1570. Это значит, что дисперсные фазы образовались в меньшем количестве.

Следует отметить, что согласно исследованиям [32] в литом состоянии в сплаве 1570 наблюдается прерывистый распад с образованием некоторого количества наночастиц Al_3Sc размером 7–10 нм. В то же время в сплаве с добавкой гафния прерывистый распад не наблюдается и образования частиц Al_3Sc не происходит. Сравнивая результаты проведенного исследования для литого состояния и состояния после гомогенизации с данными, представленными в работе [29], можно сделать вывод о том, что нагрев в режиме 440 °С – 4 ч в целом увеличивает количество наночастиц в сплаве 1570. В сплаве с добавками

гафния все частицы формируются в ходе термической обработки. Однако в итоге после термической обработки в обоих сплавах наночастицы Al_3Sc в целом имеют приблизительно одинаковый размер, а количество их примерно равно.

В гомогенизированном состоянии сплав 1570 и его модификация с добавкой 0,5 % гафния имеют практически равные прочностные показатели. Сравнивая данные по прочностным свойствам после термообработки с данными, полученными для литого состояния в работе [33], можно сделать вывод о том, что нагрев почти не влияет на предел прочности (рис. 3), он лишь немного увеличился. Однако в то же время предел текучести после термической обработки возрос примерно на 40 МПа. Влияние частиц на рост

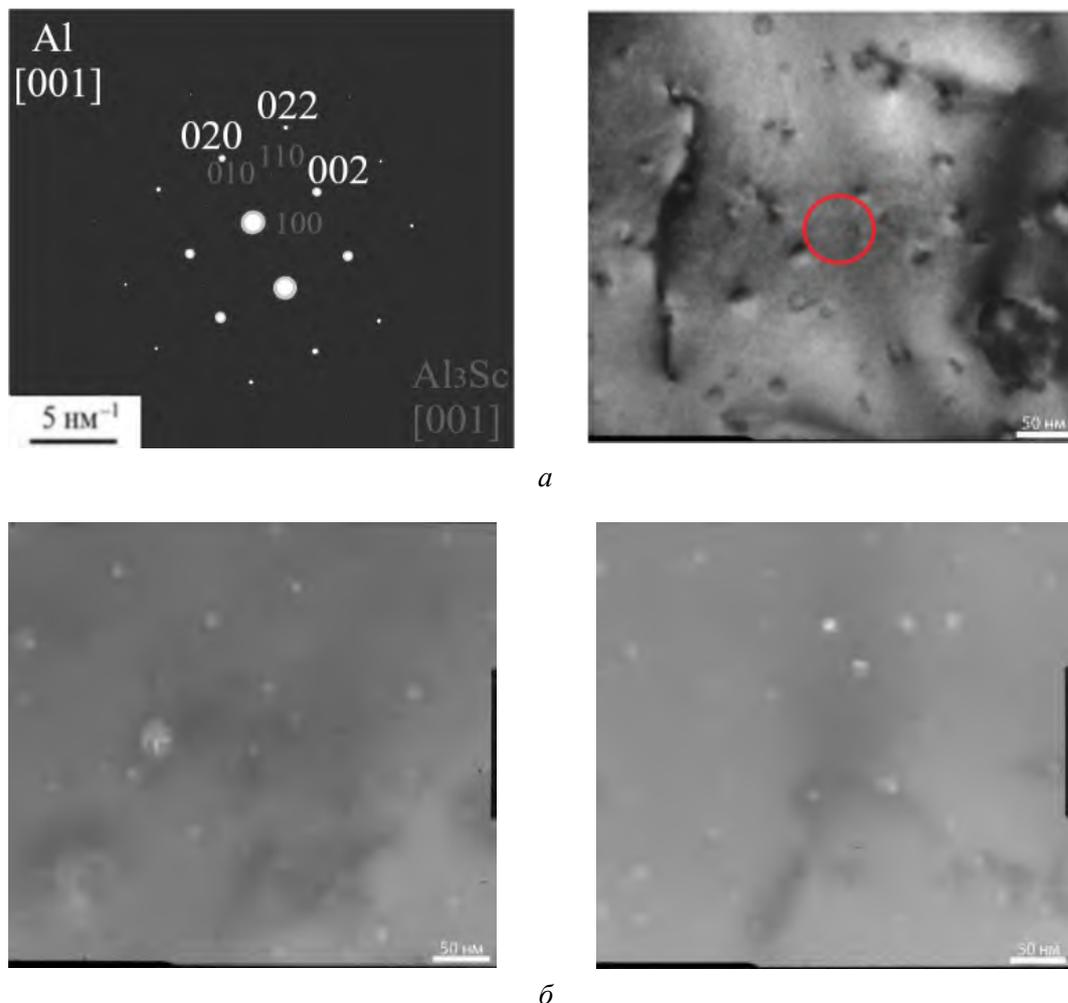


Рис. 2. Тонкая структура литой заготовки из сплава 1570-0,5Hf после гомогенизационного отжига в режиме 440 °С – 4 часа:

a – микродифракция в оси зоны [001] *а*; *б* – ТП

Fig. 2. Fine structure of the cast billet made of alloy 1570 0.5Hf after its homogenization annealing at 440 °C for 4 hours:

a – microdiffraction in the zone axis [001] *а*; *б* – DF

предела текучести объясняется прежде всего степенью влияния дисперсных фаз. Чем большее количество частиц дисперсной фазы выделяется, тем сложнее дислокациям перемещаться по плоскостям. Как следствие, при затрудненном движении дислокаций предел текучести растет. При этом на предел прочности влияет большее количество факторов – например, пористость металла, наличие крупных интерметаллидов и другие, поэтому временное сопротивление остается на прежнем уровне.

Ближние же значения прочностных показателей исследуемых сплавов в гомогенизированном состоянии связаны прежде всего с тем, что в этих сплавах количество частиц и их средний размер достаточно близки друг к другу.

На рис. 4 представлены данные после холодной прокатки, а также после трехчасового отжига при различных температурах. При холодной прокатке (рис. 4) формируется волокнистая структура образцов. Черные точки, которые можно заметить на снимках зеренной структуры, являются крупными интерметаллидами. Размер, химический состав и морфология для данных сплавов изучены [32, 33], поэтому их анализ методами сканирующей микроскопии не проводился.

При температурах до 440 °С структура холоднокатанных листов по-прежнему остается нерекристаллизованной. Это говорит об эффективности подавления частицами Al_3Sc процессов рекристаллизации [37]. Во время отжига

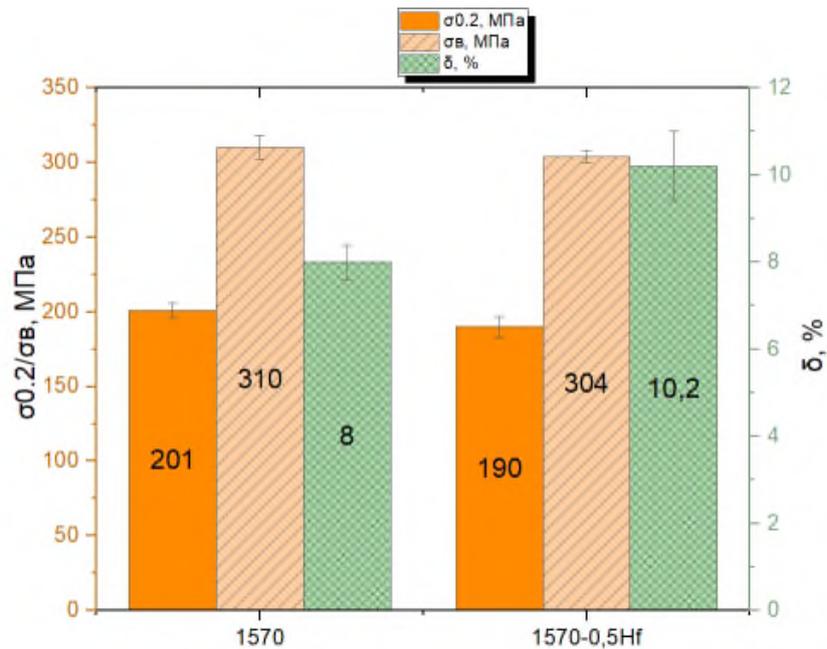


Рис. 3. Механические свойства исследуемых сплавов после литья и гомогенизационного отжига в режиме 440 °С – 4 часа

Fig. 3. Mechanical properties of the studied alloys after homogenization annealing at 440 °C for 4 hours

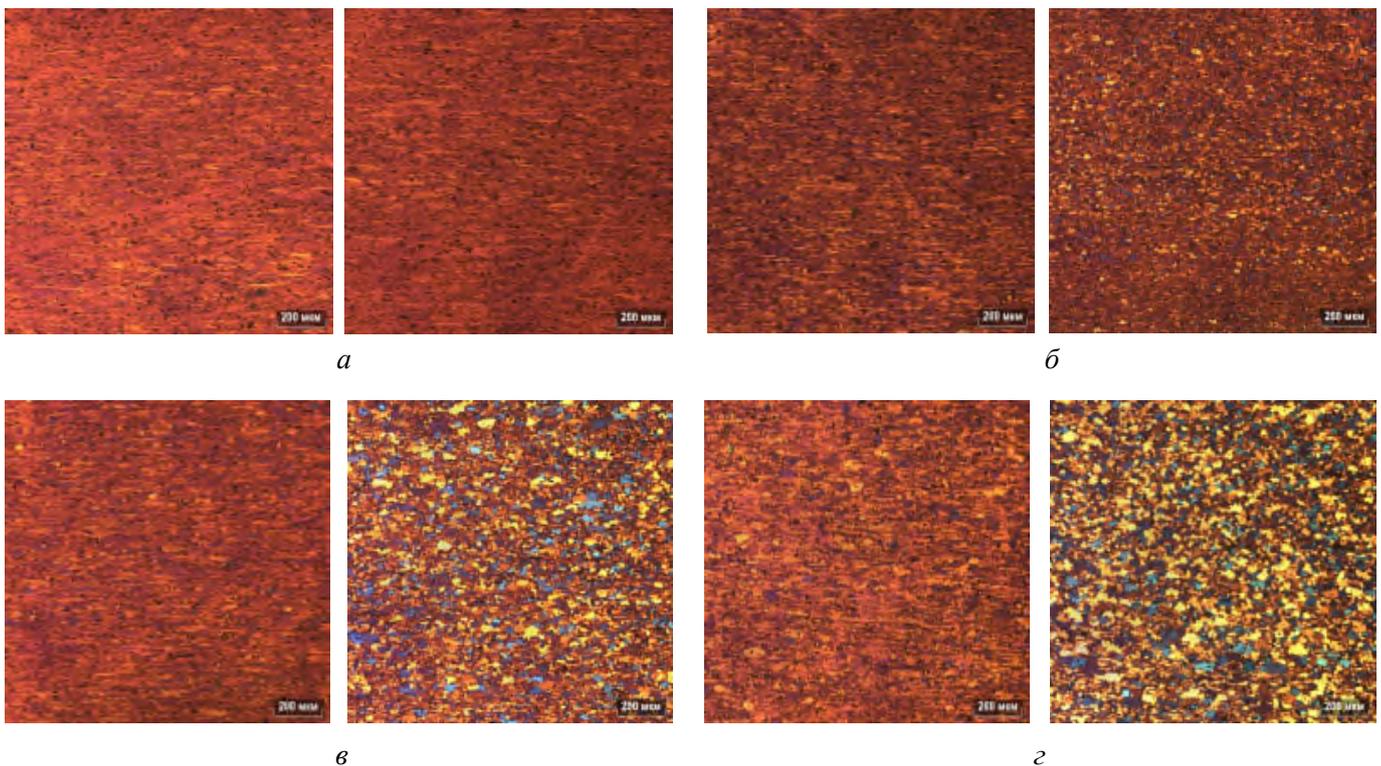


Рис. 4. Микроструктура листов после холодной прокатки с деформацией 90 % и последующих отжигов сплавов 1570 (слева) и 1570-0,5Hf (справа):

a – после холодной прокатки; *б* – после отжига 470 °С – 3 ч; *в* – после отжига 500 °С – 3 ч; *г* – после отжига 530 °С – 3 ч

Fig. 4. Microstructure of sheets after cold rolling with 90 % deformation and subsequent annealing of alloys 1570 (left) and 1570 0.5Hf (right):

a – after cold rolling; *б* – after annealing at 470 °C for 3 hours; *в* – after annealing at 500 °C for 3 hours; *г* – after annealing at 530 °C for 3 hours

в режиме 500 °С – 3 ч в сплаве 1570 появляются первые зародыши новых зерен, и только при повышении температуры отжига до 530 °С можно наблюдать смешанную структуру с примерным соотношением 1:1. Сплав с добавкой 0,5 % гафния имеет большую склонность к рекристаллизации. После отжига при температуре 500 °С и выдержке 3 ч в сплаве 1570 с добавкой 0,5 масс.% Hf наблюдается смешанная структура с преобладанием рекристаллизованных зерен. При повышении температуры отжига до 530 °С в сплаве с содержанием 0,5 % гафния наблюдается полностью рекристаллизованная структура. Стоит также отметить, что в сплавах с добавками гафния полученная микроструктура обладает меньшим размером зерна в сравнении с литым состоянием в результате прошедшей рекристаллизации. Причины ускорения процессов рекристаллизации в сплаве 1570 при легировании гафнием требуют дальнейших исследований.

Необходимо также отметить, что протекание рекристаллизации в сплаве, содержащем гафний, не стоит однозначно характеризовать как негативный процесс, потому что одновременное наличие сильно измельченной литой структуры и возможность ее модификации в ходе рекристаллизации могут создавать предпосылки получения зерна с размерами, достаточными для сверхпластического течения. Это обусловлено тем, что согласно [32] добавки гафния способствуют модифицированию литой структуры в сплаве 1570. В случае рекристаллизации после отжига в режиме 530 °С – 3 ч размер зерна равен 25 мкм. Поэтому, увеличив общую степень холодной прокатки в сплаве, содержащем гафний, и введя несколько промежуточных рекристаллизационных отжигов, каждый из которых будет вызывать измельчение структуры, можно добиться среднего размера зерна до 8 мкм. Такого размера зерна достаточно для сверхпластического течения в алюминиевых сплавах с высоким содержанием магния [38].

На рис. 5 приведены механические свойства сплавов после режимов обработки, для которых на рис. 4 представлена микроструктура. В основном пределы текучести исследуемых сплавов показывают близкие значения (рис. 5, а). Для обоих исследуемых сплавов значения предела текучести падают с 460 МПа в холоднокатаном состоянии до примерно 150 МПа после отжига

при самой высокой температуре 530 °С и выдержке в течение 3 ч. Причиной этого являются проходящие при низкотемпературной термообработке процессы возврата и аннигиляции дислокаций. В результате прочностные показатели после отжига при температуре 530 °С и выдержке 3 ч фактически приближаются к тем, которые наблюдаются в литом состоянии [33].

Пределы прочности в обоих сплавах при нагреве изменяются схожим с пределом текучести образом (рис. 5, б). Пластичность сплавов по мере увеличения температуры отжига и времени выдержки растет, что связано с сокращением количества линейных дефектов и степени нагартовки (рис. 5, в). В целом пластичность сплава 1570-0,5Hf более низкая, чем исходного сплава. Это связано с образованием крупных первичных интерметаллидов Al_3Sc вследствие содержания гафния в 1570-0,5Hf [32]. Таким образом, содержание гафния не оказывает существенного влияния ни на количество наночастиц Al_3Sc , ни на вызываемый ими рост прочностных свойств.

Отдельно стоит сказать, что прошедшая рекристаллизация не оказывает существенного влияния на прочностные свойства. Это объясняется тем, что в сплаве 1570 зерно остается деформированным даже во время отжига при температуре 530 °С (рис. 4), что улучшает механические свойства. С другой стороны, в сплаве с гафнием после прошедшей рекристаллизации наблюдается уменьшение среднего размера зерна, что также благоприятно влияет на прочность.

Заключение

В результате исследования выявлено следующее.

1. По результатам ПЭМ в сплаве 1570-0,5Hf после гомогенизационного отжига наблюдается некоторое уменьшение средних размеров наночастиц и увеличение их общей доли в сравнении со сплавом 1570. Однако этот факт не оказывает существенного влияния на разницу механических свойств в гомогенизированном состоянии.

2. Гафний в количестве 0,5 масс.% повышает склонность сплава 1570 к рекристаллизации при высокотемпературной обработке. Однако для выявления причин этого эффекта необходимы дополнительные исследования. Несмотря на прошедшую рекристаллизацию в сплаве

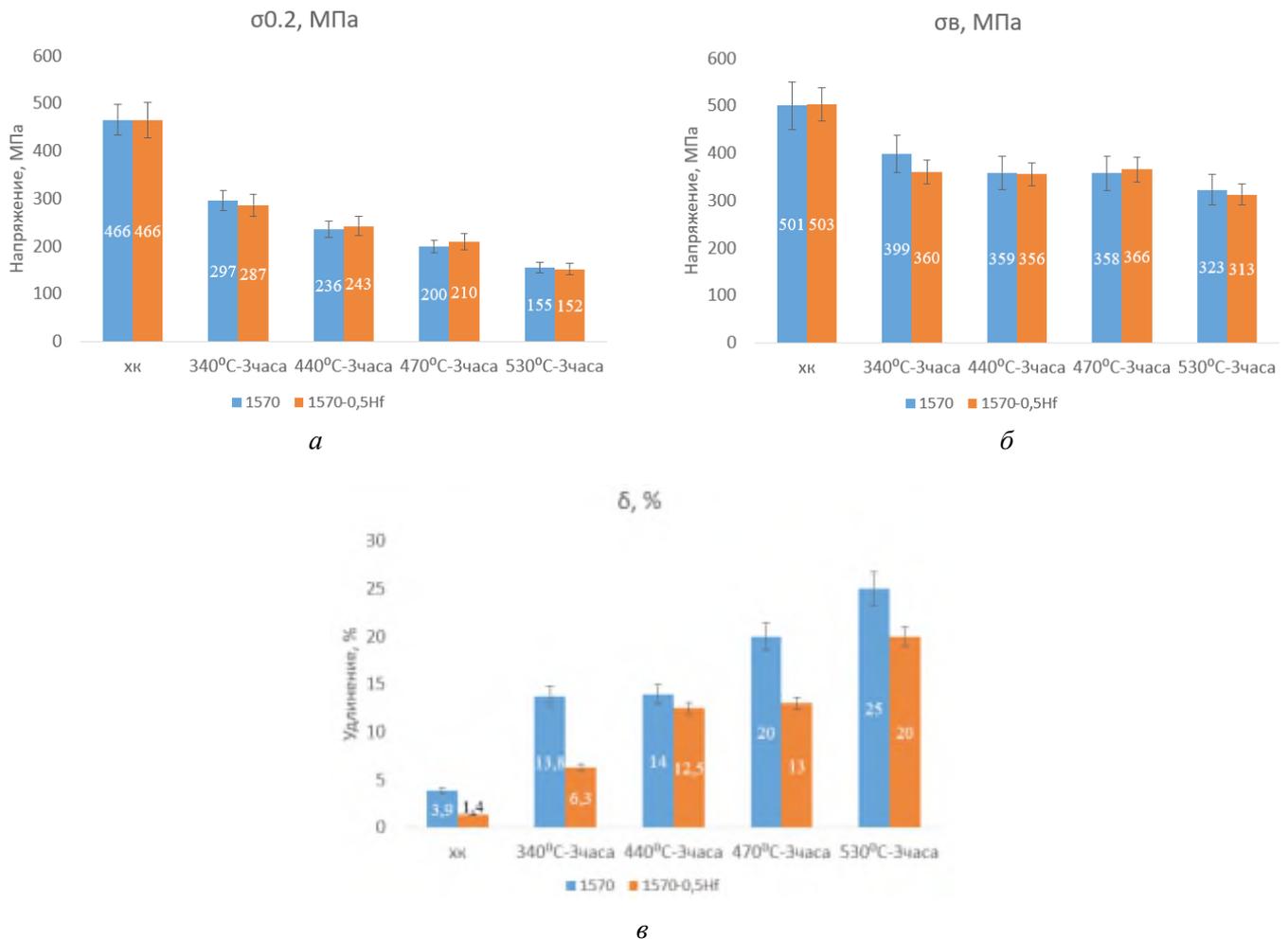


Рис. 5. Механические свойства листов из алюминиевых сплавов 1570 и 1570-0,5Hf:
 а – предел текучести, $\sigma_{0.2}$, МПа; б – предел прочности, σ_b , МПа; в – относительное удлинение, δ , %

Fig. 5. Mechanical properties of sheets of aluminum alloys 1570 and 1570 0.5Hf:
 а – yield strength ($\sigma_{0.2}$); МПа; б – tensile strength (σ_b), МПа; в – relative elongation (δ), %

1570-0,5Hf, исследуемые сплавы показывают схожие прочностные показатели, что связано с уменьшением среднего размера зерна после рекристаллизации. Рекристаллизация также может оказывать дополнительное модифицирующее влияние на размер литой структуры.

Список литературы

1. Kaibyshev R., Avtokratova E., Sitdikov O. Mechanical properties of an Al-Mg-Sc alloy subjected to intense plastic straining // Materials Science Forum. – 2010. – Vol. 638–642. – P. 1952–1958. – DOI: 10.4028/www.scientific.net/MSF.638-642.1952.
2. The phase composition and mechanical properties of the novel precipitation-strengthening Al-Cu-Er-Mn-Zr alloy / S. Amer, O. Yakovtseva, I. Loginova, S. Medvedeva, A. Prosviryakov, A. Bazlov, A. Pozdniakov // Applied Sciences (Switzerland). – 2020. – Vol. 10 (15). – DOI: 10.3390/app10155345.

3. Модифицирование литейных алюминиевых сплавов системы Al–Mg–Si обработкой жидкой фазы наносекундными электромагнитными импульсами / В.Б. Деев, Э.Х. Ри, Е.С. Прусов, М.А. Ермаков, А.В. Гончаров // Известия высших учебных заведений. Цветная металлургия. – 2021. – Т. 27, № 4. – С. 32–41. – DOI: 10.17073/0021-3438-2021-4-32-41.

4. Филатов Ю.А. Исследование влияния добавок Fe + Ni, Co и Hf на сопротивление ползучести алюминиевого сплава 01570 // Технология легких сплавов. – 2022. – № 3. – С. 4–7. – DOI: 10.24412/0321-4664-2022-3-4-7.

5. Effect of Sc and Zr additions on the microstructure and age hardening of an AlMg3MnCr alloy: structure and age hardening of AlMgMnCrScZr / B. Smola, I. Stulíková, V. Očenášek, J. Pelcová // Materials Characterization. – 2003. – Vol. 51 (1). – P. 11–20. – DOI: 10.1016/j.matchar.2003.09.002.

6. Колобнев Н.И., Бер Л.Б., Цукров С.Л. Термическая обработка деформируемых алюминиевых спла-



ВОВ. – М.: НП «АПРАЛ», 2020. – 552 с. – ISBN 978-5-9906007-8-2.

7. Impact of Zener-Hollomon parameter on substructure and texture evolution during thermomechanical treatment of iron-containing wrought aluminium alloys / E. Aryshenskii, J. Hirsch, V. Bazhin, R. Kawalla, U. Prahl // Transactions of Nonferrous Metals Society of China. – 2019. – Vol. 29 (5). – P. 893–906. – DOI: 10.1016/S1003-6326(19)64999-X.

8. Study of the thermal stability of structure and mechanical properties of submicrocrystalline aluminium alloys Al-2.5Mg-Sc-Zr / A.V. Nokhrin, I. Shadrina, V. Chuvil'deev, V. Kopylov, A.A. Bobrov, M. Gryaznov, A. Sysoev, N. Kozlova, M. Chegurov, N. Berendeev, A. Zheleznov, A. Piskunov, D. Pushkova, A.A. Murashov, D. Revva // Journal of Physics: Conference Series. – 2019. – Vol. 1347. – P. 012058. – DOI: 10.1088/1742-6596/1347/1/012058.

9. Филатов Ю.А. Дальнейшее развитие деформируемых алюминиевых сплавов на основе системы Al-Mg-Sc // Технология легких сплавов. – 2021. – № 2. – С. 12–22. – DOI: 10.24412/0321-4664-2021-2-12-22.

10. Fuller C.B., Murray J.L., Seidman D.N. Temporal evolution of the nanostructure of Al(Sc,Zr) alloys: Part I – Chemical compositions of $Al_3(Sc_{1-x}Zr_x)$ precipitates // Acta Materialia. – 2005. – Vol. 53 (20). – P. 5401–5413. – DOI: 10.1016/j.actamat.2005.08.016.

11. Song M., He Y.H. Investigation of primary $Al_3(Sc,Zr)$ particles in Al-Sc-Zr alloys // Materials Science and Technology. – 2011. – Vol. 27 (1). – P. 431–433. – DOI: 10.1179/174328409X443236.

12. Parker B.A., Zhou Z.F., Nolle P. The effect of small additions of scandium on the properties of aluminium alloys // Journal of Materials Science. – 1995. – Vol. 30. – P. 452–458. – DOI: 10.1007/bf00354411.

13. Røyset J., Ryum N. Scandium aluminium alloys // International Materials Reviews. – 2005. – Vol. 50 (1). – P. 19–44. – DOI: 10.1179/174328005X14311.

14. Alloying aluminum alloys with scandium and zirconium additives / V.G. Davydov, V.I. Elagin, V.V. Zakharov, D. Rostoval // Metal Science and Heat Treatment. – 1996. – Vol. 38 (8). – P. 347–352. – DOI: 10.1007/BF01395323.

15. Seidman D.N., Marquis E.A., Dunand D.C. Precipitation strengthening at ambient and elevated temperatures of heat-treatable Al(Sc) alloys // Acta Materialia. – 2002. – Vol. 50 (16). – P. 4021–4035. – DOI: 10.1016/S1359-6454(02)00201-X.

16. Nucleation and growth of Al_3Sc precipitates during isothermal aging of Al-0.55 wt% Sc alloy / K. Yan, Zh. Chen, W. Lu, Ya. Zhao, W. Le, S. Naseem // Materials Characterization. – 2021. – Vol. 179. – P. 111331. – DOI: 10.1016/j.matchar.2021.111331.

17. Precipitation evolution in Al-0.1Sc, Al-0.1Zr and Al-0.1Sc-0.1Zr (at.%) alloys during isochronal aging / K.E. Knipling, R.A. Karnesky, C.P. Lee, D.C. Dunand, D.N. Seidman // Acta Materialia. – 2010. – Vol. 58. – P. 5184–5195. – DOI: 10.1016/J.AC-TAMAT.2010.05.054.

18. Experimental and modelling assessment of ductility in a precipitation hardening AlMgScZr alloy / H. Chen, Z. Chen, G. Ji, S. Zhong, H. Wang, A. Borbély, Y. Bréchet // International Journal of Plasticity. – 2021. – Vol. 139. – DOI: 10.1016/j.ijplas.2021.102971.

19. Brown L.M., Stobbs W.M. The work-hardening of copper-silica // Philosophical Magazine. – 1971. – Vol. 23 (185). – P. 1201–1233. – DOI: 10.1080/14786437108217406.

20. Обоснование технологии изготовления плоского проката из алюминиевых сплавов системы Al-Mg-Sc для аэрокосмической промышленности / В.В. Яшин, В.Ю. Арышенский, И.А. Латушкин, М.С. Тептерев // Цветные металлы. – 2018. – № 7. – С. 75–82. – DOI: 10.17580/tsm.2018.07.12.

21. Zakharov V.V. Combined alloying of aluminum alloys with scandium and zirconium // Metal Science and Heat Treatment. – 2014. – Vol. 56 (5–6). – P. 281–286. – DOI: 10.1007/s11041-014-9746-5.

22. The formation of $Al_3(Sc_xZr_yHf_{1-x-y})$ -dispersoids in aluminium alloys / H. Hallem, W. Lefebvre, B. Forbord, F. Danoix, K. Marthinsen // Materials Science and Engineering: A. – 2006. – Vol. 421 (1–2). – P. 154–160. – DOI: 10.1016/j.msea.2005.11.063.

23. Optimization of hardening of Al-Zr-Sc cast alloys / N.A. Belov, A.N. Alabin, D.G. Eskin, V.V. Istomin-Kastrovskii // Journal of Materials Science. – 2006. – Vol. 41. – P. 5890–5899. – DOI: 10.1007/s10853-006-0265-7.

24. Experimental study and thermodynamic modeling of the Al-Sc-Zr system / H. Bo, L.B. Liu, J.L. Hu, Z.P. Jin // Computational Materials Science. – 2017. – Vol. 133. – P. 82–92. – DOI: 10.1016/j.com-matsci.2017.02.029.

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

26. Автократова Е.В. Перспективный Al-Mg-Sc сплав для самолетостроения // Вестник Уфимского государственного авиационного технического университета. – 2007. – Т. 9, № 1. – С. 182–183.

27. Investigation of the phase relations in the Al-rich alloys of the Al-Sc-Hf system in solid state / L.L. Rokhlin, N.R. Bochvar, J. Boselli, T.V. Dobatkina // Journal of Phase Equilibria and Diffusion. – 2010. – Vol. 31. – P. 327–332. – DOI: 10.1007/s11669-010-9710-z.

28. Thermal stability of a supersaturated solution of hafnium in aluminium / D.O. Boerma, P.J.M. Smulders, K.G. Prasad, M.M. Cruz, R.M.C. Silva, F. Pleiter // *Journal of the Less-Common Metals*. – 1988. – Vol. 145 (1–2). – P. 481–496.

29. Исследование распада пересыщенного твердого раствора в высокомагниевого алюминиевых сплавах со скандием, легированных гафнием / А.М. Дриц, Е.В. Арышенский, Е.А. Кудрявцев, И.А. Зорин, С.В. Коновалов // *Frontier Materials & Technologies*. – 2022. – № 4. – С. 38–48. – DOI: 10.18323/2782-4039-2022-4-38-48.

30. *Zakharov V.V.* Stability of the solid solution of scandium in aluminum // *Metal Science and Heat Treatment*. – 1997. – Vol. 39 (2). – P. 61–66. – DOI: 10.1007/BF02467664.

31. *Iwamura S., Miura Y.* Loss in coherency and coarsening behavior of Al₃Sc precipitates // *Acta Materialia*. – 2004. – Vol. 52 (3). – P. 591–600. – DOI: 10.1016/j.actamat.2003.09.042.

32. Влияние гафния на литую микроструктуру в сплаве 1570 / И.А. Зорин, Е.В. Арышенский, А.М. Дриц, С.В. Коновалов, В.С. Комаров // *Известия высших учебных заведений. Цветная металлургия*. – 2023. – Т. 29, № 1. – С. 56–65. – DOI: 10.17073/0021-3438-2023-1-56-65.

33. Влияние переходных металлов на микроструктурную композицию алюминиевых сплавов

в литом состоянии / И.А. Зорин, А.М. Дриц, Е.В. Арышенский, С.В. Коновалов, Ф.В. Гречников, В.С. Комаров // *Фундаментальные проблемы современного материаловедения*. – 2022. – Т. 19, № 4. – С. 520–531. – DOI: 10.25712/ASTU.1811-1416.2022.04.011.

34. *Blake N., Hopkins M.A.* Constitution and age hardening of Al-Sc alloys // *Journal of Materials Science*. – 1985. – Vol. 20. – P. 2861–2867. – DOI: 10.1007/BF00553049.

35. *Norman A.F., Prangnell P.B., McEwen R.S.* The solidification behaviour of dilute aluminium–scandium alloys // *Acta Materialia*. – 1998. – Vol. 46 (16). – P. 5715–5732. – DOI: 10.1016/S1359-6454(98)00257-2.

36. Influence of the small Sc and Zr additions on the as-cast microstructure of Al–Mg–Si alloys with excess silicon / E. Aryshenskii, M. Lapshov, J. Hirsch, S. Kononov, V. Bazhenov, A. Drits, D. Zaitsev // *Metals*. – 2021. – Vol. 11. – P. 1797. – DOI: 10.3390/met11111797.

37. *Ocenasek V., Slamova M.* Resistance to recrystallization due to Sc and Zr addition to Al–Mg alloys // *Materials Characterization*. – 2001. – Vol. 47. – P. 157–162. – DOI: 10.1016/S1044-5803(01)00165-6.

38. Effect of modes of heterogenizing annealing before cold rolling on the structure and properties of sheets from alloy 1565ch / M. Kishchik, A. Mikhaylovskaia, A. Kotov, A. Drits, V. Portnoy // *Metal Science and Heat Treatment*. – 2019. – Vol. 61. – P. 228–233. – DOI: 10.1007/s11041-019-00405-2.

Конфликт интересов

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

© 2024 Авторы. Издательство Новосибирского государственного технического университета. Эта статья доступна по лицензии Creative Commons «Attribution» («Атрибуция») 4.0 Всемирная (<https://creativecommons.org/licenses/by/4.0>).



Obrabotka metallov - Metal Working and Material Science

Journal homepage: http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov



Study of evolution of microstructure and mechanical properties in aluminum alloy 1570 with the addition of 0.5 % hafnium

Igor Zorin^{1, 2, a, *}, Evgenii Aryshenskii^{1, 2, b}, Aleksandr Drits^{1, c}, Sergey Kononov^{1, 2, c}

¹ Samara National Research University named after S.P. Korolev, 34 Moskovskoe Shosse, Samara, 443086, Russian Federation

² Siberian State Industrial University, 42 Kirova str., Novokuznetsk, 654007, Russian Federation

^a  <https://orcid.org/0000-0001-9349-2494>,  zorin.ia@ssau.ru; ^b  <https://orcid.org/0000-0003-3875-7749>,  arishenskiy_ev@sibsiu.ru;

^c  <https://orcid.org/0000-0002-9468-8736>,  alexander.drits@samara-metallurg.ru; ^d  <https://orcid.org/0000-0003-4809-8660>,  kononov@sibsiu.ru

ARTICLE INFO

Article history:

Received: 18 October 2023

Revised: 25 October 2023

Accepted: 20 November 2023

Available online: 15 March 2024

Keywords:

Aluminum alloys

Scandium

Hafnium

Microstructure

Intermetallic compounds

Mechanical properties

Heat treatment

Transmission microscopy

Funding

The study was supported by a grant of the Russian Science Foundation, project No. 22-29-01506, <https://rscf.ru/project/22-29-01506/>

Acknowledgements

The work was carried out using the equipment of the Center for Collective Use “Technologies and Materials of the National Research University “BelSU”.

ABSTRACT

Introduction. Aluminum alloys are in high demand with the aerospace industry. From the viewpoint of various performance characteristic combinations, high-magnesium aluminum alloys with the addition of transition metals, such as Zr and Sc, are among the most future-oriented alloys. Alloy 1570 is one of the most popular in this group. Recent studies demonstrated the positive effect of 0.5 % hafnium addition on as-cast structure. **Study objective is** to study the effect of the addition of 0.5% hafnium on the structure and properties of aluminum alloy 1570 during thermomechanical treatment. **The study addresses** the effect of cold rolling, homogenization, and recrystallization annealing on mechanical properties and microstructure of the specimens from alloy 1570 and similar alloy with 0.5 wt. % hafnium addition. **Study methodology:** for the study, ingots were cast from alloy 1570 with and without additions of 0.5 wt. % of hafnium. The resulting ingots were homogenized for 4 h at 440 °C, followed first by hot rolling and then cold rolling. Cold-rolled specimens were annealed at temperatures 340 °C to 530 °C with a holding time of 3 hours. The homogenized, cold-rolled, and annealed specimens were examined using transmission and light microscopy. In addition, homogenized and cold-rolled specimens were subjected to uniaxial tensile tests to determine the mechanical properties of the studied alloy. **Results and discussion.** It is revealed that in an alloy containing hafnium, after homogenization annealing, there is a slight decrease in the average particle size and an increase in its total proportion in comparison with alloy 1570. In general, 0.5 % hafnium addition does not significantly affect the mechanical properties. The number of nanoparticles in both alloys increases, as does the yield strength compared to the as-cast state. When heated, both alloys demonstrate an increase in plasticity and a decrease in strength characteristics. Studies of the annealing effect on the grain structure of the studied alloys showed that hafnium increases the tendency of alloy 1570 to recrystallize. However, additional research is required to determine the reasons for this phenomenon.

For citation: Zorin I.A., Aryshenskii E.V., Drits A.M., Kononov S.V. Study of evolution of microstructure and mechanical properties in aluminum alloy 1570 with the addition of 0.5 % hafnium. *Obrabotka metallov (tehnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2024, vol. 26, no. 1, pp. 113–128. DOI: 10.17212/1994-6309-2024-26.1-113-128. (In Russian).

* Corresponding author

Zorin Igor A., Master's Degree student

Samara National Research University

named after S.P. Korolev,

34 Moskovskoe Shosse,

443086, Samara, Russian Federation

Tel.: +7 927 731-03-85, e-mail: zorin.ia@ssau.ru

References

1. Kaibyshev R., Avtokratova E., Sitdikov O. Mechanical properties of an Al-Mg-Sc alloy subjected to intense plastic straining. *Materials Science Forum*, 2010, vol. 638–642, pp. 1952–1958. DOI: 10.4028/www.scientific.net/MSF.638-642.1952.
2. Amer S., Yakovtseva O., Loginova I., Medvedeva S., Prosviryakov A., Bazlov A., Pozdniakov A. The phase composition and mechanical properties of the novel precipitation-strengthening Al-Cu-Er-Mn-Zr alloy. *Applied Sciences (Switzerland)*, 2020, vol. 10 (15). DOI: 10.3390/app10155345.
3. Deev V.B., Ri E.K., Prusov E.S., Ermakov M.A., Goncharov A.V. Modifitsirovanie liteinykh alyuminievykh splavov sistemy Al–Mg–Si obrabotkoi zhidkoi fazy nanosekundnymi elektromagnitnymi impul'sami [Modification of Al–Mg–Si casting aluminum alloys by liquid phase processing with nanosecond electromagnetic pulses]. *Izvestiya vysshikh uchebnykh zavedenii. Tsvetnaya metallurgiya = Russian Journal of Non-Ferrous Metals*, 2021, vol. 27 (4), pp. 32–41. DOI: 10.17073/0021-3438-2021-4-32-41. (In Russian).
4. Filatov Yu.A. Issledovanie vliyaniya dobavok Fe + Ni, Co i Hf na soprotivlenie polzuchesti alyuminievogo splava 01570 [A study of the effect of Fe + Ni, Co and Hf additives on the creep resistance of 01570 aluminum alloy]. *Tekhnologiya legkikh splavov = Technology of Light Alloys*, 2022, no. 3, pp. 4–7. DOI: 10.24412/0321-4664-2022-3-4-7.
5. Smola B., Stulíková I., Očenášek V., Pelcová J. Effect of Sc and Zr additions on the microstructure and age hardening of an AlMg3MnCr alloy: structure and age hardening of AlMgMnCrScZr. *Materials Characterization*, 2003, vol. 51 (1), pp. 11–20. DOI: 10.1016/j.matchar.2003.09.002.
6. Kolobnev N.I., Ber L.B., Tsukrov S.L. *Termicheskaya obrabotka deformiruemykh alyuminievykh splavov* [Heat treatment of wrought aluminium alloys]. Moscow, NP APRAL Publ., 2020. 552 p. ISBN 978-5-9906007-8-2.
7. Aryshenskii E., Hirsch J., Bazhin V., Kawalla R., Prah U. Impact of Zener-Hollomon parameter on substructure and texture evolution during thermomechanical treatment of iron-containing wrought aluminium alloys. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2019, vol. 29 (5), pp. 893–906. DOI: 10.1016/S1003-6326(19)64999-X.
8. Nokhrin A.V., Shadrina I., Chuvil'deev V., Kopylov V., Bobrov A.A., Gryaznov M., Sysoev A., Kozlova N., Chegurov M., Berendeev N., Zheleznov A., Piskunov A., Pushkova D., Murashov A.A., Revva D. Study of the thermal stability of structure and mechanical properties of submicrocrystalline aluminum alloys Al-2.5Mg-Sc-Zr. *Journal of Physics: Conference Series*, 2019, vol. 1347, p. 012058. DOI: 10.1088/1742-6596/1347/1/012058.
9. Filatov Yu.A. Dal'neishee razvitie deformiruemykh alyuminievykh splavov na osnove sistemy Al–Mg–Sc [Further development of Al–Mg–Sc wrought alloys]. *Tekhnologiya legkikh splavov = Technology of Light Alloys*, 2021, no. 2, pp. 12–22. DOI: 10.24412/0321-4664-2021-2-12-22.
10. Fuller C.B., Murray J.L., Seidman D.N. Temporal evolution of the nanostructure of Al(Sc,Zr) alloys: Part I – Chemical compositions of Al₃(Sc_{1-x}Zr_x) precipitates. *Acta Materialia*, 2005, vol. 53 (20), pp. 5401–5413. DOI: 10.1016/j.actamat.2005.08.016.
11. Song M., He Y.H. Investigation of primary Al₃(Sc,Zr) particles in Al-Sc-Zr alloys. *Materials Science and Technology*, 2011, vol. 27 (1), pp. 431–433. DOI: 10.1179/174328409X443236.
12. Parker B.A., Zhou Z.F., Nolle P. The effect of small additions of scandium on the properties of aluminium alloys. *Journal of Materials Science*, 1995, vol. 30, pp. 452–458. DOI: 10.1007/bf00354411.
13. Röyset J., Ryum N. Scandium in aluminium alloys. *International Materials Reviews*, 2005, vol. 50 (1), pp. 19–44. DOI: 10.1179/174328005X14311.
14. Davydov V.G., Elagin V.I., Zakharov V.V., Rostoval D. Alloying aluminum alloys with scandium and zirconium additives. *Metal Science and Heat Treatment*, 1996, vol. 38 (8), pp. 347–352. DOI: 10.1007/BF01395323.
15. Seidman D.N., Marquis E.A., Dunand D.C. Precipitation strengthening at ambient and elevated temperatures of heat-treatable Al(Sc) alloys. *Acta Materialia*, 2002, vol. 50 (16), pp. 4021–4035. DOI: 10.1016/s1359-6454(02)00201-X.
16. Yan K., Chen Zh., Lu W., Zhao Ya., Le W., Naseem S. Nucleation and growth of Al₃Sc precipitates during isothermal aging of Al-0.55 wt% Sc alloy. *Materials Characterization*, 2021, vol. 179, p. 111331. DOI: 10.1016/j.matchar.2021.111331.



17. Knipling K.E., Karnesky R.A., Lee C.P., Dunand D.C., Seidman D.N. Precipitation evolution in Al–0.1Sc, Al–0.1Zr and Al–0.1Sc–0.1Zr (at.%) alloys during isochronal aging. *Acta Materialia*, 2010, vol. 58, pp. 5184–5195. DOI: 10.1016/J.ACTAMAT.2010.05.054.
18. Chen H., Chen Z., Ji G., Zhong S., Wang H., Borbély A., Bréchet Y. Experimental and modelling assessment of ductility in a precipitation hardening AlMgScZr alloy. *International Journal of Plasticity*, 2021, vol. 139. DOI: 10.1016/j.ijplas.2021.102971.
19. Brown L.M., Stobbs W.M. The work-hardening of copper-silica. *Philosophical Magazine*, 1971, vol. 23 (185), pp. 1201–1233. DOI: 10.1080/14786437108217406.
20. Yashin V.V., Aryshenskiy V.Yu., Latushkin I.A., Tepterev M.S. Obosnovanie tekhnologii izgotovleniya ploskogo prokata iz alyuminievykh splavov sistemy Al–Mg–Sc dlya aerokosmicheskoi promyshlennosti [Substantiation of a manufacturing technology of flat rolled products from Al–Mg–Sc based alloys for the aerospace industry]. *Tsvetnye metally*, 2018, no. 7, pp. 75–82. DOI: 10.17580/tsm.2018.07.12. (In Russian).
21. Zakharov V.V. Combined alloying of aluminum alloys with scandium and zirconium. *Metal Science and Heat Treatment*, 2014, vol. 56 (5–6), pp. 281–286. DOI: 10.1007/s11041-014-9746-5.
22. Hallem H., Lefebvre W., Forbord B., Danoix F., Marthinsen K. The formation of $Al_3(Sc_xZr_yHf_{1-x-y})$ -dispersoids in aluminium alloys. *Materials Science and Engineering: A*, 2006, vol. 421 (1–2), pp. 154–160. DOI: 10.1016/j.msea.2005.11.063.
23. Belov N.A., Alabin A.N., Eskin D.G., Istomin-Kastrovskii V.V. Optimization of hardening of Al–Zr–Sc cast alloys. *Journal of Materials Science*, 2006, vol. 41, pp. 5890–5899. DOI: 10.1007/s10853-006-0265-7.
24. Bo H., Liu L.B., Hu J.L., Jin Z.P. Experimental study and thermodynamic modeling of the Al–Sc–Zr system. *Computational Materials Science*, 2017, vol. 133, pp. 82–92. DOI: 10.1016/j.commatsci.2017.02.029.
25. Bronz A.V., Efremov V.I., Plotnikov A.D., Chernyavsky A.G. Splav 1570S – material dlya germetichnykh konstruksii perspektivnykh mnogorazovykh izdelii RKK «Energiya» [Splav 1570S – material for pressurized structures of advanced reusable vehicles of RSC energia]. *Kosmicheskaya tekhnika i tekhnologii = Space Engineering and Technology*, 2014, no. 4 (7), pp. 62–67.
26. Avtokratova E.V. Perspektivnyi Al–Mg–Sc splav dlya samoletostroeniya [Promising Al–Mg–Sc alloy for aircraft construction]. *Vestnik Ufimskogo gosudarstvennogo aviatsionnogo tekhnicheskogo universiteta. = Vestnik UGATU*, 2007, vol. 9 (1), pp. 182–183.
27. Rokhlin L.L., Bochvar N.R., Boselli J., Dobatkina T.V. Investigation of the phase relations in the Al-rich alloys of the Al–Sc–Hf system in solid state. *Journal of Phase Equilibria and Diffusion*, 2010, vol. 31, pp. 327–332. DOI: 10.1007/s11669-010-9710-z.
28. Boerma D.O., Smulders P.J.M., Prasad K.G., Cruz M.M., Silva R.M.C., Pleiter F. Thermal stability of a supersaturated solution of hafnium in aluminium. *Journal of the Less-Common Metals*, 1988, vol. 145 (1–2), pp. 481–496.
29. Drits A.M., Aryshenskii E.V., Kudryavtsev E.A., Zorin I.A., Kononov S.V. Issledovanie raspada peresyshchennogo tverdogo rastvora v vysokomagnievykh alyuminievykh splavakh so skandiem, legirovannykh gafniem [The study of supersaturated solid solution decomposition in magnesium-rich aluminum alloys with scandium and hafnium additions]. *Frontier Materials & Technologies*, 2022, no. 4, pp. 38–48. DOI: 10.18323/2782-4039-2022-4-38-48. (In Russian).
30. Zakharov V.V. Stability of the solid solution of scandium in aluminum. *Metal Science and Heat Treatment*, 1997, vol. 39 (2), pp. 61–66. DOI: 10.1007/BF02467664.
31. Iwamura S., Miura Y. Loss in coherency and coarsening behavior of Al_3Sc precipitates. *Acta Materialia*, 2004, vol. 52 (3), pp. 591–600. DOI: 10.1016/j.actamat.2003.09.042.
32. Zorin I.A., Aryshenskiy E.V., Drits A.M., Kononov S.V., Komarov V.S. Vliyanie gafniya na lituyu mikrostrukturu v splave 1570 [Effect of hafnium on cast microstructure in alloy 1570]. *Izvestiya vysshikh uchebnykh zavedenii. Tsvetnaya metallurgiya = Russian Journal of Non-Ferrous Metals*, 2023, vol. 1, iss. 1, pp. 56–65. DOI: 10.17073/0021-3438-2023-1-56-65. (In Russian).
33. Zorin I.A., Drits A.M., Aryshenskii E.V., Kononov S.V., Grechnikov F.V., Komarov V.S. Vliyanie perekhodnykh metallov na mikrostrukturnuyu kompozitsiyu alyuminievykh splavov v litom sostoyanii [Effect of transition metals on as-cast aluminum alloys microstructure composition]. *Fundamental'nye problemy sovremennogo materialovedeniya = Basic Problems of Material Science*, 2022, vol. 19 (4), pp. 520–531. DOI: 10.25712/ASTU.1811-1416.2022.04.011.

34. Blake N., Hopkins M.A. Constitution and age hardening of Al-Sc alloys. *Journal of Materials Science*, 1985, vol. 20, pp. 2861–2867. DOI: 10.1007/BF00553049.
35. Norman A.F., Prangnell P.B., McEwen R.S. The solidification behaviour of dilute aluminium–scandium alloys. *Acta Materialia*, 1998, vol. 46 (16), pp. 5715–5732. DOI: 10.1016/S1359-6454(98)00257-2.
36. Aryshenskii E., Lapshov M., Hirsch J., Konovalov S., Bazhenov V., Drits A., Zaitsev D. Influence of the small Sc and Zr additions on the as-cast microstructure of Al–Mg–Si alloys with excess silicon. *Metals*, 2021, vol. 11, p. 1797. DOI: 10.3390/met11111797.
37. Ocenasek V., Slamova M. Resistance to recrystallization due to Sc and Zr addition to Al-Mg alloys. *Materials Characterization*, 2001, vol. 47, pp. 157–162. DOI: 10.1016/S1044-5803(01)00165-6.
38. Kishchik M., Mikhaylovskaya A., Kotov A., Drits A., Portnoy V. Effect of modes of heterogenizing annealing before cold rolling on the structure and properties of sheets from alloy 1565ch. *Metal Science and Heat Treatment*, 2019, vol. 61, pp. 228–233. DOI: 10.1007/s11041-019-00405-2.

Conflicts of Interest

The authors declare no conflict of interest.

© 2024 The Authors. Published by Novosibirsk State Technical University. This is an open access article under the CC BY license (<http://creativecommons.org/licenses/by/4.0>).