

Исследование структуры и свойств

Физические методы исследования и контроля

УДК 669.715:548.53

ВЛИЯНИЕ ДОПОЛНИТЕЛЬНОГО ЛЕГИРОВАНИЯ СКАНДИЕМ И СКАНДИЕМ С ЦИРКОНИЕМ НА ПРОЧНОСТНЫЕ СВОЙСТВА СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Al-Mg₂Si¹

© Л. Л. Рохлин², Н. Р. Бочвар², Н. П. Леонова², А. В. Суханов²

Статья поступила 20 июня 2014 г.

Исследовано влияние Sc и Sc + Zr на структуру и свойства Al-Mg-Si сплавов, используя методы измерения твердости, удельного электросопротивления, механических свойств, световой и электронной микроскопии. Установлено значительное упрочнение сплавов Al-Mg₂Si, легированных переходными металлами (Sc или Sc + Zr), при естественном старении и практически его отсутствие при искусственном старении. Наблюдаемые эффекты объясняются с помощью электронной микроскопии и локального рентгеновского анализа.

Ключевые слова: алюминиевые сплавы; легирование; твердость; прочность; удельное электросопротивление; пересыщенный твердый раствор; упрочняющие фазы.

Алюминиевые сплавы, легированные магнием и кремнием, наиболее распространены среди алюминиевых деформируемых сплавов средней прочности. Их отличает хорошая технологичность при литье и обработке давлением, достаточная прочность, высокая коррозионная стойкость, удовлетворительная свариваемость [1, 2]. Сплавы находятся вблизи псевдобинарного сечения Al-Mg₂Si системы Al-Mg-Si. Упрочняющей фазой в них является соединение Mg₂Si. Установлено положительное влияние добавок скандия на механические свойства алюминиевых сплавов других систем [3 – 5]. При этом установлено, что в ряде случаев целесообразно вводить скандий в сплавы совместно с цирконием. В связи с этим целью работы явилось исследование влияния скандия и скандия совместно с цирконием на структуру и прочностные свойства Al-Mg₂Si сплавов.

Исследование проводили на сплавах, для приготовления которых использовали Al марки А99 (99,99 % масс.), Mg марки Мг96 (99,96 % масс.), Si монокристаллический, Sc (99,875 % масс.), Zr (99,875 % масс.).

Сплавы выплавляли в электрической печи сопротивления в графито-шамотовом тигле под стандартным флюсом ВИ2, % масс. [38 – 46 MgCl₂, 32 – 40 KCl, 3 – 5 CaF₂, 3 – 8 BaCl₂, 1,5 MgO, <8 (NaCl + CaCl₂)] и отливали в стальную коническую изложницу (диаметр верхней части 40 мм и донной 30 мм,

высота 120 мм) с графитовой насадкой, которую нагревали до 300 °С. После обточки слитков до диаметра 30 мм их гомогенизировали в течение 2 ч при 480 °С и затем ковали в прутки до диаметра 12 мм. Выплавленные сплавы (таблица) подвергали химическому анализу, который проводили методом атомно-эмиссионной спектроскопии с использованием индукционной плазмы.

Особенностью сплавов на основе системы Al-Mg₂Si является то, что наиболее высокие их прочностные свойства достигаются после закалки с температуры, обеспечивающей получение пересыщенного алюминиевого твердого раствора, и старения. Поэтому полученные прутки разрезали на заготовки для образцов длиной 30 мм и закачивали в холодной воде после нагрева при 525 °С (время выдержки 2 ч) с целью получения пересыщенного твердого раствора. После закалки сплавы подвергали сначала естественному старению, а потом — искусственному при 170 и 190 °С. В работе использованы методы измерения удельного электросопротивления, твердости, механических свойств и исследована микроструктура.

Твердость измеряли по методу Бринелля вдавливанием стального шарика диаметром 2,5 мм под нагрузкой 62,5 кг на приборе ИТ-5010-01М с электронной отсчетной системой; электросопротивление определяли, используя микроомметр БСЗ-010-2 с базисной ошибкой ≤0,1 – 0,2 %, на цилиндрических образцах диаметром 6 мм и длиной 24,73 мм. Шлифы для микроструктурных исследований готовили механической

¹ Работа выполнена при поддержке РФФИ, грант 12-03-00171а.

² ИМЕТ РАН, Москва, Россия; e-mail: rokhlin@imet.ac.ru

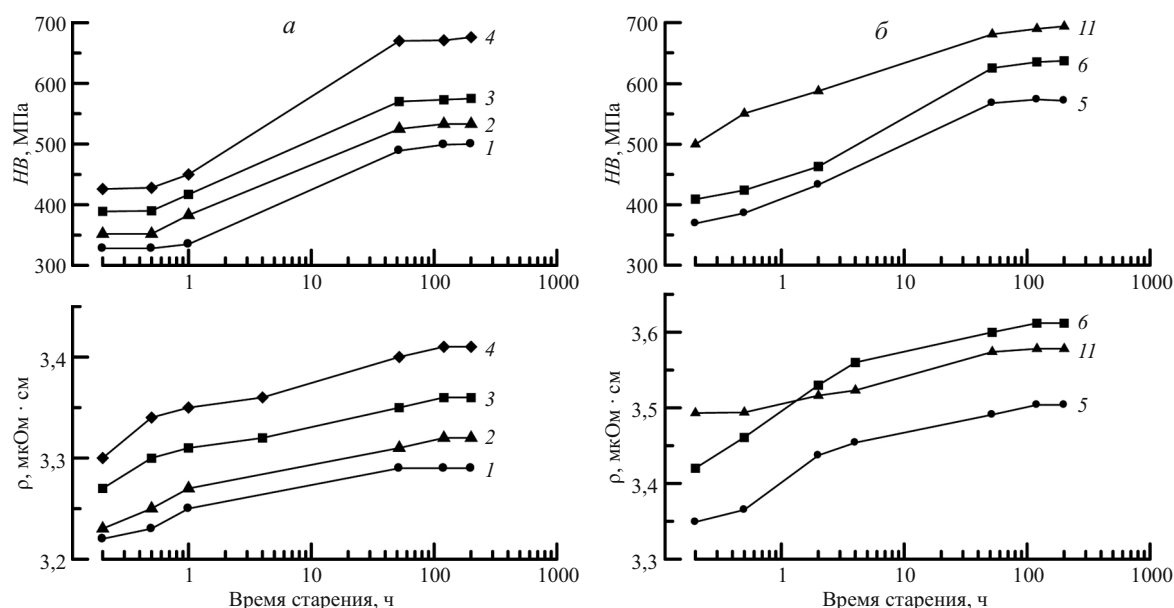


Рис. 1. Зависимости твердости и удельного электросопротивления от времени естественного старения сплавов (см. таблицу) 1 – 4 (а) и 5, 6, 11 (б)

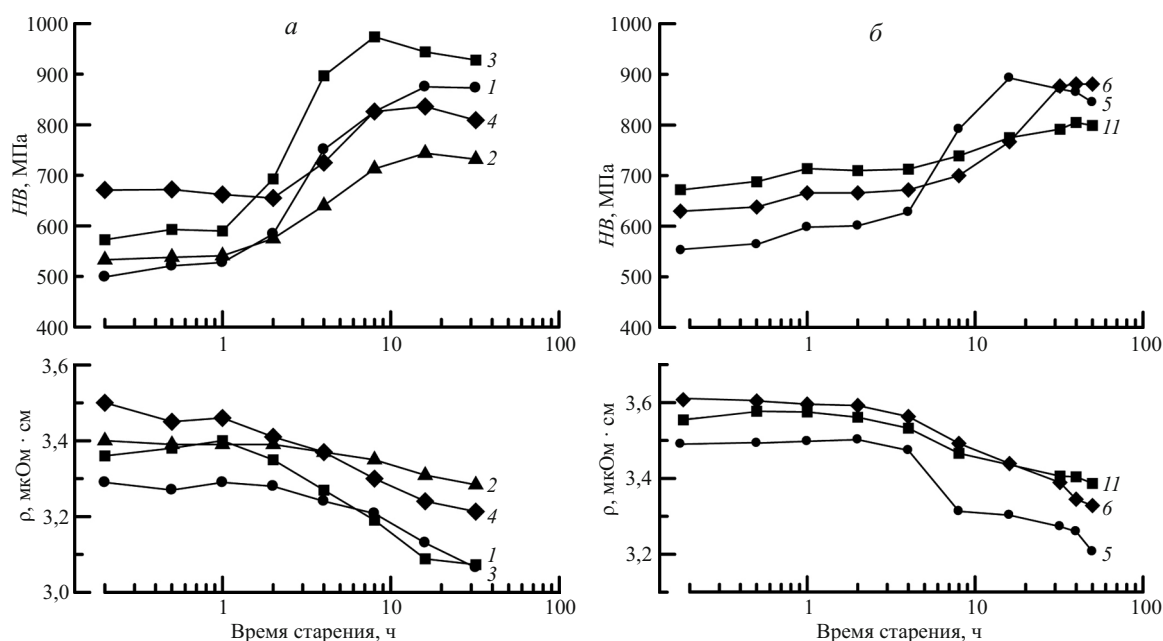


Рис. 2. Зависимости твердости и удельного электросопротивления от времени искусственного старения при 190 °С для сплавов 1 – 4 (а) и при 170 °С для сплавов 5, 6, 11 (б)

шлифовкой с помощью бумаги различной зернистости и полировали на сукне с использованием суспензии окиси хрома в воде; травили шлифы в реактиве Келлера (2,5 см³ азотной; 1,5 см³ соляной и 0,5 см³ плавиковой кислот; 95,5 см³ — вода). Микрорентгено-спектральный анализ проводили на растровом электронном микроскопе LEO 1420, оснащённом системой рентгеновского микроанализатора INCA-300. Электронно-микроскопические исследования выполняли на трансмиссионном электронном микроскопе JEM-2100 с ускоряющим напряжением 200 кВ на дисках толщиной 150 мкм с отверстием, полученным ионной бомбардировкой. Испытания на растяжение

проводили на машине INSTRON-3382 со скоростью растяжения ~1 мм/с.

Зависимости твердости и удельного электросопротивления от времени старения (рис. 1) для всех исследованных сплавов показывают изменение этих характеристик уже после первого часа старения. Повышение твердости и удельного электросопротивления продолжается вплоть до 50 ч старения, после чего темп изменения свойств замедляется и от 50 до 200 ч становится незначительным. Поэтому можно считать, что после 200 ч старения (8 сут) достигается стабильное упрочненное состояние. Абсолютные значения твердости сплавов с переходными металлами,

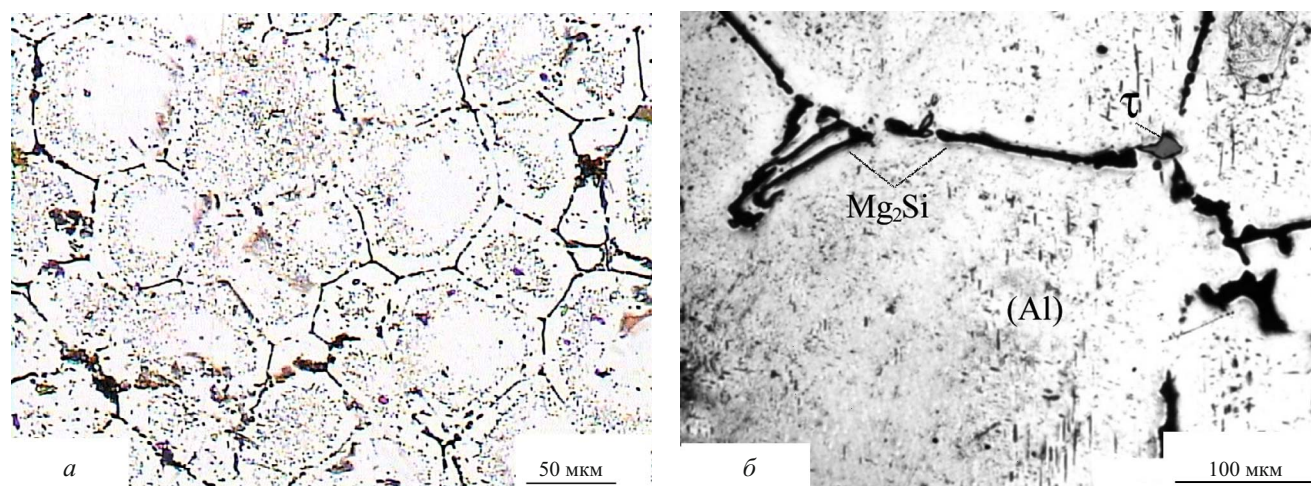


Рис. 3. Микроструктура сплава 6, отлитого со скоростью 100 (а) и 0,5 °С/мин (б)

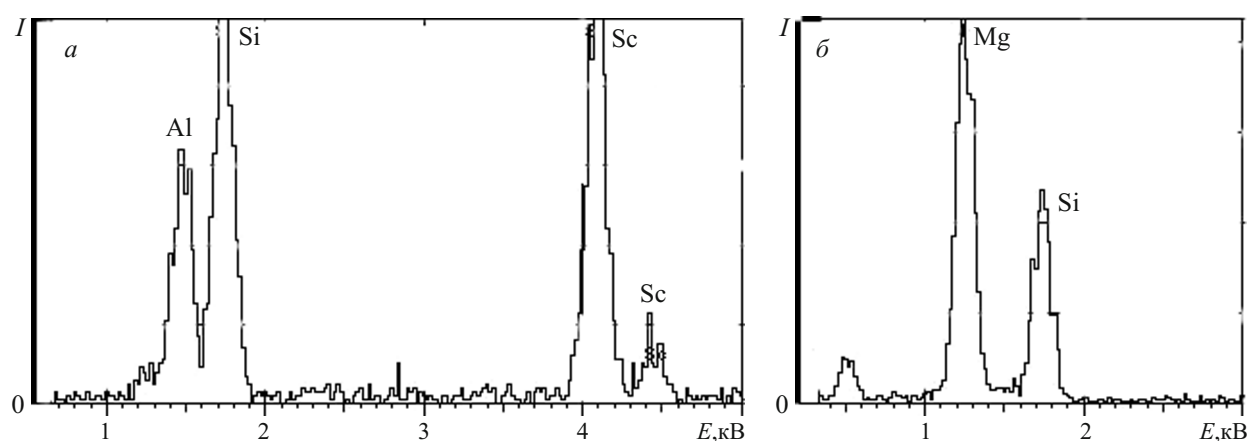


Рис. 4. Спектры ЭДА от включений фаз τ (а) и Mg_2Si (б)

как после закалки, так и после естественного старения, оказались выше, чем сплавов без переходных металлов — скандия и скандия с цирконием. При этом в сплавах с большим количеством Mg_2Si твердость была более высокой. Удельное электросопротивление сплавов с увеличением продолжительности старения последовательно повышается, свидетельствуя о развитии зонной стадии распада пересыщенного твердого раствора без образования дисперсных частиц, богатых легирующими элементами, с самостоятельной кристаллической решеткой.

При искусственном старении 170 и 190 °С (рис. 2) заметное увеличение твердости и снижение удельного электросопротивления начиналось после 4 ч старения для всех сплавов. Абсолютные значения максимальной твердости сплавов, легированных Sc и Sc + Zr, были ниже, чем твердость сплавов Al- Mg_2Si без переходных металлов. Более высокие значения твердости сплавов с переходными металлами, скандием и цирконием после естественного старения можно объяснить большой степенью пересыщения твердого раствора, что соответствует более высокому удельному электросопротивлению сплавов со скандием и цирконием. Более низкие значения твердости сплавов с переход-

ными металлами после искусственного старения, очевидно, связаны с изменением выделяющихся в процессе распада твердого раствора фаз, которые обуславливают упрочнение сплавов.

При изучении фазовых равновесий в сплавах Al- Mg_2Si , легированных Sc [6], установлено существование тройного соединения τ (Sc_2Si_2Al) системы Al-Sc-Si [7] наряду с фазами (Al) и Mg_2Si . На рис. 3 приведена микроструктура сплава 6 (см. таблицу), содержащего скандий, отлитого в изложницу со скоростью охлаждения 100 °С/мин (рис. 3, а) и медленно охлажденного при затвердевании со скоростью

Составы сплавов, % масс. (Al — основа)

Номер сплава	Содержание элементов				
	Mg	Si	Sc	Zr	$\approx Mg_2Si$
1	0,62	0,37	—	—	0,98
2	0,61	0,26	0,21	—	0,71
3	0,95	0,39	—	—	1,06
4	0,95	0,43	0,26	—	1,17
5	0,66	0,40	—	—	1,04
6	0,81	0,70	0,25	—	1,27
11	1,25	0,46	0,24	0,15	1,26

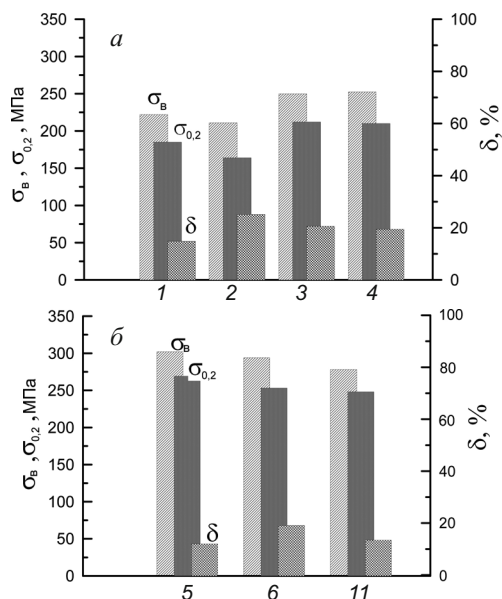


Рис. 5. Механические свойства сплавов 1 – 4, обработанных по режиму закалка 525 + 190 °С, 8 ч (а) и сплавов 5, 6, 11, обработанных по режиму закалка 525 + 170 °С, 16 ч (б)

0,5 °С/мин (рис. 3, б). Спектры от включений тройного соединения τ (серая фаза) и соединения Mg_2Si (черная фаза), подтверждающие их образование, показаны на рис. 4, а и б соответственно. Вероятно, в присутствии тройного соединения при распаде твердого раствора имеет место меньшее упрочнение, чем без него, но это упрочнение сохраняется более длительное время.

Механические свойства сплавов после старения по двум режимам, способствующим приблизительно максимальному упрочнению, представлены на рис. 5.

Видно, что добавки скандия и скандия совместно с цирконием незначительно сказываются на прочностных свойствах Al-Mg₂Si сплавов. При этом возможно даже некоторое снижение прочностных свойств при добавке скандия или скандия совместно с цирконием, что можно видеть при сравнении сплава 3 и 4 (рис. 5, а), а также 5, 6 и 11 (рис. 5, б).

Трансмиссионные электронно-микроскопические (ТЕМ) исследования подтвердили, что незначительное упрочнение Al-Mg₂Si сплавов при введении в них только скандия обусловлено тем, что скандий оказывается связанным с кремнием в тройное соединение Sc₂Si₂Al и не приводит к образованию в структуре характерных для него дисперсных упрочняющих частиц, которые проявляются в виде темных полей в форме полумесяцев, окружающих выделившиеся частицы.

Наблюдающиеся же в структуре (рис. 6, а) крупные выделения, согласно локальному спектральному анализу, представляли собой фазу τ . В отличие от сплава только со Sc (см. рис. 6, а) в сплаве со Sc + Zr наблюдали типичные для сплавов Al-Mg-Sc богатые скандием дисперсные выделения, которые окружены значительными упругими напряжениями в виде двух темных полумесяцев (рис. 6, б). Такого рода богатые скандием дисперсные частицы, выделившиеся из пересыщенного алюминиевого твердого раствора, характерны для фазы ScAl₃ и твердого раствора на основе этой фазы с растворенным в ней цирконием и обычно рассматриваются ответственными за упрочняющее действие скандия при введении его в Al-Mg сплавы [8]. Как показывают результаты настоящей работы, в случае сплавов Al-Mg₂Si этот механизм упрочнения малоэффективен. Возможно, это обусловлено тем, что

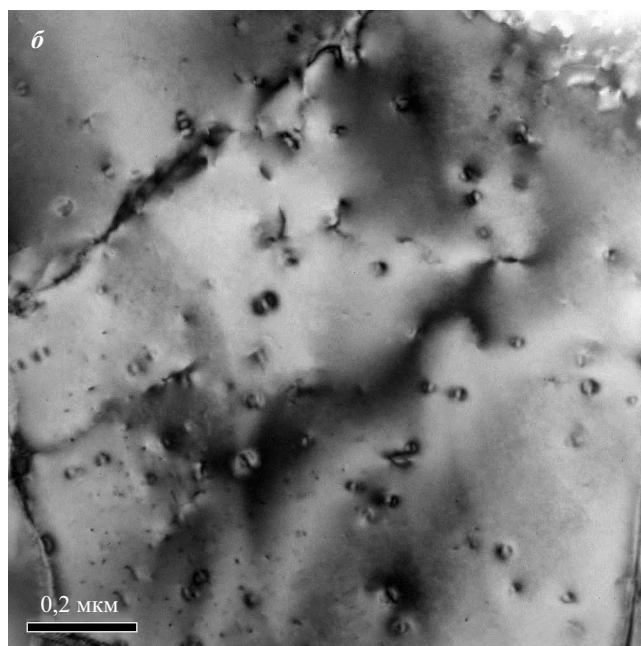
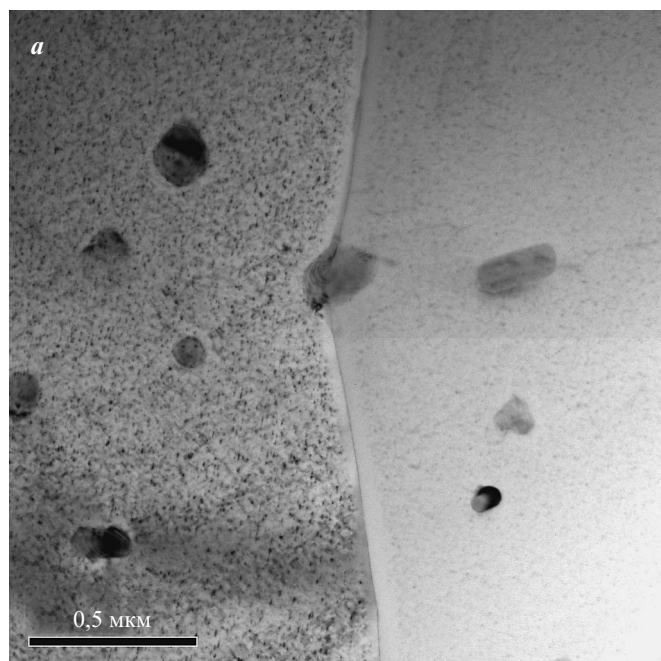


Рис. 6. Структура сплавов 6 (а) и 11 (б), полученная при ТЕМ исследовании (сплавы обработаны по режиму закалка 525 + 170 °С, 16 ч)

сплавы Al-Mg₂Si нагреваются до высокой температуры (525 °C) для образования пересыщенного твердого раствора на основе алюминия и выделившиеся из алюминиевого твердого раствора дисперсные частицы, обогащенные скандием, оказываются значительно скоагулированными. Различие в характере выделений, богатых скандием, в сплавах *б* (только со Sc) и *II* (со Sc + Zr) можно объяснить тем, что в сплаве *б* имелся избыток Si по сравнению с соотношением магния и кремния, соответствующим формуле Mg₂Si; это способствовало образованию тройного соединения τ (Sc₂Si₂Al). В сплаве *II* имелся избыток магния, препятствующего образованию этого тройного соединения.

Таким образом, в сплавах Al-Mg₂Si, легированных Sc и Sc + Zr, максимальное упрочнение при естественном старении достигается после 200 ч старения. Эффект упрочнения при этом составляет 200 – 250 МПа для сплавов с переходными металлами Sc и Sc + Zr по сравнению со 150 МПа для сплава Al-Mg₂Si.

После искусственного старения при 170 и 190 °C в сплавах Al-Mg₂Si со Sc и Sc + Zr наибольшее упрочнение достигается после более продолжительного старения, чем в сплавах без указанных переходных металлов.

Сплавы с переходными металлами сохраняют достигнутое упрочнение при более длительных выдержках искусственного старения, тогда как сплавы без Sc и Sc + Zr начинают значительно разупрочняться сразу после достижения максимального упрочнения.

В структуре сплавов Al-Mg₂Si со скандием или со скандием совместно с цирконием могут наблюдаться или не наблюдаться характерные для присутствия скандия дисперсные упрочняющие частицы, окруженные полями упругих напряжений. Присутствие этих упрочняющих частиц малоэффективно для повышения прочностных свойств сплавов Al-Mg₂Si.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Макаров Г. С.** Слитки из алюминиевых сплавов с магнием и кремнием для прессования. — М.: Интермет Инжиниринг, 2011. — 528 с.
2. Промышленные алюминиевые сплавы. Справочник / Отв. ред. И. Н. Фридляндер. — М.: Металлургия, 1984. — 528 с.
3. **Захаров В. В.** Влияние скандия на структуру и свойства алюминиевых сплавов / *МирТОН*. 2003. № 7. С. 7 – 15.
4. **Ying Deng, Zhimin Yin, Kai Zhao, Jiaqi Duan, Zhenbo He.** Effects of Sc and Zr microalloying additions on microstructure and mechanical properties of new Al-Zn-Mg alloys / *J. Alloys Compounds*. 2012. Vol. 530. P. 71 – 80.
5. **Davydov V. G., Rostova T. D., Zakharov V. V., Filatov Yu. A., Yelagin V. I.** Scientific principles of making an alloying addition of scandium to aluminium alloys / *Mater. Sci. Eng.* 2000. Vol. A280. P. 30 – 36.
6. **Суханов А. В., Рохлин Л. Л., Бочвар Н. Р.** Изучение влияния скандия на фазовый состав сплавов системы Al-Mg₂Si / *Технология легких сплавов*. 2012. № 3. С. 14 – 19.
7. **Тыванчук А. Т., Янсон Т. И., Котур В. Я., Заречнюк О. С., Характерова М. Л.** Изотермическое сечение системы Sc-Al-Si при 770 К / *Изв. АН СССР. Металлы*. 1988. № 4. С. 187 – 188.
8. **Дриц М. Е., Павленко С. Г., Торопова Л. С., Быков Ю. Г., Бер Л. Б.** О механизме влияния скандия на повышение прочности и термической стабильности сплавов системы Al-Mg-Sc / *Доклады АН СССР*. 1981. Т. 257. С. 353 – 356.