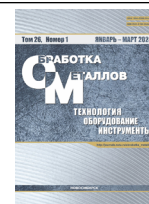




Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)

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



Изучение влияния содержания гафния и эрбия на формирование микроструктуры при литье алюминиевого сплава 1590 в медный кокиль

Александр Рагазин^{1, а, *}, Владимир Арышенский^{1, б}, Сергей Коновалов^{1, 2, в}, Евгений Арышенский^{1, 2, д},
Инзиль Бахтегареев^{1, е}

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

^а <https://orcid.org/0000-0002-6762-7436>, aleksander.ragazin@samara-metallurg.ru; ^б <https://orcid.org/0000-0001-6869-4764>, arysh54@mail.ru;

^в <https://orcid.org/0000-0003-4809-8660>, konovalev@sibsiu.ru; ^д <https://orcid.org/0000-0003-3875-7749>, arishenskiy_ev@sibsiu.ru;

^е <https://orcid.org/0009-0004-3081-9049>, bakhtegareev.id@ssau.ru

ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 669.017.16

История статьи:

Поступила: 12 сентября 2023

Рецензирование: 23 сентября 2023

Принята к печати: 16 ноября 2023

Доступно онлайн: 15 марта 2024

Ключевые слова:

Алюминий

Легирование малыми добавками

скандия

Гафний

Эрбий

Микроструктура

Интерметаллиды

Финансирование

Исследования выполнены при поддержке проекта РНФ № 22-19-00810, <https://rscf.ru/project/22-19-00810/>

АННОТАЦИЯ

Введение. Алюминиевые сплавы с высоким содержанием магния широко используются в автомобильной, строительной и аэрокосмической отраслях вследствие своего низкого удельного веса и высоких прочностных свойств. Улучшить характеристики таких сплавов позволяют малые добавки скандия и циркония. Однако скандий очень дорог, поэтому в сплавах нового поколения его количество стараются сократить. В недавно разработанном алюминиевом сплаве 1590 это удалось сделать благодаря введению добавок эрбия и гафния. **Цель работы.** Исследование влияния концентрации эрбия и гафния на модификацию литой структуры в сплаве 1590 при высоких скоростях кристаллизации. **Методы.** В работе исследованы микроструктура, химический состав и размер интерметаллидов в образцах из десяти модификаций сплава 1590 с различным содержанием гафния и эрбия, отлитых в медный кокиль со скоростью кристаллизации 10 °С/с. Исследование зеренной структуры производили на оптическом микроскопе. Химический состав и размер интерметаллидных фаз исследовали при помощи Tescan Vega 3. **Результаты и обсуждение.** Установлено, что при увеличении количества гафния и эрбия происходит модифицирование литой структуры. В целом измельчение зерна при добавках гафния и эрбия можно объяснить ростом переохлаждения между твердой и жидкой фазой. При содержании гафния 0,16 % дендритная структура начинает переходить в равноосную. Такую картину можно объяснить появлением в жидкой фазе первичных интерметаллидов типа Al₃Sc. Эти интерметаллиды были выявлены при концентрации эрбия и гафния, равной 0,16 %. Кроме того, во всех сплавах были выявлены интерметаллидные соединения эвтектического происхождения, содержащие марганец и железо и не оказывающие влияния на литую структуру. Сравнение с ранее полученными результатами по размеру зерна при литье в стальной кокиль показывает, что с увеличением скорости кристаллизации эффективность модифицирования в сплаве 1590 уменьшается. Это объясняется увеличением концентрации переходных элементов в твердом растворе, прежде всего скандия, необходимых для формирования первичных интерметаллидных частиц.

Для цитирования: Изучение влияния содержания гафния и эрбия на формирование микроструктуры при литье алюминиевого сплава 1590 в медный кокиль / А.А. Рагазин, В.Ю. Арышенский, С.В. Коновалов, Е.В. Арышенский, И.Д. Бахтегареев // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2024. – Т. 26, № 1. – С. 99–112. – DOI: 10.17212/1994-6309-2024-26.1-99-112.

Введение

Алюминиевые сплавы применяются во многих отраслях современной промышленности из-за своего небольшого веса, высокой прочности

и коррозионной стойкости [1–6]. Для дополнительного улучшения свойств в алюминиевые сплавы добавляют магний, вызывающий значительное твердорастворное упрочнение [7, 8]. Поэтому, учитывая высокую прочность алюминиево-магниевых сплавов, неудивительно, что они востребованы в производстве авиационной и ракетно-космической техники.

Дополнительно повысить прочность данной группы сплавов можно легированием с добавками скандия. Скандий в концентрации 0,5 %

*Адрес для переписки

Рагазин Александр Алексеевич, аспирант

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

ул. Московское шоссе, 34,

443086, г. Самара, Россия

Тел.: +7 917 125-64-91, e-mail: aleksander.ragazin@samara-metallurg.ru

демонстрирует замечательную способность значительно уменьшать структуру алюминиевых сплавов в готовом виде. Этот эффект возникает в результате образования первичного интерметаллического соединения разновидности Al_3Sc в жидкой фазе [9, 10]. Кроме того, при термической обработке скандий выделяется из алюминиевого пресыщенного твердого раствора в виде упрочняющих наночастиц частиц Al_3Sc .

В то же время скандий является очень дорогим металлом, поэтому постоянно предпринимаются попытки снизить его содержание в сплавах [11]. Этого можно достичь путем одновременного использования скандия и циркония. Последний снижает концентрацию скандия, необходимую для эффективного измельчения литой структуры, до 0,2 %, а также способствует термостабилизации частиц Al_3Sc [11, 12]. Классическим промышленным алюминиевым сплавом с высоким содержанием магния и совместными скандиево-циркониевыми добавками является сплав 1570, содержащий 0,17–0,35 % скандия [13, 14].

Однако предпринимаются попытки дальнейшего снижения содержания дорогостоящего скандия в сплавах. Например, в недавно разработанном сплаве 1590 содержание скандия варьируется в пределах 0,06–0,16 % [15–17]. Уменьшение содержания скандия достигается путем введения в данный сплав, помимо циркония, еще гафния и эрбия. Гафний, так же как и цирконий, способствует термостабилизации частиц Al_3Sc [18–20]. Эрбий выделяется в виде наночастиц Al_3Er , которые не оказывают такого сильного влияния на упрочнение, как Al_3Sc , однако играют роль зародышей для последних, тем самым увеличивая их общее количество. Кроме того, как показано в работе [21], увеличение концентрации эрбия и гафния в сплаве 1590 способствует модификации литой структуры. Отметим, что комбинированное влияние этих двух элементов на модификацию зеренной структуры в алюминиевых сплавах с высоким содержанием магния не изучалось, кроме как в [21], при этом литье в указанном исследовании осуществлялось в стальной кокиль, скорость кристаллизации в котором достаточно медленная и составляет 1–2 °C/с.

Еще большего измельчения зерна в рассматриваемом сплаве возможно добиться путем

увеличения скорости охлаждения при кристаллизации металла – например, за счет литья в медный кокиль, скорость кристаллизации в котором достигает 10 °C/с. [18, 22, 23]. При повышении скорости кристаллизации происходит более быстрое формирование зародышей твердой фазы, что и является причиной измельчения зерна [24, 25]. Однако имеются данные о негативном влиянии снижения скорости кристаллизации на размер зерна в алюминиевых сплавах при легировании их переходными металлами. Например, в работе [26] выявлено, что с увеличением скорости кристаллизации алюминиевых сплавов цирконий остается в твердом пересыщенном растворе и не образует первичных интерметаллидов типа Al_3Zr , способствующих измельчению зерна.

Поэтому эффект влияния повышения скорости кристаллизации на измельчение зерна в алюминиево-магниевого сплавах, таких как 1590 – содержащих большое количество переходных элементов, может быть неоднозначным и должен быть предварительно изучен. Кроме того, необходимо изучить непосредственно связанный с ним вопрос, как изменение концентрации гафния и эрбия будет влиять на модификацию зерна в сплаве 1590 при высокой скорости кристаллизации. Основной **целью настоящего исследования** является изучение того, как различные концентрации эрбия и гафния влияют на модификацию структуры отливки в сплаве 1590 в условиях быстрой кристаллизации. Для достижения обозначенной цели необходимо решить следующие **задачи**: изучить формирование зеренной структуры при литье сплава 1590 в медный кокиль, а также оценить влияние содержания гафния и эрбия на ее размеры и тип (дендритный или равноосный); исследовать влияние эрбия и гафния на формирование интерметаллидных частиц, возникающих при кристаллизации сплава 1590 в случае литья в медный кокиль; изучить связь интерметаллидных частиц с размером и типом зеренной структуры.

Методика исследований

В соответствии с целью и задачами исследования в медный кокиль было вылито 10 плавов, химическая композиция которых представлена в табл. 1. Содержание Er и Hf в них варьиро-

Химический состав исследуемых сплавов

Chemical composition of the studied alloys

Сплав	Массовая доля элементов, %									
	Al	Si	Fe	Mn	Mg	Zn	Zr	Sc	Er	Hf
1590 баз	основа	0,03	0,06	0,42	5,54	0,19	0,1	0,14	–	–
1590Er0,03Hf0,05	основа	0,04	0,07	0,41	5,54	0,21	0,1	0,14	0,03	0,05
1590Er0,03Hf0,1	основа	0,04	0,07	0,41	5,58	0,2	0,1	0,14	0,03	0,1
1590Er0,03Hf0,16	основа	0,05	0,08	0,41	5,58	0,2	0,1	0,14	0,03	0,16
1590Er0,1Hf0,05	основа	0,04	0,07	0,41	5,57	0,21	0,1	0,14	0,1	0,05
1590Er0,1Hf0,1	основа	0,05	0,08	0,41	5,53	0,21	0,1	0,14	0,1	0,1
1590Er0,1Hf0,16	основа	0,05	0,08	0,41	5,57	0,19	0,1	0,14	0,1	0,16
1590Er0,16Hf0,05	основа	0,04	0,07	0,41	5,55	0,21	0,1	0,14	0,16	0,05
1590Er0,16Hf0,1	основа	0,05	0,08	0,42	5,56	0,2	0,1	0,14	0,16	0,1
1590Er0,16Hf0,16	основа	0,05	0,09	0,41	5,58	0,2	0,1	0,14	0,16	0,16

валось в диапазонах 0,03–0,16 вес.% и 0,05–0,16 вес.% соответственно. Верхняя и нижняя границы указанных диапазонов близки к минимальной и максимальной допустимой концентрации данных элементов в сплаве 1590. Кроме того, эти химические композиции уже были исследованы в работе [21] при изучении литья сплава 1590 в стальной кокиль. Такой выбор параметров позволяет сравнить влияние скорости кристаллизации на размер зерна при одной и той же химической композиции. Содержание остальных элементов соответствовало химической композиции сплава 1590, для которой в работах [15, 16] исследовалось влияние термической обработки на микроструктуру и механические свойства. Поэтому выбор данной химической композиции позволит изучить, как изменение концентрации Er и Hf будет влиять на формирование микроструктуры не только при литье, но и при термической обработке.

Шихтовые материалы, использованные для создания экспериментальных сплавов, состояли из следующих компонентов: первичного алюминия марки А85, первичного магния марки Мг90, цинка марки Ц1, лигатуры Al-Mn10, Al-Zr5, Al-Sc2, Al-Er5 и Al-Hf2. Перед загрузкой этих материалов в печь каждый из них был взвешен с использованием устройств, обладающих высокой точностью измерений. Для взвешивания материалов весом до 15 кг использовались электронные

весы MECHELECTRON-M VR4900, обеспечивающие погрешность всего в 5 г; для материалов весом до 500 г – электронные весы MIDLENA 251, поддерживающие уровень точности $\pm 0,1$ г.

Процесс загрузки в печь осуществлялся вручную согласно следующему маршруту.

1. Сначала был загружен и расплавлен первичный алюминий.

2. Как только температура достигла 730 °С, поверхность расплава очищали от шлака.

3. Затем расплав нагревали до температур диапазона 770–790 °С.

4. Последовательно вводили порции по 300 г лигатур Al-Sc2, Al-Hf-2, Al-Zr5 и Al-Mn10.

5. После добавления каждого компонента расплав тщательно перемешивали и выдерживали в течение 5 мин.

6. После введения всей рассчитанной лигатуры расплав охлаждался до температуры 740 °С.

7. Затем в расплав были добавлены магний и цинк.

8. Расплав перемешивали титановой ложкой в течение 3 мин.

9. Расплав снова нагревали до 740 °С.

После процесса литья был проведен всесторонний анализ химического состава всех алюминиевых сплавов. Для оценки структурных компонентов применялась атомно-эмиссионная спектроскопия с использованием детектора

ARL 3460. Детектор работает в диапазоне энергий 0–10 кэВ с энергетическим разрешением 122 эВ, что обеспечивает точность анализа. Анализ проводили в соответствии со стандартами, установленными ГОСТ 25086.

Предельно допустимые концентрации ключевых элементов были строго установлены следующим образом:

- Sc и Zn: 0,009 %;
- Hf, Zr, Er, Si и Fe: 0,0053 %;
- Mn: 0,018 %;
- Mg: 0,15 %.

Определенный экспериментально химический состав всех опытных плавок представлен в табл. 1. Литые слитки производилось в медный кокиль со скоростью кристаллизации 10 °С/с.

Изучение зеренной структуры образцов проводилось с использованием сложного оптического микроскопа Carl Zeiss Axiovert-40 MAT. В каждом образце определялся средний размер зерен по методу секущих, изложенному в ГОСТ 21073.2.

Кроме того, с помощью сканирующего электронного микроскопа Tescan Vega 3 было проведено исследование размеров интерметаллических соединений в их литом состоянии. Точный химический состав структурных элементов в алюминиевых сплавах 1590Er0,03Hf0,05; 1590Er0,03Hf0,16; 1590Er0,16Hf0,05; 1590Er0,16Hf0,16 был определен с помощью энергодисперсионной рентгеновской спектроскопии (ЭДС). Анализ проводился с использованием X-детектора Max 80T, работающего в диапазоне энергий от 0 до 10 кэВ и обладающего энергетическим разрешением 122 эВ.

Процедура подготовки образцов включала в себя несколько этапов, начиная с механического шлифования, за которым следовала прецизионная полировка, и завершалась электрополировкой. Электрополировка проводилась в контролируемых условиях, включающих поддержание температуры 85–110 °С и подачу напряжения в диапазоне 10–30 В. Раствор электролита, используемый для электрополировки, содержал следующие компоненты: H_3PO_4 (500 мл), H_2SO_4 (300 мл), CrO_3 (50 г) и H_2O (50 мл).

Результаты и их обсуждение

В процессе исследования микроструктуры выявлено, что при литье в медный кокиль

в основном образуются выделяющиеся в ходе эвтектической реакции интерметаллиды, содержащие марганец и железо, которые по своему химическому составу (рис. 1, 2, табл. 2) близки к $\text{Al}_8(\text{FeMn})$, $\text{Al}_{12}(\text{FeMn})$ и MgSi_2 [27].

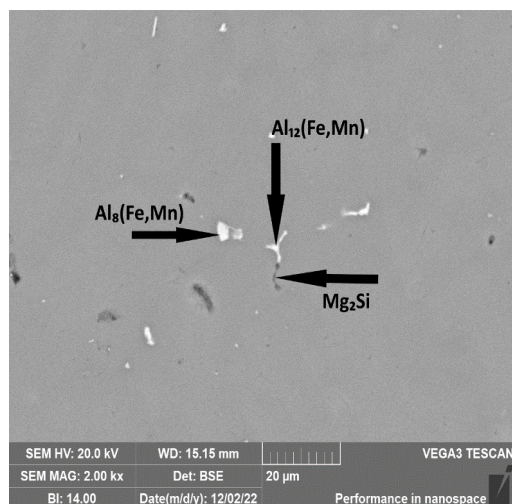
Следует отметить, что для точного определения кристаллической структуры фаз необходимо проведение рентгенофазового анализа. Авторами использовался ЭДС-анализ, с помощью которого можно лишь приблизительно определить химический состав интерметаллидов и сопоставить с уже описанными в литературе фазами, имеющими схожую композицию [28], что и было сделано в данной работе.

Таким образом, в образцах 1590Er0,03Hf0,05, 1590Er0,03Hf0,16 и 1590Er0,16Hf0,05, отлитых в медный кокиль, образуются интерметаллиды, являющиеся продуктом эвтектической реакции и содержащие марганец и железо, которые не модифицируют структуру. В то же время модифицирующих литую структуру частиц типа Al_3Sc , Al_3Hf и Al_3Zr в этих сплавах не обнаружено. Однако в сплаве 1590Er0,16Hf0,16 с максимальным содержанием гафния и эрбия в количестве 0,16 % выявлены интерметаллиды типа Al_3Sc (табл. 2, рис. 2, з). Наличие циркония и гафния объясняется тем, что они могут растворяться в фазе Al_3Sc до 35 и 36 % соответственно [29, 30]. Эти интерметаллиды являются первичными, т. е. образуются непосредственно в жидкой фазе до кристаллизации твердого раствора.

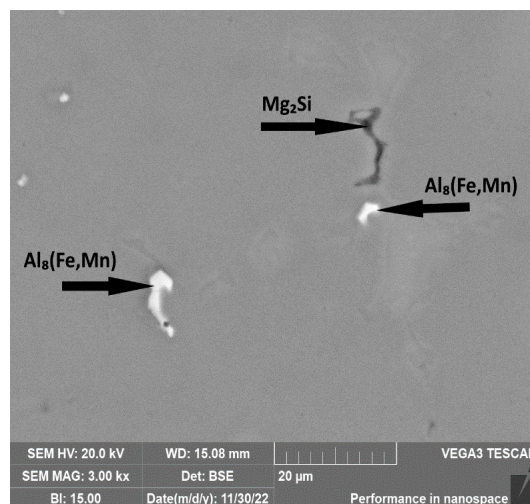
Отметим, что в некоторых интерметаллидах был обнаружен титан, причиной появления которого, очевидно, является обработка расплава титановой ложкой.

На рис. 2 представлена микроструктура образцов, отлитых в медный кокиль, а на рис. 3 – изменение размера зерна в зависимости от концентрации элементов.

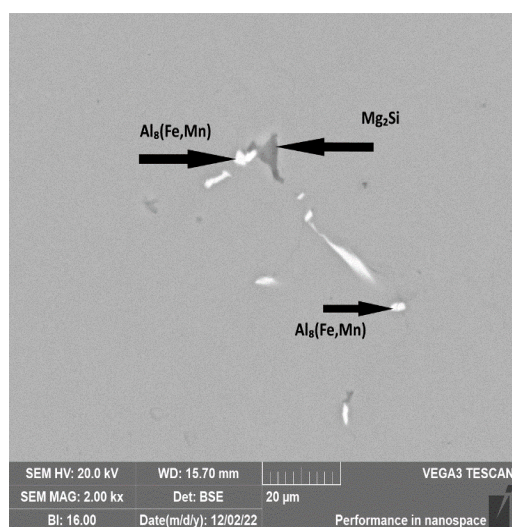
Для сравнения в рис. 3 добавлены результаты зависимости размеров зерна от концентрации химических элементов при литье в стальной кокиль, взятые из [21]. В базовом сплаве, лишенном эрбия и гафния, мы наблюдаем дендритную структуру со средним размером зерен 372 мкм. Стоит отметить, что размеры некоторых зерен варьируются от 600 до 800 мкм, в то время как другие находятся в диапазоне от 100 до 200 мкм, как показано на рис. 2, а. При добавке в базовый сплав 0,03 % Er и 0,05 % Hf средний размер



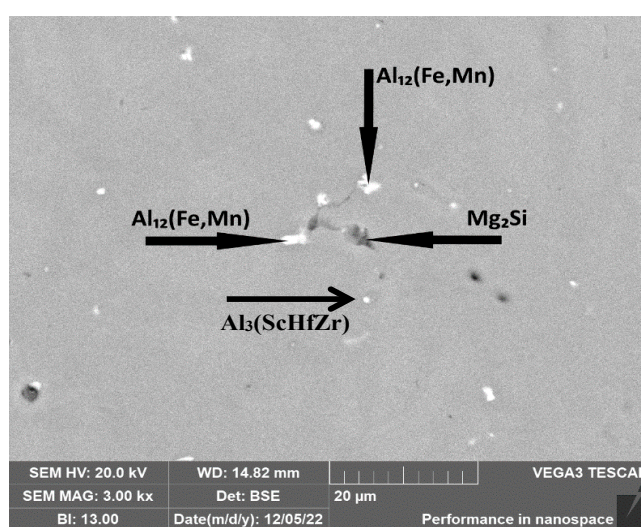
а



б



в



г

Рис. 1. Химический состав крупных интерметаллидных частиц в образцах, отлитых в медный кокиль:
а – 1590Er0,03Hf0,05; б – 1590Er0,03Hf0,16; в – 1590Er0,16Hf0,05; г – 1590Er0,16Hf0,16

Fig. 1. Chemical composition of large intermetallic particles in specimens cast into a copper chill mold:
а – 1590 Er0.03-Hf0.05; б – 1590 Er0.03-Hf0.16; в – 1590 Er0.16-Hf0.05; г – 1590 Er0.16-Hf0.16

Таблица 2

Table 2

Химический состав крупных интерметаллидных частиц
Chemical composition of coarse intermetallic particles

	Mg	Al	Sc	Hf	Zr	Mn	Si	Zn	Fe	Ti	Er
Al ₈ (FeMn)	4,48	74,32	0,12	0,61	0,2	8,11	0,1	0,37	10,54	0	0,06
Al ₁₂ (FeMn)	7,06	83,93	0,18	0,3	0,21	3,25	0,58	0,32	3,95	0,02	0,15
MgSi ₂	23,39	60,95	0,08	0	0,1	0,13	14,88	0,42	0	0,06	0
Al ₃ ScHf	6,36	72,82	5,78	6,86	6,13	0,47	0,39	0,17	0,02	0,08	0,19

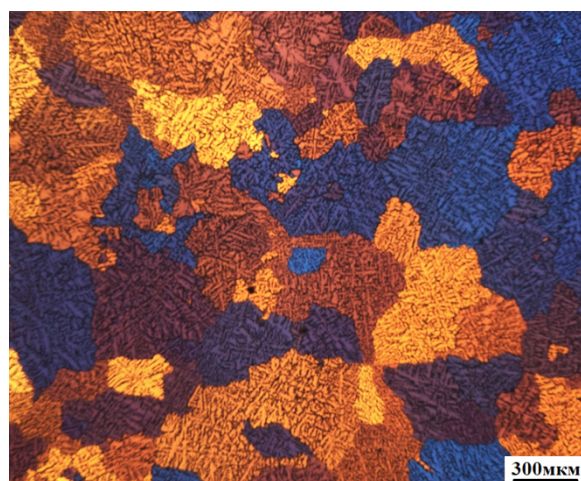
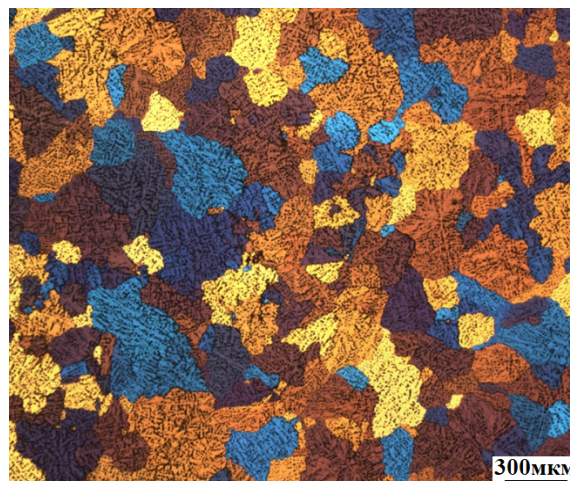
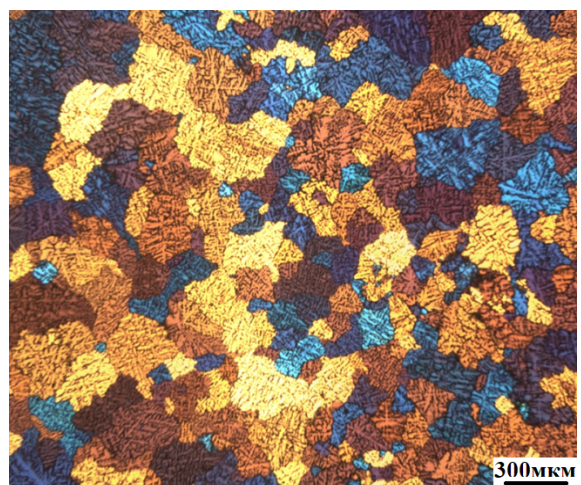
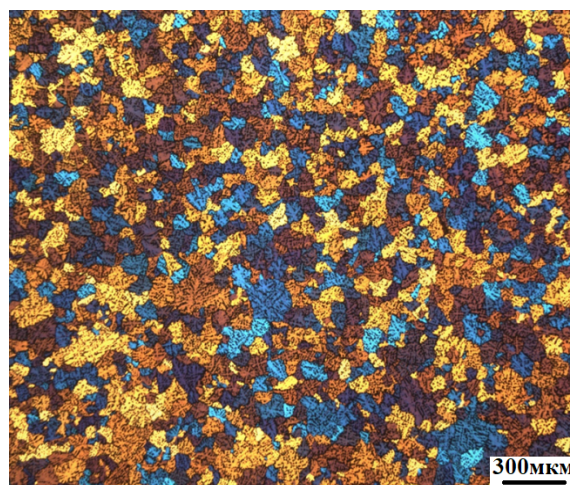
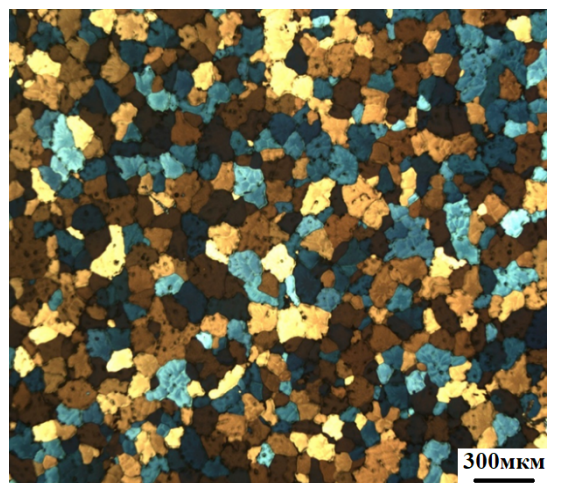
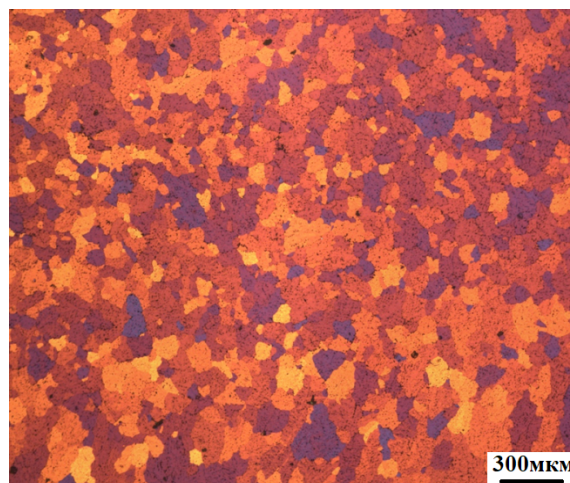
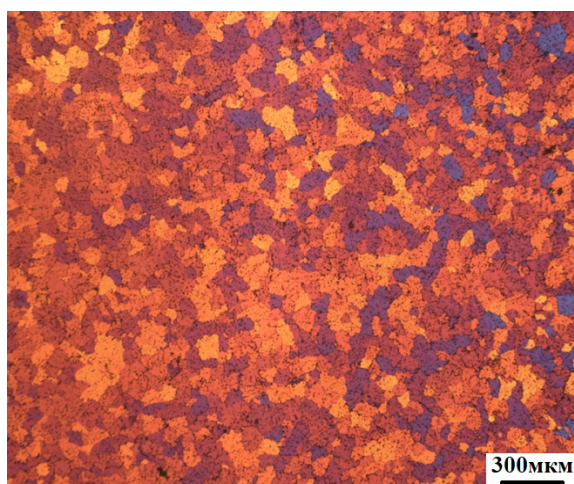

a

б

в

г

д

е

Рис. 2. Микроструктура исследуемых образцов из сплавов:

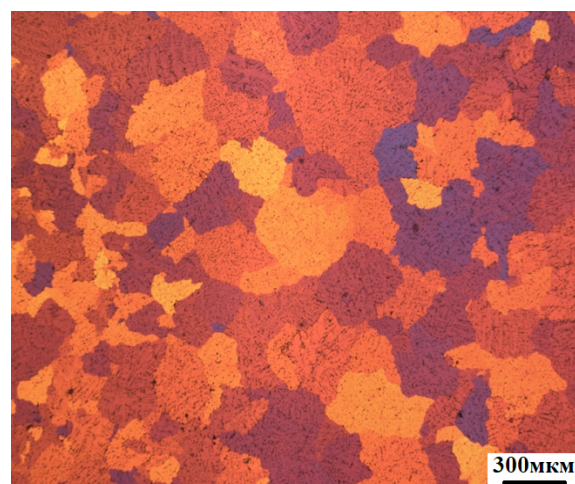
a – 1590; *б* – 1590Er0.03Hf0.05; *в* – 1590Er0.03Hf0.1; *г* – 1590Er0.03Hf0.16; *д* – 1590Er0.1Hf0.05;
е – 1590Er0.1Hf0.1; *ж* – 1590Er0.1Hf0.16; *з* – 1590Er0.16Hf0.05; *и* – 1590Er0.16Hf0.1; *к* – 1590Er0.16Hf0.16
 (см. также с. 105)

Fig. 2. Microstructure of the studied alloy specimens:

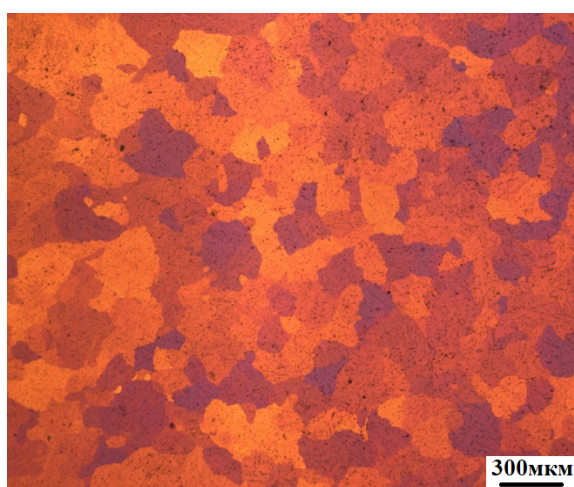
a – 1590; *б* – 1590 Er0.03-Hf0.05; *в* – 1590 Er0.03-Hf0.1; *г* – 1590 Er0.03-Hf0.16; *д* – 1590 Er0.1-Hf0.05;
е – 1590 Er0.1-Hf0.1; *ж* – 1590 Er0.1-Hf0.16; *з* – 1590 Er0.16-Hf0.05; *и* – 1590 Er0.16-Hf0.1;
к – 1590 Er0.16-Hf0.16 (see also p. 105)



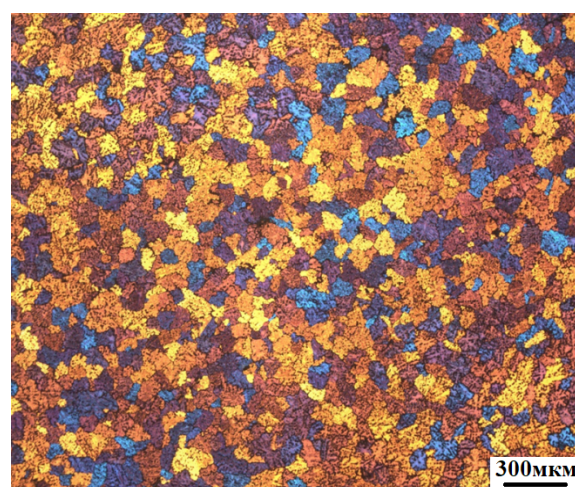
жс



з



и



к

Рис. 2. Окончание

Fig. 2. The End

зерна снижается до 181 мкм; количество зерен, имеющих размеры 600–800 мкм, уменьшается, а имеющих размер 100–200 мкм – возрастает (рис. 2, б). При введении 0,03 % Er и 0,1 % Hf средний размер зерна продолжает уменьшаться и достигает 175 мкм. Большинство зерен имеют размеры 300–400 мкм или 100 мкм. В то же время появляются первые равноосные зерна размером 50 мкм (рис. 2, в). При содержании 0,03 % Er и 0,16 % Hf средний размер зерна уменьшается до 86 мкм и практически все зерна становятся равноосными (рис. 2, г). При содержании 0,1 % Er и 0,05 % Hf средний размер зерна составляет 113 мкм, при этом имеются два типа: достаточно крупные размером 300–400 мкм и более мелкие 100–200 мкм, а структура в целом остается дендритной (рис. 2, д). В сплаве с содержанием 0,1 % Er и 0,1 % Hf средний размер зерна со-

ставляет 105 мкм и в целом картина не сильно отличается от предыдущего случая (рис. 2, е). При добавке 0,1 % Er и 0,16 % Hf происходит резкое измельчение зерна до 69 мкм, а большинство наблюдаемых зерен становятся равноосными (хотя и остаются отдельные дендриты) (рис. 2, жс). При содержании 0,16 % Er и 0,05 % Hf средний размер зерна составляет 172 мкм (рис. 2, з). В целом особенность зеренной структуры в данном случае соответствует той, которая наблюдается в сплаве 1590Er_{0,03}Hf_{0,05}. При содержании 0,16 % Er и 0,1 % Hf размер зерна составляет 168 мкм (рис. 2, и), зеренная структура в этом случае похожа на наблюдаемую в сплавах 1590Er_{0,03}Hf_{0,05} и 1590Er_{0,16}Hf_{0,05}. В сплаве 1590Er_{0,16}Hf_{0,16} заметно уменьшение среднего размера зерен до 64 мкм и структура приобретает равноосную форму, как показано на рис. 2, к.

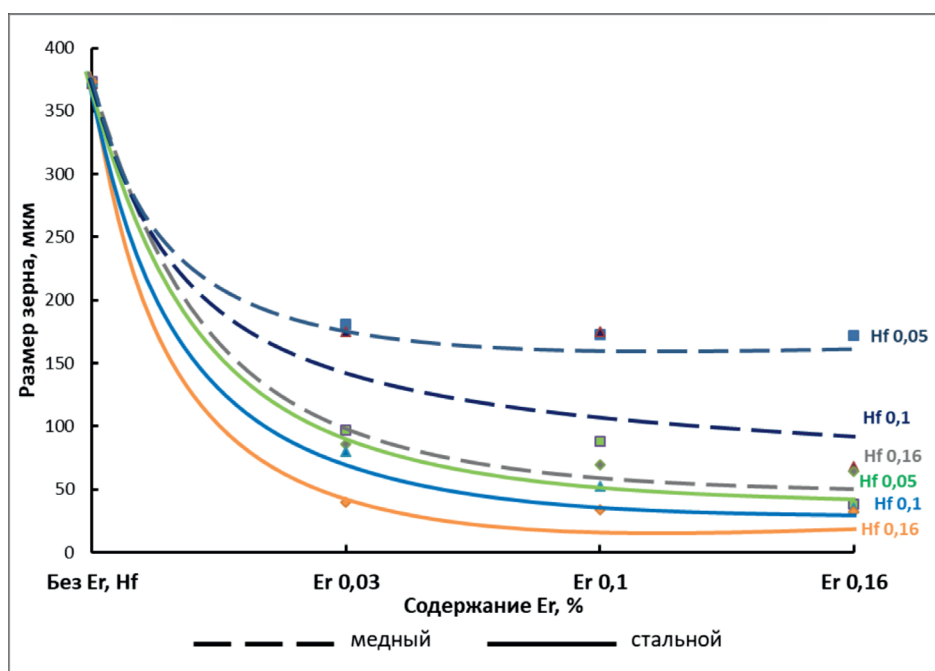


Рис. 3. Зависимость размера зерна от количества легирующих компонентов на образцах, отлитых в стальной и медный кокиль

Fig. 3. Dependence of grain size on the amount of alloying components (on specimens cast into a steel and copper chill molds)

Анализ описанных результатов позволяет заключить, что основным модификатором в первую очередь является гафний. Например, при содержаниях Hf 0,05, 0,1 и 0,16 % рост содержания Er с 0,03 до 0,16 % уменьшает размер зерна всего на 191, 76 и 36 мкм соответственно. В то же время рост содержания гафния с 0,05 до 0,16 % позволяет в среднем уменьшить размер зерна с 181 на 64 мкм. Однако, самое главное, гафний позволяет изменить тип зеренной структуры на равноосную. Это объясняется действием интерметаллидов Al_3Sc , содержащих в себе также цирконий и гафний и способных к модификации литой структуры (см. рис. 1, з). Их способность к измельчению зерна объясняется следующим: во-первых, в отличие от остальных найденных интерметаллидов они формируются в жидкой фазе до кристаллизации алюминиевого твердого раствора, а во-вторых, имеют параметры кристаллографической решетки, близкие к параметрам алюминиевой матрицы [9]. Это в итоге дает им возможность выступать зародышами новых зерен, состоящих из алюминиевого твердого раствора.

Отметим, однако, что данные интерметаллиды были обнаружены только в сплаве

1590Er0,16Hf0,16. Это связано с тем, что эти интерметаллиды достаточно мелкие, около 1 мкм, поэтому поиск и идентификация их с помощью СЕМ составляет определенную трудность. Об их наличии можно судить по косвенному признаку, а именно по тому, что дендритная структура переходит в равноосную. Отметим также, что уменьшение зерна без изменения типа структуры с дендритной на равноосную происходит по мере увеличения концентрации гафния с 0,05 до 0,1 % и эрбия с 0,03 до 0,16 %. Это может быть объяснено тем, что увеличение концентрации переходных элементов, в особенности гафния, может также способствовать измельчению зерна благодаря повышению переохлаждения между жидкостью и зародышами твердой фазы [24].

Из рис. 3 видно, что при отливке образцов в стальной кокиль размер зерна меньше в два раза, чем при отливке в медный. Объясняется это тем, что с увеличением скорости кристаллизации переходные металлы не успевают выделиться в виде первичных интерметаллидов и остаются в пересыщенном твердом растворе, что подтверждается в [31]. В указанной работе показано, что с увеличением скорости кристаллизации алюминиевого сплава с добавками циркония первич-

ные интерметаллиды типа Al_3Zr не образуются. Сам цирконий при этом остается в пересыщенном твердом растворе. Такой же эффект выявлен в нашем случае в сплавах с содержанием гафния и эрбия, за исключением $1590\text{Er}_{0,16}\text{Hf}_{0,16}$, в котором были обнаружены первичные интерметаллиды [21], близкие $\text{Al}_3(\text{ZrScHf})$.

Чтобы объяснить явление, при котором большинство переходных элементов переходит в пересыщенный твердый раствор при высоких скоростях литья, возьмем диаграмму состояния «алюминий – скандий» (рис. 4) в качестве наглядного примера. В области, богатой алюминием, существует эвтектическое взаимодействие, представленное точкой E на диаграмме, которое включает равновесие $\text{Ж} \leftrightarrow ((\text{Al}) + \text{Al}_3\text{Sc})$ при температуре 655°C и содержании скандия 0,55 % по массе.

По мере того как скорость охлаждения сплавов на основе алюминия увеличивается до $10^\circ\text{C}/\text{с}$, становится очевидным заметный сдвиг температуры эвтектического взаимодействия по сравнению с равновесными условиями, приводящий к температуре 651°C . Кроме того, содер-

жание Sc, при котором становится возможным образование первичных интерметаллических соединений, обозначенное точкой E' на диаграмме, увеличивается до 0,8 масс.% [33].

Таким образом, с увеличением скорости кристаллизации в сплавах, где наблюдается дендритная структура, возрастает концентрация скандия, циркония, гафния и эрбия, необходимая для формирования первичных интерметаллидов, поэтому содержания перечисленных переходных элементов для появления подобных частиц становится недостаточно.

Выводы

1. Рост содержания эрбия и особенно гафния способствует измельчению зерна. Однако замена дендритной структуры на равноосную происходит, только если содержание гафния достигает значения 0,16 %. Это связано с тем, что вначале измельчение происходит за счет переохлаждения между зародышами твердой и жидкой фазы. Когда содержание гафния достигает 0,16 %, в жидкости начинают появляться первичные интерметаллиды, что и усиливает эффект измельчения, приводя к модификации литой структуры.

2. Во всех сплавах обнаружены интерметаллиды эвтектического происхождения, близкие к $\text{Al}_8(\text{FeMn})$, $\text{Al}_{12}(\text{FeMn})$ и MgSi_2 , которые не оказывают влияния на модификацию литой структуры. Первичные интерметаллиды типа Al_3Sc обнаружены только в сплаве $1590\text{Er}_{0,16}\text{Hf}_{0,16}$; об их присутствии в других сплавах, содержащих 0,16 % гафния, можно судить по косвенным признакам, а именно по измельчению литой структуры. Отсутствие следов этих интерметаллидов можно объяснить прежде всего тем, что в данных сплавах они имеют относительно небольшой размер, что затрудняет их обнаружение и идентификацию методами сканирующей микроскопии.

3. Повышение скорости кристаллизации в сплаве 1590 увеличивает размер зерна при любом содержании эрбия и гафния. Это связано прежде всего с тем, что увеличение скорости литья повышает концентрацию переходных элементов, необходимую для образования в жидкости первичных интерметаллидов, играющих роль модификатора зерна.

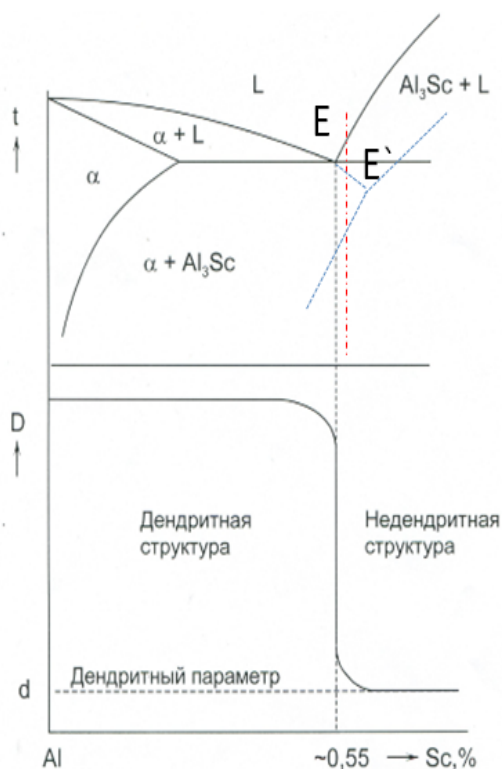


Рис. 4. Диаграмма состояния «алюминий – скандий» [32]

Fig. 4. Aluminum-scandium phase diagram [32]

Список литературы

1. Алаттар А.Л.А., Бажин В.Ю. Композиционные материалы Al-Cu-B4C для получения высокопрочных заготовок // *Металлург.* – 2020. – № 6. – С. 65–70.
2. Grain refinement of casting aluminum alloys of the Al-Mg-Si system by processing the liquid phase using nanosecond electromagnetic pulses / V.B. Deev, E.H. Ri, E.S. Prusov, M.A. Ermakov, A.V. Goncharov // *Russian Journal of Non-Ferrous Metals.* – 2021. – Vol. 62 (5). – P. 522–530. – DOI: 10.3103/S1067821221050023.
3. Novel high-strength casting Al-Zn-Mg-Ca-Fe aluminum alloy without heat treatment / P.K. Shurkin, N.A. Belov, A.F. Musin, A.A. Aksenov // *Russian Journal of Non-Ferrous Metals.* – 2020. – Vol. 61 (2). – P. 179–187. – DOI: 10.3103/S1067821220020121.
4. Musfirah A.H., Jaharah A.G. Magnesium and aluminum alloys in automotive industry // *Journal of Applied Sciences Research.* – 2012. – Vol. 8 (9). – P. 4865–4875.
5. Benedyk J.C. Aluminum alloys for lightweight automotive structures // *Materials, design and manufacturing for lightweight vehicles.* – Woodhead Publishing, 2010. – Ch. 3. – P. 79–113. – DOI: 10.1533/9781845697822.1.79.
6. Петров А.П., Головкин П.А. Режимы горячей деформации и технологическая пластичность сплавов систем Al-Mg и Al-Mg-Sc // *Перспективные технологии легких и специальных сплавов.* – М.: Физматлит, 2006. – С. 213–221. – ISBN 5-9221-0716-X.
7. Rana R.S., Purohit R., Das S. Reviews on the influences of alloying elements on the microstructure and mechanical properties of aluminum alloys and aluminum alloy composites // *International Journal of Scientific and Research Publications.* – 2012. – Vol. 2 (6). – P. 1–7.
8. Sanders R.E., Baumann S.F., Stumpf H.C. Wrought non-heat treatable aluminum alloys // *Treatise in Materials Science & Technology.* – Academic Press, 1989. – Vol. 31. – P. 65–105. – DOI: 10.1016/B978-0-12-341831-9.50008-5.
9. 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.
10. Zakharov V.V. Effect of scandium on the structure and properties of aluminum alloys // *Metal Science and Heat Treatment.* – 2003. – Vol. 45 (7–8). – P. 246–253. – DOI: 10.1023/A:1027368032062.
11. 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.
12. Effect of minor Sc and Zr on the microstructure and mechanical properties of Al-Mg based alloys / Z. Yin, Q. Pan, Y. Zhang, F. Jiang // *Materials Science and Engineering: A.* – 2000. – Vol. 280 (1). – P. 151–155. – DOI: 10.1016/S0921-5093(99)00682-6.
13. Сплав 1570C – 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.
14. Автократова Е.В. Перспективный Al-Mg-Sc сплав для самолетостроения // *Вестник Уфимского государственного авиационного технического университета.* – 2007. – Т. 9, № 1. – С. 182–183.
15. Влияние режимов термической обработки на механические свойства алюминиевых сплавов 1570, 1580 и 1590 / Е.В. Арышенский, В.Ю. Арышенский, А.М. Дриц, Ф.В. Гречников, А.А. Рагазин // *Вестник Самарского университета. Аэрокосмическая техника, технологии и машиностроение.* – 2022. – Т. 21, № 4. – С. 76–87. – DOI: 10.18287/2541-7533-2022-21-4-76-87.
16. Исследование распада пересыщенного твердого раствора в новых высокомагние-вых сплавах, экономнолегированных малыми скандиевыми добавками / А.А. Рагазин, Е.В. Арышенский, В.Ю. Арышенский, А.М. Дриц, С.В. Коновалов // *Фундаментальные проблемы современного материаловедения.* – 2022. – Т. 19, № 4. – С. 491–500. – DOI: 10.25712/ASTU.1811-1416.2022.04.008.
17. Патент № 2726520 С1 Российская Федерация. Свариваемый термически не упрочняемый сплав на основе системы Al-Mg: опубл. 14.07.2020, Бюл. № 20 / Дриц А.М., Арышенский В.Ю., Арышенский Е.В., Захаров В.В.
18. Телешов В.В. Фундаментальная закономерность изменения структуры при кристаллизации алюминиевых сплавов с разной скоростью охлаждения // *Технология легких сплавов.* – 2015. – № 2. – С. 13–18.
19. 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.
20. Hallem H., Forbord B., Marthinsen K. Investigation of Al-Fe-Si alloys with additions of Hf, Sc and Zr // *Materials Forum.* – 2004. – Vol. 28. – P. 825–831.
21. Исследование влияния гафния и эрбия на микроструктуру литейной заготовки в высокомагние-вом алюминиевом сплаве экономнолегированном скандием / В.Ю. Арышенский, Е.В. Арышенский, А.А. Рагазин, И.Д. Бахтегареев, С.В. Коновалов // *Металлургия: технологии, инновации, качество*



«Металлургия-2022»: труды XXIII Международной научно-практической конференции. – Новокузнецк: СибГИУ, 2022. – Ч. 1. – С. 156–161.

22. Yao W.J., Wang N., Wei B. Containerless rapid solidification of highly undercooled Co-Si eutectic alloys // *Materials Science and Engineering: A*. – 2003. – Vol. 344 (1–2). – P. 10–19. – DOI: 10.1016/S0921-5093(01)01895-0.

23. Influence of rapid solidification on the microstructure of AZ91HP alloy / J. Cai, G.C. Ma, Z. Liu, H.F. Zhang, Z.Q. Hu // *Journal of Alloys and Compounds*. – 2006. – Vol. 422 (1–2). – P. 92–96. – DOI: 10.1016/j.jallcom.2005.11.054.

24. The grain refinement mechanism of cast aluminium by zirconium / F. Wang, D. Qiu, Z. Liu, J.A. Taylor, M.A. Easton, M. Zhang // *Acta Materialia*. – 2013. – Vol. 61 (15). – P. 5636–5645. – DOI: 10.1016/j.actamat.2013.05.044.

25. Grain refinement mechanism of as-cast aluminium by hafnium / H. Li, D. Li, Z. Zhu, B. Chen, X. Chen, Ch. Yang, H. Zhang, W. Kang // *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*. – 2016. – Vol. 26 (12). – P. 3059–3069. – DOI: 10.1016/S1003-6326(16)64438-2.

26. Захаров В.В. Особенности кристаллизации алюминиевых сплавов, легированных скандием // *Металловедение и термическая обработка металлов*. – 2011. – № 9. – С. 12–18.

27. Warmuzek M., Ratuszek W., Sęk-Sas G. Chemical inhomogeneity of intermetallic phases precipitates

formed during solidification of Al-Si alloys // *Materials Characterization*. – 2005. – Vol. 54 (1). – P. 31–40. – DOI: 10.1016/j.matchar.2004.10.001.

28. Engler O., Kuhnke K., Hasenclever J. Development of intermetallic particles during solidification and homogenization of two AA 5xxx series Al-Mg alloys with different Mg contents // *Journal of Alloys and Compounds*. – 2017. – Vol. 728. – P. 669–681. – DOI: 10.1016/j.jallcom.2017.09.060.

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

30. 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.

31. Белоцерковец В.В. Закономерности получения недендритной структуры в алюминиевых сплавах с цирконием // *Технология легких сплавов*. – 2013. – № 4. – С. 160–168.

32. Косов Я.И. Перспективные композиции алюминиевых сплавов и лигатур // *Международный научно-исследовательский журнал*. – 2016. – № 11-4 (53). – С. 73–77. – DOI: 10.18454/IRJ.2016.53.150.

33. Диаграммы состояния двойных металлических систем. В 3 т. Т. 1 / под общ. ред. Н.П. Лякишева. – М.: Машиностроение, 1996. – 992 с. – ISBN 5-217-02688-X.

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 the effect of hafnium and erbium content on the formation of microstructure in aluminium alloy 1590 cast into a copper chill mold

Aleksandr Ragazin^{1, a, *}, Vladimir Aryshenskii^{1, b}, Sergey Kononov^{1, 2, c}, Evgenii Aryshenskii^{1, 2, c},
Inzil Bakhtegareev^{1, 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/0000-0002-6762-7436>, aleksander.ragazin@samara-metallurg.ru; ^b <https://orcid.org/0000-0001-6869-4764>, arysh54@mail.ru;

^c <https://orcid.org/0000-0003-4809-8660>, konovalov@sibsiu.ru; ^d <https://orcid.org/0000-0003-3875-7749>, arishenskiy_ev@sibsiu.ru;

^e <https://orcid.org/0009-0004-3081-9049>, bakhtegareev.id@ssau.ru

ARTICLE INFO

Article history:

Received: 12 September 2023

Revised: 23 September 2023

Accepted: 16 November 2023

Available online: 15 March 2024

Keywords:

Aluminum

Lean doping with scandium

Hafnium, Erbium

Microstructure

Intermetallic compounds

Funding

The study was supported by a grant of the Russian Science Foundation, project No. 22-19-00810, <https://rscf.ru/project/22-19-00810/>

ABSTRACT

Introduction. High-magnesium aluminum alloys are widely used in the automotive, building and aerospace industries due to its low specific gravity and high strength. The characteristics of such alloys can be improved by small additions of scandium and zirconium. However, scandium is very expensive, so in new generation alloys its amount is tended to be reduced. In the recently developed 1590 aluminum alloy, this was achieved by addition of erbium and hafnium. **The objective of the paper** is to study the effect of erbium and hafnium concentrations on the modification of the cast structure in 1590 aluminum alloy at high solidification rates. **Research Methods.** The paper investigates the microstructure, chemical composition and size of intermetallic compounds in specimens from ten alloy 1590 modifications with different hafnium and erbium contents cast into a copper chill mold with a solidification rate of 10 °C/sec. The grain structure was studied using an optical microscope. The chemical composition and size of the intermetallic phases were studied using a *Tescan Vega 3* scanning electron microscope. **Results and discussion.** It is established that as the amount of hafnium and erbium increases, the cast structure is modified. In general, grain refinement with the addition of hafnium and erbium can be explained by a higher degree of supercooling between the solid and liquid phases. At a hafnium content of 0.16 %, the dendritic structure begins to transform into an equiaxed grain structure. This transformation can be explained by the appearance of primary intermetallic compounds of the Al_3Sc type in the liquid phase. Such intermetallic compounds are identified at a concentration of erbium and hafnium equal to 0.16 %. Moreover, in all alloys eutectic intermetallic compounds are identified that contained manganese and iron and had no effect on the cast structure. Comparison with previously obtained results on the grain size of specimens cast into a steel mold shows that with higher solidification rate, the structure modification in 1590 alloy is getting less efficient. This is explained by an increase in the concentration of transition elements in the solid solution, primarily scandium, necessary for the formation of primary intermetallic particles.

For citation: Ragazin A.A., Aryshenskii V.Y., Kononov S.V., Aryshenskii E.V., Bakhtegareev I.D. Study of the effect of hafnium and erbium content on the formation of microstructure in aluminium alloy 1590 cast into a copper chill mold. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty)* = *Metal Working and Material Science*, 2024, vol. 26, no. 1, pp. 99–112. DOI: 10.17212/1994-6309-2024-26.1-99-112. (In Russian).

References

1. Alattar A.L.A., Bazhin V.Yu. Kompozitsionnye materialy Al-Cu-B4C dlya polucheniya vysokoprochnykh zagotovok [Al-Cu-B4C composite materials for production of high-strength workpieces]. *Metallurg* = *Metallurgist*, 2020, no. 6, pp. 65–70. (In Russian).

* Corresponding author

Ragazin Alexander A., Post-graduate Student

Samara National Research University

named after S.P. Korolev,

34 Moskovskoe Shosse,

443086, Samara, Russian Federation

Tel.: +7 917 125-64-91, e-mail: aleksander.ragazin@samara-metallurg.ru



2. Deev V.B., Ri E.H., Prusov E.S., Ermakov M.A., Goncharov A.V. Grain refinement of casting aluminum alloys of the Al–Mg–Si system by processing the liquid phase using nanosecond electromagnetic pulses. *Russian Journal of Non-Ferrous Metals*, 2021, vol. 62 (5), pp. 522–530. DOI: 10.3103/S1067821221050023.
3. Shurkin P.K., Belov N.A., Musin A.F., Aksenov A.A. Novel high-strength casting Al–Zn–Mg–Ca–Fe aluminum alloy without heat treatment. *Russian Journal of Non-Ferrous Metals*, 2020, vol. 61 (2), pp. 179–187. DOI: 10.3103/S1067821220020121.
4. Musfirah A.H., Jaharah A.G. Magnesium and aluminum alloys in automotive industry. *Journal of Applied Sciences Research*, 2012, vol. 8 (9), pp. 4865–4875.
5. Benedyk J.C. Aluminum alloys for lightweight automotive structures. *Materials, design and manufacturing for lightweight vehicles*. Woodhead Publishing, 2010, ch. 3, pp. 79–113. DOI: 10.1533/9781845697822.1.79.
6. Petrov A.P., Golovkin P.A. Rezhimy goryachei deformatsii i tekhnologicheskaya plastichnost' splavov sistem Al–Mg i Al–Mg–Sc [Modes of hot deformation and technological plasticity of alloys of Al–Mg and Al–Mg–Sc systems]. *Perspektivnye tekhnologii legkikh i spetsial'nykh splavov* [Promising technologies of light and special alloys]. Moscow, Fizmatlit Publ., 2006, pp. 213–221. ISBN 5-9221-0716-X.
7. Rana R.S., Purohit R., Das S. Reviews on the influences of alloying elements on the microstructure and mechanical properties of aluminum alloys and aluminum alloy composites. *International Journal of Scientific and Research Publications*, 2012, vol. 2 (6), pp. 1–7.
8. Sanders R.E., Baumann S.F., Stumpf H.C. Wrought non-heat treatable aluminum alloys. *Treatise in Materials Science & Technology*. Academic Press, 1989, vol. 31, pp. 65–105. DOI: 10.1016/B978-0-12-341831-9.50008-5.
9. 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.
10. Zakharov V.V. Effect of scandium on the structure and properties of aluminum alloys. *Metal Science and Heat Treatment*, 2003, vol. 45 (7–8), pp. 246–253. DOI: 10.1023/A:1027368032062.
11. 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.
12. Yin Z., Pan Q., Zhang Y., Jiang F. Effect of minor Sc and Zr on the microstructure and mechanical properties of Al–Mg based alloys. *Materials Science and Engineering: A*, 2000, vol. 280 (1), pp. 151–155. DOI: 10.1016/S0921-5093(99)00682-6.
13. Bronz A.V., Efremov V.I., Plotnikov A.D., Chernyavsky A.G. Splav 1570S – material dlya germetichnykh konstruktii perspektivnykh mnogorazovykh izdelii RKK «Energiya» [Alloy 1570C – 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.
14. 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.
15. Aryshensky E.V., Aryshensky V.Yu., Drits A.M., Grechnikov F.V., Ragazin A.A. Vliyanie rezhimov termicheskoi obrabotki na mekhanicheskie svoistva alyuminievykh splavov 1570, 1580 i 1590 [Thermal treatment effect on the mechanical properties of 1570, 1580 and 1590 aluminum alloys]. *Vestnik Samarskogo universiteta. Aerokosmicheskaya tekhnika, tekhnologii i mashinostroenie = Vestnik of Samara University. Aerospace and Mechanical Engineering*, 2022, vol. 21 (4), pp. 76–87. DOI: 10.18287/2541-7533-2022-21-4-76-87.
16. Ragazin A.A., Aryshenskii E.V., Aryshenskii V.Yu., Drits A.M., Konovalov S.V. Issledovanie raspada peresyshchennogo tverdogo rastvora v novykh vysokomagnievykh splavakh, ekonomnolegirovannykh malymi skandievymi dobavkami [Studies of supersaturated solid solution decomposition in new magnesium rich aluminum alloys with minor scandium additions]. *Fundamental'nye problemy sovremennogo materialovedeniya = Basic Problems of Material Science*, 2022, vol. 19 (4), pp. 491–500. DOI: 10.25712/ASTU.1811-1416.2022.04.008.
17. Drits A.M., Aryshenskii V.Yu., Aryshenskii E.V., Zaharov V.V. Svarivaemyi termicheski ne uprochnyaemyi splav na osnove sistemy Al–Mg [Welded thermally non-hardened alloy based on Al–Mg system]. Patent RF, no. 2726520 C1, 2020.
18. Teleshov V.V. Fundamental'naya zakonomernost' izmeneniya struktury pri kristallizatsii alyuminievykh splavov s raznoi skorost'yu okhlazhdeniya [Fundamental relationship of aluminum alloy structure modification during solidification with different cooling rates]. *Tekhnologiya legkikh splavov = Technology of Light Alloys*, 2015, no. 2, pp. 13–18.
19. 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.

20. Hallem H., Forbord B., Marthinsen K. Investigation of Al-Fe-Si alloys with additions of Hf, Sc and Zr. *Materials Forum*, 2004, vol. 28, pp. 825–831.
21. Aryshensky V.Yu., Aryshensky E.V., Ragazin A.A., Bakhtegareev I.D., Konovalov S.V. [Investigation of the influence of hafnium and erbium on the microstructure of a casting billet in a high-magnesium aluminum alloy with economically alloyed scandium]. *Metallurgiya: tekhnologii, innovatsii, kachestvo «Metallurgiya-2022»* [Metallurgy: technologies, innovations, quality]. Proceedings of the XXIII International scientific and practical conference. Novokuznetsk, Siberian State Industrial University Publ., 2022, pt. 1, pp. 156–161. (In Russian).
22. Yao W.J., Wang N., Wei B. Containerless rapid solidification of highly undercooled Co-Si eutectic alloys. *Materials Science and Engineering: A*, 2003, vol. 344 (1–2), pp. 10–19. DOI: 10.1016/S0921-5093(01)01895-0.
23. Cai J., Ma G.C., Liu Z., Zhang H.F., Hu Z.Q. Influence of rapid solidification on the microstructure of AZ91HP alloy. *Journal of Alloys and Compounds*, 2006, vol. 422 (1–2), pp. 92–96. DOI: 10.1016/j.jallcom.2005.11.054.
24. Wang F., Qiu D., Liu Z., Taylor J.A., Easton M.A., Zhang M. The grain refinement mechanism of cast aluminium by zirconium. *Acta Materialia*, 2013, vol. 61 (15), pp. 5636–5645. DOI: 10.1016/j.actamat.2013.05.044.
25. Li H., Li D., Zhu Z., Chen B., Chen X., Yang Ch., Zhang H., Kang W. Grain refinement mechanism of as-cast aluminum by hafnium. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2016, vol. 26 (12), pp. 3059–3069. DOI: 10.1016/S1003-6326(16)64438-2.
26. Zakharov V.V. Osobennosti kristallizatsii alyuminiyevykh splavov, legirovannykh skandiem [Special features of crystallization of scandium-alloyed aluminum alloys]. *Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov = Metal Science and Heat Treatment*, 2011, no. 9, pp. 12–18. (In Russian).
27. Warmuzek M., Ratuszek W., Sęk-Sas G. Chemical inhomogeneity of intermetallic phases precipitates formed during solidification of Al-Si alloys. *Materials Characterization*, 2005, vol. 54 (1), pp. 31–40. DOI: 10.1016/j.matchar.2004.10.001.
28. Engler O., Kuhnke K., Hasenclever J. Development of intermetallic particles during solidification and homogenization of two AA 5xxx series Al-Mg alloys with different Mg contents. *Journal of Alloys and Compounds*, 2017, vol. 728, pp. 669–681. DOI: 10.1016/j.jallcom.2017.09.060.
29. Røyset J., Ryum N. Scandium in aluminium alloys. *International Materials Reviews*, 2005, vol. 50 (1), pp. 19–44. DOI: 10.1179/174328005X14311.
30. Rokhlin L.L., Bocharov 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.
31. Belotserkovets V.V. Zakonomernosti polucheniya nedendritnoi struktury v alyuminiyevykh splavakh s tsirkoniem [Mechanisms of a nondendritic structure development in zirconium-bearing aluminium alloys]. *Tekhnologiya legkikh splavov = Technology of Light Alloys*, 2013, no. 4, pp. 160–168.
32. Kosov Ya.I. Perspektivnye kompozitsii alyuminiyevykh splavov i ligatur [Advanced composition of aluminum alloys and master alloys]. *Mezhdunarodnyi nauchno-issledovatel'skii zhurnal = International Research Journal*, 2016, no. 11-4 (53), pp. 73–77. (In Russian).
33. Lyakishev N.P., ed. *Diagrammy sostoyaniya dvoynykh metallicheskh sistem*. V 3 t. T. 1 [Handbook of binary metallic systems. In 3 vols. Vol. 1]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 1996. 992 p. ISBN 5-217-02688-X.

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>).