

**СТРУКТУРА,
ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И ДИФФУЗИЯ**

УДК 669.715:669.793

**ВЛИЯНИЕ СКАНДИЯ НА МИКРОСТРУКТУРУ
СПЛАВА СИСТЕМЫ Al–Cu–Mn–Mg–Hf–Nb**

© 2021 г. В. В. Яшин^а, *, Е. В. Арышенский^б, А. М. Дриц^а, Ф. В. Гречников^{б, с},
А. А. Рагазин^а, В. Е. Баженов^а

^аАО “Арконик СМЗ”, Самара, 443051 Россия

^бСамарский национальный исследовательский университет имени академика С.П. Королева, Самара, 443086 Россия

^сФедеральное государственное бюджетное учреждение науки

Самарский федеральный исследовательский центр Российской академии наук, Самара, 443001 Россия

^дНациональный исследовательский технологический университет “МИСиС”, Москва, 119049 Россия

*e-mail: Vasilij.Yashin@arconic.com

Поступила в редакцию 24.09.2020 г.

После доработки 16.06.2021 г.

Принята к публикации 18.06.2021 г.

Проведено исследование влияния добавок скандия, на микроструктуру и механические свойства сплава системы Al–Cu–Mn–Mg–Nb–Hf. Проведен теоретический расчет фазового состава сплава при помощи программного продукта Thermo-Calc. Отлиты опытные слитки сплава со скандием и без, которые затем прошли гомогенизацию, отжиг на распад пересыщенного твердого раствора, прокатку на лабораторном стане и отжиг на рекристаллизацию. На каждом этапе образцы изучали методами оптической и электронной микроскопии (при помощи просвечивающего микроскопа). Показано, что фазовый состав сплава без скандия включает наличие вторичных частиц Al₁₂Mn, Al₂CuMg₄ и Al₂₀Cu₂Mn₃ размерами от 10 до 200 нм, сплав со скандием отличается наличием частиц Al₃(Sc_xHf_{1-x}). Массовая доля этой фазы после гомогенизации составляет 0.5%, далее при температуре отжига 300°C она увеличивается до 1.9%. Благодаря наличию этих частиц, процесс деформации при температуре 380–400°C идет без признаков рекристаллизации, а разупрочнение происходит только за счет процессов возврата. Отжиг при повышенных температурах (540°C) запускает процесс статической рекристаллизации, в ходе которой происходит формирование микроструктуры с условным средним диаметром зерна 8 мкм. На сплаве без скандия количество блокирующих частиц недостаточно для того, чтобы сдерживать миграцию границ при отжиге, и размер зерна при тех же параметрах обработки остается более 26 мкм.

Ключевые слова: алюминиевые сплавы, легирование переходными металлами, механические свойства, электронная просвечивающая микроскопия, термомеханическая обработка, эволюция зеренной микроструктуры

DOI: 10.31857/S0015323021100120

ВВЕДЕНИЕ

В настоящее время востребованы новые сплавы, имеющие существенно более высокие прочностные характеристики в сочетании с высокой технологичностью [1–9]. Один из способов улучшения прочностных свойств алюминиевых сплавов – это легирование их переходными металлами. При распаде пересыщенных твердых растворов переходных металлов в алюминии образуются частицы структурного типа L1₂, которые обладают очень полезным свойством – сдерживать миграцию зеренных границ [10–14]. В настоящей работе проведено исследование влияния добавок скандия на микроструктуру и механические свойства сплава системы Al–Cu–Mn–Mg–Nb–Hf с низким со-

держанием легирующих элементов. Такая композиция позволит вести высокотемпературную гомогенизацию (≈600°C), с сохранением высокой степени насыщения твердого раствора по переходным металлам. После отжига такого сплава (≈300°C) будет получаться гетерофазная структура с интерметаллидами размерами около 1–10 мкм, содержащими Cu, Mn и Mg и с дисперсоидами структуры L1₂ размерами менее 250 нм. В процессе деформации вокруг крупных интерметаллидов происходит накопление дополнительных напряжений, которые релаксируют с разворотом областей решетки, что приводит к появлению дополнительных мест образования зародышей при рекристаллизации [15–17]. Новые зерна не увеличиваются в раз-

Таблица 1. Результаты химического анализа состава опытных плавков

Маркировка плавки	Массовая доля элемента, %								
	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Nb	Hf	Sc	Al
A	0.01	0.01	1.62	1.08	1.06	0.3	0.5	—	Остальное
A + Sc	0.01	0.01	1.75	1.15	1.04	0.3	0.5	0.31	Остальное

мерах за счет блокировки роста границ зерен дисперсоидами структуры $L1_2$. Благодаря сочетанию этих двух факторов, в полуфабрикате получается мелкозернистая структура, которая, в свою очередь, является необходимым условием для получения сверхпластичного состояния. Полученная мелкозернистая структура служит для заготовок под интенсивную пластическую деформацию, в ходе которой получают ультрамелкозернистую структуру [18–20].

Предельная растворимость ниобия (Nb), гафния (Hf) и скандия (Sc) в твердом алюминии при температуре 662–665°C составляет 0.22% (здесь и далее по тексту статьи все концентрации указаны в массовом соотношении), 1.2 и 0.55% соответственно. При снижении температуры предельная растворимость снижается: ниобия до 0.1% (при 327°C) [22, 24–27], гафния до 0.43% (при 427°C) [21, 28, 29], скандия до 0.01% (при 300°C) [23, 30]. Совместное же легирование этими элементами снижает предельную растворимость в разы, в результате чего можно добиться двойного эффекта, первый – модифицирование литой структуры сразу после литья, и второй – получение мелкозернистой структуры за счет контролируемой рекристаллизации.

Поэтому цель данной работы – изучение влияния скандия на зеренную структуру и формирование упрочняющих наночастиц в сплаве Al–1.75% Cu–1.15% Mn–1.04% Mg–0.3% Nb–0.5% Hf при литье, высокотемпературной гомогенизации, низкотемпературном отжиге, горячей деформации и отжиге на рекристаллизацию.

МЕТОДИКА ПРОВЕДЕНИЯ ЭКСПЕРИМЕНТА

Опытные плавки проводили в индукционной печи средней частоты, с графитовым тиглем, масса плавки 10 кг. Масса отливаемого слитка составляла 3 кг.

В качестве шихты для приготовления сплавов использовали следующие материалы: первичный алюминий высокой чистоты марки А95, чушковый магний первичный марки Mg90, дробленая медь марки М1, лигатура в виде слитка Al–Sc₂, лигатура марки Al–Mn₁₀, лигатура собственного производства Al–Nb₂, Al–Hf₂.

При производстве лигатуры марок Al–Hf₂, Al–Nb₂ использовали следующие материалы: первичный алюминий марки А85, гафний марки ГФИ1, ниобий марки НБШ0.

После расплавления алюминия и достижения температуры 730°C производили снятие шлака с поверхности расплава. Далее расплав нагревали до температуры 780–800°C и производили присадку лигатур Al–Sc₂, Al–Nb₂, Al–Hf₂ порциями по 300 г с последующим перемешиванием и выдержкой расплава в течение 5 мин и нагревом расплава до температуры присадки следующей порции. После присадки всей рассчитанной лигатуры расплав охлаждали до температуры 740°C и производили присадку легирующих компонентов (Cu, Mg, Mn) по расчету. Далее производили перемешивание расплава в течение 3-х мин с последующим нагревом расплава до температуры 740°C и отбор пробы на экспресс-анализ химического состава плавки. Температура литья 720–740°C.

Химический состава определяли методом спектрального анализа. Результаты анализа опытных плавков представлены в табл. 1.

Перед сливом расплава в кокиль его рафинировали карналлитовым флюсом из расчета 5 г на 1 кг загруженной шихты. Далее с поверхности расплава снимали шлак и сливали металл в кокиль из конструкционной стали. Разливку металла производили равномерной струей в течение 40 с. После затвердевания слиток извлекали из кокиля, охлаждали в воде и отправляли на гомогенизацию. Гомогенизацию проводили при 590°C в течение 4 ч в муфельной печи THERM CONCEPT KM 70/06/A. После гомогенизации проводили гетерогенизационный отжиг при 300°C в течение 4 ч для выделения частиц структуры $L1_2$.

Прокатку вели при температуре 380–400°C, в несколько проходов с суммарной степенью относительной деформации 60%. После прокатки полосу подвергали высокотемпературному отжигу для прохождения рекристаллизации и проводили очередной цикл проката ($\epsilon = 60\%$). Параметры прокатки представлены в табл. 2. Данная процедура была повторена 3 раза.

Деформационную обработку проводили на лабораторном стане K220-75/300 (диаметр рабочих валков 220 мм). На каждом этапе от заготовки от-

бирали образцы на всестороннее исследование, включая:

– измерение электропроводности портативным прибором ВЭ-17НЦ, п/я Р-6409, г. Екатеринбург (погрешность измерения не более 2%);

– измерение твердости микротвердомером HV-1000, “Time Group Inc.”, Китай;

– размер зерна определяли на оптическом микроскопе Axiovert-40 MAT, Carl Zeiss, Германия, в поляризованном свете (образцы перед изучением были подготовлены электрополированием в фтороборном электролите) с подсчетом среднего размера зерна методом секущих по ГОСТ 21073;

– определение интерметаллидов и дисперсоидов методом просвечивающей микроскопии (Теснаи G2 F20 S-TWIN TMP с термополювым катодом при ускоряющем напряжении 200 кВ);

– изучение химического состава структурных составляющих методом энергодисперсионной спектроскопии при помощи детектора X-Max 80T в диапазоне энергий 0–10 кэВ (энергетическое разрешение детектора составляет 122 эВ);

– исследование механических свойств при растяжении на универсальной испытательной машине (Zwick/Roell Z050).

Расчет фазового состава проводили с использованием программы Thermo-Calc 2016a [31]. Использовали термодинамическую базу TCAL4 (TCS Al-based alloy database, Version 4.0) [32]. Ввиду отсутствия в базе возможности ведения расчета по Nb, количество фаз с ниобием пересчитывали, исходя из диаграммы Al–Nb [21, 24].

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЯ И ОБСУЖДЕНИЕ

Сырое состояние. Изучение микроструктуры слитков в сыром состоянии показывает, что зеренное строение сплава со скандием значительно

Таблица 2. Параметры прокатки

№ прохода	h_0 , мм	h_k , мм	ϵ	ϵ'
1	40	16	0.92	2.75
2	16	6.4	0.92	4.35
3	6.4	2.56	0.92	6.88
4	2.56	1.02	0.92	10.88

Таблица 3. Механические свойства образцов исследуемых сплавов

Характеристики	Слиток		После проката № 4 A + Sc
	A	A + Sc	
$\sigma_{0.2}$, МПа	129	161	352
σ_b , МПа	169	276	362
δ , %	10	12.8	1.45

но отличается от сплава без скандия. Структура сплава А имеет дендритное строение с условным диаметром зерна 290 мкм (см. рис. 1а). Микроструктура сплава А + Sc в исходном литом состоянии показана на рис. 1б. Сплав А + Sc имеет зеренное строение со средним размером зерна 70 мкм. На периферии отливки, где скорость охлаждения значительно выше, размер зерна 45 мкм.

Средние значения механических характеристик сплава в литом состоянии и после прокатки представлены в табл. 3. Из табл. 3 видно, что добавление скандия приводит к увеличению предела текучести на ≈ 30 МПа, а предела прочности на 107 МПа.

Для исследования эволюции частиц образцы были изучены посредством электронного просвечивающего микроскопа. По границам зерен в обоих сплавах располагаются частицы, содержащие в основном медь (см. рис. 2б) и в меньшем

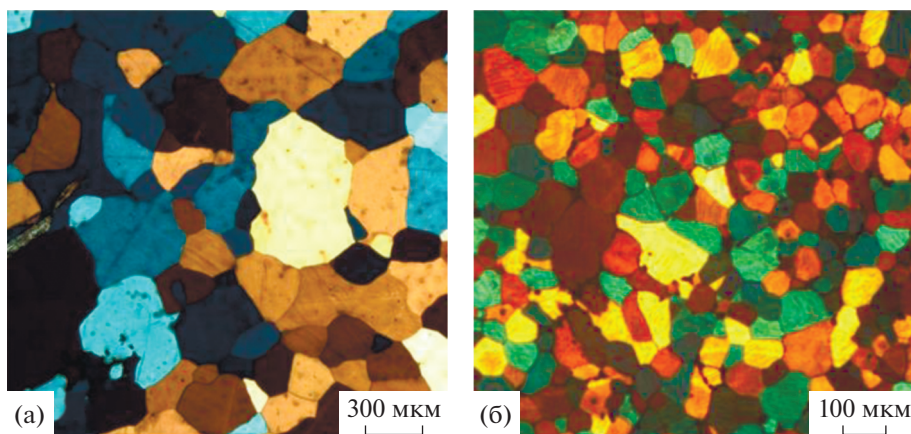


Рис. 1. Микроструктура сплава после литья (а) А; (б) А + Sc, Nb, Hf.

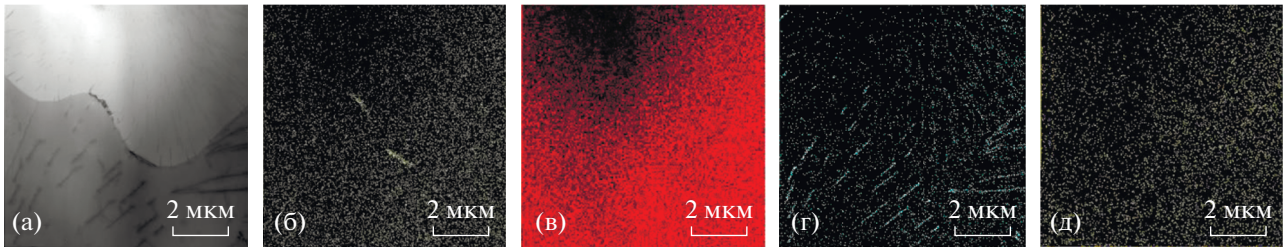


Рис. 2. Микрорентгеноспектральный анализ сплава A + Sc: (а) изображение в светлом поле, (б) распределение меди, (в) гафния, (г) скандия, (д) ниобия.

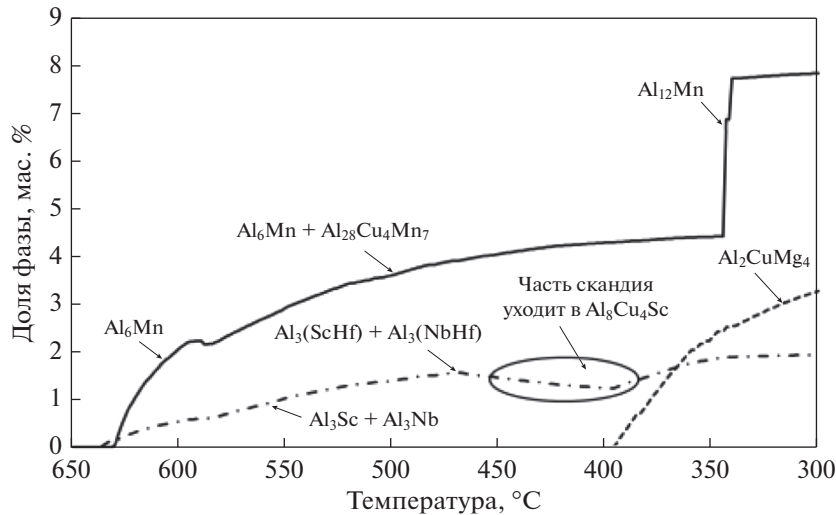


Рис. 3. График изменения долей фаз в зависимости от температуры в сплаве Al + Sc.

количестве марганец, железо и магний. Ниобий и гафний располагаются в объеме материала более однородно (см. рис. 2г, 2д), области, обогащенные данными элементами, не выявляются. По результатам исследования частиц в темном поле можно предположить, что на границе зерна располагаются сравнительно крупные (40 нм) частицы Al_2CuMg и фазы $\text{Al}_{20}\text{Cu}_2\text{Mn}_3$. В структуре образца сплава A + Sc в литом состоянии выявляются частицы со скандием, расположенные в объеме зерна, размеры которых изменяются в пределах 3–5 нм.

Гомогенизация

Первый этап обработки — это гомогенизация, термообработка слитков при максимально возможной температуре. Исходя из результатов расчета в программном продукте Thermo-Calc, построен график изменения доли фаз сплава A + Sc (см. рис. 3), в зависимости от температуры (фазы с марганцем объединены на одной кривой, так же, как и фазы Al_3Sc , Al_3Nb и Al_3Hf), который показывает, что при температуре 590°C в равновес-

ном состоянии будут находиться фазы Al_6Mn и $\text{Al}_{28}\text{Cu}_4\text{Mn}_7$ в количестве около 2%, $\text{Al}_3(\text{Sc}_x\text{Hf}_{1-x})$ и $\text{Al}_3(\text{Nb}_y\text{Hf}_{1-y})$ в количестве до 0.5%.

Важно длительностью выдержки при гомогенизации не допустить коагуляции и потери их когерентности с матрицей. После гомогенизации выравнивание концентраций скандия в структуре металла не наблюдается. Выделение скандия происходит преимущественно на элементах дислокационной субструктуры с образованием фазы Al_3Sc размерами (10–17 нм, см. рис. 4), с кристаллической решеткой $L1_2$, когерентной с матрицей.

Отжиг на распад пересыщенного твердого раствора

После гомогенизации низкотемпературный отжиг при температуре $T \approx 300^\circ\text{C}$ (см. рис. 1) приводит к выходу из твердого раствора магния, марганца и меди с образованием фаз Al_{12}Mn и Al_2CuMg_4 и идет интенсивное образование частиц со скандием, ниобием и гафнием в количестве, близком к максимальному ($\approx 0.83\%$). На протяжении термодеформационной обработки фазовая структура

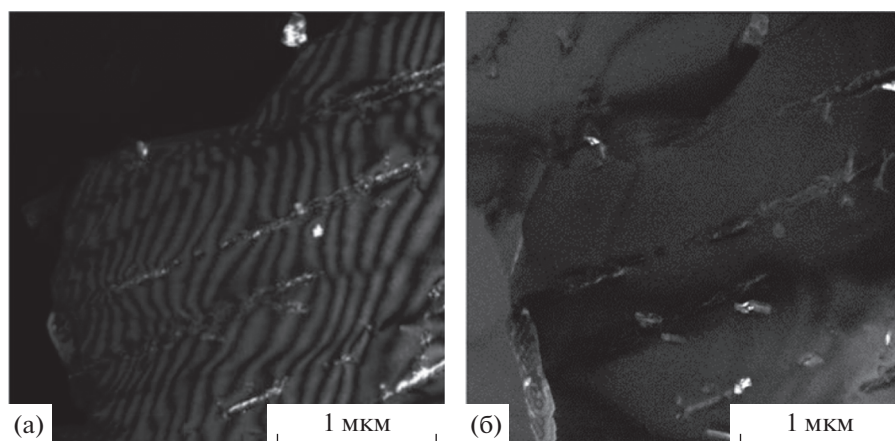


Рис. 4. Структура образца сплава A + Sc после гомогенизации – темные поля, полученные в рефлексах: (а) $[002]Al + [200]Al_3Sc + [200]Al_3Hf$; (б) $[004] Al_3Hf + [116] Nb(CuAl)$.

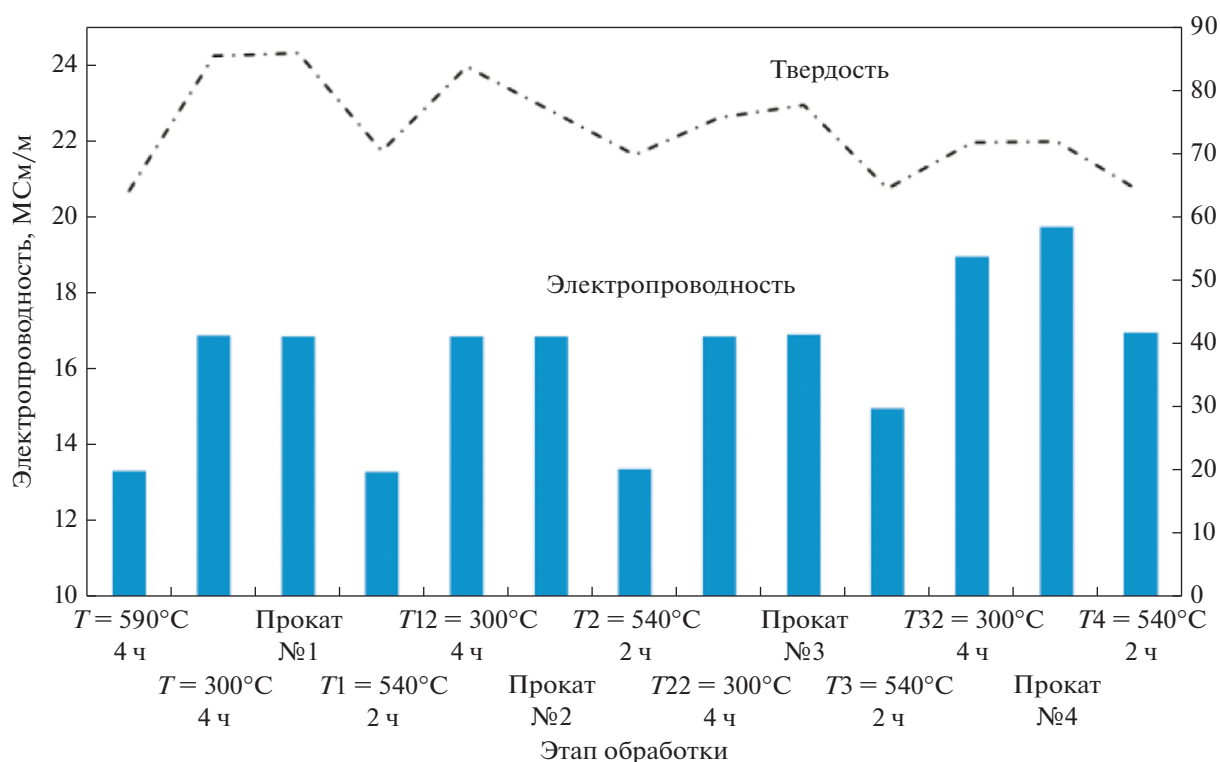


Рис. 5. Изменение твердости и электропроводности в процессе обработки сплава Al + Sc.

металла постоянно меняется, об этом свидетельствуют изменения таких свойств, как электропроводность и твердость (см. рис. 5). Очень показателен рост электропроводности от 13 до 17 МСм/м и твердости от 64.5 до 86 НВ после отжига при 300°С, который свидетельствует о процессе распада пересыщенного твердого раствора с образованием упрочняющих дисперсоидов.

Исследования на микроскопе показывают, что после 4-х часов выдержки при температуре 300°С

объем зерна сплава А и сплава А + Sc заполнен пластинчатой фазой $Al_{20}Cu_2Mn_3$ (см. рис. 6б). Размеры пластин этой фазы достигают 200 нм, толщина не превышает 50 нм. В сплаве А + Sc часть пластин фазы $Al_{20}Cu_2Mn_3$ образуется в областях с повышенной плотностью дислокаций рядом со сферическими частицами, богатыми Sc. На границах зерен также присутствуют вытянутые частицы неправильной формы с размерами до 2.5 мкм. Согласно ЭДС-анализу, химический со-

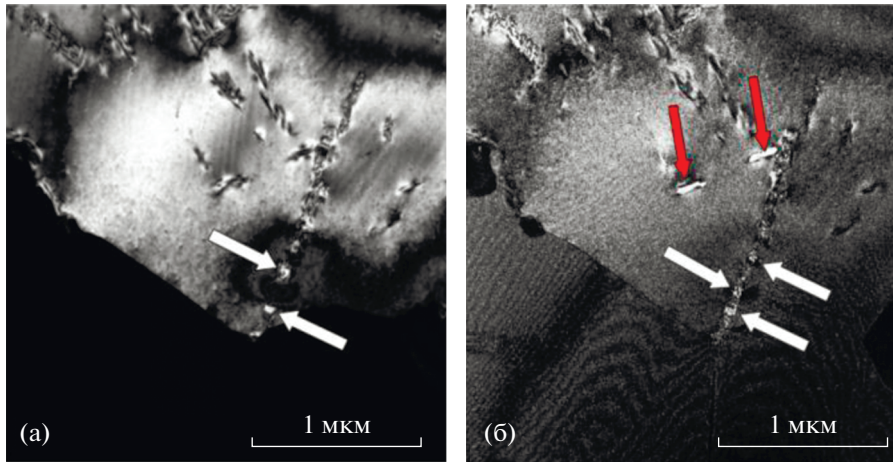


Рис. 6. Структура образца сплава A + Sc в темном поле после гетерогенизационного отжига, полученные в рефлексах: (а) $[111]\text{Al} + [111]\text{Al}_3\text{Sc} + [041]\text{Al}_3\text{Hf}$; (б) $[113]\text{Al} + [113]\text{Al}_3\text{Sc} + [440]\text{Al}_{20}\text{Cu}_2\text{Mn}_3 + [260]\text{AlHf}$. Частицы, указанные белыми стрелками, являются Al_3Sc или Al_3Hf ; указанные красными стрелками – $\text{Al}_{20}\text{Cu}_2\text{Mn}_3$.

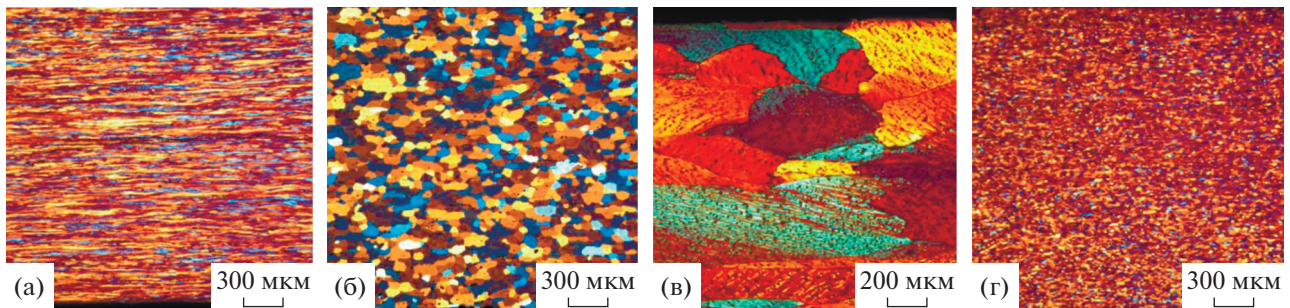


Рис. 7. Микроструктура в поляризованном свете: (а) после проката (первый проход); (б) первый проход + отжиг при $540^\circ\text{C} - 2 \text{ ч}$; (в) после третьего прохода; (г) третий проход + отжиг при $540^\circ\text{C} - 2 \text{ ч}$.

став близок к составу фазы Al_2CuMg_4 . В сплаве A + Sc количество частиц Al_3Sc значительно увеличивается как по границам зерен, так и внутри зерна, размеры их составляют 20 нм (рис. 6).

Прокатка и высокотемпературный отжиг

После первого цикла прокатки и последующего высокотемпературного отжига размер зерна соответствует величине 53–56 мкм (см. рис. 7, 8). После второго цикла обработки размер зерна уменьшается еще в два раза до 27–28 мкм. Дальнейшие циклы обработки не приводят к уменьшению размеров зерен на базовом сплаве (минимальный размер 26 мкм), но на сплаве с Sc продолжается измельчение микроструктуры, средний условный диаметр зерна после четвертого цикла соответствует величине 8 мкм. Частицы со скандием блокируют рост границ новых рекристаллизованных зерен, благодаря чему стало возможным получение столь мелкозернистой структуры. Нагрев до температуры 540°C переводит часть компонентов снова в твердый раствор, это вид-

но по обратному изменению контролируемых свойств (электропроводность снова снижается до 13 МСм/м, а твердость до 71 НВ). После третьего и четвертого высокотемпературного отжига электропроводность уже не возвращается на минимальный уровень (13 МСм/м) и соответствует 15 и 17 МСм/м соответственно, твердость постепенно снижается до начального уровня 64.5 НВ. Предел текучести листов из сплава A + Sc после 4-х циклов обработки увеличился более чем в два раза (см. таблицу 3).

После первой прокатки ($\epsilon = 60\%$) при температуре $380\text{--}400^\circ\text{C}$ образцы сплава A + Sc отличаются от образцов без скандия тем, что имеют развитую субзеренную структуру с относительно низкой дислокационной плотностью. Субзерна имеют как вытянутую форму, так и равноосную. Размеры субзерен варьируются в пределах 0.1–1.5 мкм. В объеме зерна равномерно распределены: агломераты фазы Al_3Sc размером не более 50 нм и отдельные сферические частицы Al_3Sc размером не более 10 нм. С меньшей степенью однородности в объеме зерна

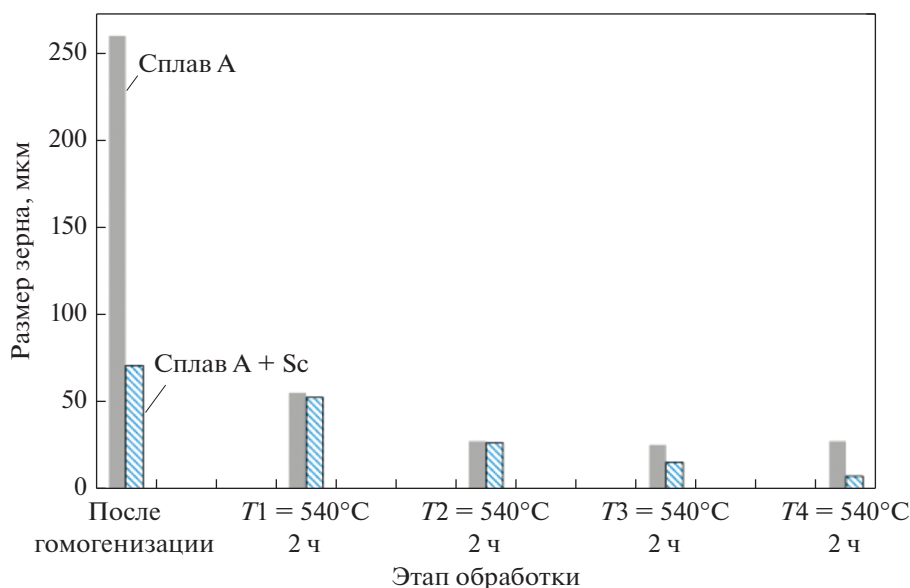


Рис. 8. Изменение размера зерна в ходе обработки.

присутствуют: пластины фазы Al_2CuMg_4 с размерами, не превышающими 100 нм, и пластины фазы $\text{Al}_{20}\text{Cu}_2\text{Mn}_3$ с размерами не более 300 нм (см. рис. 9). Замечена повышенная плотность выделений как фазы Al_2CuMg_4 , так и фазы $\text{Al}_{20}\text{Cu}_2\text{Mn}_3$ вблизи границ зерен. Также присутствуют строчечные выделения частиц с повышенным содержанием скандия и незначительным количеством Hf (до 0.1 ат. %). Частицы располагаются как на границах, так и в объеме субзерен. Частицы имеют вытянутую неправильную форму, толщину 30 нм, длину не более 300 нм.

После второго и третьего этапов деформации на образцах со скандием происходит увеличение степени наклепа, отдельные дислокации не различаются (см. рис. 10). Размеры видимых субзерен составляют 0.1–1 мкм. В сплаве А + Sc в объеме зерен присутствуют сферические частицы Al_3Sc размерами 100–250 нм. В составе частиц Al_3Sc также имеется Hf (до 2–3 ат. %).

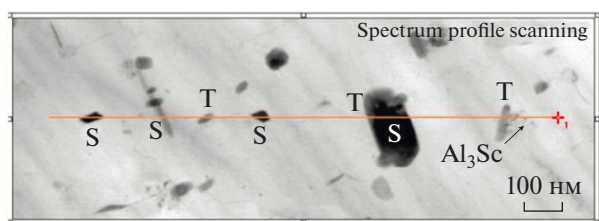


Рис. 9. ЭДС-профили через частицы Al_2CuMg_4 (S) и $\text{Al}_{20}\text{Cu}_2\text{Mn}_3$ (T). Образец после первой прокатки $\epsilon = 60\%$.

При помощи сканирующего электронного микроскопа произведена оценка удельного объема (f) дисперсоидов (частиц размером менее 1 мкм) и их средний диаметр (d). Изменение величины f/d для исследуемых сплавов представлены на графике рис. 11.

Отношение f/d показывает, насколько эффективно работает эффект торможения миграции границ [12]. Из рис. 11 видно, что максимальный эффект будет после отжига при 300°C , и на сплаве

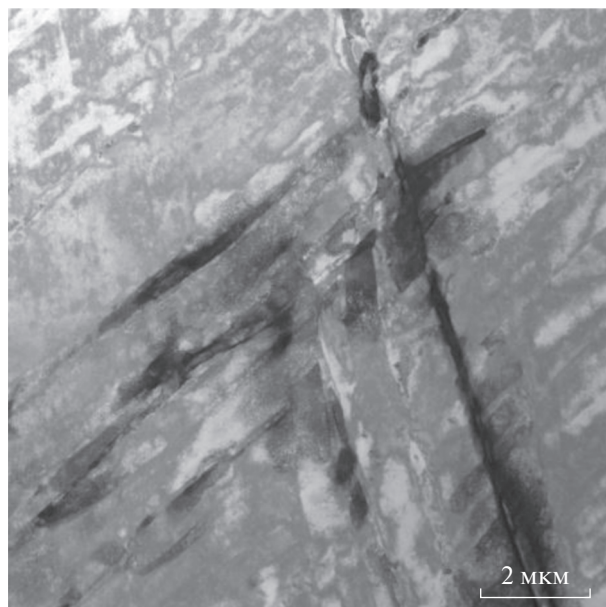


Рис. 10. Структура деформированного образца сплава А + Sc.

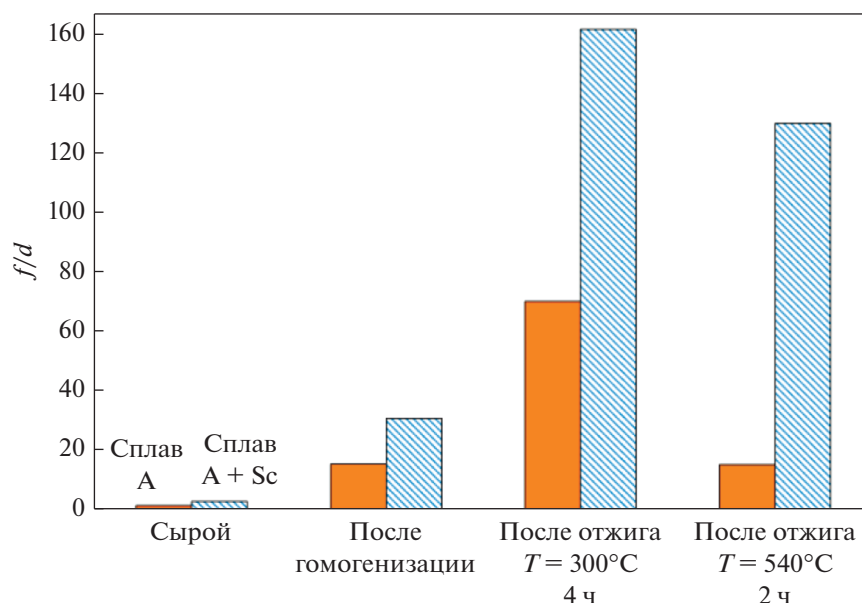


Рис. 11. Изменение показателя f/d в зависимости от термообработки.

со скандием он почти в два раза выше, чем на сплаве без скандия.

ВЫВОДЫ

В работе проведено исследование влияния малой добавки скандия на эволюцию микроструктуры в экспериментальном сплаве системы Al–Cu–Mn–Mg–Nb–Hf при его термомеханической обработке.

По мере обработки исследуемых сплавов, выявлены отличия в процессе эволюции зеренной микроструктуры, а именно показано, что с увеличением скорости деформации на сплаве со скандием удается зафиксировать структуру с размером зерна до 8 мкм, в сплаве без скандия снизить средний условный диаметр зерна на величину менее 26 мкм не получилось. Такой эффект объясняется повышенным количеством частиц структуры $L1_2$ в сплаве со скандием, которые эффективно тормозят миграцию границ в процессе рекристаллизационного отжига и не дают расти вновь образованным зернам. Исследование методом электронной сканирующей микроскопии показали, что такие частицы практически отсутствуют в сыром состоянии, часть выпадает уже при гомогенизации, наибольшее количество выделяется при отжиге 300°C, при последующем отжиге 540°C дисперсоиды увеличиваются в размерах и их эффективность снижается.

В сплаве без скандия выделенных частиц фаз $Al_{12}Mn$, Al_2CuMg_4 и $Al_{20}Cu_2Mn_3$ недостаточно, чтобы блокировать рост границ зерен.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Арышенский Е.В., Гук С.В., Галиев Э.Э., Дриц А.М., Кавалла Р. Оценка возможности применения сплава 1565ч в автомобильной промышленности // Деформация и разрушение материалов. 2018. № 9. С. 40–46.
2. Захаров В.В., Фисенко И.А. К вопросу о легировании алюминиевых сплавов скандием // Металловедение и термическая обработка металлов. 2017. № 5. С. 15–22.
3. Захаров В.В. О легировании алюминиевых сплавов переходными металлами // Металловедение и термическая обработка металлов. 2017. № 2. С. 3–8.
4. Сизяков В.М., Бажин В.Ю., Власов А.А. Состояние и перспективы развития производства алюминия // Металлург. 2010. № 7. С. 4–7.
5. Акопян Т.К., Летягин Н.В., Белов Н.А., Кошмин А.Н., Гизатулин Д.Ш. Анализ микроструктуры и механических свойств нового деформируемого сплава на основе ((Al) + Al₄(Ca, La)) эвтектики // Физика металлов и металловедение. 2020. V. 121. № 9. P. 1003–1008.
6. Belov N.A., Korotkova N.O., Akopyan T.K., Timofeev V.N., Structure and Properties of Al–0.6% Zr–0.4% Fe–0.4% Si (wt %) Wire Alloy Manufactured by Electromagnetic Casting // Journal of the minerals metals and materials society (JOM). 2020. V. 72. № 4. P. 1561–1570.
7. Saitov A.V., Bazhin V.Y., Povarov V.G. On the application of lithium additives in the electrolytic production of primary aluminum // Russian Metallurgy (Metally). 2017. V. 2017. № 12. P. 1018–1024.
8. Косов Я.И., Бажин В.Ю. Особенности фазообразования при алюминотермическом получении лигатуры алюминий-эрбий // Металлург. 2018. № 5. С. 39–44.

9. *Bazhin V.Y., Savchenkov S.A., Kosov Y.I.* Specificity of the titanium-powder alloying tablets usage in aluminium alloys // non-ferrous metals. 2016. № 2. P. 52–56.
10. *Колачев, Б.А., Ливанов В.А., Елагин В.И.* Металловедение и термическая обработка цветных металлов и сплавов // Учеб. для вузов 3-е изд., перераб. и доп. М.: МИСИС, 2001. 416 с.
11. *Belov N.A., Alabin A.N., Matveeva L.A.* Optimization of phase composition of Al–Cu–Mn–Zr–Sc alloys for rolled products without requirement for solution treatment and quenching // J. alloys and compounds. 2014. Т. 583. P. 206–213.
12. *Яковлев А.А.* Исследование и разработка технологии получения слитков алюминиевых сплавов системы Al–Cu–Mn–Zr–Sc с целью изготовления из них деформированных полуфабрикатов без использования операций гомогенизации и закалки // Дис. Нац. исслед. технол. ун-т, 2015. С. 211.
13. *Chen B.A., Pan L., Wang R.H., Liu G., Cheng P.M., Xiao L., Sun J.* Effect of solution treatment on precipitation behaviors and age hardening response of Al–Cu alloys with Sc addition // Materials Science and Engineering: A. 2011. Т. 530. С. 607–617.
14. *Захаров В.В., Филатов Ю.А., Фисенко И.А.* Легирование алюминиевых сплавов скандием // Металловедение и термическая обработка металлов. 2020. № 8. С. 31–36.
15. *Кищик М.С., Михайловская А.В., Котов А.Д., Дриц А.М., Портной В.К.* Влияние режимов гетерогенизационного отжига перед холодной прокаткой на структуру и свойства листов из сплава 1565ч // Металловедение и термическая обработка металлов. 2019. № 4. С. 25–31.
16. *Humphreys F., Rollett A., Rohrer G.S., Hatherly M.* Recrystallization and related annealing phenomena // В.: Elsevier Science. 2012. P. 658.
17. *Тептерев М.С. Арышенский Е.В., Гук С.В., Баженов В.Е., Дриц А.М., Кавалла Р.* Исследование влияния режимов отжига на эволюцию зеренной структуры и интерметаллидных фаз в холоднокатаной ленте из алюминиево-магниевого сплава // Физика металлов и металловедение. 2020. № 121(9). С. 995–1002.
18. *Бродова И.Г., Ширинкина И.Г., Распосиенко Д.Ю., Акоюн Т.К.* Эволюция структуры закаленного Al–Zn–Mg–Fe–Ni-сплава в процессе интенсивной пластической деформации и отжига // Физика металлов и металловедение. 2020. Т. 121. № 4. С. 987–994.
19. *Ширинкина И.Г., Бродова И.Г.* Структурно-фазовые превращения при отжиге Al–Zn–Mg–Fe–Ni-сплава после кручения при высоком давлении // Физика металлов и металловедение. 2020. Т. 121. № 4. С. 388–395.
20. *Кайгородова Л.И., Распосиенко Д.Ю., Пушин В.Г., Пилюгин В.П., Смирнов С.В.* Влияние отжига на структуру и свойства стареющего сплава Al–Li–Cu–Mg–Zr–Sc–Zn, подвергнутого мегапластической деформации // Физика металлов и металловедение. 2019. Т. 120. № 1. С. 169–175.
21. *Арышенский Е.В., Арышенский В.Ю., Яшин В.В., Дриц А.М., Гречников Ф.В.* Высокопрочный термостойкий мелкозернистый сплав на основе системы Al–Cu–Mn–Mg–Sc–Nb–Hf и изделие из него. Заявка № 2020130600 от 17.09.2020.
22. *Мондольфо Л.Ф.* Структура и свойства алюминиевых сплавов М.: Металлургия. 1979. С. 640.
23. *Røyset, J., Ryun N.* Scandium in aluminium alloys // International Materials Reviews. 2013. № 50(1). P. 19–44.
24. *Elliott R.P., Shunk F.A.* The Al–Nb system (Aluminum–Niobium) // Bulletin of Alloy Phase Diagrams. 1981. № 2. P. 75–81.
25. *Латушкин И.А., Яшин В.В., Рагазин А.А., Арышенский В.Ю., Арышенский Е.В.* Влияние микролегирования алюминиевых сплавов редкоземельными элементами на структуру литейной заготовки // Наследственность в литейно-металлургических процессах. 2018. С. 374–386.
26. *Яшин В.В., Кабанов А.С., Арышенский Е.В., Латушкин И.А.* Влияние микролегирования алюминиевого сплава АМг5 переходными металлами (Sc, Zr, Nb) на структуру литой заготовки // Цветные металлы. 2019. № 2. С. 56–61.
27. *Казакова Е.Ф., Дмитриева Н.Е., Дунаев С.Ф.* Взаимодействие алюминия с ниобием и скандием в равновесных и неравновесных состояниях // Вестник Московского университета. 2015. Т. 56. № 1. С. 41–47.
28. *Hallem H. Lefebvre W., Forbord B., Danoix F., Mathinsen K.* The formation of Al₃(Sc_xZr_yHf_{1-x-y})-dispersed in aluminium alloys // Materials Science and Engineering: A. 2006. Т. 421. № 1–2. С. 154–160.
29. *Rokhlin, L.L., Bochvar N.R., Dobatkina T.V., Leont'ev V.G.* Al-rich portion of the Al–Hf phase diagram // Russian Metallurgy (Metally). 2009. № 3. P. 258–262.
30. *Fuller, Christian B. David N. Seidman, David C.* Ductile Mechanical properties of Al(Sc,Zr) alloys at ambient and elevated temperatures // Materials Science and Engineering. 2003. V. 51. P. 4803–4814.
31. *Andersson J.O., Helander T., Höglund L., Shi P.F., Sundman B.* Thermo-Calc and DICTRA, Computational tools for materials science // CALPHAD. 2002. № 26. P. 273–312.
32. Thermo-Calc Software TCAL4 Al-based alloy database, Version 4.0 (accessed 1 August 2020).