

УДК 669.715'721'782

## ВЛИЯНИЕ РАВНОКАНАЛЬНОГО УГЛОВОГО ПРЕССОВАНИЯ И ПОСЛЕДУЮЩЕГО СТАРЕНИЯ НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЛАВОВ Al-Mg<sub>2</sub>Si С ДОБАВКАМИ ПЕРЕХОДНЫХ МЕТАЛЛОВ<sup>1</sup>

©2023 г. О.В. Рыбальченко<sup>1\*</sup>, Н.С. Мартыненко<sup>1\*</sup>, Г.В. Рыбальченко<sup>2\*</sup>, Н.Ю. Табачкова<sup>3\*,4\*</sup>, Е.А. Лукьянова<sup>1\*</sup>, Д.Р. Темралиева<sup>1\*</sup>, И.Е. Тарытина<sup>1\*</sup>, М.Е. Пруцков<sup>1\*</sup>, А.И. Огарков<sup>1\*</sup>, А.Г. Рааб<sup>5\*</sup>, Н.Р. Бочвар<sup>1\*</sup>, С.В. Добаткин<sup>1\*</sup>

<sup>1\*</sup>ФГБУН Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, Москва  
E-mail: ogybalchenko@imet.ac.ru

<sup>2\*</sup>Физический институт им. П.Н. Лебедева РАН, Москва

<sup>3\*</sup>Институт общей физики им. А.М. Прохорова РАН, Москва

<sup>4\*</sup>Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», Москва

<sup>5\*</sup>Уфимский университет науки и технологий, Уфа

Поступила в редакцию 19 января 2023 г.

После доработки 16 февраля 2023 г. принята к публикации 24 февраля 2023 г.

Исследовано влияние равноканального углового прессования (РКУП) при температуре 150 °С и последующего старения на структуру и прочностные характеристики сплавов Al-Mg<sub>2</sub>Si, легированных скандием и совместными добавками (Sc + Zr) и (Sc + Hf). По кривым изменения твердости и удельного электросопротивления выявлен одинаковый характер распада пересыщенного твердого раствора сплавов с добавками (Sc + Zr) и (Sc + Hf), а также получены оптимальные режимы старения этих сплавов. Микроструктура сплавов и выделение вторичных фаз тщательно изучены с использованием сканирующей и просвечивающей электронной микроскопии (соответственно СЭМ и ПЭМ). В сплавах после РКУП и старения выявлено увеличение как прочности, так и пластичности за счет компенсации процессов старения процессами возврата, связанными с перестройкой дислокационной структуры.

*Ключевые слова:* сплавы Al-Mg<sub>2</sub>Si; равноканальное угловое прессование; старение; микротвердость; удельное электросопротивление; удельная электропроводность; микроструктура.

В работе исследуются сплавы системы Al-Mg-Si серии бxxx, которые благодаря превосходному сочетанию прочности, высокой коррозионной стойкости и хорошей формоустойчивости широко используются в автомобиле- и авиастроении [1—4]. Сплавы системы Al-Mg-Si относятся к дисперсионно-твердеющим сплавам с упрочняющей фазой Mg<sub>2</sub>Si. На начальной стадии старения данное выделение проявляется в виде когерентных частиц β''-фазы, которая в дальнейшем превращает-

ся в метастабильную β'-фазу и стабильную фазу Mg<sub>2</sub>Si [5—12].

Для повышения прочностных характеристик алюминиевых сплавов в их состав добавляют небольшое количество переходных металлов [13]. При введении ряда переходных металлов (Zr, Ti, Cr, Mn, V, Sc) повышается температура рекристаллизации, при этом из указанных переходных металлов наиболее сильный эффект достигается от воздействия скандия на температуру рекристаллизации [13]. Наряду с повышением температуры рекристаллизации скандий способствует получению более высокого упрочнения в связи с выделением из твердого раствора упрочняющих частиц ScAl<sub>3</sub>. Вместе с тем частицы алюминиды скандия быстро укрупняются в процессе выдержки при повышенных температурах, при этом их антирекри-

<sup>1</sup>Работа выполнена в соответствии с государственным заданием № 075-01176-23-00. Исследование микроструктуры выполнено с использованием оборудования Центра коллективного пользования ФИАН «Центр по исследованию высокотемпературных сверхпроводников и других сильно-коррелированных электронных систем». Анализ ПЭМ проводился на оборудовании Центра коллективного пользования «Материаловедение и Металлургия» НИТУ «МИСиС».

таллизионное и упрочняющее действие уменьшается [5, 6]. Цирконий, введенный в сплавы совместно со скандием, растворяется в соединении  $\text{ScAl}_3$ , образуя частицы состава  $(\text{Sc}_{1-x}\text{Zr}_x)\text{Al}_3$ , сохраняющие высокую дисперсность и соответственно способность тормозить рекристаллизацию и упрочнять алюминиевую матрицу, одновременно уменьшая содержание скандия в матрице [14, 15].

Эволюция микроструктуры сплавов Al-Mg-Si после интенсивной пластической деформации (ИПД) и старения зависит от присутствия частиц  $\text{Mg}_2\text{Si}$ . При этом в случае легирования (Sc и Zr + Sc) микроструктура стабилизируется дисперсоидами  $\text{ScAl}_3$  и  $(\text{Zr}_x\text{Sc}_{1-x})\text{Al}_3$ . Результаты изучения эволюции микроструктуры и свойств легированного железом и марганцем сплава Al-Mg-Si показали двукратное повышение микротвердости и уменьшение размера зерна с 50 мкм в крупнозернистом состоянии до 200 нм после ИПД методом равноканального углового прессования (РКУП) [16]. При сочетании ИПД и термической обработки с целью получения мелкозернистой структуры с высокой степенью пересыщения твердого раствора достигнуто значительное повышение твердости, прочности и пластичности алюминиевого сплава Al-Mg-Si, легированного Cu, Fe, Zn, Ti [17].

Исследования влияния РКУП и дисперсионного упрочнения на механические свойства сплава Al-Mg-Si [18] показали, что значения предела текучести и предела прочности после РКУП удвоились и утроились соответственно. После искусственного старения при 180 °С пластичность сплава улучшается, а упрочнение несколько снижается в результате аннигиляции дислокаций при термообработке. Обработки РКУП и старением по отдельности улучшают одни механические свойства и ухудшают другие, а сочетание этих обработок приводит к повышению комплекса эксплуатационных характеристик материала.

В последние годы разработчики деформируемых алюминиевых сплавов, в частности сплавов серии 6xxx, обращают внимание на детальную оптимизацию процессов обработки [19—21], особое внимание уделяется промежуточным этапам, оказывающим большое влияние на свойства конечного продукта. При этом следует отметить, что большинство исследований сосредоточено на микроструктуре и механических свойствах сплавов Al-

Mg-Si, содержащих совместные добавки (Sc + Zr), в то время как сплавы системы Al-Mg-Si, легированные (Sc + Hf), изучены еще недостаточно. Настоящая работа посвящена исследованию влияния РКУП на микроструктуру и прочностные свойства сплавов Al-Mg-Si, легированных скандием и совместными добавками (Sc + Zr) и (Sc + Hf) с определением режимов старения для получения оптимальных свойств исследуемых сплавов после деформации.

**Материал и методики исследования.** Для выплавки сплавов использовали металлы высокой чистоты<sup>2</sup>: алюминий А99 (>99,99% Al), магний Мг96 (>99,96% Mg), скандий (>99,875% Sc), Ti, Zr и Hf (йодидный, чистота 99,8%). Составы сплавов выбирали таким образом, чтобы получить в них содержание  $\text{Mg}_2\text{Si}$  ~1,3% и составы были близки к псевдобинарному сечению Al-Mg<sub>2</sub>Si. Сплавы выплавляли в электрической печи сопротивления в графито-шамотном тигле. Переходные металлы вводили в расплав в виде заранее приготовленных лигатур. Магний вводили в расплав в чистом виде, предварительно поверхность расплава покрывали стандартным флюсом ВИ2 из смеси солей щелочных и щелочноземельных металлов. Отливку вели при температуре ~720 °С в стальную толстостенную двухлучную изложницу диаметром 25 и высотой 120 мм, предварительно нагретую до 300 °С.

Получено три сплава Al-Mg<sub>2</sub>Si с переходными металлами Sc, Zr, Hf: Al-Mg<sub>2</sub>Si-(Sc + Zr); Al-Mg<sub>2</sub>Si-(Sc + Hf) и Al-Mg<sub>2</sub>Si-Sc. Для модифицирования структуры в сплавы вводили 0,1% Ti. Химический состав полученных сплавов (табл. 1) определяли с помощью рентгенофлуоресцентного волнодисперсионного спектрометра последовательного типа Bruker S8 Tiger (серия 2) в вакууме по стандартной методике с применением программного обеспечения QUANT-EXPRESS.

Полученные слитки гомогенизировали в течение 4 ч при температуре 480 °С, а затем после нагрева при 530 °С в течение 2 ч закаливали в воде комнатной температуры. После закалки слитки подвергали стабилизации при температуре 150 °С в течение 20 мин для предотвращения естественного старения. Далее слитки деформировали методом РКУП

<sup>2</sup>Здесь и далее по тексту содержание элементов, если не оговорено другое, приведено в мас.%. .

Химический состав, %, исследуемых сплавов (Al — основа)

Сплав	Mg	Cu	Mn	Ti	Sc	Hf	Zr	Mg <sub>2</sub> Si	Избыток
Al-Mg <sub>2</sub> Si-(Sc+Zr)	1,09	0,603	0,436	0,105	0,633	—	0,145	1,79	Mg 0,033
Al-Mg <sub>2</sub> Si-(Sc+Hf)	1,03	0,551	0,353	—	0,684	0,191	—	1,50	Si 0,082
Al-Mg <sub>2</sub> Si-Sc	1,02	0,489	0,382	0,101	1,220	—	—	2,42	Mg 0,302

при температуре 150 °С, выполняя до четырех проходов по маршруту  $B_c$ , который предполагает поворот заготовки вокруг продольной оси на 90° после каждого прохода. Угол пересечения каналов матрицы составлял 120°. Образцы в исходном состоянии (гомогенизация, закалка) и деформированные образцы после РКУП нагревали до температур в интервале 100—600 °С последовательно через каждые 50 °С с выдержкой 1 ч при каждой температуре с последующим измерением микротвердости и удельного электросопротивления. В дальнейшем образцы исследуемых сплавов в исходном и деформированном состояниях подвергали старению при выбранной температуре с выдержкой общей длительностью от 0,5 до 128 ч.

Микротвердость измеряли на микротвердомере 402 MVD Wolpert Wilson® (определяли микротвердость по Виккерсу  $HV_{0,1}$  под нагрузкой 1 Н (0,1 кгс) с выдержкой 15 с). Для каждой группы образцов проведено в среднем не менее десяти измерений. Электросопротивление оценивали с помощью микроомметра BC3-010-2 на плоских образцах размером 15 × 4 мм и толщиной 1 мм.

Для микроструктурных исследований готовили шлифы, используя механическую шлифовку на бумаге разной зернистости, полировку на сукне с применением суспензии оксида хрома в воде и травление в реактиве Келлера (водная смесь  $HNO_3$  (2,5 см<sup>3</sup>),  $HCl$  (1,5 см<sup>3</sup>),  $HF$  (0,5 см<sup>3</sup>)). Для вытравливания границ зерен после закалки использовали электролитическую полировку в электролите состава 400 мл  $H_3PO_4$ , 100 мл  $H_2SO_4$ , 50 г  $CrO_3$  и 25 мл воды. Электролитическую полировку длительностью 1—3 мин проводили при температуре электролита 70—90 °С, напряжении 15—20 В, плотности тока 0,8 А/см<sup>2</sup>.

Просвечивающая электронная микроскопия (ПЭМ) выполнена на микроскопе JEM-2100 при ускоряющем напряжении 200 кВ. Тонкие фольги для ПЭМ готовили механической шлифовкой до 0,15 мм с последую-

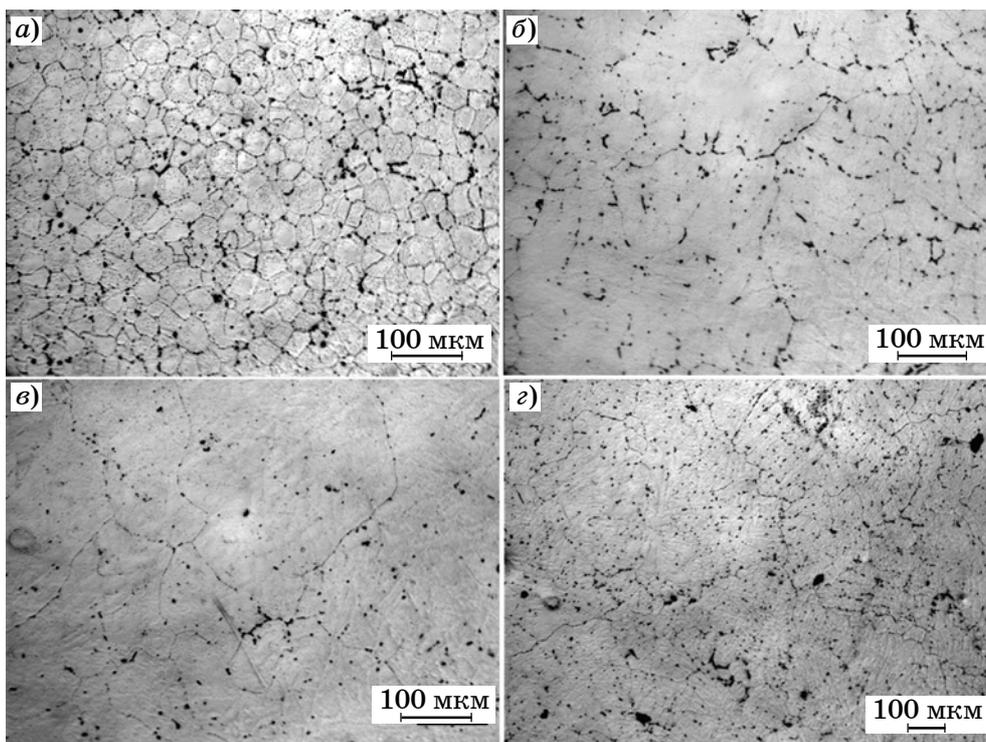
щим утонением до перфорации на установке TenuPol-5 (Struers) с применением электролита ( $HClO_4$ ,  $C_2H_6O$ ,  $C_6H_{14}O_2$  с дистиллированной водой) при напряжении 20 В.

Исследования методом сканирующей электронной микроскопии (СЭМ) проводили с измерением локального элементного состава поверхности методом ЭДС с помощью энергодисперсионного безазотного спектрометра Inca X-Act (Oxford Instruments, Англия).

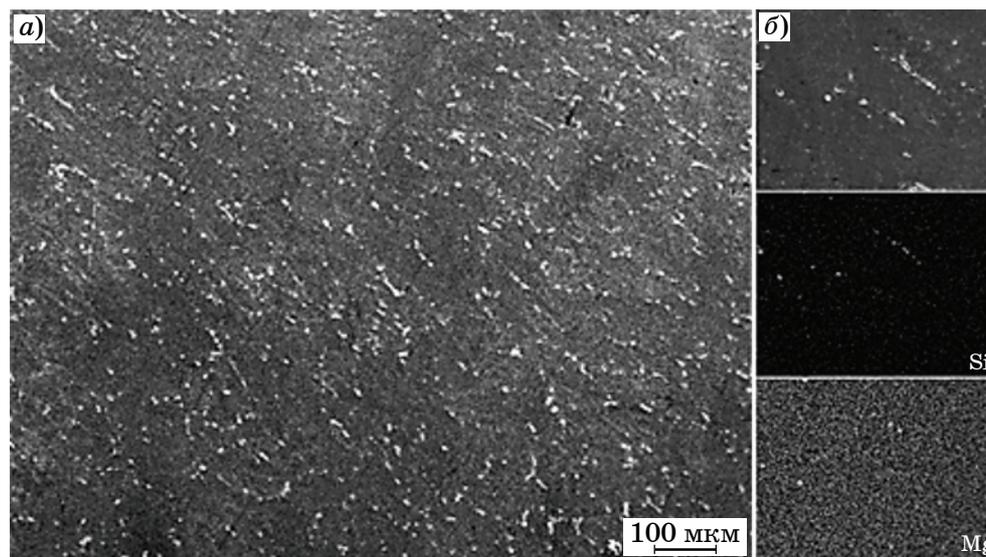
Испытания на одноосное растяжение проводили при комнатной температуре на машине Instron 3380 с нагрузкой 100 кН при скорости перемещения траверсы 1 мм/мин. Из заготовок после РКУП на электроискровом станке вырезали образцы на растяжение с длиной рабочей части 5,75 мм и поперечным сечением 2 × 1 мм. Образцы были механически отшлифованы с использованием шлифовальной бумаги разной зернистости и отполированы.

**Результаты исследования и их обсуждение.** Методом оптической микроскопии (ОМ) выявлена микроструктура сплава Al-Mg<sub>2</sub>Si-(Sc+Zr) после гомогенизации и закалки с довольно мелким зерном средним размером 25±0,3 мкм с избыточными фазами по границам зерен (фиг. 1, а). В отличие от сплава Al-Mg<sub>2</sub>Si-(Sc+Zr) микроструктура сплавов Al-Mg<sub>2</sub>Si с добавками Sc и (Sc+Hf) характеризовалась довольно крупными зернами в диапазоне 200—250 мкм (фиг. 1, б—г) с выделением фаз по границам первичных дендритов, что хорошо видно на фиг. 1, б, г.

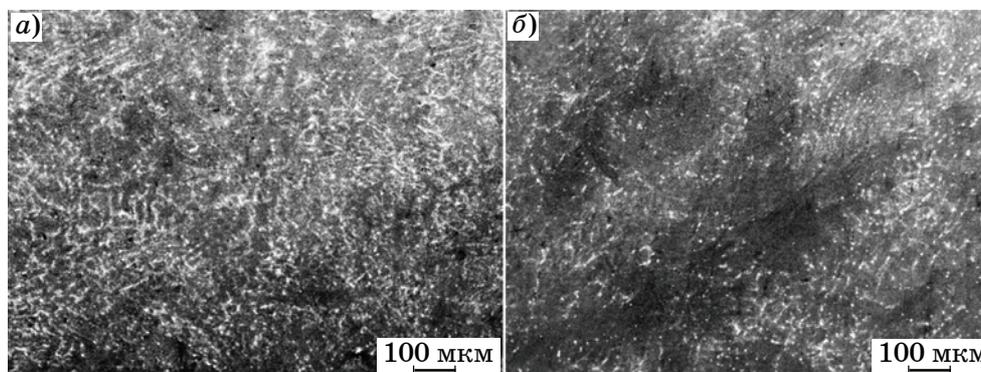
Микроструктура сплавов после ИПД методом РКУП приведена на фиг. 2, 3. Результатом исследования являлось изображение выбранной области в характеристическом рентгеновском излучении того или иного элемента, что дает качественную информацию о концентрации элемента в выбранных точках или участках поверхности. Микроструктура сплава Al-Mg<sub>2</sub>Si-(Sc+Zr) после РКУП, полученная СЭМ, представлена исходными зернами (см. фиг. 2, а), вытянутыми вдоль



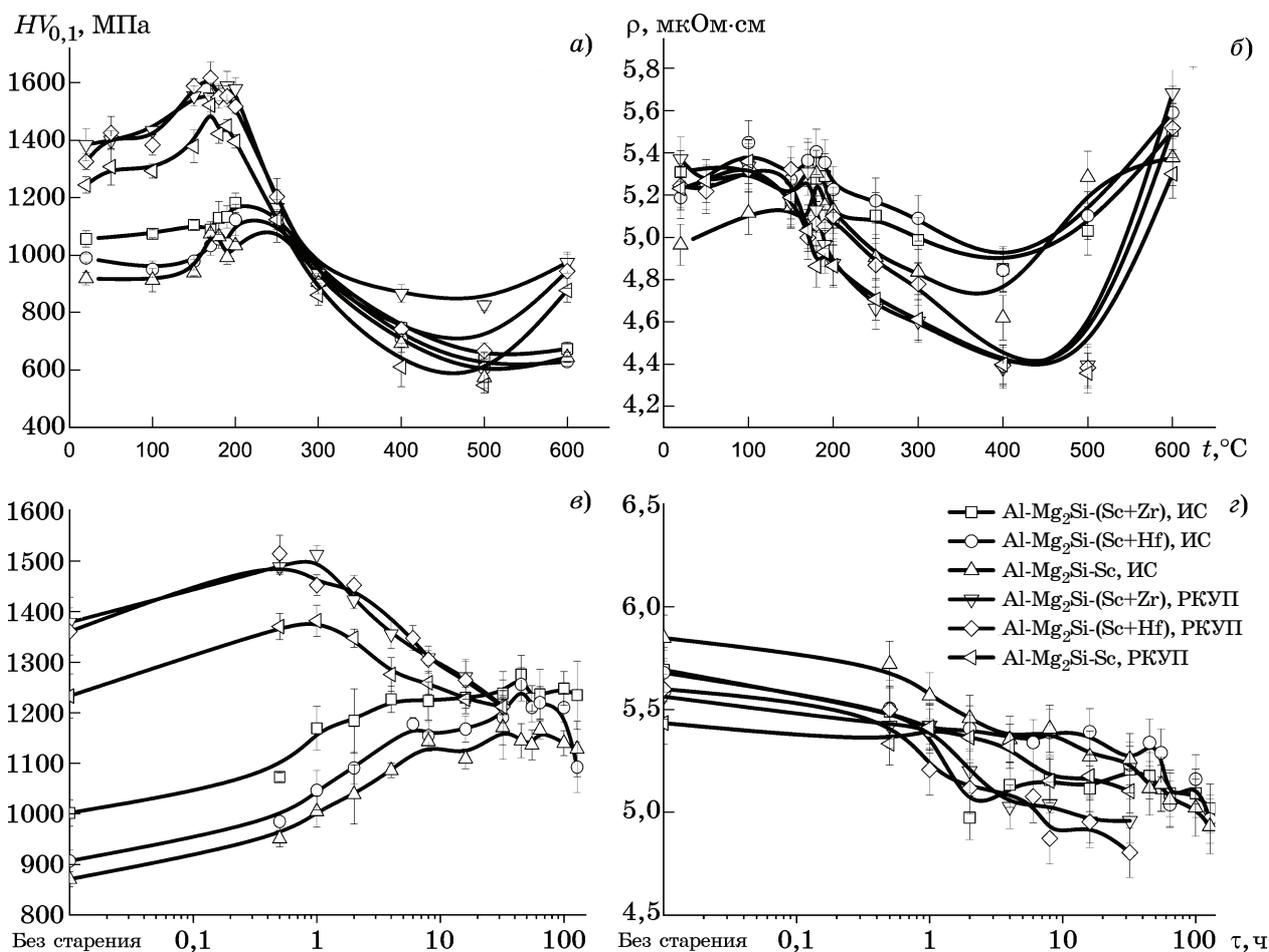
Фиг. 1. Микроструктура (ОМ) сплавов Al-Mg<sub>2</sub>Si-(Sc+Zr) (а), Al-Mg<sub>2</sub>Si-Sc (б) и Al-Mg<sub>2</sub>Si-(Sc+Hf) (в, г)



Фиг. 2. Микроструктура (СЭМ) сплава Al-Mg<sub>2</sub>Si-(Sc+Zr) после РКУП (а) и результаты определения элементного состава методом ЭДС (б)



Фиг. 3. Микроструктура (СЭМ) сплавов Al-Mg<sub>2</sub>Si-(Sc+Hf) (а) и Al-Mg<sub>2</sub>Si-Sc (б) после РКУП



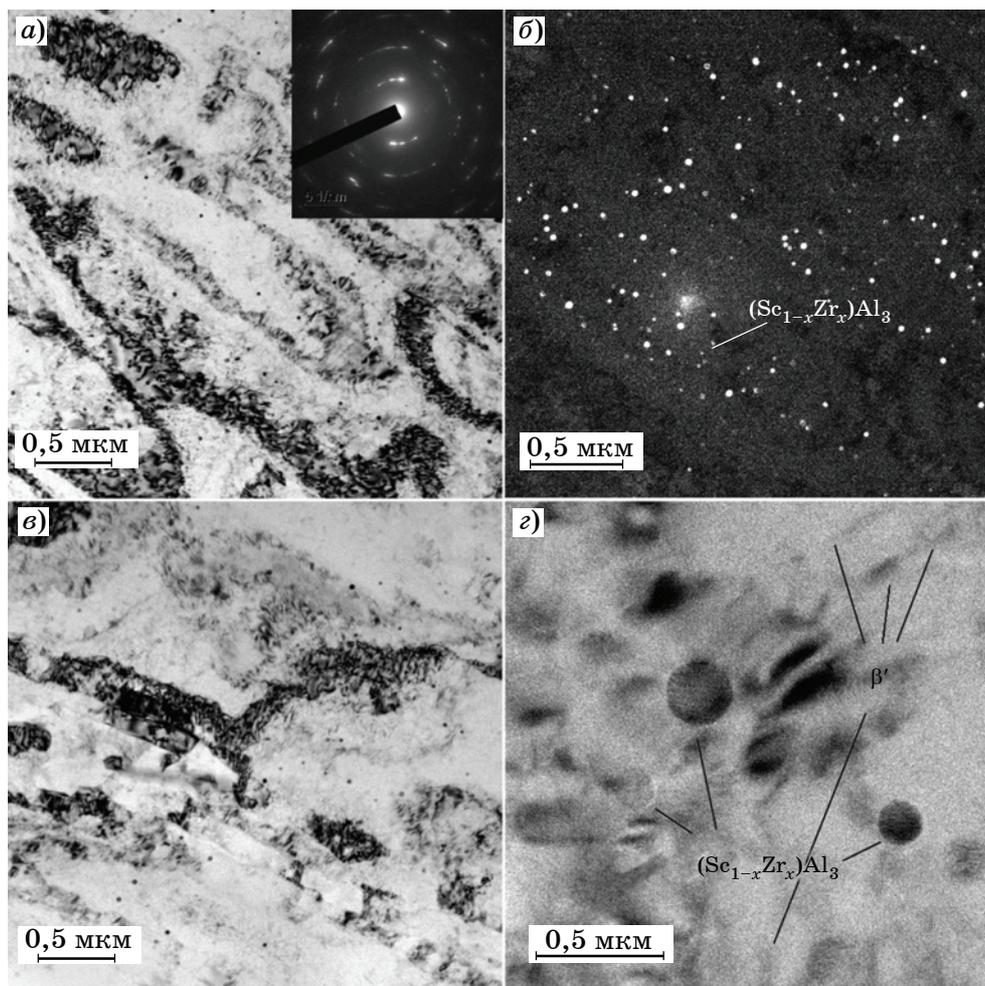
Фиг. 4. Изменение микротвердости (а, в) и электросопротивления (б, г) от температуры (а, б) и длительности выдержки (в, г) сплавов системы Al-Mg<sub>2</sub>Si в исходном состоянии (ИС) и после РКУП

направления деформации, с большим количеством дисперсной фазы по границам деформированных зерен. Методом ЭДС определено, что выделение по границам зерен — это соединение Mg<sub>2</sub>Si (фиг. 2, б).

При визуальной оценке микроструктурных изображений, полученных методом СЭМ, выявлено большее количество равномерно распределенной второй фазы в сплаве Al-Mg<sub>2</sub>Si-(Sc+Hf) (см. фиг. 3, а), чем в двух других сплавах (см. фиг. 2 и 3, б).

На фиг. 4 представлены результаты исследований зависимости микротвердости и удельного электросопротивления от температуры нагрева и длительности выдержки. В ходе исследования термостабильности и кинетики распада твердого раствора был определен оптимальный режим старения. Построение кривых термостабильности сплавов (фиг. 4, а, б) помогло определить температуру выделения упрочняющих частиц, которая для всех исследуемых сплавов в исходном и деформированном состоянии составила

190 °С. Результаты измерений микротвердости и удельного электросопротивления сплавов Al-Mg<sub>2</sub>Si в исходном и деформированном состоянии в процессе старения при температуре 190 °С с выдержкой от 0,5 до 128 ч позволили определить оптимальную длительность выдержки при старении. В процессе РКУП твердость сплавов после закалки возрастает на 400—500 МПа. Наибольшая микротвердость образцов после РКУП достигается через 1 ч после начала старения, затем микротвердость снижается. Микротвердость сплавов с совместными добавками (Sc + Zr) и (Sc + Hf) практически одинакова (1550 и 1590 МПа соответственно) и выше микротвердости сплава Al-Mg<sub>2</sub>Sc на 100—150 МПа. Даже после 100 ч старения микротвердость сплавов после РКУП не снижается ниже максимального значения микротвердости сплавов в исходном состоянии, состаренных на максимум. При использовании РКУП удельное электросопротивление сплавов, легированных скандием, повышается на 0,4 мкОм·см.



Фиг. 5. Микроструктура (ПЭМ) сплава Al-Mg<sub>2</sub>Si-(Sc+Zr) после РКУП с последующим старением при 190 °С и выдержке 2 ч: а, в — изображения в светлом поле; б — изображение в темном поле; г — высоко-разрешающая ПЭМ с изображением дисперсоидов (Sc<sub>1-x</sub>Zr<sub>x</sub>)Al<sub>3</sub> и β'-фазы

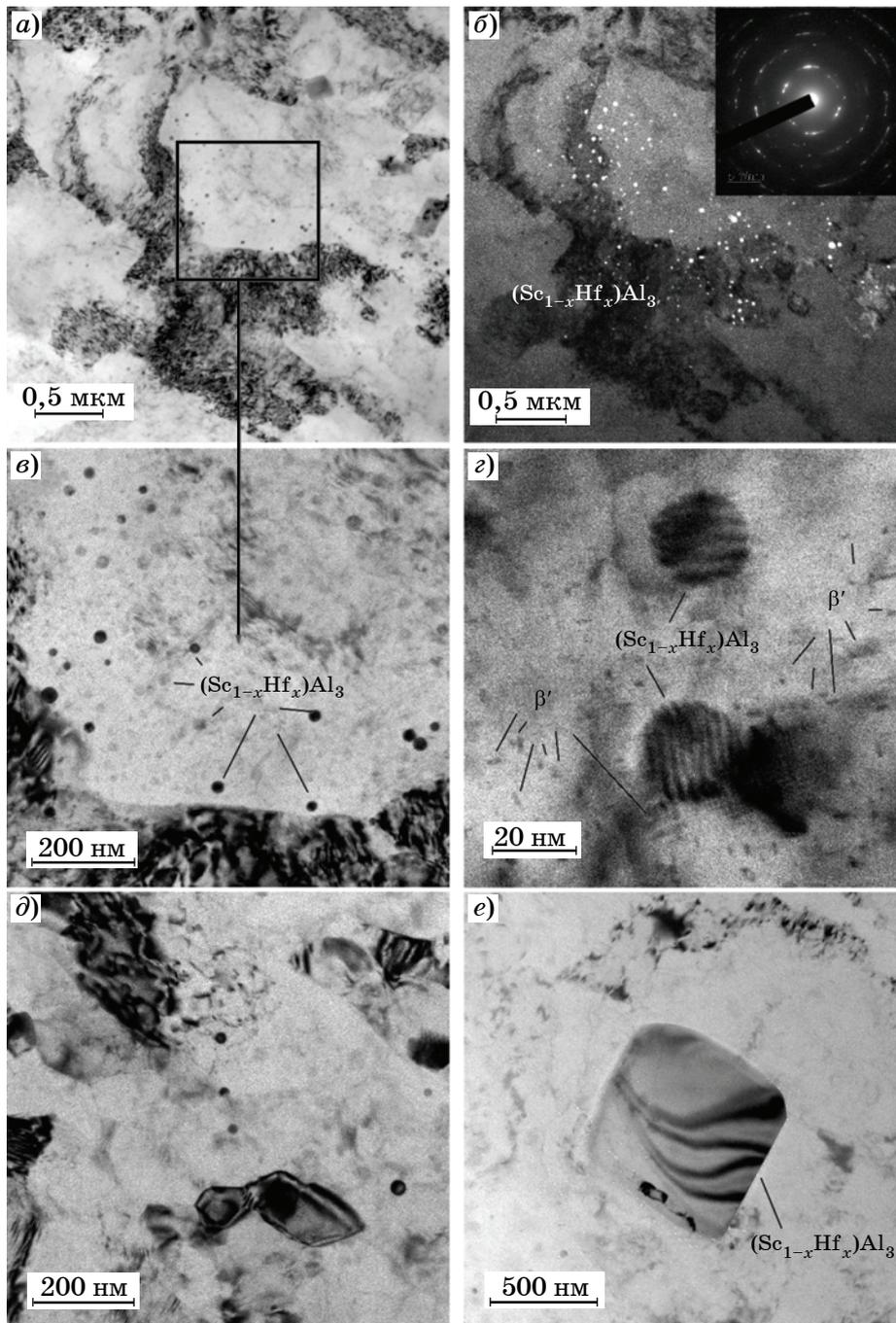
Для сплавов с совместным легированием переходными металлами повышение удельного электросопротивления составляет 0,1 мкОм·см. При старении значения удельного электросопротивления плавно снижались с увеличением длительности старения вплоть до 128 ч. Согласно изменению электросопротивления распад твердого раствора при 190 °С в сплавах, подвергнутых РКУП, продолжался вплоть до 128 ч старения, что, вероятно, связано с коагуляцией частиц, их растворением и повторным выделением фаз. После старения удельное электросопротивление деформированных сплавов опускалось до значений ниже уровня для исходного состояния. Вероятной причиной этого может служить более высокая плотность дефектов кристаллического строения в сплавах после РКУП, которые послужили центрами зарождения частиц и привели к более полному распаду. Исследования кинетики старения позволили определить оптимальную длительность

выдержки при нагреве, которая составила 2 ч для сплавов Al-Mg<sub>2</sub>Si после РКУП и 45 ч для этих сплавов в исходном состоянии.

Одинаковое изменение твердости и удельного электросопротивления в процессе старения сплавов Al-Mg<sub>2</sub>Si с добавками (Sc + Zr) и (Sc + Hf) можно объяснить схожим процессом распада пересыщенного твердого раствора, который определяется характерной последовательностью выделения упрочняющих β''- и β'-фаз и дисперсоидов в сплавах с совместными добавками (Sc + Zr) и (Sc + Hf).

Изучение структуры сплава Al-Mg<sub>2</sub>Si-(Sc+Zr) после РКУП с последующим старением при температуре 190 °С с выдержкой 2 ч методом ПЭМ выявило наличие ультрамелкозернистой (УМЗ) зеренно-субзернистой структуры (фиг. 5), на что указывает кольцевая электронограмма с наличием точечных рефлексов на вставке фиг. 5, а.

Формирование структуры происходило через перерезание полос сдвига дислокаци-

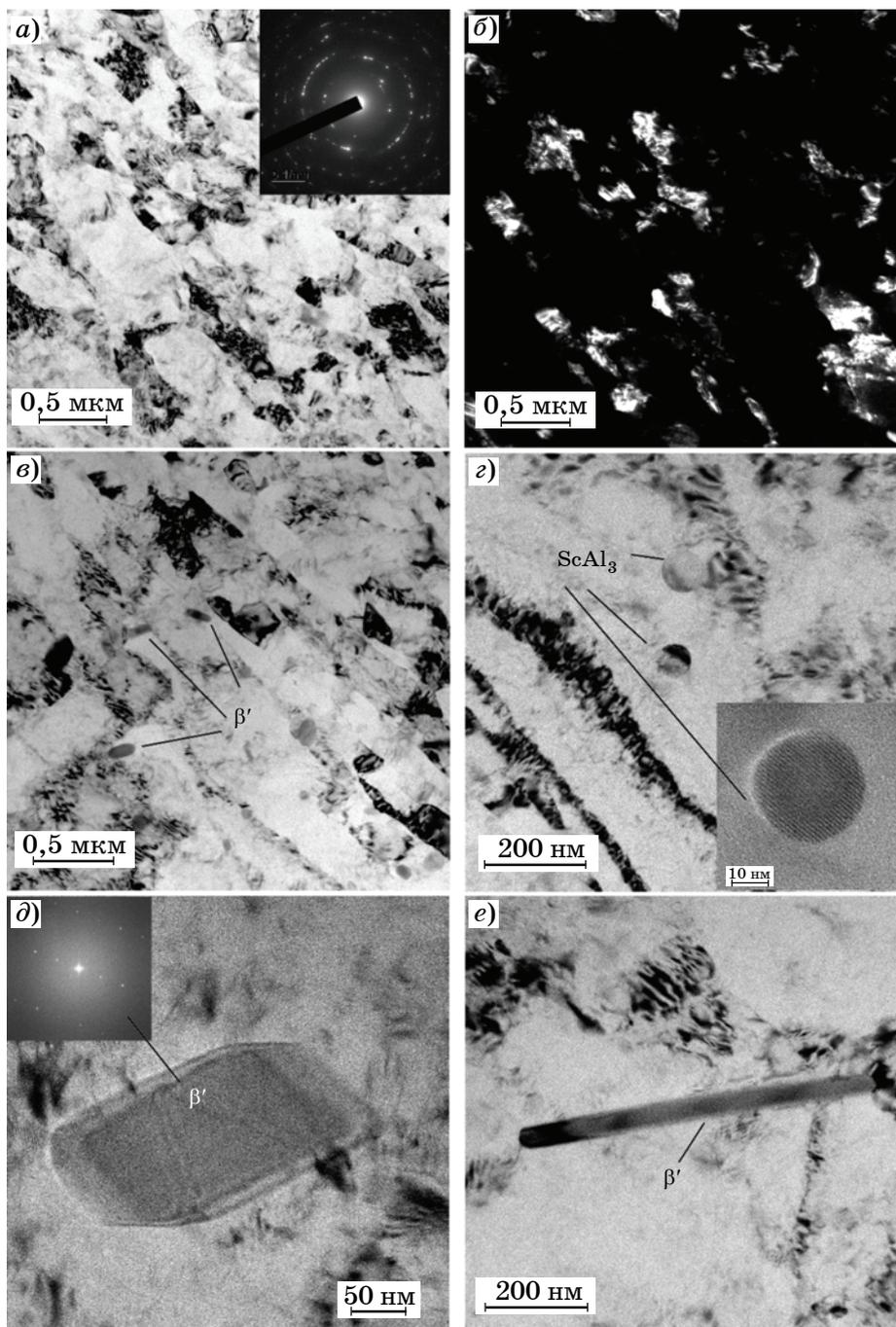


Фиг. 6. Микроструктура (ПЭМ) сплава Al-Mg<sub>2</sub>Si-(Sc+Hf) после РКУП с последующим старением при 190 °С и выдержке 2 ч: а, в, д, е — изображения в светлом поле; б — изображение в темном поле; з — высокоразрешающая ПЭМ с изображением дисперсоидов (Sc<sub>1-x</sub>Hf<sub>x</sub>)Al<sub>3</sub> и β'-фазы

онными перемычками (фиг. 5, а, в). В полосах сдвига происходит образование зерен размером 100—500 нм (фиг. 5, в) с встречающимся двойным контрастом по границам. В структуре наблюдали большое количество дисперсоидов (Sc<sub>1-x</sub>Zr<sub>x</sub>)Al<sub>3</sub>, которые хорошо видны на изображении в темном поле (фиг. 5, б). Высокорастворимая ПЭМ позволила определить размеры дисперсоидов (10—20 нм) и выявить тонкие игольчатые выделе-

ния β'-фазы длиной 20—30 нм (фиг. 5, з). Контраст в виде кофейного зерна указывает на место зарождения дисперсоидов (фиг. 5, з) [22].

Микроструктура сплава Al-Mg<sub>2</sub>Si-(Sc+Hf) после РКУП с последующим старением в течение 2 ч при температуре 190 °С представлена преимущественно субзеренной УМЗ структурой (фиг. 6). На вставке к фиг. 6, б представлена кольцевая электронограмма с

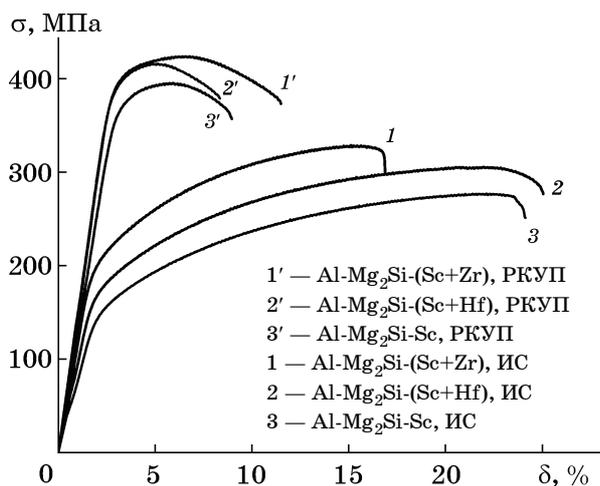


Фиг. 7. Микроструктура (ПЭМ) сплава Al-Mg<sub>2</sub>Si-Sc после РКУП с последующим старением при 190 °С в течение 2 ч: а, в–е — изображения в светлом поле; б — изображение в темном поле

редкими точечными рефлексами. В данном сплаве измельчение структуры шло через формирование ячеистой структуры с толстыми дислокационными стенками. В микроструктуре наблюдалось большое количество дисперсоидов (Sc<sub>1-x</sub>Hf<sub>x</sub>)Al<sub>3</sub> размером 10–20 нм (фиг. 6, а, б). При кратном увеличении анализируемого поля (фиг. 6, в) видна повышенная плотность выделения дисперсоидов, которая визуальнo превышает плотность дисперсоидов в сплаве (Sc<sub>1-x</sub>Zr<sub>x</sub>)Al<sub>3</sub>. Высокораз-

решающая микроскопия позволяет выявить очень дисперсные, практически точечные выделения β'-фазы высокой плотности. В структуре часто встречаются сформированные зерна (фиг. 6, д) размером 100–200 нм с характерным двойным контрастом по границам. Иногда встречаются крупные частицы дисперсоидов, оставшиеся после закалки (фиг. 6, е).

Микроструктура сплава Al-Mg<sub>2</sub>Si-Sc после РКУП и старения, представленная на фиг. 7, состоит преимущественно из зерен, на что



Фиг. 8. Диаграммы деформации при растяжении сплавов Al-Mg<sub>2</sub>Si в исходном состоянии (после закалки) и после РКУП (на осях:  $\sigma$  — напряжение;  $\delta$  — деформация)

указывает кольцевая электронограмма на вставке фиг. 7, а с большим количеством отдельных рефлексов.

Измельчение структуры происходило через деление полос сдвига дислокационными стенками (фиг. 7, а, в). Средний размер зерна по изображению в темном поле (фиг. 7, б) составил  $207 \pm 23$  нм. Изредка в структуре наблюдались хорошо различимые выделения  $\beta'$ -фазы в виде столбчатых выделений прямоугольного сечения толщиной 40—180 нм

и длиной до 600 нм (фиг. 7, в, д, е). Данные частицы достаточно крупные и их состав ( $\beta'$ ) подтвержден как методами ПЭМ, ЭДС, так и рефлексами на электронограмме, взятыми от отдельной частицы (фиг. 7, д). Дисперсоиды в структуре деформированного сплава Al-Mg<sub>2</sub>Si-Sc после старения встречались редко (фиг. 7, е). Размер частиц ScAl<sub>3</sub> составлял 20—30 нм.

Механические свойства исследуемых сплавов определяли в исходном состоянии после закалки, после РКУП и для двух этих обработок после старения при 190 °С. Выдержка при старении для деформированных образцов составила 2 ч, для исходного состояния — 45 ч. На фиг. 8 приведены диаграммы деформации при растяжении сплавов Al-Mg<sub>2</sub>Si в исходном состоянии (ИС) и после РКУП.

Результаты механических испытаний сплавов в исходном состоянии, представленные в табл. 2 и на фиг. 8, хорошо коррелируют с данными о микроструктуре сплавов Al-Mg<sub>2</sub>Si после закалки (см. фиг. 1). Мелкозернистая структура сплава Al-Mg<sub>2</sub>Si-(Sc+Zr), средний размер зерна в котором на порядок меньше размеров зерна в сплавах Al-Mg<sub>2</sub>Si-(Sc+Hf) и Al-Mg<sub>2</sub>Si-Sc, с выделениями второй фазы по границам зерна обладает более высоким уровнем прочностных характеристик и значимо меньшей пластичностью ( $\sigma_b = 322 \pm 5$

Таблица 2

Механические свойства сплавов системы Al-Mg-Sc в исходном состоянии до и после старения, после РКУП и после РКУП и старения

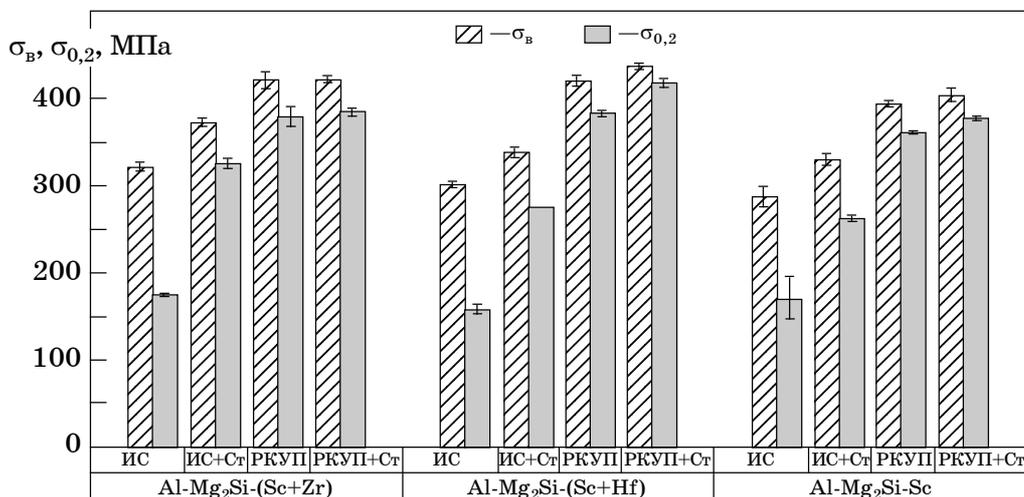
Сплав	Обработка	$\sigma_b$	$\sigma_{0,2}$	$\delta, \%$
		МПа		
Al-Mg <sub>2</sub> Si-(Sc+Zr)	Исходное состояние	322±5	176±2	12,3±1,9
Al-Mg <sub>2</sub> Si-(Sc+Hf)	»	302±3	159±5	20,4±2,0
Al-Mg <sub>2</sub> Si-Sc	»	288±11	170±25	19,2±1,2
Al-Mg <sub>2</sub> Si-(Sc+Zr)	Исходное состояние + старение (190 °С, 45 ч)	373±4	326±5	13,0±1,0
Al-Mg <sub>2</sub> Si-(Sc+Hf)	»	339±6	275±0	12,8±1,1
Al-Mg <sub>2</sub> Si-Sc	»	331±6	264±2	12,2±0,2
Al-Mg <sub>2</sub> Si-(Sc+Zr)	РКУП	422±9	380±11	11,0±0,5
Al-Mg <sub>2</sub> Si-(Sc+Hf)	»	421±6	386±1	9,3±2,0
Al-Mg <sub>2</sub> Si-Sc	»	395±3	363±3	8,0±0,5
Al-Mg <sub>2</sub> Si-(Sc+Zr)	РКУП + старение (190 °С, 2 ч)	423±3	385±4	13,0±2,0
Al-Mg <sub>2</sub> Si-(Sc+Hf)	»	438±4	420±4	11,2±0,1
Al-Mg <sub>2</sub> Si-Sc	»	405±7	380±3	10,0±3,3

МПа;  $\sigma_{0,2} = 176 \pm 2$  МПа;  $\delta = 12,3 \pm 1,9\%$ ). Сплавы Al-Mg<sub>2</sub>Si-(Sc+Hf) и Al-Mg<sub>2</sub>Si с одинаковым размером зерен в диапазоне 200—250 мкм и второй фазой, распределенной скорее внутри зерна, чем по границам, демонстрировали лучшую пластичность:  $\delta = 20,4 \pm 2,0$  и  $19,2 \pm 1,2\%$ , а также похожий уровень прочности:  $\sigma_B = 302 \pm 3$  и  $288 \pm 11$  МПа для сплавов Al-Mg<sub>2</sub>Si-(Sc+Hf) и Al-Mg<sub>2</sub>Si-Sc соответственно. Большая прочность сплава Al-Mg<sub>2</sub>Si-(Sc+Hf), вероятно, вызвана наличием дисперсоидов в сплаве, которые остались в структуре после деформации и старения (см. фиг. 6, e).

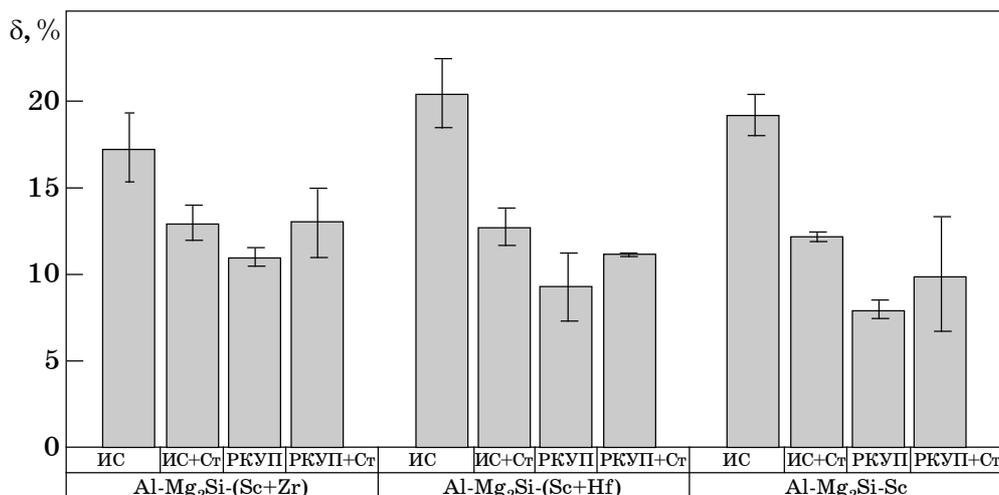
Старение сплавов в исходном состоянии при температуре 190 °С с выдержкой 45 ч повышает предел их прочности всего на 30—40 МПа. При этом если пластичность сплава, легированного совместной добавкой (Sc+Zr), не изменяется, то пластичность спла-

вов, легированных скандием и совместной добавкой (Sc+Hf), уменьшается до уровня для сплава с (Sc+Zr), видимо, за счет выделения и укрупнения частиц второй фазы (см. табл. 2, фиг. 9, 10).

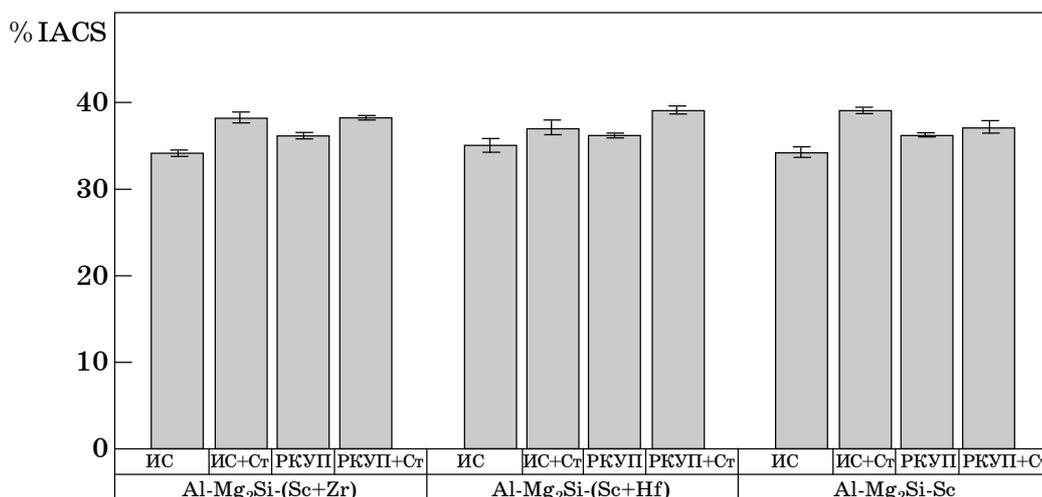
После обработки РКУП отмечено повышение прочностных характеристик сплавов Al-Mg<sub>2</sub>Si в 1,3—1,4 раза (см. табл. 2, фиг. 9) за счет формирования в них УМЗ структуры при пластичности, близкой к пластичности в исходном состоянии после старения (см. табл. 2, фиг. 10). При этом в сплавах после РКУП старение приводит к небольшому росту как прочности (табл. 2, фиг. 9), так и пластичности (табл. 2, фиг. 10) за счет компенсации процессов старения процессами возврата, связанными с перестройкой дислокационной структуры.



Фиг. 9. Гистограмма сравнения прочностных характеристик сплавов Al-Mg<sub>2</sub>Si в исходном состоянии (ИС), с последующим старением (ИС+Ст), после РКУП и РКУП с последующим старением (ПКУП+Ст)



Фиг. 10. Гистограмма сравнения пластичности сплавов Al-Mg<sub>2</sub>Si в исходном состоянии (ИС), с последующим старением (ИС+Ст), после РКУП и РКУП с последующим старением (ПКУП+Ст)



Фиг. 11. Гистограмма сравнения удельной электрической проводимости (% IACS) сплавов Al-Mg<sub>2</sub>Si в исходном состоянии (ИС), с последующим старением (ИС+Ст), после РКУП и РКУП с последующим старением (РКУП+Ст)

Следует отметить, что РКУП, как и старение сплавов в исходном и деформированном состояниях, незначительно повышает удельную электропроводность сплавов (фиг. 11). Это может быть связано с выделением упрочняющих частиц уже при температуре деформации 150 °С в ходе РКУП.

**Выводы.** 1. Показано формирование зеренно-субзеренной ультрамелкозернистой (УМЗ) структуры в сплавах Al-Mg<sub>2</sub>Si-(Sc + Zr), Al-Mg<sub>2</sub>Si-(Sc + Hf) и Al-Mg<sub>2</sub>Si-Sc.

2. Установлено повышение прочностных характеристик сплавов Al-Mg<sub>2</sub>Si после использования равноканального углового пресования (РКУП) в результате формирования в них УМЗ структуры при некотором снижении пластичности.

3. Выявлены одинаковое изменение твердости и удельного электросопротивления в процессе старения и практически одинаковые значения прочностных характеристик сплавов Al-Mg<sub>2</sub>Si с добавками (Sc + Zr) и (Sc + Hf). Эффект обусловлен одинаковым характером распада пересыщенного твердого раствора, который определяется одинаковой последовательностью выделения упрочняющих β''- и β'-фаз и дисперсоидов в сплавах с совместными добавками (Sc + Zr) и (Sc + Hf).

4. Отмечено, что наряду с распадом твердого раствора с выделением упрочняющих частиц при старении сплавов Al-Mg<sub>2</sub>Si после РКУП протекают процессы возврата, связанные с перестройкой дислокационной структуры, что может приводить к одновременному повышению прочности и пластичности.

5. Отмечено повышение удельной электропроводности сплавов Al-Mg<sub>2</sub>Si после РКУП, а также после их старения как в исходном, так и деформированном состояниях.

#### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Hirsch, J. Recent development in aluminium for automotive applications / J. Hirsch // Transactions of Nonferrous Metals Society of China. 2014. V.24. P.1995—2002. [https://doi.org/10.1016/S1003-6326\(14\)63305-7](https://doi.org/10.1016/S1003-6326(14)63305-7)
2. Miller, W. Recent development in aluminium alloys for the automotive industry/ W. Miller, L. Zhuang, J. Bottema, A.J. Wittebrood, P. De Smet, A. Haszler, A. Vieregge // Mater. Sci. Eng. A. 2000. V.280. P.37—49. [https://doi.org/10.1016/S0921-5093\(99\)00653-X](https://doi.org/10.1016/S0921-5093(99)00653-X)
3. Polmear, I. Light alloys : from traditional alloys to nanocrystals / I. Polmear. — Elsevier, 2005.
4. Williams, J.C. Progress in structural materials for aerospace systems / J.C. Williams, J.E.A. Starke // Acta Materialia. 2003. V.51. P.5775—5799.
5. Thomas, G. The ageing characteristics of aluminum alloys electron-transmission studies of Al-Mg-Si alloys / G. Thomas // J. Institute of Metals. 1961. V.62. Is.90. P.57—63.
6. Miao, W.F. Precipitation hardening in aluminum alloy 6022 / W.F. Miao, D.E. Laughlin // Scripta Materialia. 1999. V.40. P.873—878.
7. Miao, W.F. Effects of Cu content and preaging on precipitation characteristics in aluminum alloy 6022 / W.F. Miao, D.E. Laughlin // Met. Mater. Trans. A. 2000. V.31. P.361—371.
8. Marioara, C.D. The influence of temperature and storage time at RT on nucleation of the β' phase in a 6082 Al-Mg-Si alloy / C.D. Marioara, S.J. Andersen, J. Jansen, H.W. Zandbergen // Acta Materialia. 2003. V.51. P.789—796.
9. Chakrabarti, D.J. Phase relations and precipitation in Al-Mg-Si alloys with Cu additions / D.J. Chakrabarti, D.E. Laughlin // Progress in Mater. Sci. 2004. V.49. P.389—410.

10. *Cai, M.* A systematic comparison of static and dynamic ageing of two Al-Mg-Si alloys / M. Cai, D.P. Field, G.W. Lorimer // *Mater. Sci. Eng. A.* 2004. V.373. P.65—71.
11. *Yassar, R.S.* The effect of predeformation on the  $\beta'$  and  $\beta''$  precipitates and the role of Q' phase in an Al-Mg-Si alloy. AA6022 / R.S. Yassar, D.P. Field, H. Weiland // *Scripta Materialia.* 2005. V.53. P.299—303.
12. *Werenskiold, J.C.* Microstructure and texture evolution during ECAP of an Al-Mg-Si alloy : Observations, mechanisms and modeling / J.C. Werenskiold, H.J. Roven // *Mater. Sci. Eng. A.* 2005. V.410. P.174—177.
13. *Елагин, В.И.* Легирование деформируемых алюминиевых сплавов переходными металлами / В.И. Елагин. — М. : Металлургия, 1975. 248 с.
14. *Рохлин, Л.Л.* Влияние скандия совместно с цирконием на рекристаллизацию алюминиевых сплавов системы Al-Mg<sub>2</sub>Si / Л.Л. Ролин, Н.Р. Бочвар, И.Е. Тарытина // *Металлы.* 2015. №3. С.51—59.
15. *Meng, Y.,* Effect of minor Zr and Sc on microstructures and mechanical properties of Al-Mg-Si-Cu-Cr-V alloys / Y. Meng, Z.-h. Zhao, J.-Z. Cui // *Transaction Nonferrous Metals Society of China.* 2013. V.23. P.1882—1889.
16. *Vevecka, A.* A characterization of microstructure and microhardness on longitudinal planes of an Al-Mg-Si alloy processed by ECAP / A. Vevicka, M. Cabibbo, T.G. Langdon // *Mater. Characterization.* 2013. V.84. P.126—133.
17. *Samaei, M.* Simultaneous improvements of the strength and ductility of fine-grained AA6063 alloy with increasing number of ECAP passes / M. Samaei, S. Najafi, A.R. Eivani, H.R. Jafarian, J. Zhou // *Mater. Sci. Eng. A.* 2016. V.669. P.350—357.
18. *Mirzakhani, B.* Combination of severe plastic deformation and precipitation hardening processes affecting the mechanical properties in Al-Mg-Si alloy / B. Mirzakhani, Y. Payandeh // *Mater. Design.* 2015. V.68. P.127—133.
19. *Yuan, S.* Correlation between homogenization treatment and subsequent hot extrusion of Al-Mg-Si alloy / S. Yuan, L. Chen, J. Tang, G. Zhao, C. Zhang, J. Yu // *J. Mater. Sci.* 2019. V.54. Is.13. P.9843—9856.
20. *Zhu, S.* Design of solute clustering during thermomechanical processing of AA6016 Al-Mg-Si alloy / S. Zhu, H.-C. Shih, X. Cui, C.-Y. Yu, S.P. Ringer // *Acta Materialia.* 2021. V.203. Art.116455.
21. *Froock, H.* Influence of solution-annealing parameters on the continuous cooling precipitation of aluminum alloy 6082 / H. Froock, B. Milkereit, P. Wiechmann, A. Springer, M. Sander, O. Kessler, M. Reich // *Metals.* 2018. V.8. Is.4. P.265.
22. *Bochvar, N.R.* Effect of cold plastic deformation and subsequent aging on the strength properties of Al-Mg<sub>2</sub>Si alloys with combined (Sc + Zr) and (Sc + Hf) additions / N.R. Bochvar, O.V. Rybalchenko, N.P. Leonova, N.Yu. Tabachkova, G.V. Rybalchenko, L.L. Rokhlin // *J. Alloys and Compounds.* 2020. V.821. Art.153426.