

PACSnumbers: 61.72.-y, 62.20.Qp, 81.10.Jt, 81.20.Hy, 81.40.Lm, 81.70.Bt, 83.50.Uv

Влияние типа и степени интенсивной пластической деформации на структуру и свойства литых Al–Sc-сплавов

А. Л. Березина, Т. А. Монастырская, А. А. Давиденко*,
О. А. Молебный, С. С. Полищук

*Институт металлофизики им. Г. В. Курдюмова НАН Украины,
бульв. Акад. Вернадского, 36,
03680, ГСП, Киев-142, Украина*

**Донецкий физико-технический институт им. А. А. Галкина НАН Украины,
просп. Науки, 46,
03680, ГСП, Киев-28, Украина*

В сплавах Al–Sc, Al–Sc–Ti, Al–Sc–Ta при интенсивной пластической деформации методами гидроэкструзии и равноканальной угловой гидроэкструзии при комнатной температуре образуются домены с периодической структурой, в которых чередуются области деформированной и недеформированной матрицы с периодом модуляции 0,4–0,7 мкм. Такая структура обусловлена тем, что в процессе накопления деформации при равноканальной угловой гидроэкструзии динамический возврат в сплавах заменяется процессами динамической рекристаллизации с образованием большеугловых границ зёрен размером 0,3–0,8 мкм, соизмеримым с периодом модуляции.

Ключевые слова: сплавы Al–Sc, интенсивная пластическая деформация, гидроэкструзия, равноканальная угловая гидроэкструзия, динамическая рекристаллизация, дисклинации, полосы сброса, малоугловые и большеугловые границы, распад пересыщенного твёрдого раствора.

Corresponding author: Alla Leonidivna Berezina
E-mail: beresk@imp.kiev.ua

*G. V. Kurdyumov Institute for Metal Physics, N.A.S. of Ukraine,
36 Academician Vernadsky Blvd., UA-03680 Kyiv-142, Ukraine*

**Donetsk Institute for Physics and Engineering Named After O. O. Galkin, N.A.S. of Ukraine,
46 Nauky Ave., UA-03680 Kyiv-28, Ukraine*

Please cite this article as: A. L. Berezina, T. O. Monastyrskaya, O. A. Davydenko, O. A. Molebny, and S. S. Polishchuk, Influence of Type and Degree of a Severe Plastic Deformation on Structure and Properties of Cast Al–Sc Alloys, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, 38, No. 8: 1057–1076 (2016) (in Russian), DOI: 10.15407/mfint.38.08.1057.

У стопах Al–Sc, Al–Sc–Ti, Al–Sc–Ta при інтенсивній пластичній деформації методами гідроекструзії та рівноканальної кутової гідроекструзії за кімнатної температури утворюються домени з періодичною структурою, в яких чергуються області деформованої та недеформованої матриці з періодом модуляції у 0,4–0,7 мкм. Таку структуру зумовлено тим, що в процесі накопичення деформації при рівноканальній кутовій гідроекструзії динамічне повернення у стопах замінюється процесами динамічної рекристалізації з утворенням великокутових меж зерен розміром у 0,3–0,8 мкм, сумірним з періодом модуляції.

Ключові слова: стопи Al–Sc, інтенсивна пластична деформація, гідроекструзія, рівноканальна кутова гідроекструзія, динамічна рекристалізація, дисклінації, смуги скидання, малокутові та великокутові межі, розпад пересиченого твердого розчину.

The effect of monotonous and non-monotonous severe plastic deformations (SPD) on the structure and properties of aluminium alloys is studied. A conventional hydrostatic extrusion (HE) with a constant deformation direction and an equal-channel angular hydroextrusion (ECAH) with an abrupt change in the deformation direction are chosen for the cases of monotonous and non-monotonous SPD, respectively. Model cast hypoeutectic Al–0.3% Sc alloys and hypereutectic Al–0.6% Sc alloys alloyed with Ta and Ti are chosen in the study. As demonstrated, the SPD of these alloys result in the segregation of the material in active and inactive zones, which form a banded structure. The active zones are shown to be bands of localized plastic deformation. The distance between zones is found to be independent on the degree of accumulated strain and is in the range of 0.6–1 μm . A dynamic recrystallization in the active zones is observed using TEM and is accompanied by the formation of disclinations, deformation bands, low-angle and high-angle boundaries, *i.e.* rotational deformation modes are developed. A dynamic recrystallization occurs more intensively during the non-monotonous deformation as compared with the monotonous one that is confirmed by the reduction of both stress and texture degree in materials after ECAH.

Key words: alloyed Al–Sc alloys, severe plastic deformation, hydrostatic extrusion, equal-channel angular hydroextrusion, dynamic recrystallization, disclinations, deformation bands, low-angle and high-angle boundaries, ageing, supersaturated solid solution.

(Получено 16 июня 2016 г.)

1. ВВЕДЕНИЕ

Изучение природы пластической деформации твёрдых тел в течение последних двух десятилетий привело к важному заключению о том, что пластическое течение в материале протекает неоднородно на любом этапе и на любом уровне [1–3]. Проведённые в конце XX века экспериментальные исследования локализации пластического течения подтвердили многообразие форм этого явления и его важ-

ную роль на всех этапах пластического течения [3–5]. Показано, что для любых материалов и любых условий нагружения характерно явление макролокализации деформации, и формы локализации строго подчиняются правилу соответствия между распределениями очагов макролокализации, их кинетикой и стадийностью кривой нагружения материала [3]. При исследовании влияния интенсивной пластической деформации (ИПД) на структуру и свойства сплавов установлено, что использование больших пластических деформаций даже при комнатной температуре вызывает процессы динамической рекристаллизации и способствует созданию мелкозернистой кристаллической структуры сплава. Были предложены различные методы ИПД: множественная прокатка, множественное волочение, кручение под давлением, равноканальное угловое прессование (РКУП) [7–9]. Особый интерес вызвал метод РКУП, который позволял создавать большие деформации в материале без изменения размеров. При исследовании влияния ИПД на структуру и свойства сплавов основное внимание было сосредоточено на определении условий формирования субмикронной и наноразмерной зёрненной структуры [9]. В значительно меньшей степени изучены процессы фазовых превращений, термической стабильности созданных метастабильных состояний при использовании ИПД.

В настоящей работе была поставлена задача изучения общих закономерностей влияния интенсивной пластической деформации на процессы распада пересыщенных твёрдых растворов с целью получения аддитивного вклада в упрочнение от мелкозернистой матрицы и наноразмерной упрочняющей фазы, выделяющейся в процессе старения; оценить возможность получения аномально пересыщенных твёрдых растворов алюминия тугоплавкими малорастворимыми элементами. При этом интересным представляется сравнительный анализ использования как консервативной деформации, которая осуществляется при неизменном направлении деформации, так и неконсервативной деформации при резком изменении направления деформации.

2. МАТЕРИАЛ И МЕТОДИКА ИССЛЕДОВАНИЯ

Для проведения ИПД в качестве консервативной деформации была выбрана гидроэкструзия (ГЭ), неконсервативной — равноканальная угловая гидроэкструзия (РУГЭ), являющаяся модифицированной версией РКУП, впервые предложенная в ДонФТИ им. А. А. Галкина НАН Украины [10].

Скорость прессования при деформации РУГЭ составляла $\cong 2$ мм/с, средняя скорость деформации была $\cong 2,1$ с⁻¹, угол пересечения сегментов канала составлял 90°, после каждого прохода осуществлялся поворот образца вокруг своей оси на 90°. Эквивалент-

ная деформация при РУГЭ сопоставима с равномерной деформацией при одноосном растяжении. Величину накопленной эквивалентной деформации при РУГЭ приближённо оценивали как $e_N = (2N/3^{1/2})\text{ctg}\Phi$, где N — количество циклов деформации, 2Φ — угол пересечения сегментов канала (в нашем случае $2\Phi = 90^\circ$).

При проведении ГЭ степень истинной накопленной деформации изменялась в пределах $e \cong 0,77\text{--}2,8$, при РУГЭ $e \cong 1,4\text{--}6,8$. ИПД осуществлялась при комнатной температуре. В качестве объектов исследования были выбраны модельные литые сплавы доэвтектического состава Al–0,3%Sc и заэвтектического Al–0,6% Sc, дополнительно легированные Ta, Ti.

Исследованные материалы и режимы деформации представлены в табл. 1.

При определении деформации рассчитывалась истинная e , а не относительная ε деформация.

Исследования проводились с использованием просвечивающей электронной микроскопии на электронном микроскопе JEM-2000FXII, металлографического, рентгеновского, резистометриче-

ТАБЛИЦА 1. Составы исследованных сплавов и режимы ИПД.

TABLE 1. The compositions of the studied alloys and SPD modes.

Сплав	Образец	ГЭ, e	РУГЭ		ГЭ, e	Накопленная деформация, e_Σ	HV
			Число проходов, n	e			
Al–0,3% Sc	1	0,23	5	5,8	0,77	6,8	48,9
Al–0,6% Sc– 0,05% Ta	2	–	–	–	0,74	0,74	
	3	–	1	1,16	0,74	1,39	
Al–0,6% Sc– 0,2% Ta	4	0,23	5	5,8	0,77	6,8	50,2
Al–0,6% Sc– 0,6% Ta	5	0,23	5	5,8	0,77	6,8	52,8
	6	0,47	2	2,3	–	2,77	46,92
Al–0,6% Sc– 0,3% Ta	7	2,01	–	–	–	2,01	51,08
	8	2,82	–	–	–	2,82	50,83
	9	0,47	4	4,6	–	5,07	50,83
	10	0,47	4	4,6	1,46	6,53	53,7
Al–0,6% Sc– 0,1% Ti	11	0,47	4	4,6	–	5	63,83
	12	0,47	4	4,6	1,61	6,61	63,08
	13	0,47	4	4,6	2,42	7,42	62,75
Al–0,6% Sc– 0,3% Ti	14	0,47	3	3,45	–	3,92	56,6

ского и дюрOMETрического анализов. Для изучения текстуры образцов после ИПД использовали дифрактометр ДРОН-3М с текстурной приставкой. Съёмки в геометрии с параллельным пучком проводили в излучении кобальтового анода при сканировании углов α от 0° до 80° с шагом 5° и углов β от 0° до 360° с шагом 10° . Для учёта эффекта дефокусировки при изменении угла α учитывали данные, полученные на бестекстурном образце BaTiO_3 . При анализе текстуры с помощью прямых и обратных полюсных фигур применяли пакет программ MTEX Matlab [11].

Для рентгеноструктурного анализа деформированных образцов использовали дифрактометр общего назначения (ДРОН-4М) в CoK_α -излучении по схеме $(\theta-2\theta)$. В качестве эталона использовали поликристалл SiO_2 . Для определения параметров микроструктуры образцов из анализа физического уширения профилей рентгеновских пиков применяли метод аппроксимации с помощью функции Фойгта, являющейся свёрткой функций Коши и Гаусса [12]. В результате анализа дифрактограмм с помощью классического метода Вильямсона–Холла определяли размеры области когерентного рассеяния и уровень микроискажений решётки в образцах.

3. РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

3.1. Характеристика исходного состояния сплавов

Сплав Al–0,3% Sc — доэвтектический, кристаллизуется по ячеистому механизму, на границе ячеек присутствуют частицы Al_3Sc размером 1–2 мкм, размер зерна составляет 2 мм. Равновесная объёмная доля фазы Al_3Sc — 0,2%.

Сплавы Al–0,6% Sc–ПМ кристаллизуются по смешанному типу: эвтектическому и перитектическому. Равновесная объёмная доля фазы Al_3Sc составляет 0,9%. Зёрна размером 150–250 мкм кристаллизуются по эвтектическому типу (рис. 1, а). Эвтектика представляет собой «веерную структуру», ветви которой состоят из отдельных полуккогерентных частиц Al_3Sc фазы размером 0,5–1,5 мкм. Мелкие зёрна размером 30–60 мкм кристаллизуются по перитектическому типу и содержат в центре крупные частицы размером $\cong 10$ мкм. После гидроэкструзии ($e = 0,23$) смешанная структура сплава Al–0,6% Sc–0,05 % Ta сохраняется (рис. 1, б).

3.2. Структурное состояние литых сплавов после ИПД методом гидроэкструзии и методом равноканальной угловой деформации

На мезоскопическом уровне исследования с помощью электрополировки шлифов после ИПД удаётся зафиксировать чередующиеся

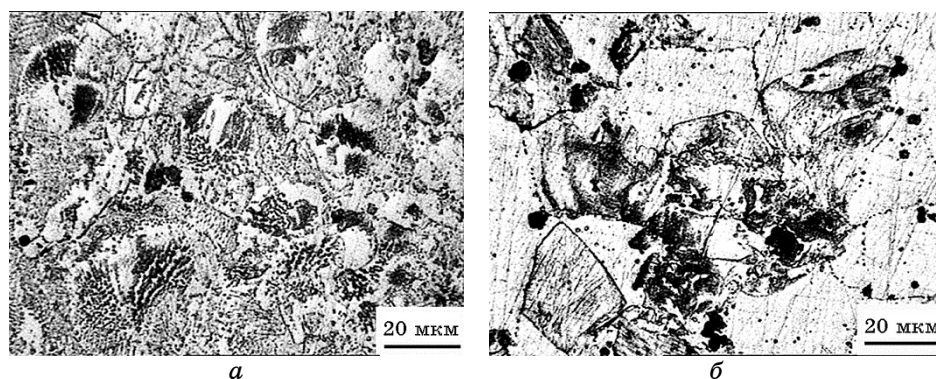


Рис. 1. Сплав Al–0,6% Sc–0,05% Ta: структура эвтектики в литом состоянии (а); зёрнистая структура после деформации гидроэкструзией (б).

Fig. 1. Al–0.6% Sc–0.05% Ta alloy: eutectic structure in the cast state (а); grain structure after hydroextrusion (б).

полосы с разной отражающей способностью, которые свидетельствуют о расслоении материала на два структурных состояния: тёмные — области локализованной деформации, светлые — области, свободные от напряжений. Такие области образуют своеобразные домены локализованной пластической деформации.

При гидроэкструзии ($e = 0,74$) в поперечном сечении (рис. 2, а) домены локализованной деформации расположены неоднородно, зарождаются гетерогенно на границе зёрен. Период модуляции в доменах составляет $\cong 0,8\text{--}1$ мкм. В матрице, где отсутствуют домены, можно наблюдать единичные линии локализованной деформации. В продольном сечении прутка домены локализации отсутствуют, зёрна размером $\cong 130 \times 40$ мкм вытянуты в направлении экструзии. Внутри зёрен присутствуют частицы Al_3Sc фазы размером $\cong 2\text{--}4$ мкм.

При увеличении накопленной деформации до $e_\Sigma = 1,9$ за счёт использования 1 прохода РУГЭ (рис. 2, в) период модуляции уменьшается до $\cong 0,5$ мкм. В продольном сечении появляются «ножевые» зёрна толщиной $\cong 0,5$ мкм.

При каждом проходе РУГЭ образец поворачивается на 90° , вследствие чего в поперечном сечении прутка сплава Al–0,65 Sc–0,3% Ta при четырёхкратной угловой гидроэкструзии (накопленная деформация при этом ГЭ + 4РУГЭ, $e_\Sigma = 5,07$) наблюдаются завихрения в доменах локализованной деформации (рис. 3, а). В продольном сечении присутствуют домены, в которых линии локализованной деформации характеризуются различной кривизной (рис. 3, б). При дополнительной гидроэкструзии (ГЭ + 4РУГЭ + ГЭ, $e_\Sigma = 6,53$) структура огрубляется, исчезает тонкая структура доменов деформации

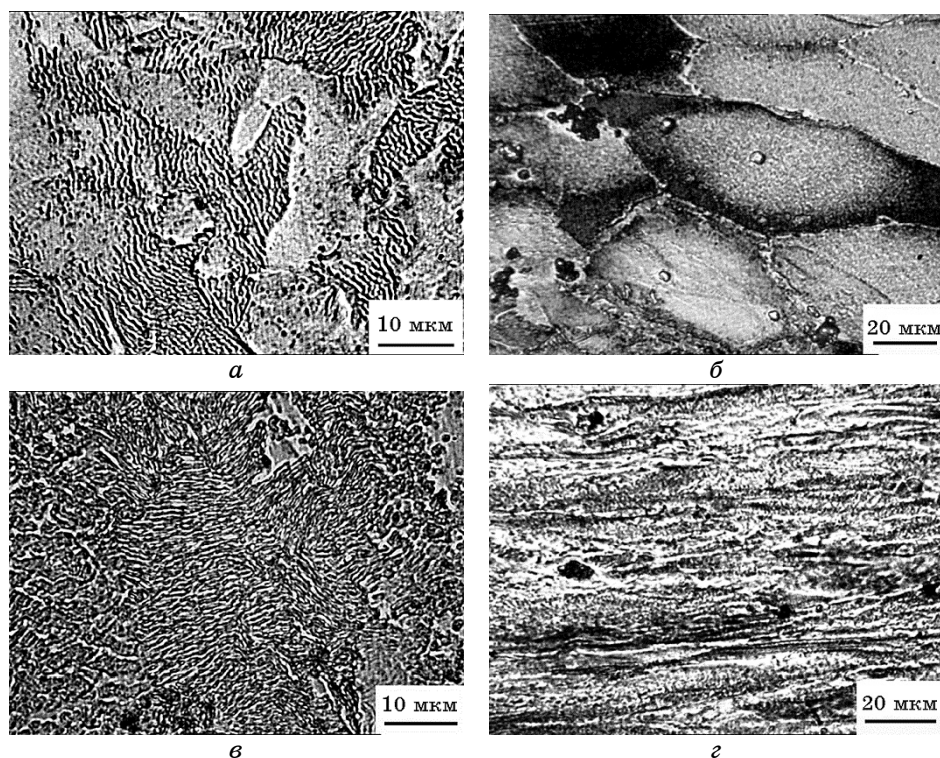


Рис. 2. Структурное состояние сплава Al-0,6% Sc-0,05% Ta после деформации: ГЭ, $e = 0,74$ (поперечное сечение (а), продольное сечение (б)); 1РУГЭ ++ ГЭ, $e_{\Sigma} = 1,9$ (поперечное сечение (в), продольное сечение (г)).

Fig. 2. The structure of the Al-0.6% Sc-0.05% Ta alloy after deformation: HE, $e = 0.74$ (cross-section (a), longitudinal section (b)); 1ECHAH + HE, $e_{\Sigma} = 1.9$ (cross-section (c), longitudinal section (d)).

(рис. 3 в, г), формируется однонаправленная структура (рис. 3, в, г).

Морфология доменов локализованной деформации зависит не только от вида и степени деформации, но и от состава сплавов. Так, для доэвтектического сплава Al-0,3% Sc домены локализованной деформации представляют собой сектора (рис. 4, а) при деформации ГЭ + 4РУГЭ + ГЭ, $e_{\Sigma} = 6,8$, в отличие от морфологии доменов сплава Al-0,6% Sc-0,3% Ta после такой же деформации (рис. 3, а). После нагрева сплавов наблюдается переплетённая волокнистая структура (рис. 4, б).

Как показывают электронно-микроскопические исследования, для всех опытных сплавов после РУГЭ характерно присутствие чередующихся областей, в которых происходят деформационные процессы с образованием дислокаций, малоугловых, большеуго-

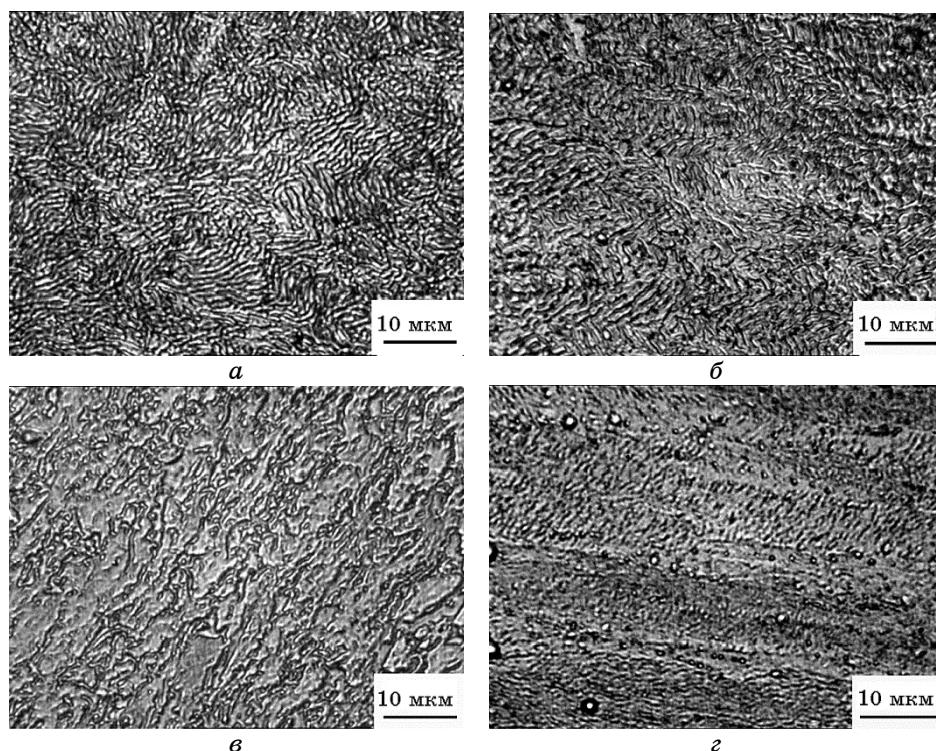


Рис. 3. Структурное состояние сплава Al–0,6% Sc–0,3% Ta после деформации: ГЭ + 4РУГЭ, $e_{\Sigma} = 5,07$ (поперечное сечение (а), продольное сечение (б)); ГЭ + 4РУГЭ + ГЭ, $e_{\Sigma} = 6,53$ (поперечное сечение (в), продольное сечение (г)).

Fig. 3. The structure of the Al–0.6% Sc–0.3% Ta alloy after deformation: HE + 4ЕСАН, $e_{\Sigma} = 5.07$ (cross-section (a), longitudinal section (б)); HE + 4ЕСАН + HE, $e_{\Sigma} = 6.53$ (cross-section (в), longitudinal section (г)).

вых границ и областей, в которых нет, либо намного слабее выражены деформационные процессы (рис. 5). Период чередования этих областей в среднем совпадает с периодом модуляции в доменах локализованной деформации, которые наблюдаются при металлографическом исследовании, и составляет $\cong 2-8 \cdot 10^{-1}$ мкм. По данным микродифракции при одних и тех же увеличениях монокристаллическая картина в исходном состоянии сменяется поликристаллической (рис. 5). С ростом содержания Sc и Ta растёт содержание мелкокристаллических зёрен.

3.3. Влияние типа и степени ИПД на текстуру сплавов

Анализ литературных данных по исследованию текстур в алюми-

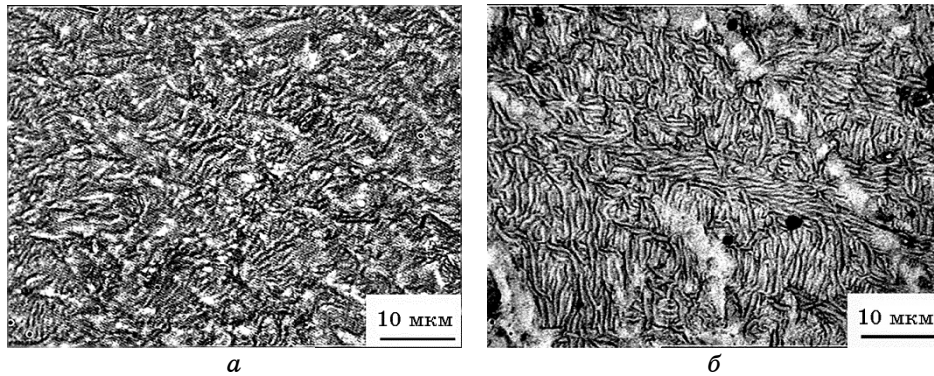


Рис. 4. Изменение деформационной структуры сплава Al-0,3% Sc после нагрева: исходная деформация ГЭ + 5УГЭ + ГЭ, $e_{\Sigma} = 6,8$ (а); деформация $e_{\Sigma} = 6,8$ + изохронный нагрев 300°C ($\tau = 2$ часа) + 400°C ($\tau = 2$ часа) + 450°C ($\tau = 2$ часа) (б).

Fig. 4. Change of deformation structure of the Al-0.3% Sc alloy after annealing: the initial deformation HE + 5ECAN + HE, $e_{\Sigma} = 6.8$ (a); the deformation $e_{\Sigma} = 6.8$ + isochronal annealing at 300°C ($\tau = 2$ hours) + 400°C ($\tau = 2$ hours) + 450°C ($\tau = 2$ hours) (b).

ниевых сплавах после деформации методом РКУП [13–18] показывает, что при этом образуется текстура, близкая к текстуре чистого сдвига с множественными ориентациями вдоль направлений текстур $\{111\}\langle uvw \rangle$ и $\{hkl\}\langle 110 \rangle$.

Здесь индексы Миллера $\{hkl\}\langle uvw \rangle$ обозначают ориентацию, при

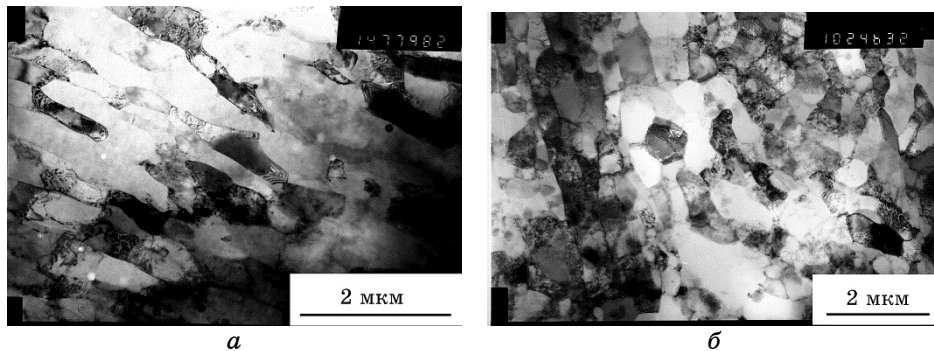


Рис. 5. Электронно-микроскопическая структура поперечного сечения прутка после ИПД: Al-0,6% Sc-0,3% Ta ГЭ + 2 РУГЭ (а); Al-0,6% Sc-0,6% Ta ГЭ + 4 РУГЭ (б).

Fig. 5. The TEM structure of the cross-section of the rod after SPD: Al-0.6% Sc-0.3% Ta HE + 2ECAN (a); Al-0.6% Sc-0.6% Ta HE + 4ECAN (b).

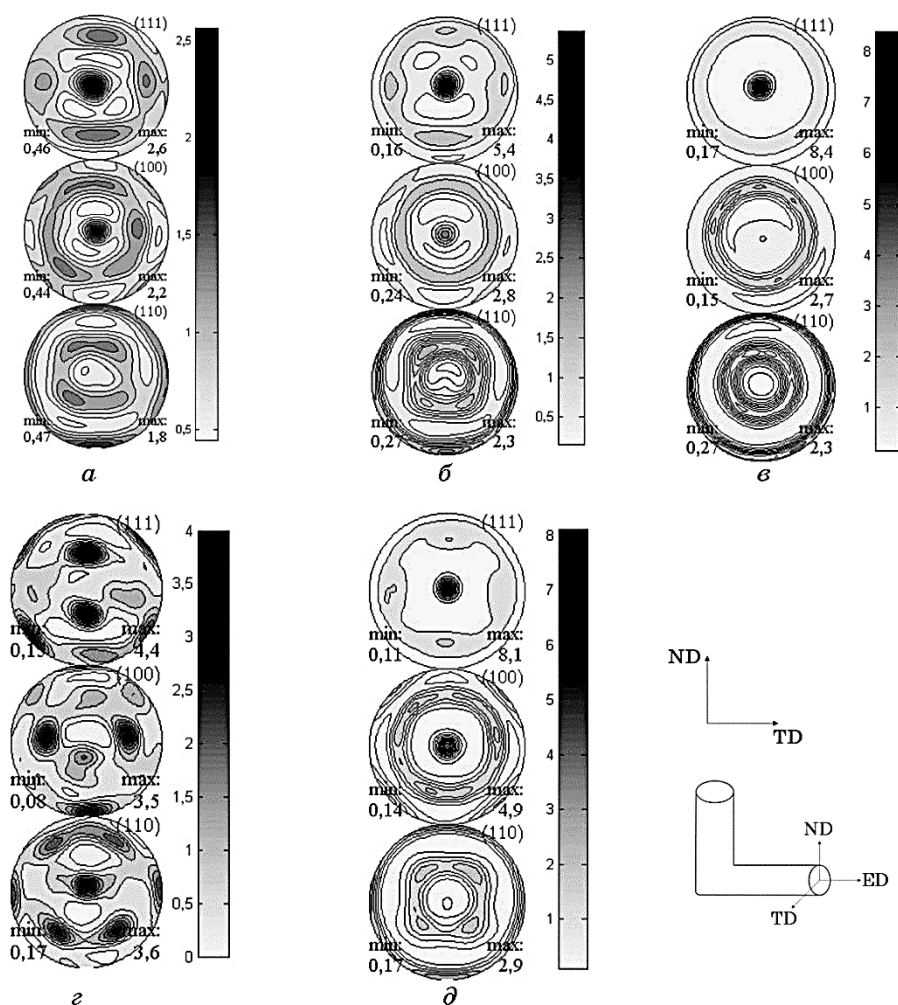


Рис. 6. Прямые полюсные фигуры (ППФ) (а–д) для поперечного сечения образцов 6, 7, 8, 9 и 10 соответственно (табл. 2).

Fig. 6. Pole Figs. a–d for the cross-section of samples 6, 7, 8, 9, and 10, respectively (see Table 2).

которой плоскость $\{hkl\}$ параллельна продольному сечению образца (ND), а направление $\langle uvw \rangle$ параллельно направлению экструзии (ED). Влияние ориентации плоскости сечения каналов при проведении РКУП было исследовано в работе [18], в которой был предложен метод определения текстуры при различных углах пересечения каналов и определены основные компоненты идеальной текстуры при РКУП.

В настоящей работе исследовалось изменение структурного со-

стояния и текстуры литого сплава Al–0,6% Sc–0,3% Ta в зависимости от типа деформации (ГЭ, ГЭ + РУГЭ, ГЭ + РУГЭ + ГЭ) и степени накопленной деформации. Исследовались поперечные и продольные сечения образцов после РУГЭ и гидроэкструзии (ГЭ).

На рисунке 6 представлены полюсные фигуры $\{111\}$, $\{200\}$ и $\{220\}$, снятые от поперечного сечения прутков алюминиевых сплавов Al–Sc–Ta после различных видов ИПД (табл. 2).

Видно, что образец, подвергнутый ГЭ и двукратной РУГЭ (образец 6, рис. 6, а), характеризуется ограниченной текстурой с максимальной полюсной плотностью 2,6. Образец 7 после ГЭ характеризуется более симметричными в аксиальном направлении полюсными фигурами (рис. 6, б) по сравнению с образцом 6. Характер распределения полюсной плотности для образца 7 свидетельствует о доминировании двухкомпонентной аксиальной текстуры $\langle 111 \rangle + \langle 100 \rangle$. При этом, максимум полюсной плотности ($f(g) = 5,4$) выше, чем в случае образца после 2РУГЭ. Дальнейшая ГЭ образца 7 приводит к формированию однокомпонентной аксиальной текстуры $\langle 111 \rangle$ с максимальной полюсной плотностью $f(g) = 8,4$ (образец 8, рис. 6, в).

Полюсные фигуры от образца, подвергнутого четырёхкратной РУГЭ (образец 9, рис. 6, г), свидетельствуют о формировании ограниченной текстуры, подобной текстуре образца после 2РУГЭ (образец 6, рис. 6, а). Максимальная полюсная плотность для образца 9 составила 2,1. Дальнейшая гидроэкструзия образца 9 приводит к формированию острой двухкомпонентной аксиальной текстуры $\langle 111 \rangle + \langle 100 \rangle$ с максимальной полюсной плотностью $f(g) = 8,1$ (об-

ТАБЛИЦА 2. Влияние типа деформации на текстуру, и параметры микроструктуры сплавов.

TABLE 2. Effect of deformation type on texture, coherent domain size and microstrains in the alloys.

№	Тип деформации	Накопленная деформация, e_{Σ}	ОКР, D , нм	Микроискажения решётки, ϵ , %	Основные компоненты текстуры	Полюсная плотность, $\max f(g)$
6	ГЭ + 2РУГЭ	2,77	61	0,02	РУГЭ	2,1
7	ГЭ	2,01	200	0,13	65% $\langle 111 \rangle +$ + 35% $\langle 100 \rangle$	5,3
8	ГЭ	2,82	–	–	$\langle 111 \rangle$	8,4
9	ГЭ + 4РУГЭ	4,6	100	0,05	РУГЭ	2,1
10	ГЭ + 4РУГЭ + ГЭ	6,14	98	0,05	60% $\langle 111 \rangle +$ + 40% $\langle 100 \rangle$	8,1

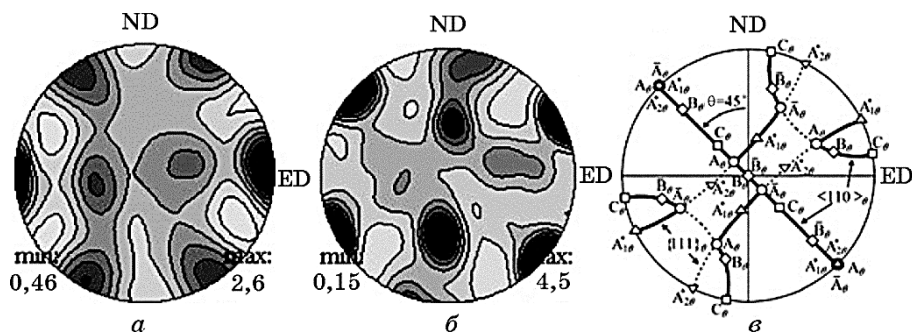


Рис. 7. Прямые полюсные фигуры для продольного сечения образцов 6 (а) и 9 (б) и идеальные компоненты для текстуры РУГЭ [16] (в) (табл. 2).

Fig. 7. (111) pole figures for the longitudinal section of samples 6 (a) and 9 (b), respectively. Ideal texture components for ECAN [16] (c) (see Table 2).

разец 10, рис. 6, д).

Для того чтобы охарактеризовать ограниченную текстуру образцов 6 и 9 после РУГЭ, для них были дополнительно построены полюсные фигуры от продольного сечения образцов (рис. 7). Видно, что основные компоненты текстуры РУГЭ присутствуют на ППФ (111) от обоих образцов. В случае образца 6 доминирующими компонентами текстуры являются C_0 , A_{10}^* , B_0 и A_0 , менее выражены компоненты A_{20}^* , B_0^- и A_0^- . При этом максимальная полюсная плотность $f(g)$ составляла 2,6.

Для образца 9 доминирующими компонентами текстуры являются A_{10}^* , C_0 , B_0 , B_0^- , A_0 и A_0^- ; несколько менее выражена компонента A_{20}^* . Следует также отметить, что основные компоненты текстуры для образца 6 повернуты вокруг оси TD на угол $\Delta\theta' = \theta' - \theta \cong 10-15^\circ$ (против часовой стрелки) относительно идеальной ориентации для простого сдвига. Подобные отклонения от ориентаций простого сдвига ранее отмечались в исследованиях текстуры различных материалов после РУГЭ. Так в работе [19] было обнаружено, что текстура меди после нескольких проходов через РУГЭ имеет $\Delta\theta'$ порядка $5-10^\circ$. В работе [14] было обнаружено, что текстура алюминия после 4, 8 и 12 проходов РУГЭ развернута примерно на 20° относительно идеальных ориентаций для простого сдвига. В работе [20] для идеализированного пластичного материала моделированием с помощью метода конечных элементов для одного прохода РУГЭ угол отклонения от идеальных ориентировок простого сдвига был оценён в диапазоне $5-15^\circ$. Существует неоднозначность в трактовках такого отклонения от идеальной текстуры простого сдвига. Так, в работе [21] предположили, что такое отклонение может быть связано с различными углами наклона плоскости пересечения угловой матрицы с $\Phi = 90^\circ$ и продольной плоскости заготовки. С дру-

гой стороны, в работе [14] предположили, что отклонение от идеальной текстуры РУГЭ связано с наличием дополнительной деформации вдоль плоскости сдвига.

В соответствии с [16] функцию распределения ориентировок образцов после РУГЭ можно охарактеризовать ориентационными распределениями между тремя аксиальными текстурами, обозначенными, как f_1 , f_2 и f_3 . Аксиальная текстура f_1 содержит только частичную текстуру $(A_1^* - A - A_2^*)\{111\}$, f_2 включает ориентации $(C - B^- - A^-)$ вокруг $\langle 110 \rangle$ и $(A^- - A_1^*)$ ориентации вокруг $\{111\}$, причём эти две частичные аксиальные текстуры пересекаются в A^- . Аксиальная текстура f_3 симметрична f_2 и содержит ориентации $(C - B^- - A - A_2^*)$. Согласно этой классификации образец 6 содержит преимущественно f_1 - и f_3 -аксиальную текстуру, а образец 9 сочетает уже все три типа f_1 , f_2 и f_3 аксиальной текстуры (табл. 2).

При сопоставлении формирования текстуры при консервативной (ГЭ) и неконсервативной (РУГЭ) деформации, при которой резко меняется направление деформации, следует отметить следующее. ГЭ при накоплении деформации $e_\Sigma = 2,01$ формирует двухкомпонентную аксиальную текстуру $65\% \langle 111 \rangle + 35\% \langle 100 \rangle$, которая при увеличении накопленной деформации до $e_\Sigma = 2,82$ заменяется однокомпонентной аксиальной текстурой $\langle 111 \rangle$ с ростом полюсной плотности до 8,4 и, соответственно, с увеличением анизотропии. РУГЭ способствует ослаблению выраженной текстуры гидроэкструзии за счёт образования частичных аксиальных текстур $\langle 110 \rangle$ и $\{111\}$. Увеличение числа проходов РУГЭ способствует дальнейшему ослаблению текстуры. Так, если при деформации ГЭ + 2РУГЭ образуется текстура с компонентами $(f_1 + f_2)$ частичных аксиальных текстур, то при ГЭ + 4РУГЭ — с компонентами $(f_1 + f_2 + f_3)$. Использование гидроэкструзии после РУГЭ восстанавливает двухкомпонентную аксиальную текстуру $60\% \langle 111 \rangle + 40\% \langle 100 \rangle$ при существенном увеличении полюсной плотности, что свидетельствует о восстановлении анизотропии. Внутренние напряжения при этом не изменяются по сравнению с РУГЭ.

3.3. Влияние ИПД на кинетику и морфологию распада литых сплавов Al–Sc–Ta

Для оценки степени пересыщения сплавов после ИПД были проанализированы изменения приведённого температурного коэффициента электросопротивления сплавов $\alpha_T = f(T)$ при непрерывном нагреве (рис. 8).

Как следует из рис. 8, a , ни тип, ни степень накопленной деформации не влияют на положение и на глубину минимума. Следовательно, для данного сплава степень пересыщения твёрдого раствора и температурный интервал старения остаются неизменными.

Влияние ИПД в большей степени зависит от состава сплава (рис. 8, б). Наибольшее пересыщение наблюдается для сплава Al-0,6% Sc-0,2% Ta, для которого на кривой $\alpha_T = f(T)$ наблюдается наиболее глубокий минимум.

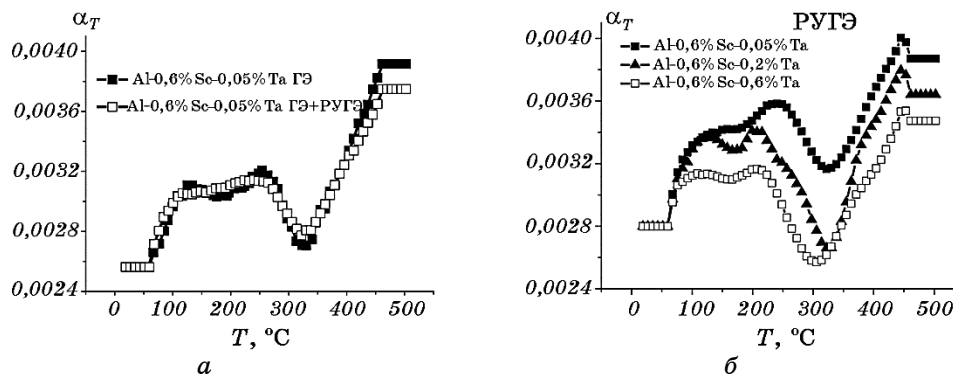


Рис. 8. Влияние типа деформации на изменение температурного коэффициента электросопротивления $\alpha_T = f(T)$ (а); влияние концентрации Ta на изменение температурного коэффициента электросопротивления $\alpha_T = f(T)$ после деформации ГЭ + 5РУГЭ + ГЭ $e_\Sigma = 6,8$ (б).

Fig. 8. Effect of deformation type on the change in the temperature coefficient of resistivity $\alpha_T = f(T)$ (a); effect of the Ta concentration on the change in the temperature coefficient of resistivity $\alpha_T = f(T)$ after deformation HE + 5ЕСАН + HE $e_\Sigma = 6.8$ (b).

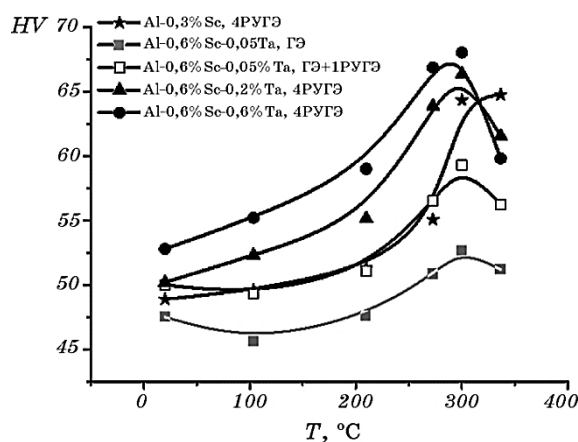


Рис. 9. Влияние ИПД на упрочнение сплавов при изохронном старении в течение 30 минут в температурном интервале 20–350°C.

Fig. 9. Effect of SPD on the alloys hardening during the isochronal aging for 30 minutes in the temperature range 20–350°C.

Упрочнение зависит от степени накопленной деформации и для сплавов Al-0,3% Sc, Al-0,6% Sc-0,2% Ta и Al-0,6% Sc-0,6% Ta при $e_{\Sigma} = 6,8$ составляет $\cong 25\%$ (рис. 9).

Характерная электронно-микроскопическая структура после ИПД и последующего старения представлена на рис. 10.

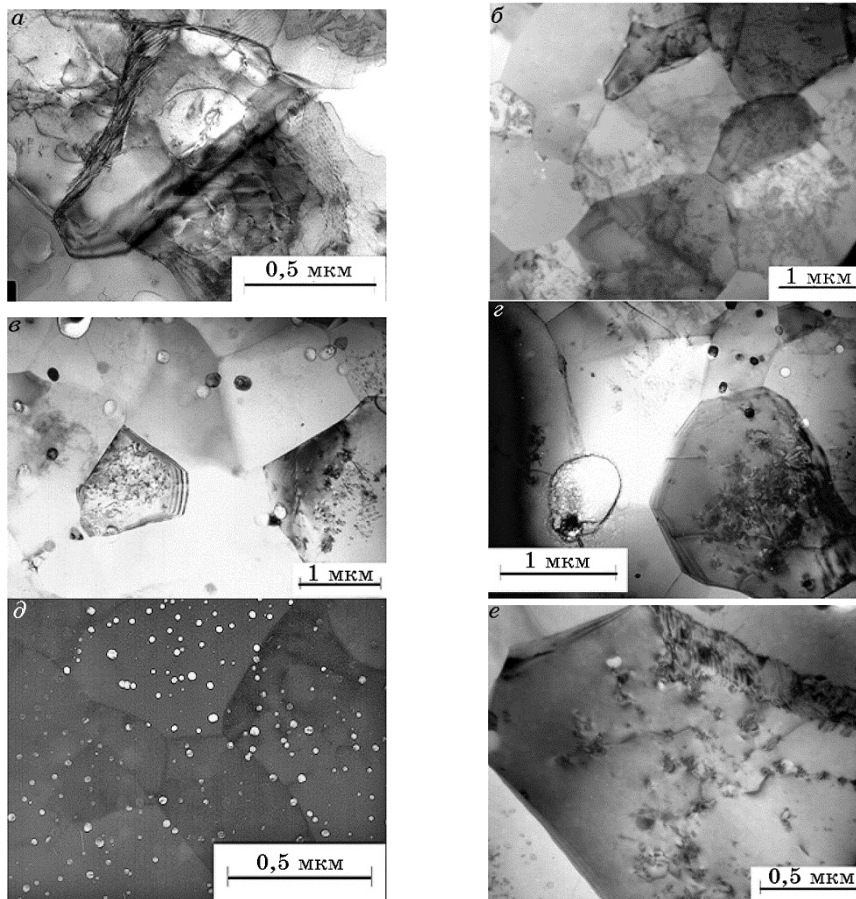


Рис. 10. Микроструктура сплава после ИПД $e_{\Sigma} = 6,8$ + старение: Al-0,3% Sc, старение 350°C 2 ч (a); Al-0,3% Sc, старение 450°C 2 ч (б); Al-0,6% Sc-0,2% Ta, старение 450°C 2 ч (в); Al-0,6% Sc-0,6% Ta, старение 450°C 2 ч (г); Al-0,3% Sc, старение 450°C 2 ч (д); Al-0,6% Sc-0,6% Ta, старение 450°C 2 ч (е).

Fig. 10. The microstructure of the alloy after SPD $e_{\Sigma} = 6.8$ + aging: Al-0.3% Sc, ageing 350°C during 2 h (a); Al-0.3% Sc, aging 450°C during 2 h (б); Al-0.6% Sc-0.2% Ta, ageing 450°C during 2 h (в); Al-0.6% Sc-0.6% Ta, ageing 450°C during 2 h (г); Al-0.3% Sc, aging 450°C during 2 h (д); Al-0.6% Sc-0.6% Ta, aging 450°C during 2 h (е).

Исследование структурного состояния сплавов после РУГЭ и последующего старения при температурах 350, 450°C показывает, что при нагреве происходят процессы динамической рекристаллизации (рис. 10, а), наблюдаются линии сброса с формированием равновесных границ зёрен. Дислокационная структура неоднородна, присутствует в основном, внутри зёрен, которые связаны с полосами локализованной деформации (рис. 10, б). Средние размеры зёрен увеличиваются в 2–3 раза и достигают $\cong 1,5\text{--}2$ мкм (рис. 10 в, г).

Распад протекает по непрерывному и прерывистому механизму. В доэвтектическом сплаве Al–0,3% Sc преобладает непрерывный распад. Кинетика распада существенно замедляется. В процессе старения при 450°C в течение 2 часов выделяются когерентные упрочняющие частицы Al_3Sc размером 9 нм (рис. 10, д). В сплавах без ИПД эти частицы полукogerентны и достигают размера 30 нм. Сплавы заэвтектического состава после ИПД в основном распадаются прерывисто на границах зёрен, субзёрен и дислокациях (рис. 10, е).

Был проведён сравнительный анализ степени пересыщения сплавов в литом состоянии, после закалки из расплава методом спиннингования и после РУГЭ литых сплавов. Как следует из дан-

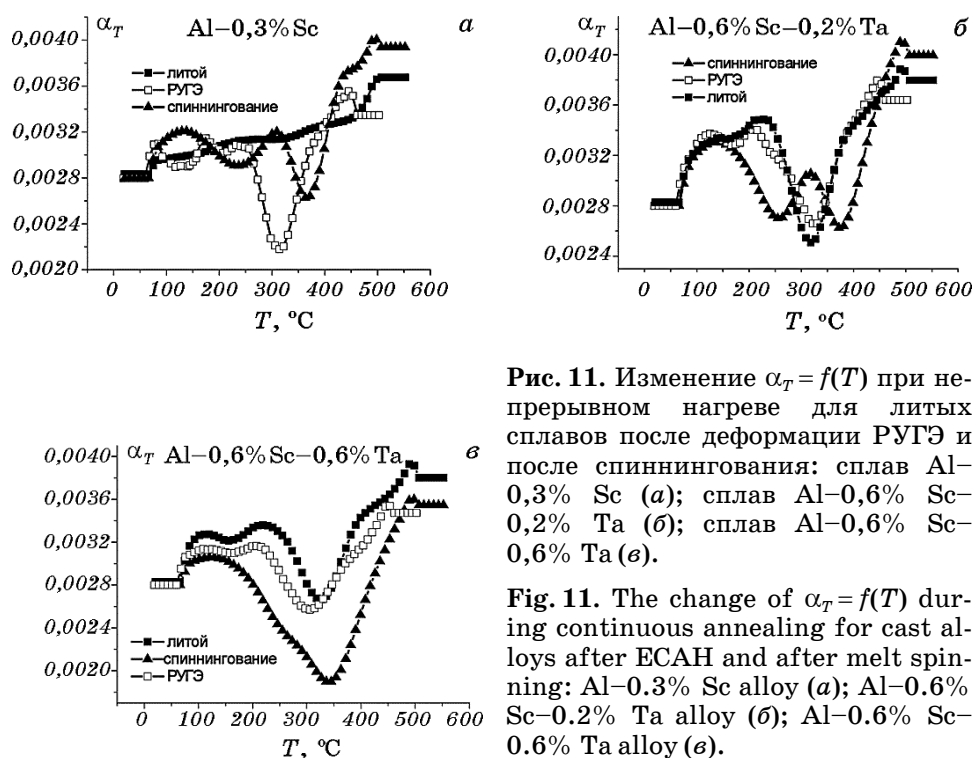


Рис. 11. Изменение $\alpha_T = f(T)$ при непрерывном нагреве для литых сплавов после деформации РУГЭ и после спиннингования: сплав Al–0,3% Sc (а); сплав Al–0,6% Sc–0,2% Ta (б); сплав Al–0,6% Sc–0,6% Ta (в).

Fig. 11. The change of $\alpha_T = f(T)$ during continuous annealing for cast alloys after ECAH and after melt spinning: Al–0.3% Sc alloy (a); Al–0.6% Sc–0.2% Ta alloy (б); Al–0.6% Sc–0.6% Ta alloy (в).

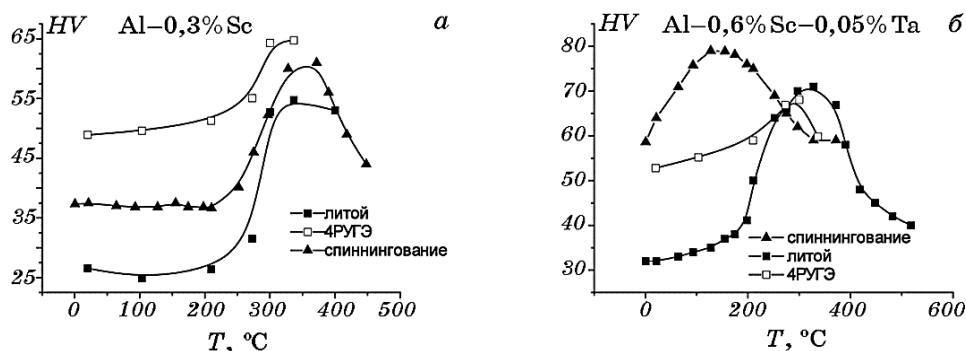


Рис. 12. Изменение твёрдости при изохронном старении литых сплавов, после РУГЭ и после спиннингования: сплав Al-0,3% Sc (а); сплав Al-0,6% Sc-0,05% Ta (б).

Fig. 12. Hardness change during the isochronal aging of cast alloys, after ЕСАН and after melt spinning: Al-0.3% Sc alloy (а); Al-0.6% Sc-0.05% Ta alloy (б).

ных, приведённых на рис. 11 б, в, использование РУГЭ для заэвтектических сплавов не даёт возможности получить сверхпересыщение Sc в Al. Аномальное пересыщение для этих сплавов наблюдается только при спиннинговании. Однако использование РУГЭ при комнатной температуре для доэвтектического сплава Al-0,3% Sc даёт возможность получить пересыщенный твёрдый раствор без применения длительной гомогенизирующей обработки (640°C 10 часов) и последующей закалки из области однородного твёрдого раствора (рис. 11, а).

Полученные данные коррелируют с изменением твёрдости при изохронном старении (рис. 12 а, б). РУГЭ при комнатной температуре для сплава Al-0,3% Sc обеспечивает повышение твёрдости на 25% при изохронном старении. Для заэвтектических сплавов РУГЭ является неэффективной. Для этих сплавов закалка из жидкого состояния обеспечивает 15% прирост твёрдости за счёт аномального пересыщения.

4. ВЫВОДЫ

1. В сплавах Al-Sc, Al-Sc-Ti, Al-Sc-Ta при интенсивной пластической деформации методами гидроэкструзии (ГЭ) и равноканальной угловой гидроэкструзии (РУГЭ) при комнатной температуре образуются домены с периодической структурой, в которых чередуются области деформированной и недеформированной матрицы с периодом модуляции 0,4-0,7 мкм. Такая структура обусловлена тем, что в процессе накопления деформации при РУГЭ динамический воз-

врат в сплавах заменяется процессами динамической рекристаллизации с образованием большеугловых границ зёрен размером 0,3–0,8 мкм, соизмеримым с периодом модуляции.

2. Сопоставление эффективности консервативной (ГЭ) и неконсервативной (РУГЭ) деформации алюминиевых сплавов при проведении ИПД при комнатной температуре показывает, что при одинаковой степени накопленной деформации РУГЭ по сравнению с ГЭ гораздо эффективнее способствует измельчению зёрен и уменьшению анизотропии структуры прутка. В связи с этим интенсивную пластическую деформацию можно определить как такую деформацию, при которой начинается резкое измельчение зёрен (на два порядка и более) за счёт динамической рекристаллизации.

3. В двойных литых доэвтектических Al–Sc-сплавах удалось за счёт РУГЭ достичь полной гомогенизации без использования традиционных длительных высокотемпературных гомогенизирующего отжига. В тройных заэвтектических алюминиевых сплавах Al–Sc–Ti, Al–Sc–Ta после ИПД методами гидроэкструзии и равноканальной угловой гидроэкструзии, в отличие от спиннингования, аномального пересыщения матрицы тугоплавкими малорастворимыми элементами не обнаружено. Такое различие в поведении доэвтектических и заэвтектических алюминиевых сплавов объясняется наличием частиц интерметаллидов кристаллизационного происхождения в структуре последних.

4. Распад пересыщенного твёрдого раствора в деформированных доэвтектических Al–Sc-сплавах во время старения при температурах 350, 450°C после ИПД происходит по смешанному типу: непрерывный в рекристаллизованных зёрнах и прерывистый — в нерекристаллизованных. В отличие от этого в заэвтектических сплавах в основном наблюдается прерывистый распад. Установлено, что упрочнение исследованных алюминиевых сплавов за счёт старения (дисперсионный механизм) существенно меньше, чем за счёт измельчения зёрен.

Работа выполнена по материалам исследований в рамках бюджетной темы 022/11-Б при частичной финансовой поддержке конкурсного проекта «Влияние термосиловой обработки на структуру, термическую стабильность, физические и механические свойства алюминиевых и железных сплавов» № 92/14-Н (ИМФ им. Г. В. Курдюмова НАН Украины).

ЦИТИРОВАННАЯ ЛИТЕРАТУРА

1. Л. Б. Зуев, *Успехи физ. мет.*, **16**: 35 (2015).
2. L. B. Zuev, *Ann. Phys.*, **16**, No. 4: 286 (2007).
3. Л. Б. Зуев, В. И. Данилов, С. А. Баранникова, *Физика макролокализации пластического течения* (Новосибирск: Наука: 2008).

4. В. В. Рыбин, *Большие пластические деформации и разрушение металлов* (Москва: Metallurgia: 1986).
5. В. А. Лихачев, В. Е. Панин, Е. Э. Засимчук и др., *Кооперативные деформационные процессы и локализация деформации* (Киев: Наукова думка: 1989).
6. В. Е. Панин, Ю. В. Гриняев, В. И. Данилов и др., *Структурные уровни пластической деформации и разрушения* (Новосибирск: Наука: 1990).
7. T. G. Langdon, *Mater. Sci. Eng. A*, **462**: 3 (2007).
8. A. P. Zhilyaev and T. G. Langdon, *Prog. Mater. Sci.*, **51**: 881 (2006).
9. R. Z. Valiev and T. G. Langdon, *Prog. Mater. Sci.*, **53**: 893 (2008).
10. V. Spuskanyuk, O. Davydenko, A. Berezina, O. Gangalo, L. Sennikova, and M. Tikhonovsky, D. Spiridonov, *J. Mater. Process. Technol.*, **210**: 1709 (2010).
11. R. Hielscher and H. Schaeben, *J. Appl. Crystallogr.*, **41**: 1024 (2008).
12. D. Balzar, *Defect and Microstructure Analysis from Diffraction (International Union of Crystallography Monographs on Crystallography, No. 10)* (Eds. R. L. Snyder, H. J. Bunge, and J. Fiala) (New York: Oxford University Press: 1999), p. 94.
13. M. H. Shaeri, M. T. Salehi, S. H. Seyyedain, M. R. Abutalebi, and J. K. Park, *J. Alloys Compd.*, **576**: 350 (2013).
14. A. Gholinia, P. Bate, and P. B. Prangnell, *Acta Mater.*, **50**: 2121 (2002).
15. C. M. Cepeda-Jiminez, J. M. Garcia-Infanta, O. A. Ruano, and F. Carreno, *J. Alloys Compd.*, **546**: 253 (2013).
16. S. G. Chowdhury, C. Xu, and T. G. Langdon, *Mater. Sci. Eng. A*, **473**: 219 (2008).
17. M. H. Shaeri, M. T. Salehi, S. H. Seyyedain, M. R. Abutalebi, and J. K. Park, *Trans. Nonferrous Met. Soc. China*, **25**: 1367 (2015).
18. S. Li, I. Beyerlein and M. A. M. Bourke, *Mater. Sci. Eng. A*, **394**: 66 (2005).
19. L. S. Toth, *Adv. Eng. Mater.*, **5**: 308 (2003).
20. S. K. Baik, Y. Estrin, R. J. Hellmig, H. T. Jeong, H.-G. Brokmeier, and H. S. Kim, *Z. Metallkd.*, **94**: 1189 (2003).
21. W. H. Huang, L. Chang, P. K. Kao, and C. P. Chang, *Mater. Sci. Eng. A*, **307**: 113 (2001).

REFERENCES

1. L. B. Zuev, *Uspehi Fiziki Metallov*, **16**: 35 (2015) (in Russian).
2. L. B. Zuev, *Ann. Phys.*, **16**, No. 4: 286 (2007).
3. L. B. Zuev, V. I. Danilov, and S. A. Barannikova, *Fizika Makrolokalizatsii Plasticheskogo Techeniya* (Novosibirsk: Nauka: 2008) (in Russian).
4. V. V. Rybin, *Bol'shie Plasticheskie Deformatsii i Razrushenie Metallov* (Moscow: Metallurgiya: 1986) (in Russian).
5. V. A. Likhachev, V. E. Panin, E. E. Zsimchuk et al., *Kooperativnye Deformatsionnye Protssesy i Lokalizatsiya Deformatsii* (Kiev: Naukova Dumka: 1989) (in Russian).
6. V. E. Panin, Yu. V. Grin'aev, V. I. Danilov et al., *Strukturnye Urovni Plasticheskoy Deformatsii i Razrusheniya* (Novosibirsk: Nauka: 1990) (in Russian).
7. T. G. Langdon, *Mater. Sci. Eng. A*, **462**: 3 (2007).
8. A. P. Zhilyaev and T. G. Langdon, *Prog. Mater. Sci.*, **51**: 881 (2006).

9. R. Z. Valiev and T. G. Langdon, *Prog. Mater. Sci.*, **53**: 893 (2008).
10. V. Spuskanyuk, O. Davydenko, A. Berezina, O. Gangalo, L. Sennikova, and M. Tikhonovsky, D. Spiridonov, *J. Mater. Process. Technol.*, **210**: 1709 (2010).
11. R. Hielscher and H. Schaeben, *J. Appl. Crystallogr.*, **41**: 1024 (2008).
12. D. Balzar, *Defect and Microstructure Analysis from Diffraction (International Union of Crystallography Monographs on Crystallography, No. 10)* (Eds. R. L. Snyder, H. J. Bunge, and J. Fiala) (New York: Oxford University Press: 1999), p. 94.
13. M. H. Shaeri, M. T. Salehi, S. H. Seyyedein, M. R. Abutalebi, and J. K. Park, *J. Alloys Compd.*, **576**: 350 (2013).
14. A. Gholinia, P. Bate, and P. B. Prangnell, *Acta Mater.*, **50**: 2121 (2002).
15. C. M. Cepeda-Jiminez, J. M. Garcia-Infanta, O. A. Ruano, and F. Carreno, *J. Alloys Compd.*, **546**: 253 (2013).
16. S. G. Chowdhury, C. Xu, and T. G. Langdon, *Mater. Sci. Eng. A*, **473**: 219 (2008).
17. M. H. Shaeri, M. T. Salehi, S. H. Seyyedein, M. R. Abutalebi, and J. K. Park, *Trans. Nonferrous Met. Soc. China*, **25**: 1367 (2015).
18. S. Li, I. Beyerlein and M. A. M. Bourke, *Mater. Sci. Eng. A*, **394**: 66 (2005).
19. L. S. Toth, *Adv. Eng. Mater.*, **5**: 308 (2003).
20. S. K. Baik, Y. Estrin, R. J. Hellmig, H. T. Jeong, H.-G. Brokmeier, and H. S. Kim, *Z. Metallkd.*, **94**: 1189 (2003).
21. W. H. Huang, L. Chang, P. K. Kao, and C. P. Chang, *Mater. Sci. Eng. A*, **307**: 113 (2001).