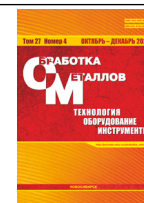




Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)

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



Исследование влияния добавок ZR, SC, HF в сплавах АЛТЭК на формирование микроструктуры при литье

Алина Левагина^{1, а, *}, Евгений Арышенский^{1, б}, Сергей Коновалов^{1, с}, Дмитрий Распосиенко^{2, д}

¹ Сибирский государственный индустриальный университет, ул. Кирова, 42, г. Новокузнецк, 654007, Россия

² Институт физики металлов имени М.Н. Михеева Уральского отделения РАН, ул. С. Ковалевской, 18, г. Екатеринбург, 620990, Россия

^а <https://orcid.org/0000-0002-7270-6008>, levagina_aa@sibsiu.ru; ^б <https://orcid.org/0000-0003-3875-7749>, arishenskiy_ev@sibsiu.ru;

^с <https://orcid.org/0000-0003-4809-8660>, konovarov@sibsiu.ru; ^д <https://orcid.org/0000-0002-7670-9054>, dmitrijrasp@gmail.com

ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 669.017.16

История статьи:

Поступила: 14 августа 2025

Рецензирование: 16 сентября 2025

Принята к печати: 25 октября 2025

Доступно онлайн: 15 декабря 2025

Ключевые слова:

Алюминиевые сплавы

АЛТЭК

Al-Cu-Mn-Mg

Модифицирование структуры

Зеренная структура

Литая микроструктура

Рентгеноструктурный анализ

Сканирующая электронная микроскопия

Финансирование

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 24-19-00064, <https://rscf.ru/project/24-19-00064/>.

АННОТАЦИЯ

Введение. Алюминиевые сплавы системы Al-Cu-Mn, легированные медью в количестве 2–3 % и марганцем 1–2 % (далее АЛТЭК), отличаются термостойкостью и высокими механическими характеристиками за счет образования нанодисперсных частиц фазы $Al_{20}Cu_2Mn_3$. При воздействии высоких температур (до 400 °С) частицы блокируют процессы полигонизации и возврата, затрудняя движение границ зерен. Перспективным направлением совершенствования данных сплавов является модифицирование литой структуры переходными металлами (ПМ). Недостаточное количество ПМ не обеспечивает модифицирования, тогда как избыточное приводит к снижению прочности из-за возникновения большого числа крупных интерметаллидных частиц. **Предметом** работы являются сплавы АЛТЭК, легированные Mg, Zr, Sc, Hf. **Цель работы:** определение оптимальных концентраций скандия, гафния и циркония, необходимых для эффективной модификации литой структуры сплавов при комплексном легировании сплавов АЛТЭК. **В работе исследовано** влияние комплексных добавок переходных металлов (Zr, Sc, Hf) на формирование литой структуры сплавов Base0.15Zr0.05Sc0.05Hf, Base0.1Zr0.14Sc0.16Hf, Base0.1Zr0.2Sc0.16Hf, Base0.1Zr0.25Sc0.16Hf в сравнении с базовым сплавом. **Методами исследования** являются оптическая и сканирующая электронная микроскопия, а также рентгеноструктурный анализ. **Результаты и обсуждение.** Модифицирование зеренной структуры в сплавах с содержанием скандия менее 0,20 % не наблюдается, при этом размер зеренной структуры в среднем составляет 350 мкм. Добавка скандия в количестве 0,20 и 0,25 % приводит к уменьшению среднего диаметра зерна до 41,8 и 29,7 мкм соответственно. Методом сканирующей электронной микроскопии определено, что частицы фазы Al_6Mn , Al_2CuMg встречаются во всех исследуемых сплавах. В составах Base0.1Zr0.2Sc0.16Hf, Base0.1Zr0.25Sc0.16Hf встречаются частицы фазы $Al_3(Sc, Hf, Zr)$. Методом рентгеноструктурного анализа найдены фазы $Al_{20}Cu_2Mn_3$ и в малом количестве Al_6Mn , Al_2CuMg в базовом сплаве и в сплаве Base0.1Zr0.25Sc0.16Hf. Модифицирование структуры объясняется выделением первичных частиц $Al_3(Sc, Zr, Hf)$. **Область применения результатов.** Полученные результаты перспективны в рамках разработки новых материалов для изготовления авиационной и ракетно-космической техники. **Выводы.** Добавка скандия 0,20–0,25 % при содержании циркония 0,1 % и гафния 0,16 % является наиболее эффективной.

Для цитирования: Исследование влияния добавок ZR, SC, HF в сплавах АЛТЭК на формирование микроструктуры при литье / А.А. Левагина, Е.В. Арышенский, С.В. Коновалов, Д.Ю. Распосиенко // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2025. – Т. 27, № 4. – С. 272–286. – DOI: 10.17212/1994-6309-2025-27.4-272-286.

Введение

Алюминий как материал, обладающий малой плотностью и высокой коррозионной стойкостью, относится к числу наиболее востребованных металлов. Его сплавы, модифицированные легирующими элементами и термомеханической

обработкой, обеспечивают превосходные механические и эксплуатационные характеристики, что делает их незаменимыми в аэрокосмической промышленности, транспортном машиностроении и энергетике [1, 2].

Особый научный и практический интерес представляют сплавы АЛТЭК системы Al-Cu-Mn, обладающие повышенной термической стабильностью. Эти сплавы характеризуются малым содержанием меди (1–3 %) по сравнению с промышленными сплавами, количество марганца варьируется в диапазоне 1–2 %.

*Адрес для переписки

Левагина Алина Александровна, м.н.с.

Сибирский государственный индустриальный университет,

ул. Кирова, 42,

654007, г. Новокузнецк, Россия

Тел.: +7 900 321-55-05, e-mail: levagina_aa@sibsiu.ru



В таких сплавах формируется двухфазная структура, состоящая из алюминиевого твердого раствора и термостабильной фазы $\text{Al}_{20}\text{Cu}_2\text{Mn}_3$ [3–5]. Наноразмерные частицы $\text{Al}_{20}\text{Cu}_2\text{Mn}_3$ эффективно подавляют процессы рекристаллизации и возврата при температурах до 400 °С в течение длительного времени (не менее трех часов) [6–8]. Одним из путей повышения конструкционных и функциональных свойств сплавов АЛТЭК является модифицирование их литой структуры.

Мелкозернистая структура обладает повышенной пластичностью и прочностью, а также менее склонна к хладноломкости. Крупнозернистая структура из-за неравномерности деформации ухудшает эксплуатационные и технологические свойства прокатанных листов, а также повышает процент брака [9]. Образование мелкозернистой структуры возможно за счет больших скоростей охлаждения, применения физических воздействий (например, ультразвука), введения модифицирующих добавок и оптимизации параметров термомеханической обработки. Однако кристаллизация при больших скоростях охлаждения, а также применение физических воздействий не всегда реализуемы в условиях производства. Поэтому на этапе литья слитка наиболее практичным вариантом измельчения зерна остается введение модифицирующих добавок [10].

Наиболее часто в качестве модифицирующих добавок используют переходные металлы (ПМ) [11–17]. Скандий, являясь самым эффективным модификатором, образует первичные частицы фазы Al_3Sc , служащие центрами кристаллизации. Однако высокая стоимость скандия требует поиска компромиссных решений. Экспериментально установлено, что совместное введение Zr и Hf позволяет снизить концентрацию скандия и усилить модифицирующий эффект [11].

Для сплавов системы АЛТЭК вопрос комплексного легирования Zr, Sc, Hf является неизученным. В существующих работах рассмотрено влияние Zr [6, 18], Zr и Sc (с добавкой Cr) [7], влияние добавки гафния ранее не было изучено.

В исследованиях [6, 19, 20] упоминается о влиянии на свойства сплавов АЛТЭК добавки циркония. Как правило, концентрация циркония варьируется в диапазоне 0,22...0,59 Zr (составы: 1.97Cu1.92Mn0.22Zr; 1.48Cu1.53Mn0.41Zr;

1.11Cu0.95Mn0.59Zr [6, 19]; 1.6Cu1.37Mn0.5Zr [18]). Однако в данных составах цирконий лишь незначительно повлиял на литую структуру по сравнению с базовыми составами, поскольку в литом состоянии он был полностью растворен в алюминиевом твердом растворе. В работе [21] исследовался сплав с добавкой скандия (1.74Cu1.57Mn0.25Zr0.11Sc). Литая структура данного сплава аналогична структуре тройных сплавов системы Al-Cu-Mn. В случае [7] Al-Cu-Mn (Sc, Cr) (1.6Cu1.8Mn0.4Zr0.15Cr) были найдены частицы Al_7Cr . Зеренная структура представлена двумя зонами: зоной столбчатых кристаллов и равноосных, что может быть также связано с кристаллизацией в графитовой изложнице небольшого диаметра (40 мм). Следует отметить, что во всех исследуемых составах подбор редкоземельных металлов проводился с целью предотвращения образования первичных интерметаллидов, поэтому ПМ не оказали значительного влияния на литую структуру. Первичные интерметаллиды типа Al_3Sc и Al_3Zr , в свою очередь, играют двойную роль: с одной стороны, они являются модификаторами, измельчающими зеренную структуру, что в соответствии с законом Холла – Петча повышает прочностные свойства [22], но в то же время эти интерметаллиды служат концентраторами напряжений, что зачастую приводит к снижению пластичности содержащих их металлов. Поэтому на практике стараются подобрать концентрацию переходных элементов, которая, с одной стороны, обеспечивает измельчение литой структуры, а с другой – не вызывает образования большого количества первичных интерметаллидов. Однако подобные исследования для сплавов АЛТЭК не проводились.

Таким образом, *целью данной работы* является определение оптимальных концентраций скандия, гафния и циркония, необходимых для эффективной модификации литой структуры сплавов при комплексном легировании сплавов АЛТЭК. Для этого необходимо решить следующие *задачи*:

1) провести сравнительный анализ зеренной структуры сплавов АЛТЭК;

2) идентифицировать образующиеся интерметаллидные фазы в исследуемых сплавах АЛТЭК методами сканирующей электронной микроскопии и рентгеноструктурного анализа.

Методика исследований

Известно, что для эффективного модифицирования зеренной структуры в алюминиевых сплавах совместно со скандием количество циркония не превышает 0,11–0,15 % [16], а добавка гафния эффективна при концентрации не более 0,2 % [11]. Концентрации переходных металлов подбирались исходя из указанных фактов.

Анализ фазового состава проводили расчетными методами с помощью программы Thermo-Calc с применением базы данных TTAL5. Фазовый состав сплавов был смоделирован при температуре 200 °С и 400 °С.

Литье

Для изучения вопроса комплексного влияния добавок ПМ в стальной кокиль было отлито пять сплавов, химический состав которых представлен в табл. 1.

Для удобства обозначения составов была введена маркировка: Base, Base0.15Zr0.05Sc0.05Hf, Base0.1Zr0.14Sc0.16Hf, Base0.1Zr0.2Sc0.16Hf, Base0.1Zr0.25Sc0.16Hf, где Base – это обозначение базового состава 2Cu2Mn1.5Mg, а цифры перед химическими элементами – их химическая концентрация (масс. %).

Технология получения слитков включала в себя плавку в индукционной печи и разливку в стальной кокиль. Методика плавки соответствует работе [14]. В качестве исходных материалов использовали алюминий марки А85, магний Мг90, медь М1, лигатуры Al-Sc2, Al-Zr5, Al-Hf2 и таблетки марки Мп90А110.

Состав полученных сплавов определяли согласно [15]. Отбор пробы производился при температуре 730 °С.

Исследование микроструктуры

Для оценки эффективности действия модификаторов в выбранном соотношении и концентрации применялась оптическая микроскопия. Исследование микроструктуры происходило на очищенной от загрязнений гладкой поверхности. Для подготовки поверхности шлифа образцы фиксировали в эпоксидной смоле, поверхности очищали шлифовальным кругом разной зернистости (Р400, Р600, Р800, Р1000, Р1500, Р2000) при помощи шлифовально-полировального двухдискового станка Forcipol 2. Окончательно поверхность доводили до требуемого качества при помощи полирования с применением фетра и пасты Гои. Зеренную структуру анализировали с использованием травления в 15%-м растворе щелочи для выявления дефектов, после чего вручную обрабатывали специальным реактивом для ее визуализации. Состав этого реактива: 400 мл соляной кислоты, 220 мл азотной кислоты, 50 мл медной стружки и 300 мл воды. Для каждого образца делали по две фотографии увеличением $\times 50$, $\times 200$ и, при необходимости, меньшего увеличения. Средний размер зерна измерялся методом секущих по ГОСТ 21073.2. Фотографии микроструктуры получали при помощи оптического металлографического микроскопа OLYMPUS GX-51.

Для подготовки образцов с целью изучения частиц (Al_6Mn , Al_2CuMg , $Al_3(Sc,Zr,Hf)$) поверхность также была подготовлена шлифовкой и полировкой в эпоксидной смоле. Далее образцы извлекали из смолы для дальнейшего изучения на сканирующем электронном микроскопе. Изучение частиц проводили на сканирующем электронном микроскопе КУКУ ЕМ6900 с подготовкой 10 фотографий одного образца. Идентификация

Таблица 1

Table 1

Химический состав модельных сплавов

Chemical composition of model alloys

№ п/п	Концентрация, %					
	Cu	Mn	Mg	Zr	Sc	Hf
1	2	2	1,5	–	–	–
2	2	2	1,5	0,15	0,05	0,05
3	2	2	1,5	0,1	0,14	0,16
4	2	2	1,5	0,1	0,20	0,16
5	2	2	1,5	0,1	0,25	0,16

частиц была выполнена путем сопоставления данных EDS-анализа с опубликованными данными [9, 17, 24–27].

Рентгеноструктурный анализ

Рентгеноструктурный анализ выполняли на дифрактометре BRUKER ADVANCE-D8 в $\text{CuK}\alpha$ -излучении ($K_{\text{аср}} = 0,15418$ нм). Режим съемки: выдержка 10 с в точке в области углов $2\theta = 20 \dots 60^\circ$. Обработку экспериментальных данных проводили с применением программ DIFFRAC.EVA 4.0 и DIFFRAC.TOPAS 5.0 [23].

Фазовый состав образцов устанавливали методом рентгенофазового анализа. Межплоскостные расстояния, рассчитанные по положению дифракционных максимумов, идентифицировали с помощью базы данных PDF 2.1202 DATABASE.

Просвечивающая электронная микроскопия (ПЭМ)

Идентификацию фазы $\text{Al}_{20}\text{Cu}_2\text{Mn}_3$ проводили с использованием ПЭМ на примере сплава Base0.1Zr0.2Sc0.16Hf.

Образцы последовательно подготавливали методом механического и последующего электролитического утонения. Диски диаметром 3 мм вырезали на устройстве Ultratonic Disk Cutter. Электрополировку проводили в электролите A2 с использованием установки Struers Tenupol. Финальную очистку поверхности от углеродных следов осуществляли на системе ионной полировки PIPS II. Исследование микроструктуры и фазового состава выполняли с использованием стандартных светопольных и темнопольных изображений и микродифракции электронов. Идентификацию фаз проводили сопоставлением межплоскостных расстояний с данными международных рентгенометрических таблиц (JCPDS-ICDD) и анализируя их химический состав. Расстояния рассчитывали по дополнительным рефлексам на электронограммах.

Результаты и их обсуждение

Согласно данным оптической микроскопии (рис. 1), сплав без добавок ПМ имеет дендритное зерно со средним диаметром около 350 мкм.

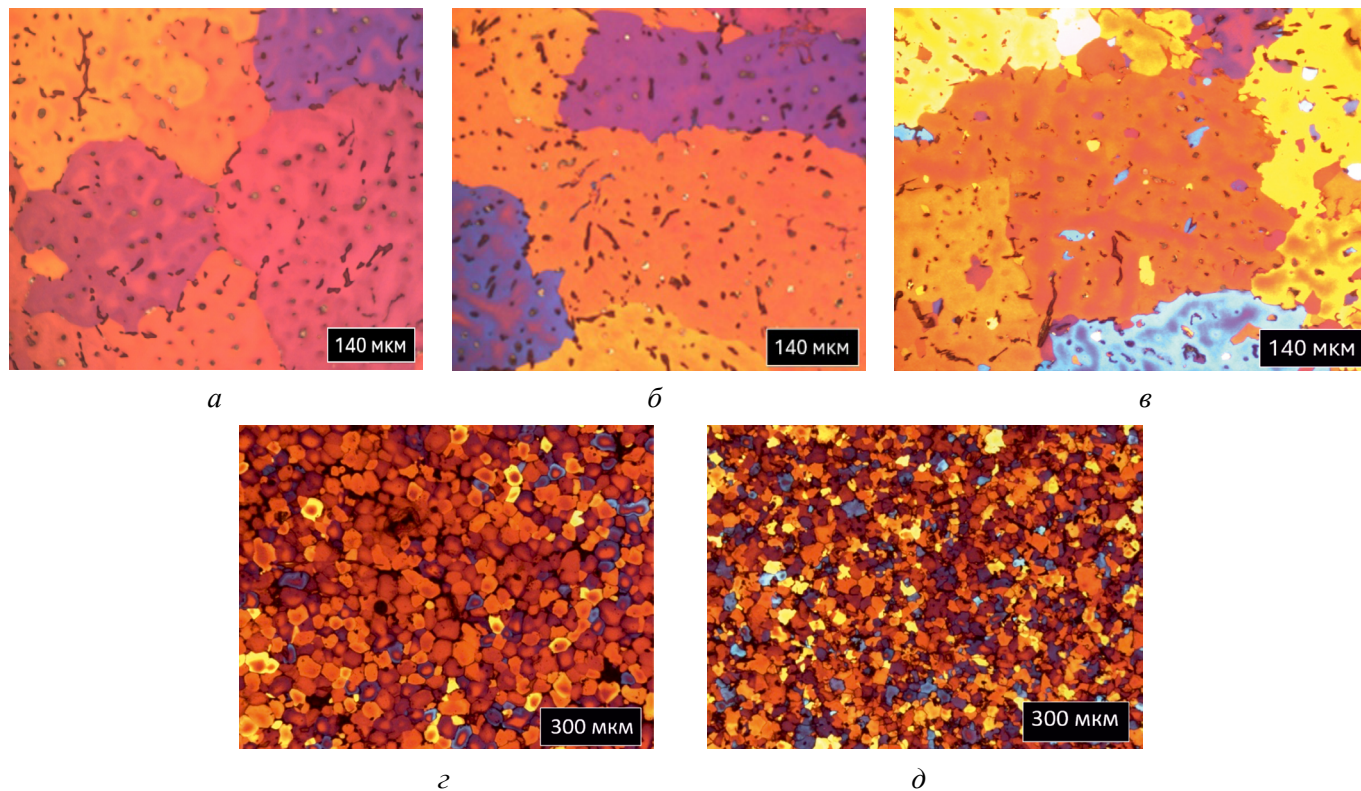


Рис. 1. Микроструктура сплавов Al-Cu-Mn-Mg (Zr, Sc, Hf):

Base (a), Base0.15Zr0.05Sc0.05Hf (б), Base0.1Zr0.14Sc0.16Hf (в), Base0.1Zr0.2Sc0.16Hf (г), Base0.1Zr0.25Sc0.16Hf (д)

Fig. 1. Microstructure of Al-Cu-Mn-Mg (Zr, Sc, Hf) alloys:

Base (a), Base0.15Zr0.05Sc0.05Hf (б), Base0.1Zr0.14Sc0.16Hf (в), Base0.1Zr0.2Sc0.16Hf (г), Base0.1Zr0.25Sc0.16Hf (д)

В сплаве Base0.15Zr0.05Sc0.05Hf с малой до-
бавкой ПМ модифицирования зерна не наблю-
дается. Диаметр зерна составляет 239 мкм. На-
чальный эффект модифицирования наблюдается
в сплаве Base0.1Zr0.14Sc0.16Hf, где на фоне пре-
обладающей крупнозернистой литой структуры
появляются единичные зерна малого размера (до
35 мкм), что снижает средний диаметр зерна до
118 мкм. Качественное изменение микрострук-
туры наблюдается в сплавах Base0.1Zr0.2Sc0.16Hf
и Base0.1Zr0.25Sc0.16Hf, где, вероятно, благо-
даря выделению первичных интерметаллидов
 Al_3 (Zr, Sc, Hf) происходит эффективное измель-

чение зерна и формирование равноосной зе-
ренной структуры. Повышение концентрации
скандия с 0,14 до 0,25 масс. % приводит к по-
следовательному уменьшению среднего размера
зерна с 41,8 мкм (сплав 0,2 % Sc) до 29,7 мкм
(сплав 0,25 % Sc).

Согласно данным сканирующей электрон-
ной микроскопии, фаза Al_6Mn присутствует во
всех исследуемых сплавах (рис. 2, 3), типовой
результат EDS-анализа включения фазы пред-
ставлен на рис. 3, а. При этом размеры включе-
ний существенно различаются: в базовом спла-
ве их длина не превышает 15 мкм (рис. 2, а),

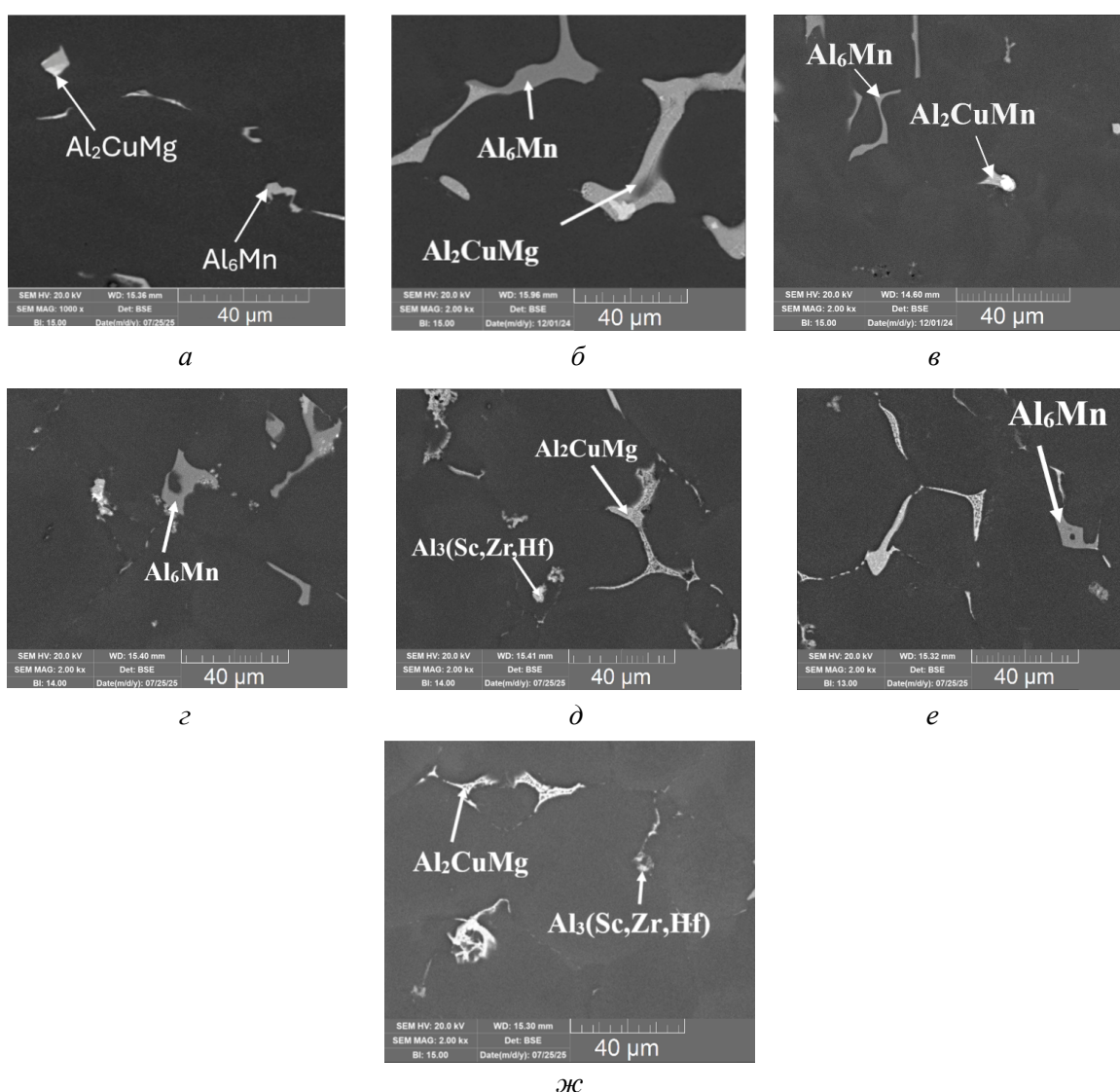
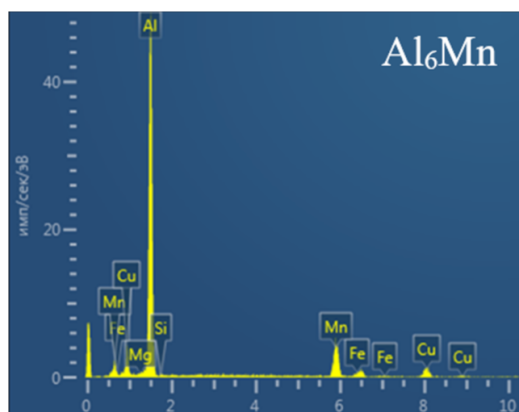


Рис. 2. Микроструктура сплавов (данные СЭМ):

Base (а), Base0.15Zr0.05Sc0.05Hf (б), Base0.1Zr0.14Sc0.16Hf (в), Base0.1Zr0.2Sc0.16Hf (г, д),
Base0.1Zr0.25Sc0.16Hf (е, ж)

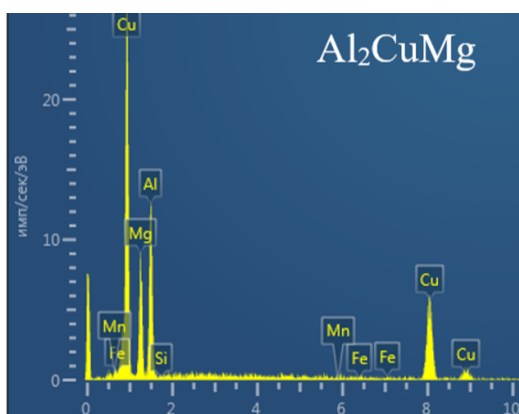
Fig. 2. Microstructure of alloys (SEM data):

Base (а), Base0.15Zr0.05Sc0.05Hf (б), Base0.1Zr0.14Sc0.16Hf (в), Base0.1Zr0.2Sc0.16Hf (г, д),
Base0.1Zr0.25Sc0.16Hf (е, ж)



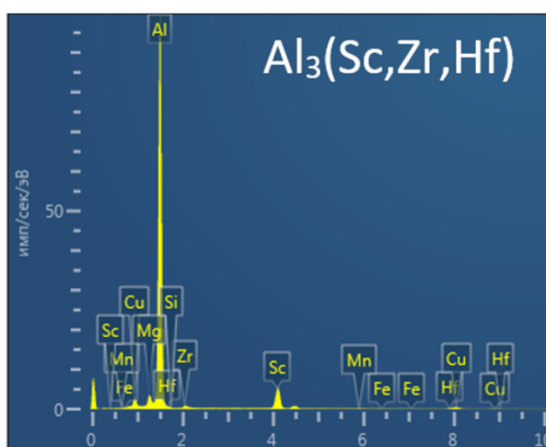
а

Элемент	Атом. %
Al	78,53
Mn	13,67
Cu	6,39
Si	0,42
Fe	0,88
Mg	0,11



б

Элемент	Атом. %
Al	37,31
Cu	32,60
Mg	29,36
Si	0,28
Mn	0,23
Fe	0,21



в

Элемент	Атом. %
Al	86,10
Sc	7,96
Mg	2,44
Cu	1,79
Zr	0,91
Hf	0,38
Si	0,29

Рис. 3. Спектрограммы частиц в сплавах (результат EDS-анализа):

Al_6Mn (а), Al_2CuMg (б), $Al_3(Sc, Zr, Hf)$ (в)

Fig. 3. Spectrograms of particles in alloys (EDS analysis):

Al_6Mn (а), Al_2CuMg (б), $Al_3(Sc, Zr, Hf)$ (в)

тогда как в сплаве Base0.15Zr0.05Sc0.05Hf обнаружены наиболее крупные включения длиной свыше 45 мкм (рис. 2, б). Размер включений в сплавах Base0.1Zr0.14Sc0.16Hf (рис. 2, в) и Base0.1Zr0.25Sc0.16Hf (рис. 2, е) оказался сопоставимым – не более 20...25 мкм. Отдельные особо крупные частицы длиной до 40 мкм

зафиксированы в сплаве Base0.1Zr0.2Sc0.16Hf (рис. 2, з). Присутствие фазы Al_6Mn в сплавах Base и Base0.1Zr0.2Sc0.16Hf также подтверждено методом рентгеноструктурного анализа (PCA) (рис. 4, 5).

Во всех сплавах присутствуют включения Al_2CuMg , типовой результат EDS-анализа вклю-

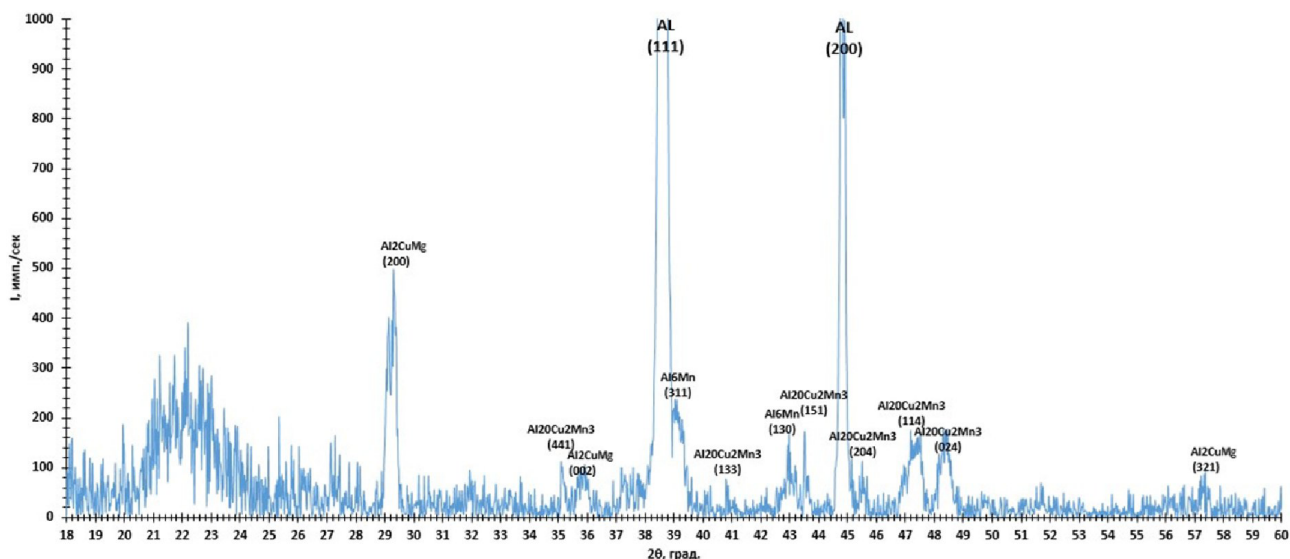


Рис. 4. Участок дифрактограммы базового состава

Fig. 4. Section of diffraction pattern of Base composition

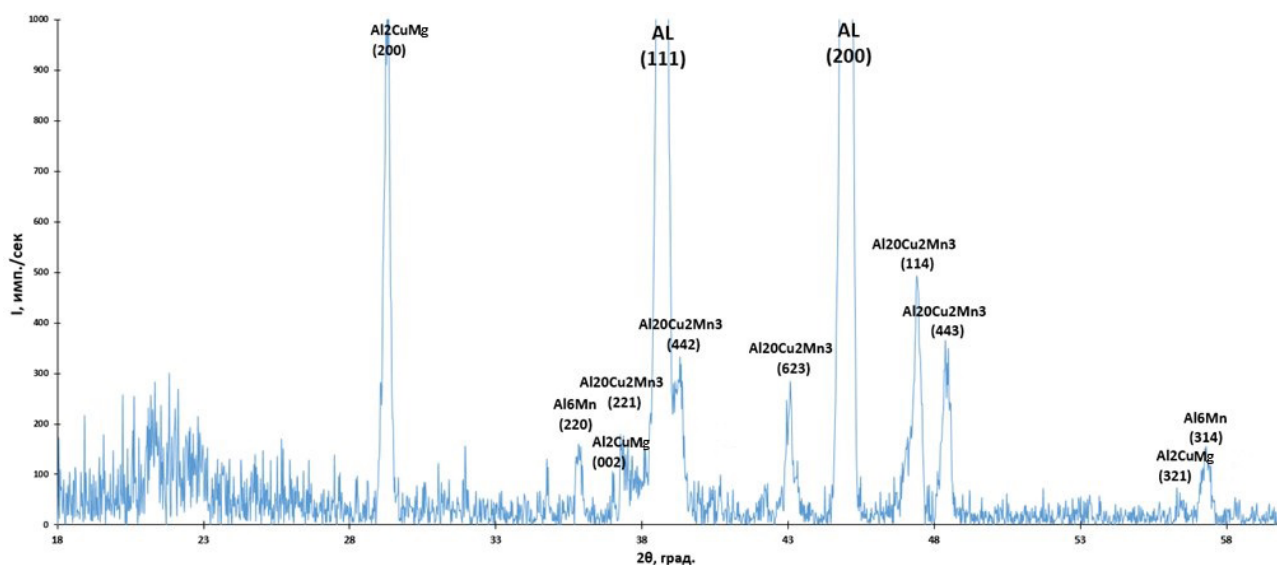


Рис. 5. Участок дифрактограммы состава Base0.1Zr0.2Sc0.16Hf

Fig. 5. Section of diffraction pattern of composition Base0.1Zr0.2Sc0.16Hf

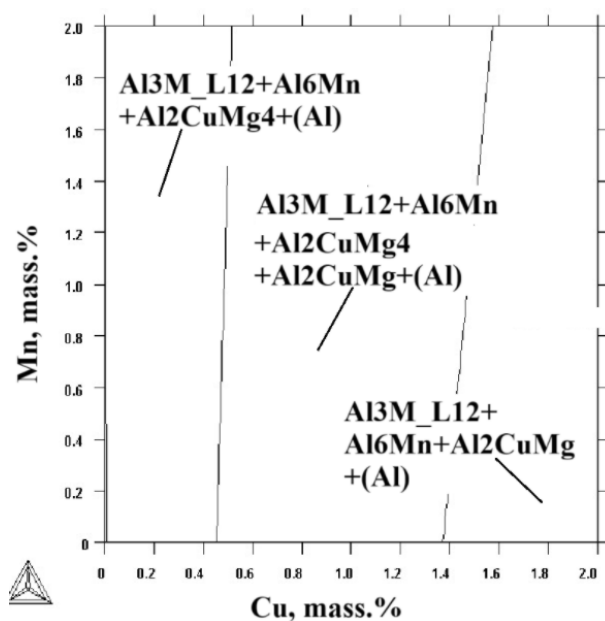
чения фазы приведен на рис. 3, б. Особо крупные включения длиной 45...60 мкм встречаются в сплавах Base0.15Zr0.05Sc0.05Hf (рис. 2, б) и Base0.1Zr0.2Sc0.16Hf (рис. 2, д). В сплаве Base0.1Zr0.25Sc0.16Hf включения фазы имеют меньшие размеры – до 20 мкм (рис. 2, е, ж). В сплавах Base (рис. 2, а), Base0.1Zr0.2Sc0.16Hf (рис. 2, д) размер включений не превышает 5...10 мкм. Присутствие фазы подтверждено данными PCA исследуемых сплавов (рис. 4, 5).

В сплавах, содержащих 0,2–0,25 % скандия, наблюдаются первичные интерметаллиды

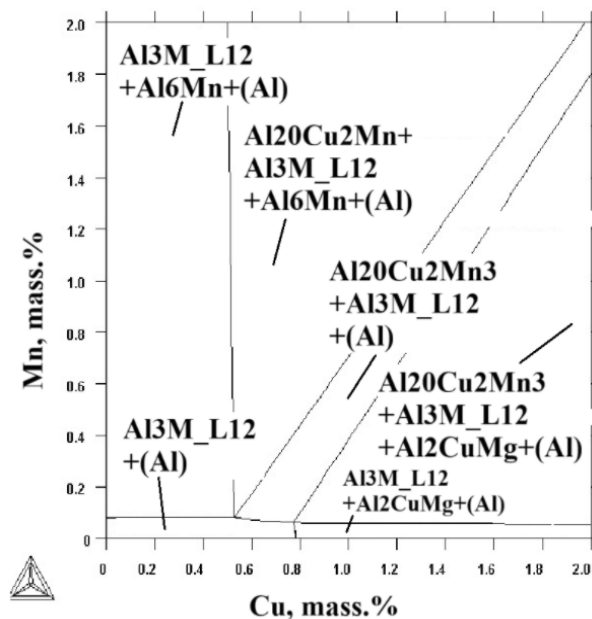
$Al_3(Sc,Zr,Hf)$ близкой к равноосной формы диаметром до 4 мкм (рис. 2, д, ж). Типовой результат EDS-анализа включения фазы приведен на рис. 3, в. Можно предположить, что именно эти первичные частицы вызвали измельчение зеренной структуры.

Согласно результатам PCA (рис. 4, 5), фазовый состав сплавов Base и Base0.1Zr0.2Sc0.16Hf характеризуется преобладанием фаз (Al), $Al_{20}Cu_2Mn_3$, в небольшом количестве выявлены фазы Al_2CuMg , Al_6Mn .

Результаты моделирования фазового состава сплавов приведены на рис. 6 и в табл. 2.



a



б

Рис. 6. Изотермические сечения (Base0.1Zr0.14Sc0.16Hf):

при 200 °C (а), при 400 °C (б)

Fig. 6. Isothermal sections of the Base0.1Zr0.14Sc0.16Hf alloy:

at 200°C (a), at 400°C (b)

Таблица 2

Table 2

Химический состав сплавов (Thermo-Calc)

Chemical composition of the alloys (Thermo-Calc)

№	Химический состав	Фазовый состав		
		при 20 °C	при 200 °C	при 400 °C
1	2Cu2Mn	$\text{Al}_{20}\text{Cu}_2\text{Mn}_3 + \text{Al}_2\text{Cu} + (\text{Al})$	$\text{Al}_{20}\text{Cu}_2\text{Mn}_3 + \text{Al}_2\text{Cu} + (\text{Al})$	$\text{Al}_{20}\text{Cu}_2\text{Mn}_3 + (\text{Al})$
2	Base	$\text{Al}_{20}\text{Cu}_2\text{Mn}_3 + \text{Al}_6\text{Mn} + \text{Al}_2\text{CuMg} + (\text{Al})$	$\text{Al}_{20}\text{Cu}_2\text{Mn}_3 + \text{Al}_6\text{Mn} + \text{Al}_2\text{CuMg} + (\text{Al})$	$\text{Al}_{20}\text{Cu}_2\text{Mn}_3 + (\text{Al})$
3	Base0.15Zr0.05Sc0.05Hf	$\text{Al}_{20}\text{Cu}_2\text{Mn}_3 + \text{Al}_6\text{Mn} + \text{Al}_2\text{CuMg} + \text{Al}_3\text{M}_\text{L1}_2 + (\text{Al})$	$\text{Al}_{20}\text{Cu}_2\text{Mn}_3 + \text{Al}_2\text{CuMg} + \text{Al}_6\text{Mn} + \text{Al}_3\text{M}_\text{L1}_2 + (\text{Al})$	$\text{Al}_{20}\text{Cu}_2\text{Mn}_3 + \text{Al}_3\text{M}_\text{L1}_2 + (\text{Al})$
4	Base0.1Zr0.14Sc0.16Hf	$\text{Al}_{20}\text{Cu}_2\text{Mn}_3 + \text{Al}_6\text{Mn} + \text{Al}_2\text{CuMg} + \text{Al}_3\text{M}_\text{L1}_2 + (\text{Al})$	$\text{Al}_{20}\text{Cu}_2\text{Mn}_3 + \text{Al}_2\text{CuMg} + \text{Al}_6\text{Mn} + \text{Al}_3\text{M}_\text{L1}_2 + (\text{Al})$	$\text{Al}_{20}\text{Cu}_2\text{Mn}_3 + \text{Al}_3\text{M}_\text{L1}_2 + (\text{Al})$

Моделирование показало, что фазовый состав слитков из базового сплава включает в себя твердый алюминиевый раствор (Al), а также фазы $\text{Al}_{20}\text{Cu}_2\text{Mn}_3$, Al_2CuMg и Al_6Mn . В слитках из сплавов, легированных ПМ (Base0.15Zr0.05Sc0.05Hf, Base0.1Zr0.14Sc0.16Hf), к указанным фазам добавляется $\text{Al}_3\text{M}_\text{L1}_2$. Таким образом, легирование сплава 2Cu2Mn магнием приводит к об-

разованию фаз Al_2CuMg , Al_6Mn , а легирование ПМ – к формированию фазы с кристаллической решеткой L1_2 ($\text{Al}_3\text{M}_\text{L1}_2$).

В табл. 3 приведены частицы, обнаруженные в модельных сплавах, и методы их идентификации. Сокращение «М» обозначает, что наличие фазы подтверждено моделированием в программном комплексе Thermo-Calc.

Таблица 3

Table 3

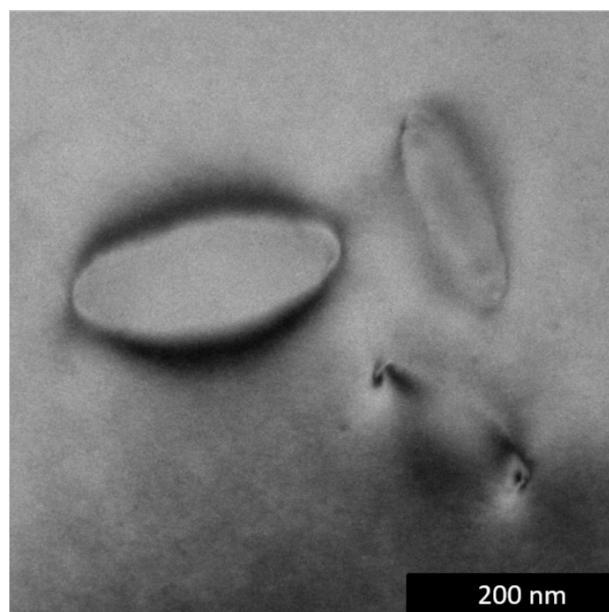
Частицы в модельных сплавах и методы их обнаружения
Particles in the model alloys and their identification methods

Сплавы	Обнаруженные частицы	Методы
Base	Al Mn $\text{Al}_6 \text{CuMg}$ $\text{Al}_{20} \text{Cu}_2 \text{Mn}_3$	СЭМ, PCA, М СЭМ, PCA, М PCA, М
Base0.15Zr0.05Sc0.05Hf	Al Mn $\text{Al}_6 \text{CuMg}$ $\text{Al}_{20} \text{Cu}_2 \text{Mn}_3$	СЭМ, М
Base0.1Zr0.14Sc0.16Hf	Al Mn $\text{Al}_6 \text{CuMg}$ $\text{Al}_{20} \text{Cu}_2 \text{Mn}_3$	СЭМ
Base0.1Zr0.2Sc0.16Hf	Al Mn $\text{Al}_6 \text{CuMg}$ $\text{Al}_{20} \text{Cu}_2 \text{Mn}_3$ $\text{Al}_3 (\text{Sc}, \text{Zr}, \text{Hf})$	СЭМ
Base0.1Zr0.25Sc0.16Hf	Al Mn $\text{Al}_6 \text{CuMg}$ $\text{Al}_{20} \text{Cu}_2 \text{Mn}_3$ $\text{Al}_3 (\text{Sc}, \text{Zr}, \text{Hf})$	СЭМ, PCA, М СЭМ, М PCA, М СЭМ, М

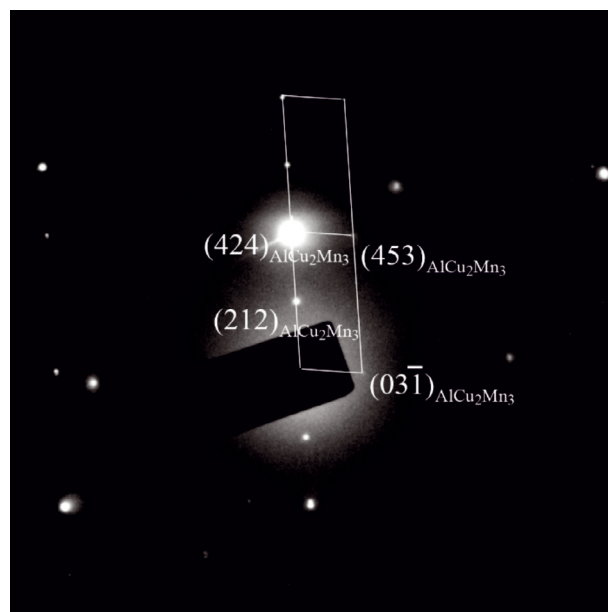
Добавки магния влияют на размер зерна, уменьшая его. Указанное влияние связано со способностью магния снижать межфазное натяжение в жидкой фазе, что способствует увеличению плотности зародышей при кристаллизации. В результате средний размер зерна уменьшается с 3 мм (2Cu2Mn) до 350 мкм (2Cu2Mn1.5Mg), что подтверждает влияние магния на процесс кристаллизации. Как было замечено ранее, малая добавка ПМ (Base0.15Zr0.05Sc0.05Hf) незначительно влияет на конфигурацию зерен – средний диаметр уменьшился до 239 мкм; форма неправильная, вытянутая. Для состава Base0.1Zr0.14Sc0.16Hf характерно сохранение дендритной структуры на фоне уменьшения среднего диаметра зерна до 118 мкм. Переход к модифицированной микроструктуре происходит в сплавах с содержанием скандия 0,20–0,25 %, где средний размер зерна составляет 41,8 и 29,7 мкм соответственно.

Введение магния, которое осуществлялось в данной работе, приводит к образованию включений Al_2CuMg и Al_6Mn (состав Base0.15Zr0.05Sc0.05Hf): растворяясь в твердом растворе, магний вытесняет из него марганец, что провоцирует образование частиц Al_6Mn . Частицы фазы $\text{Al}_{20}\text{Cu}_2\text{Mn}_3$ не были обнаружены методом СЭМ, что, вероятно, связано с их малым размером. Для их идентификации был применен ПЭМ-анализ на примере сплава Base0.1Zr0.2Sc0.16Hf (рис. 7). Обнаруженные частицы имеют вытянутую осесимметричную форму и длину около 200 нм.

Следует отметить, что в сплавах АЛТЭК фазы, не относящиеся к типу $\text{Al}_{20}\text{Cu}_2\text{Mn}_3$, присутствуют в незначительном количестве. Интенсивность дифракционных максимумов фаз Al_2CuMg , Al_6Mn сопоставима с фоном, что указывает на их низкое содержание. Однако совместное использование EDS-анализа и рас-



а



б

Рис. 7. Частица $\text{Al}_{20}\text{Cu}_2\text{Mn}_3$:
фотографии частиц (ПЭМ) (а), электронограмма (ось зоны [7–2–6]) (б)

Fig. 7. $\text{Al}_{20}\text{Cu}_2\text{Mn}_3$ particle:
particle image (TEM) (a), electron diffraction pattern (zone axis [7–2–6]) (b)

четов в Thermo-Calc подтвердило наличие фаз Al_2CuMg и Al_6Mn во всех исследуемых сплавах, поэтому они были отмечены на дифрактограммах (рис. 4, 5).

Частицы $\text{Al}_3(\text{Sc}, \text{Zr}, \text{Hf})$ не были обнаружены методом рентгеноструктурного анализа, что объясняется крайне малым содержанием скандия, существенно затрудняющим их детекцию и идентификацию.

Выводы

1. Исследовано влияние комплексной добавки ПМ в сплавах $2\text{Cu}2\text{Mn}1.5\text{Mg}$ (Base), $\text{Base}0.15\text{Zr}0.05\text{Sc}0.05\text{Hf}$, $\text{Base}0.1\text{Zr}0.14\text{Sc}0.16\text{Hf}$, $\text{Base}0.1\text{Zr}0.2\text{Sc}0.16\text{Hf}$, $\text{Base}0.1\text{Zr}0.25\text{Sc}0.16\text{Hf}$. Установлено, что при содержании скандия 0,05–0,14 % измельчения зерна не происходит. В сплавах с содержанием скандия 0,20 и 0,25 % формируются равноосные зерна со средним диаметром 41,8 и 29,7 мкм соответственно.

2. Методом СЭМ во всех исследуемых сплавах обнаружены включения фаз Al_6Mn , Al_2CuMg . В сплавах с содержанием скандия 0,20–0,25 % дополнительно обнаружены частицы $\text{Al}_3(\text{Sc}, \text{Zr}, \text{Hf})$, которые не были выявлены методом РСА, что объясняется малым содержанием скандия.

Список литературы

1. Sizyakov V., Bazhin V., Vlasov A. Status and prospects for growth of the aluminum industry // *Metallurgist*. – 2010. – Vol. 54. – P. 409–414. – DOI: 10.1007/s11015-010-9316-z.
2. Белов Н.А., Наумова Е.А., Акопян Т.К. Эвтектические сплавы на основе алюминия: новые системы легирования. – М.: Руда и металлы, 2016. – 256 с. – ISBN 978-5-98191-083-8.
3. Dar S.M., Liao H. Creep behavior of heat resistant Al–Cu–Mn alloys strengthened by fine (θ') and coarse ($\text{Al}_{20}\text{Cu}_2\text{Mn}_3$) second phase particles // *Materials Science and Engineering: A*. – 2019. – Vol. 763. – P. 138062. – DOI: 10.1016/j.msea.2019.138062.
4. Crystal substructures of the rotation-twinned T ($\text{Al}_{20}\text{Cu}_2\text{Mn}_3$) phase in 2024 aluminum alloy / Z.Q. Feng, Y.Q. Yang, B. Huang, M. Li, Y.X. Chen, J.G. Ru // *Journal of Alloys and Compounds*. – 2014. – Vol. 583. – P. 445–451. – DOI: 10.1016/j.jallcom.2013.08.200.
5. Characterization and theoretical calculations of the T ($\text{Al}_{20}\text{Cu}_2\text{Mn}_3$)/Al interface in 2024 alloys: TEM and DFT studies / X. Li, X. Chen, Y. Feng, B. Chen // *Vacuum*. – 2023. – Vol. 210. – P. 111884. – DOI: 10.1016/j.vacuum.2023.111884.
6. Белов Н.А. Обоснование состава и структуры деформируемых сплавов на базе системы Al–Cu–Mn (Zr), не требующих гомогенизации и закалки // *Инновационные технологии, оборудование и мате-*

- риальные заготовки в машиностроении: Международная научно-техническая конференция, Москва, 24–26 мая 2022 г.: сборник трудов. – М.: Изд-во МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2022. – С. 10–13. – EDN IXHSHM.
7. Structure and strength of Al-Mn-Cu-Zr-Cr-Fe ALTEC alloy after radial-shear rolling / A.N. Petrova, D.Yu. Rasposienko, V.V. Astafyev, A.O. Yakovleva // Letters on Materials. – 2023. – Vol. 13 (2). – P. 177–182. – DOI: 10.22226/2410-3535-2023-2-177-182.
8. Effect of heat treatment and deformation on the grain size and mechanical properties of duralumin-type alloys / I.N. Fridlyander, V.V. Berstenev, E.A. Tkachenko, G.M. Goloviznina, L.V. Latushkina, L.P. Lantsova // Metal Science and Heat Treatment. – 2003. – Vol. 45. – P. 239–245. – DOI: 10.1023/A:1027316015223.
9. Phase composition and mechanical properties of Al-1.5%Cu-1.5%Mn-0.35%Zr(Fe, Si) wire alloy / N.A. Belov, N.O. Korotkova, T.K. Akopyan, A.M. Pesin // Journal of Alloys and Compounds. – 2019. – Vol. 782. – P. 735–746. – DOI: 10.1016/j.jallcom.2018.12.240.
10. Плавление и литье алюминиевых сплавов: монография / В.И. Напалков, В.Ф. Фролов, В.Н. Баранов, С.В. Беляев, А.И. Безруких. – Красноярск: СФУ, 2020. – 716 с. – ISBN 978-5-7638-4269-2.
11. Елагин В.И. Легирование деформируемых алюминиевых сплавов переходными металлами. – М.: Металлургия, 1975. – 248 с.
12. Effect of Sc, Hf, and Yb additions on superplasticity of a fine-grained Al-0.4%Zr alloy / A.V. Nokhrin, M.Yu. Gryaznov, S.V. Shotin, G. Nagicheva, M.K. Chegurov, A.A. Bobrov, V.I. Kopylov, V.N. Chuvildeev // Metals. – 2023. – Vol. 13. – P. 133. – DOI: 10.3390/met13010133.
13. Alloying aluminum alloys with scandium and zirconium additives / V.G. Davydov, V.I. Elagin, V.V. Zakharov, D. Rostova // Metal Science and Heat Treatment. – 1996. – Vol. 38. – P. 347–352. – DOI: 10.1007/bf01395323.
14. Исследование распада пересыщенного твердого раствора в высокомагниевого алюминия 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.
15. Влияние гафния на высокомагниевого сплавы, легированные переходными металлами, при термической обработке / И.А. Зорин, Е.В. Арышенский, Е.А. Кудрявцев, А.М. Дриц, С.В. Коновалов // Frontier Materials & Technologies. – 2024. – № 1. – С. 29–36. – DOI: 10.18323/2782-4039-2024-1-67-3.
16. Захаров В.В., Филатов Ю.А. Экономнолегированные скандием алюминиевые сплавы // Технология легких сплавов. – 2021. – № 4. – С. 31–37. – DOI: 10.24412/0321-4664-2021-4-31-37.
17. Effect of hafnium on the microstructure formation during high-temperature treatment of high-magnesium aluminum alloys microalloyed with scandium and zirconium / A.A. Ragazin, E.V. Aryshenskii, I.A. Zorin, E.A. Kudryavtsev, A.M. Drits, S.V. Konovalov // Physical Mesomechanics. – 2025. – Vol. 28. – P. 535–546. – DOI: 10.1134/S1029959924601702.
18. Quantitative analysis of the Al-Cu-Mn-Zr phase diagram as a base for deformable refractory aluminum alloys / A.R. Toleuova, N.A. Belov, V.V. Chervyakova, A.N. Alabin // Metal Science and Heat Treatment. – 2012. – Vol. 54 (7). – P. 402–406. – DOI: 10.1007/s11041-012-9521-4.
19. Belov N.A., Alabin A.N. Energy efficient technology for Al-Cu-Mn-Zr sheet alloys // Materials Science Forum. – 2013. – Vol. 765. – P. 13–17. – DOI: 10.4028/www.scientific.net/MSF.765.13.
20. Simultaneous increase of electrical conductivity and hardness of Al-1.5 wt.% Mn alloy by addition of 1.5 wt.% Cu and 0.5 wt.% Zr / N. Belov, A. Alabin, A. Aleshchenko, V. Mann, K. Tsydenov // Metals. – 2019. – Vol. 9 (12). – P. 1246. – DOI: 10.3390/met9121246.
21. Belov N.A., Alabin A.N., Matveeva I.A. Optimization of phase composition of Al-Cu-Mn-Zr-Sc alloys for rolled products without requirement for solution treatment and quenching // Journal of Alloys and Compounds. – 2014. – Vol. 583. – P. 206–213. – DOI: 10.1016/j.jallcom.2013.08.202.
22. Малыгин Г.А. Прочность и пластичность нанокристаллических материалов и наноразмерных кристаллов // Успехи физических наук. – 2011. – Т. 181, № 11. – С. 1129–1156. – DOI: 10.3367/UFNr.0181.201111a.1129.
23. Влияние технологических факторов на структуру и свойства Al-Cu-Mg-Si-сплава, полученного селективным лазерным сплавлением / А.Н. Петрова, А.И. Кленов, И.Г. Бродова, Д.Ю. Распосиенко, А.А. Пильщиков, Н.Ю. Орлова // Физика металлов и материаловедение. – 2023. – Т. 124, № 10. – С. 961–970. – DOI: 10.31857/S0015323023600922.
24. Mondal C., Mukhopadhyay A.K. On the nature of T(Al₂Mg₃Zn₃) and S(Al₂CuMg) phases present in as-cast and annealed 7055 aluminum alloy // Materials Science and Engineering: A. – 2005. – Vol. 391 (1–2). – P. 367–376. – DOI: 10.1016/j.msea.2004.09.013.
25. Dendrite morphology evolution of Al₆Mn phase in suction casting Al-Mn alloys / Z. Chen, Z. Li, K. Zhao, H. Zhang, H. Nagaumi // Materials. – 2020. – Vol. 13 (10). – P. 2388. – DOI: 10.3390/ma13102388.



26. 3-D morphology and growth mechanism of primary Al_6Mn intermetallic compound in directionally solidified Al-3at.%Mn alloy / H. Kang, X. Li, Ya. Su, D. Liu, J. Guo, H. Fu // *Intermetallics*. – 2020. – Vol. 23. – P. 32–38. – DOI: 10.1016/j.intermet.2011.12.015.

27. Influence of Al_2Cu morphology on the incipient melting characteristics in B206 Al alloy / A. Lombardi, W. Mu, C. Ravindran, N. Dogan, M. Barati // *Journal of Alloys and Compounds*. – 2018. – Vol. 747. – P. 131–139. – DOI: 10.1016/j.jallcom.2018.02.329.

Конфликт интересов

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.









© 2025 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>).

Effect of Zr, Sc, and Hf additions on the microstructure formation of cast ALTEK alloys

Alina Levagina^{1, a, *}, Evgenii Aryshenskii^{1, b}, Sergey Konovalov^{1, c}, Dmitry Rasposienko^{2, d}

¹ Siberian State Industrial University, 42 Kirova str., Novokuznetsk, 654007, Russian Federation

² M.N. Miheev Institute of Metal Physics of Ural Branch of Russian Academy of Sciences, 18 S. Kovalevskoy st., Yekaterinburg, 620990, Russian Federation

^a  <https://orcid.org/0000-0002-7270-6008>,  levagina_aa@sibsiu.ru; ^b  <https://orcid.org/0000-0003-3875-7749>,  arishenskiy_ev@sibsiu.ru;
^c  <https://orcid.org/0000-0003-4809-8660>,  konovalov@sibsiu.ru; ^d  <https://orcid.org/0000-0002-7670-9054>,  dmitrijrasp@gmail.com

ARTICLE INFO

Article history:

Received: 14 August 2025

Revised: 16 September 2025

Accepted: 25 October 2025

Available online: 15 December 2025

Keywords:

Aluminum alloys

ALTEK

Al-Cu-Mn-Mg

Structure modification

Grain structure

Cast microstructure

X-ray diffraction analysis

Scanning electron microscopy

Funding

The study was funded by the Russian Science Foundation grant No. 24-19-00064, <https://rscf.ru/project/24-19-00064/>.

ABSTRACT

Introduction. Aluminum alloys of the *Al-Cu-Mn* system, alloyed with 23% copper and 1–2% manganese (*ALTEK*), are distinguished by heat resistance and high mechanical properties due to the formation of nano-dispersed particles of the $Al_{20}Cu_2Mn_3$ phase. When exposed to high temperatures (up to 400°C), the particles block the processes of polygonization and recovery, hindering the movement of grain boundaries. A promising direction for improving these alloys is the modification of the cast structure with transition metals (*TMs*). An insufficient content of *TMs* does not provide a modifying effect, while an excessive amount leads to a reduction in strength due to the formation of a large number of coarse intermetallic particles. **The subject** of this work is *ALTEK* alloys alloyed with *Mg*, *Zr*, *Sc*, and *Hf*. **The purpose** of the work is to determine the optimal concentrations of scandium, hafnium, and zirconium required for effective modification of the cast structure of *ALTEK* alloys during complex alloying. The effect of complex additions of transition metals (*Zr*, *Sc*, *Hf*) on the formation of the cast structure of *Base0.15Zr0.05Sc0.05Hf*, *Base0.1Zr0.14Sc0.16Hf*, *Base0.1Zr0.2Sc0.16Hf*, and *Base0.1Zr0.25Sc0.16Hf* alloys is investigated in comparison to the base alloy. **The research methods** were optical and scanning electron microscopy, and X-ray diffraction analysis. **Results and discussion.** Modification of the grain structure in alloys with a scandium content of less than 0.20% is not observed, and the average grain structure size is 350 μm. The addition of scandium in the amount of 0.20% and 0.25% leads to a decrease in the average grain diameter to 41.8 μm and 29.7 μm, respectively. Scanning electron microscopy showed that particles of the Al_6Mn and Al_2CuMg phases are present in all the alloys studied. Particles of the $Al_3(Sc,Hf,Zr)$ phase are found in the *Base0.1Zr0.2Sc0.16Hf* and *Base0.1Zr0.25Sc0.16Hf* compositions. X-ray diffraction analysis revealed the $Al_{20}Cu_2Mn_3$ phase and small amounts of Al_6Mn and Al_2CuMg in the base alloy and in the *Base0.1Zr0.25Sc0.16Hf* alloy. The structural modification is explained by the precipitation of primary $Al_3(Sc, Zr, Hf)$ particles. **Application of the results.** The obtained results are promising for the development of new materials for the manufacture of aerospace products. **Conclusions.** The addition of 0.20–0.25% scandium with a zirconium content of 0.1% and hafnium of 0.16% is the most effective.

For citation: Levagina A.A., Aryshenskii E.V., Konovalov S.V., Rasposienko D.Yu. Effect of Zr, Sc, and Hf additions on the microstructure formation of cast ALTEK alloys. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2025, vol. 27, no. 4, pp. 272–286. DOI: 10.17212/1994-6309-2025-27.4-272-286. (In Russian).

References

1. Sizyakov V., Bazhin V., Vlasov A. Status and prospects for growth of the aluminum industry. *Metallurgist*, 2010, vol. 54, pp. 409–414. DOI: 10.1007/s11015-010-9316-z.
2. Belov N.A., Naumova E.A., Akopyan T.K. *Evtecticheskie splavy na osnove alyuminiya: novye sistemy legirovaniya* [Eutectic alloys based on aluminum: new alloying systems]. Moscow, Ruda i metally Publ., 2016. 256 p. ISBN 978-5-98191-083-8.

* Corresponding author

Levagina Alina A., junior researcher
 Siberian State Industrial University,
 42 Kirova str.,
 654007, Novokuznetsk, Russian Federation
 Tel.: +7 900 321-55-05, e-mail: levagina_aa@sibsiu.ru

3. Dar S.M., Liao H. Creep behavior of heat resistant Al–Cu–Mn alloys strengthened by fine (θ') and coarse ($\text{Al}_{20}\text{Cu}_2\text{Mn}_3$) second phase particles. *Materials Science and Engineering: A*, 2019, vol. 763, p. 138062. DOI: 10.1016/j.msea.2019.138062.
4. Feng Z.Q., Yang Y.Q., Huang B., Li M., Chen Y.X., Ru J.G. Crystal substructures of the rotation-twinned T ($\text{Al}_{20}\text{Cu}_2\text{Mn}_3$) phase in 2024 aluminum alloy. *Journal of Alloys and Compounds*, 2014, vol. 583, pp. 445–451. DOI: 10.1016/j.jallcom.2013.08.200.
5. Li X., Chen X., Feng Y., Chen B. Characterization and theoretical calculations of the T ($\text{Al}_{20}\text{Cu}_2\text{Mn}_3$)/Al interface in 2024 alloys: TEM and DFT studies. *Vacuum*, 2023, vol. 210, pp. 111884. DOI: 10.1016/j.vacuum.2023.111884.
6. Belov N.A. [Substantiation of the composition and structure of deformable alloys based on the Al–Cu–Mn (Zr) system that do not require homogenization and hardening]. *Innovatsionnye tekhnologii, oborudovanie i material'nye zagotovki v mashinostroenii* [Innovative technologies, equipment and materials for blanking productions in mechanical engineering]. International Conference. Collection of works. Moscow, 2022, pp. 10–13. (In Russian).
7. Petrova A.N., Rasposienko D.Yu., Astafyev V.V., Yakovleva A.O. Structure and strength of Al–Mn–Cu–Zr–Cr–Fe ALTEC alloy after radial-shear rolling. *Letters on Materials*, 2023, vol. 13 (2), pp. 177–182. DOI: 10.22226/2410-3535-2023-2-177-182.
8. Fridlyander I.N., Berstenev V.V., Tkachenko E.A., Goloviznina G.M., Latushkina L.V., Lantsova L.P. Effect of heat treatment and deformation on the grain size and mechanical properties of duralumin-type alloys. *Metal Science and Heat Treatment*, 2003, vol. 45, pp. 239–245. DOI: 10.1023/A:1027316015223.
9. Belov N.A., Korotkova N.O., Akopyan T.K., Pesin A.M. Phase composition and mechanical properties of Al–1.5%Cu–1.5%Mn–0.35%Zr(Fe, Si) wire alloy. *Journal of Alloys and Compounds*, 2019, vol. 782, pp. 735–746. DOI: 10.1016/j.jallcom.2018.12.240.
10. Napalkov V.I., Frolov V.F., Baranov V.N., Belyaev S.V., Bezrukhikh A.I. *Plavlenie i lit'e alyuminievykh splavov* [Melting and casting of aluminum alloys]. Krasnoyarsk, Siberian Federal University Publ., 2020. 716 p. ISBN 978-5-7638-4269-2.
11. Elagin V.I. *Legirovanie deformiruemyykh alyuminievykh splavov perekhodnymi metallami* [Alloying of wrought aluminum alloys with transition metals]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1975. 248 p.
12. Nokhrin A.V., Gryaznov M.Yu., Shotin S.V., Nagicheva G., Chegurov M.K., Bobrov A.A., Kopylov V.I., Chuvildeev V.N. Effect of Sc, Hf, and Yb additions on superplasticity of a fine-grained Al–0.4%Zr alloy. *Metals*, 2023, vol. 13, p. 133. DOI: 10.3390/met13010133.
13. Davydov V.G., Elagin V.I., Zakharov V.V., Rostova D. Alloying aluminum alloys with scandium and zirconium additives. *Metal Science and Heat Treatment*, 1996, vol. 38, pp. 347–352. DOI: 10.1007/bf01395323.
14. Drita A.M., Aryshenskii E.V., Kudryavtsev E.A., Zorin I.A., Konovalov 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*, 2011, no. 4, pp. 38–48. DOI: 10.18323/2782-4039-2022-4-38-48.
15. Zorin I.A., Aryshenskii E.V., Kudryavtsev E.A., Drita A.M., Konovalov S.V. Vliyanie gafniya na vysokomagnievykh splavy, legirovannye perekhodnymi metallami, pri termicheskoi obrabotke [The influence of hafnium on high-magnesium alloys doped with transition metals during heat treatment]. *Frontier Materials & Technologies*, 2024, no. 1, pp. 29–36. DOI: 10.18323/2782-4039-2024-1-67-3.
16. Zakharov V.V., Filatov Yu.A. Ekonomnolegированные скандием алюминиевые сплавы [Aluminum alloys sparingly alloyed with scandium]. *Tekhnologiya legkikh splavov = Technology of Light Alloys*, 2025, vol. 28, no. 4. DOI: 10.24412/0321-4664-2021-4-31-37.
17. Ragazin A.A., Aryshenskii E.V., Zorin I.A., Kudryavtsev E.A., Drita A.M., Konovalov S.V. Effect of hafnium on the microstructure formation during high-temperature treatment of high-magnesium aluminum alloys microalloyed with scandium and zirconium. *Physical Mesomechanics*, 2025, vol. 28, pp. 535–546. DOI: 10.1134/S1029959924601702.
18. Toleuova A.R., Belov N.A., Chervyakova V.V., Alabin A.N. Quantitative analysis of the Al–Cu–Mn–Zr phase diagram as a base for deformable refractory aluminum alloys. *Metal Science and Heat Treatment*, 2012, vol. 54 (7), pp. 402–406. DOI: 10.1007/s11041-012-9521-4.
19. Belov N.A., Alabin A.N. Energy efficient technology for Al–Cu–Mn–Zr sheet alloys. *Materials Science Forum*, 2013, vol. 765, pp. 13–17. DOI: 10.4028/www.scientific.net/MSF.765.13.

20. Belov N., Alabin A., Aleshchenko A., Mann V., Tsydenov K. Simultaneous increase of electrical conductivity and hardness of Al–1.5 wt.% Mn alloy by addition of 1.5 wt.% Cu and 0.5 wt.% Zr. *Metals*, 2019, vol. 9 (12), p. 1246. DOI: 10.3390/met9121246.
21. Belov N.A., Alabin A.N., Matveeva I.A. Optimization of phase composition of Al–Cu–Mn–Zr–Sc alloys for rolled products without requirement for solution treatment and quenching. *Journal of Alloys and Compounds*, 2014, vol. 583, pp. 206–213. DOI: 10.1016/j.jallcom.2013.08.202.
22. Malygin G.A. Prochnost' i plastichnost' nanokristallicheskikh materialov i nanorazmernykh kristallov [Strength and plasticity of nanocrystalline materials and nanosized crystals]. *Uspekhi fizicheskikh nauk = Physics-Uspekhi*, 2011, vol. 181, no. 11, pp. 1129–1156. DOI: 10.3367/UFNr.0181.201111a.1129. (In Russian).
23. Petrova A.N., Klenov A.I., Brodova I.G., Rasposienko D.Yu., Pil'shchikov A.A., Orlova N.Yu. Vliyanie tekhnologicheskikh faktorov na strukturu i svoistva Al–Cu–Mg–Si-splava, poluchennogo selektivnym lazernym splavlaniem [Influence of technological factors on the structure and properties of Al–Cu–Mg–Si alloy obtained by selective laser melting]. *Fizika metallov i metallovedenie = Physics of Metals and Metallography*, 2023, vol. 124, no. 10, pp. 961–970. DOI: 10.31857/S0015323023600922.
24. Mondal C., Mukhopadhyay A.K. On the nature of $T(Al_2Mg_3Zn_3)$ and $S(Al_2CuMg)$ phases present in as-cast and annealed 7055 aluminum alloy. *Materials Science and Engineering: A*, 2005, vol. 391 (1–2), pp. 367–376. DOI: 10.1016/j.msea.2004.09.013.
25. Chen Z., Li Z., Zhao K., Zhang H., Nagaumi H. Dendrite morphology evolution of Al_6Mn phase in suction casting Al–Mn alloys. *Materials*, 2020, vol. 13 (10), p. 2388. DOI: 10.3390/ma13102388.
26. Kang H., Li X., Su Ya., Liu D., Guo J., Fu H. 3-D morphology and growth mechanism of primary Al_6Mn intermetallic compound in directionally solidified Al-3at.%Mn alloy. *Intermetallics*, 2020, vol. 23, pp. 32–38. DOI: 10.1016/j.intermet.2011.12.015.
27. Lombardi A., Mu W., Ravindran C., Dogan N., Barati M. Influence of Al_2Cu morphology on the incipient melting characteristics in B206 Al alloy. *Journal of Alloys and Compounds*, 2018, vol. 747, pp. 131–139. DOI: 10.1016/j.jallcom.2018.02.329.

Conflicts of Interest

The authors declare no conflict of interest.

© 2025 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>).