

Влияние числа проходов при равноканальном угловом прессовании на упруго-пластические свойства, долговечность и дефектную структуру сплава Al + 0.2 wt. % Sc

© В.И. Бетехтин¹, V. Sklenicka², I. Saxl³, Б.К. Кардашев¹, А.Г. Кадомцев¹, М.В. Нарыкова¹

¹ Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе РАН,

Санкт-Петербург, Россия

² Institute of Physics of Materials, Academy of Sciences of the Czech Republic,

Brno, Czech Republic

³ Mathematical Institute, Academy of Sciences of the Czech Republic,

Praha, Czech Republic

E-mail: Vladimir.Betekhtin@mail.ioffe.ru

(Поступила в Редакцию 14 декабря 2009 г.)

Выявлены закономерности влияния числа проходов при равноканальном угловом прессовании (РКУП) на механические свойства и дефектную структуру алюминиевого сплава. Установлено, что деградация механических свойств (уменьшение долговечности) обусловлена образованием в процессе интенсивной пластической деформации при РКУП наноразмерных областей избыточного свободного объема (ИСО). Выявлена связь зарождения областей ИСО с формированием при РКУП большеугловых границ зерен. Анализируется природа влияния интенсивной пластической деформации на модуль упругости, декремент колебаний и напряжение микропластического течения.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (проект № 09-02-00596-а).

1. Введение

Одним из важных достоинств нано- и микрокристаллических металлов и сплавов, полученных в результате огромных пластических деформаций при равноканальном угловом прессовании (РКУП), являются высокие характеристики их механических свойств. Изучение комплекса механических свойств и структурных особенностей, оказывающих определяющее влияние на их формирование в процессе РКУП, является предметом многочисленных исследований (см., например, [1–8]).

В настоящей работе рассмотрены результаты изучения влияния степени деформации (числа проходов при РКУП) на дефектную структуру, упруго-пластические свойства и долговечность сплава Al + 0.2 wt. % Sc. Эти характеристики механических свойств для ультракристаллических сплавов являются наименее изученными и в то же время несомненно важными для оценки их работоспособности.

Проведенный ранее анализ данных о влиянии числа проходов при РКУП на упруго-пластические свойства, долговечность и дефектную структуру чистого алюминия показал, что существенное влияние на указанные характеристики механических свойств оказывает эволюция дефектной структуры неравновесных границ зерен, формирующихся в процессе интенсивной пластической деформации [9–12].

Установлено, что важное значение в этой эволюции имеют увеличение с ростом числа проходов доли большеугловых (> 15°) границ зерен и образование избыточного свободного объема (ИСО), к примеру, нанопор.

В настоящей работе исследования, аналогичные [7,9–12], были проведены для сплава на основе

алюминия, некоторые результаты изучения которого были рассмотрены в [13–15].

2. Материал и экспериментальные методики

В качестве материала для исследований использовался сплав Al (99.99%) с 0.2 wt % Sc. Полученный сплав подвергался гомогенизирующему отжигу при 893 К в течение 12 h, а затем старению при 623 К в течение часа; в результате в сплаве, как показали электронно-микроскопические исследования, образовались частицы второй когерентной фазы Al₃Sc с размерами ≈ 5–10 nm [15]. Средний размер зерен в исходных заготовках прямоугольного сечения 10 × 10 mm и длиной 50 mm составлял ≈ 8 mm. Заготовки подвергались различному числу проходов (от 1 до 12) в процессе РКУП при комнатной температуре с поворотом 90° после каждого прохода. Средний размер зерен после РКУП составлял ≈ 0.7 μm.

Из полученных заготовок изготавливались образцы для последующих исследований. Форма и размеры образцов для оценки упруго-пластических свойств и долговечности указаны в работах [10] и [11] соответственно.

Упруго-пластические свойства образцов сплава определялись из акустических измерений с использованием метода составного вибратора [16]. С помощью этого метода оценивались характеристики упругой (модуль Юнга E) и обратимой микропластической (напряжение микропластического течения σ) деформации. Данные по σ получались из измерения E в широком диапазоне амплитуд колебательной деформации ϵ ,

когда при достаточно больших ε в материале возникает нелинейное амплитудно-зависимое поглощение $\delta_n = \delta - \delta_i$ и амплитудно-зависимый дефект модуля $(\Delta E/E)_n = (E - E_i)/E_i$. Здесь E_i и δ_i — значение модуля и декремента, измеряемые при малых амплитудах, при которых они еще не зависят от ε . Акустические измерения в широком диапазоне амплитуд позволяют оценивать также механические (микропластические) свойства материала в привычных для механических испытаний координатах напряжение–неупругая деформация, когда по оси ординат откладывается значение амплитуд колебательных напряжений $\sigma = E\varepsilon$, а по оси абсцисс — нелинейная неупругая деформация $\varepsilon_d = \varepsilon(\Delta E/E)_n$.

Важно подчеркнуть, что особенность проводимых в работе акустических экспериментов состоит в том, что при измерениях в амплитудно-зависимой области дислокационная структура исследуемых образцов сохраняется: после акустического воздействия плотность дислокаций не изменяется [10,16].

Испытания на долговечность проводились при растяжении образцов в режиме ползучести при 473 К в диапазоне постоянных напряжений 10–15 МПа. Для последующего анализа факторов, влияющих на формирование свойств сплава при РКУП, проводились структурные исследования. Модернизированным методом малоуглового рентгеновского рассеяния (МРР) с использованием тонкого (до 4 μm) пучка рентгеновских лучей в области сверхмалых углов, при котором вкладом в МРР эффекта двойных брэгговских отражений можно пренебречь [17], определялись размеры неоднородностей электронной плотности. Для идентификации природы рассеивающих неоднородностей (области пониженной или повышенной плотности) исследовались образцы до и после воздействия высокого (до 1.5 ГПа) гидростатического давления при 293 К. Такое давление интенсивно влияет на области ИСО и, как показали электронно-микроскопические исследования, практически не сказывается на дислокационной структуре алюминия и областях повышенной плотности [18].

Данные по параметрам областей ИСО и их зависимости от числа проходов при РКУП контролировались с помощью прецизионного измерения плотности сплава методом гидростатического взвешивания.

Структурные исследования проводились также с помощью просвечивающей (Philips CM12) и сканирующей (JEOL 6460) электронной микроскопии с использованием обратного электронного рассеяния для измерения распределения зерен по разориентации.

3. Результаты исследований и обсуждение

3.1. Упруго-пластические свойства. На рис. 1 в качестве примера приведены амплитудные зависимости модуля Юнга E и декремента δ для образцов сплава в исходном состоянии и после восьми проходов

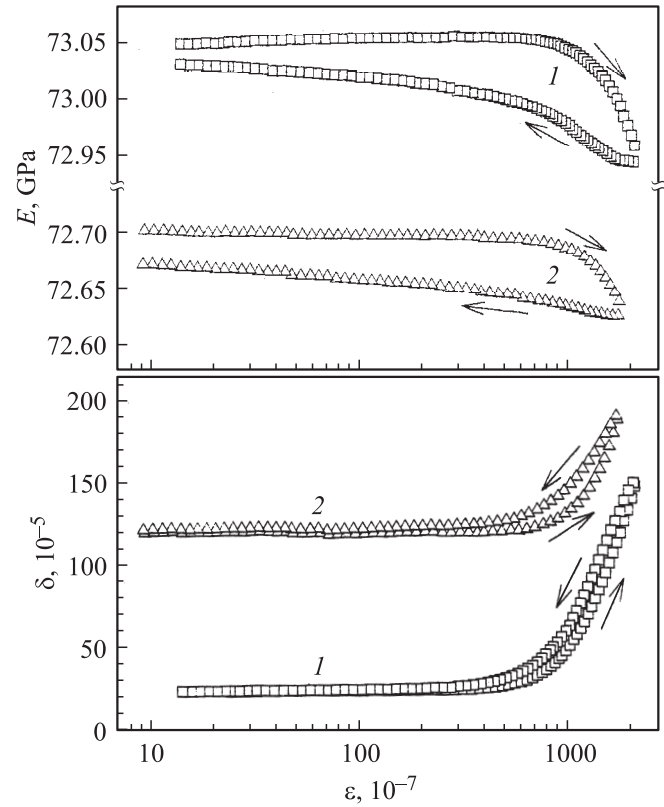


Рис. 1. Амплитудные зависимости модуля Юнга E и декремента δ для сплава Al + 0.2 wt.% Sc, измеренные до (1) и после (2) восьми проходов РКУП. Измерения проводились в вакууме при комнатной температуре, стрелки указывают направление изменения ε .

при РКУП. Зависимости $E(\varepsilon)$ и $\delta(\varepsilon)$ измерялись последовательно при увеличении и уменьшении амплитуды ε . Видно, что в обоих случаях наблюдается амплитудный гистерезис: кривые, измеренные при увеличении и уменьшении амплитуды, не совпадают друг с другом. При этом численные значения E и δ после воздействия РКУП изменились. В исходном состоянии значения E и δ составляют 73.06 ГПа и $2 \cdot 10^{-4}$, а после воздействия больших пластических деформаций при РКУП соответственно 72.7 ГПа и $1.2 \cdot 10^{-3}$.

Наблюдаемое изменение упруго-пластических свойств сплава после больших пластических деформаций при РКУП хорошо согласуется с полученными ранее данными для чистого алюминия [10]. Действительно, модуль упругости, измеряемый с высокой точностью, так же как и декремент, является структурно-чувствительным параметром. Согласно любой теории, рассматривающей взаимодействие дислокаций с точечными дефектами [16,19], модуль упругости уменьшается, а декремент растет при введении дислокаций в образец. С учетом этого рост δ и уменьшение E после РКУП сплава представляются естественными.

Рассмотрим данные о влиянии РКУП на напряженное микропластическое течение. На рис. 2 приведены диаграммы акустического деформирования $\sigma(\varepsilon_d)$. Эти

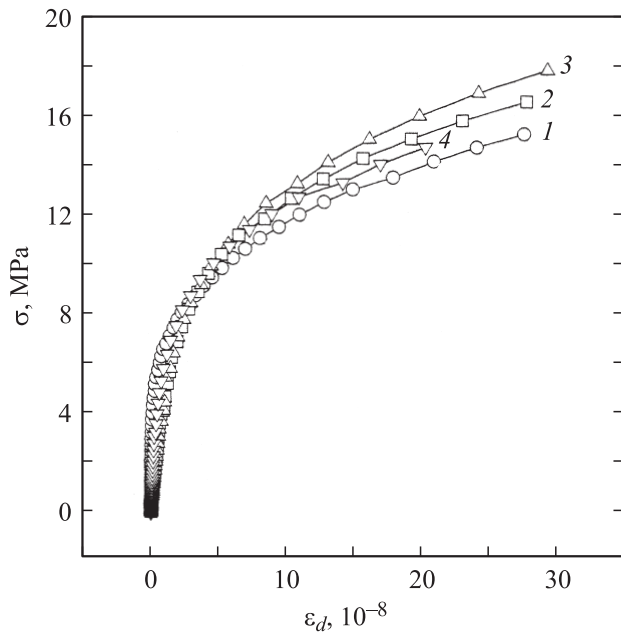


Рис. 2. Диаграммы напряжение–неупругая деформация, полученные по данным акустических измерений для образцов сплава Al + 0.2 wt.% Sc в исходном состоянии (1) и после одного (2), четырех (3) и восьми (4) проходов РКУП. Измерения выполнены при комнатной температуре.

диаграммы получены из зависимостей $E(\varepsilon)$, измеренных при первом увеличении амплитуды. Видно, что напряжение микротекучести после РКУП увеличивается при увеличении числа проходов. Так, условный предел микротекучести, определенный для неупругой деформации ε_d на уровне $20 \cdot 10^{-8}$, в исходном сплаве и после одного, четырех и восьми проходов составил соответственно 14, 15.2, 16.1, 14.8 МПа. Последнее свидетельствует о том, что образование ультракристаллической структуры при увеличении числа проходов влияет на предел микротекучести, при этом наблюдается тенденция к его увеличению.

Интересная информация была получена при изучении влияния высокого гидростатического давления на упруго-пластические свойства сплава. Давление создавалось в канале специального устройства при 293 К; в качестве среды, передающей давление (≈ 1.5 ГПа, время действия давления 5 min), использовалось силиконовое масло; образцы помещались в защитную резиновую оболочку.

На рис. 3, 4 приведены зависимости $E(\varepsilon)$ и $\delta(\varepsilon)$ для алюминиевого сплава до и после воздействия высокого гидростатического давления. Видно, что для сплава, как находящегося в исходном состоянии, так и подвергнутого восьми проходам при РКУП, воздействие давления привело к заметному изменению упругих характеристик: росту E и уменьшению δ . При этом для сплава, подвергнутого РКУП модуль упругости E увеличился существенно больше, чем для того же сплава в исходном состоянии. Так, прирост модуля после воздействия гид-

ростатического давления в деформированном при РКУП сплаве составил 0.72 ГПа, а для сплава в исходном состоянии модуль вырос на 0.36 ГПа.

Возникает вопрос: с чем связано увеличение модуля упругости, разное для сплавов в исходном и деформированном состояниях, после воздействия высокого гидростатического давления? Это увеличение не может быть вызвано введением свежих дислокаций. Действительно, рост плотности дислокации, согласно [16,19], ведет обычно к уменьшению E . К тому же, как было показано при электронно-микроскопических исследованиях, гидростатическое давление практически не влияет на элементы дислокационной структуры деформированного алюминия [18]. В [20,21] было установлено, что на измеряемый модуль упругости помимо непосредственного влияния дислокационной структуры могут воздействовать дальнедействующие поля внутренних напряжений (через упругие постоянные высших порядков). При этом рост внутренних напряжений, как отмечалось в [10], ведет к увеличению модуля упругости. Возникновение под действием гидростатического давления внутренних напряжений, ведущих к увеличению модуля упругости E , обусловлено, очевидно, наличием в исходном и деформированном при РКУП алюминиевом сплаве

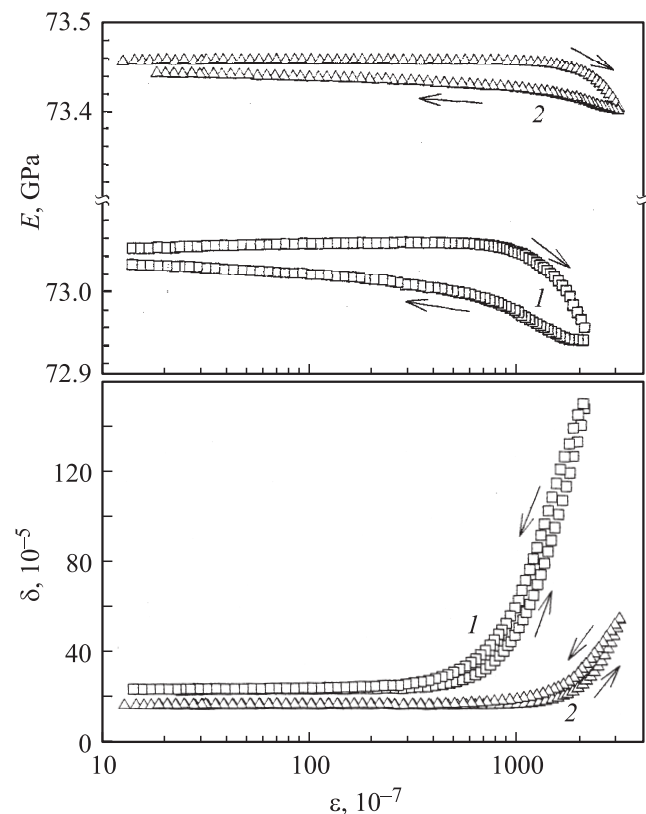


Рис. 3. Амплитудные зависимости модуля Юнга E и декремента δ для исходного образца сплава Al + 0.2 wt.% Sc, измеренные до (1) и после (2) воздействия гидростатического давления 1.5 ГПа. Измерения проводились в вакууме при комнатной температуре, стрелки указывают направление изменения ε .

идентичных частиц второй фазы (для чистого алюминия изменение E под действием гидростатического давления не наблюдалось).

Если изменение модуля упругости под действием давления было бы обусловлено только частицами второй фазы, эффект роста E в сплаве до и после РКУП не должен был бы заметно различаться. Представляется поэтому, что дополнительное увеличение этого эффекта в сплаве, который был подвергнут РКУП, может быть связано с залечивающим влиянием гидростатического давления на элементы избыточного свободного объема типа нанопор и трещин, которые образовались в сплаве в процессе РКУП. Действительно, залечивающее влияние гидростатического давления на трещины и поры, ведущее к повышению модуля упругости, хорошо известно [22]. (В дальнейшем будут приведены полученные авторами данные, подтверждающие образование нанопор и трещин в процессе РКУП и их залечивание под действием гидростатического давления). Отметим, что необходимость учета влияния пористости как фактора, влияющего на упругие характеристики наноматериалов, отмечалось [23,24].

В работе было изучено также влияние гидростатического давления на условный предел микротекучести

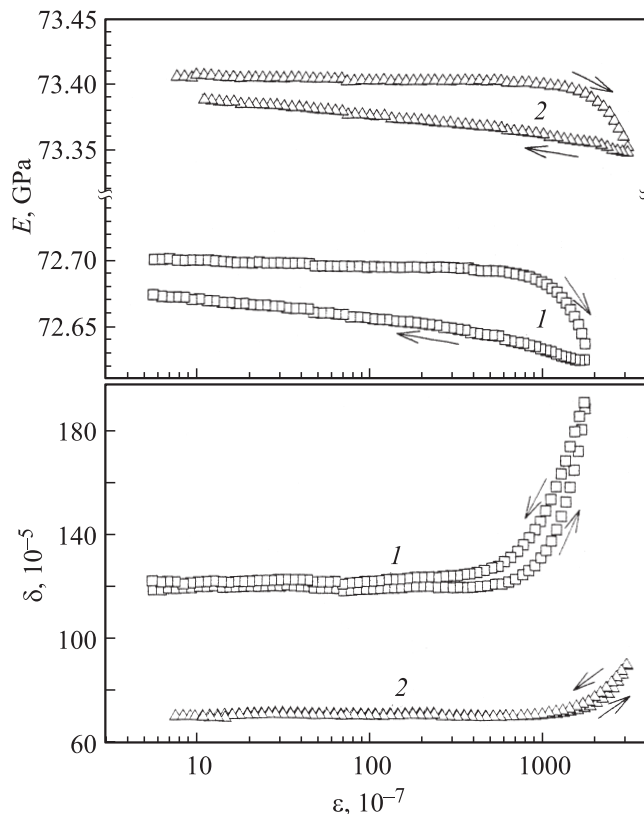


Рис. 4. Амплитудные зависимости модуля Юнга E и декремента δ для исходного образца сплава Al + 0.2 wt.% Sc после восьми проходов РКУП, измеренные до (1) и после (2) воздействия гидростатического давления 1.5 GPa. Измерения проводились в вакууме при комнатной температуре, стрелки указывают направление изменения ϵ .

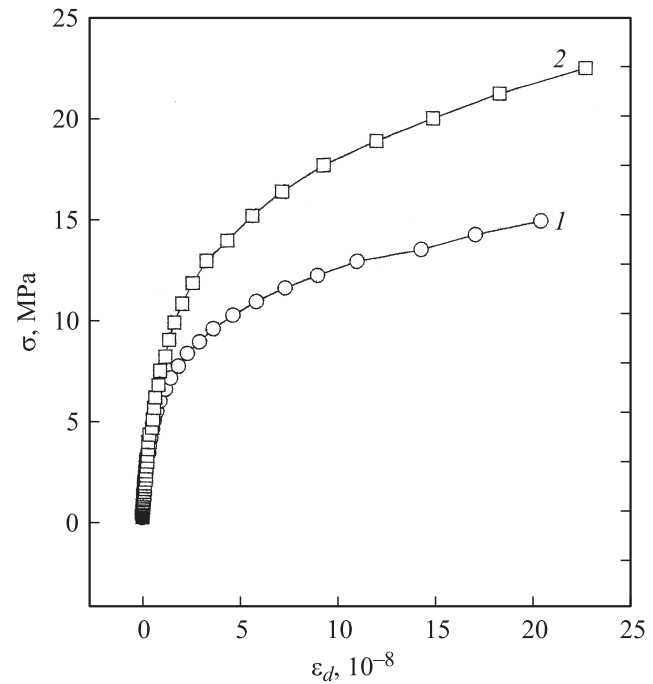


Рис. 5. Диаграммы напряжение–неупругая деформация, полученные по данным акустических измерений для образцов сплава Al + 0.2 wt.% Sc после восьми проходов РКУП, до (1) и после (2) воздействия гидростатического давления 1.5 GPa. Измерения выполнены при комнатной температуре.

(рис. 5). Из рисунка видно, что после воздействия давления предел текучести при $\epsilon_d \approx 20 \cdot 10^{-8}$ вырос с 14 до 21.7 МПа. Это увеличение также можно связать с залечивающим действием давления на ИСО.

3.2. Долговечность и дефектная структура. Рассмотрим результаты воздействия числа проходов при РКУП на долговечность образцов сплава, испытанных в режиме ползучести. Установлено, что уже после первого прохода при РКУП и перевода сплава в микрокристаллическое состояние долговечность в исследованном интервале напряжений 20–50 МПа при $T = 473$ К стала в несколько раз меньше, чем долговечность исходных, крупнокристаллических образцов (см. таблицу). (В таблице приведены значения долговечности образцов, испытанных при $\sigma = 20$ МПа и $T = 473$ К. В этой же таблице для сравнения приведены результаты изучения влияния числа проходов на долговечность чистого алюминия, испытанного при $\sigma = 15$ МПа и $T = 473$ К). Из таблицы также видно, что с увеличением числа проходов эффект снижения долговечности становится более существенным. Особенно резко (почти на два порядка) наблюдалось уменьшение долговечности при переходе от одного к четырем проходам. При анализе данных таблицы обращают на себя внимание общность и различие в поведении сплава и чистого металла. Долговечность сплава после первого прохода в несколько раз уменьшается, а для чистого алюминия она возрастает более чем на два порядка. При этом и для сплава, и для алюминия уже первый проход при РКУП ведет

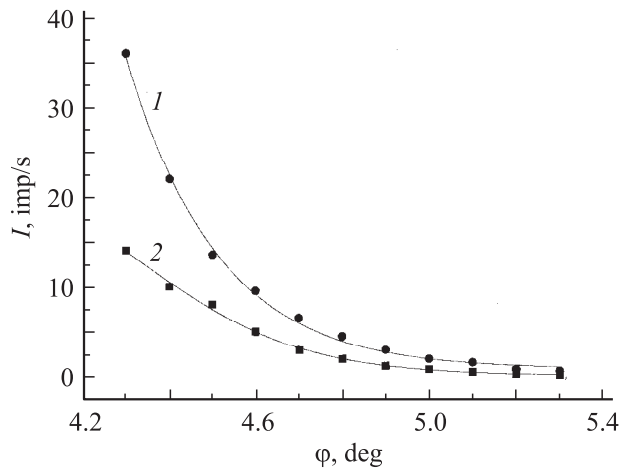


Рис. 6. Зависимость интенсивности I рентгеновских лучей от угла рассеяния φ для микрокристаллического сплава Al + 0.2 wt.% Sc до (1) и после (2) воздействия гидростатического давления 1.5 GPa.

к образованию ультракристаллической структуры, которая, как известно, является упрочняющим структурным фактором. Это дает основание полагать, что в сплаве в отличие от чистого алюминия уже при первом проходе более интенсивно развивается процесс структурного разупрочнения, связанный, как отмечалось в [11,12], с образованием областей пониженной плотности (ИСО), в предельном случае нанопор и трещин.

Действительно, установлено, что уже после первого прохода РКУП в сплаве возникает малоугловое рассеяние, обусловленное образованием неоднородности электронной плотности (рис. 6). Оцененный согласно [25] размер этих неоднородностей оказался ≈ 15 nm. Для выявления природы этих рассеивающих неоднородностей (близкие размеры, как показали данные электронной микроскопии, имеют частицы Al_3Sc) были исследованы образцы до и после наложения высокого (1.5 GPa) гидростатического давления, которое, как уже отмечалось, существенно влияет именно на области ИСО. Видно, что после действия давления произошло снижение интенсивности рассеяния (рис. 6). Последнее подтверждает, что часть возникающего после РКУП рассеяния обусловлено именно образованием областей ИСО. В пользу этого вывода свидетельствуют как данные по изучению упруго-пластических свойств (рис. 3–5), так и данные прецизионного измерения плотности в сплаве: наложение давления привело к росту плотности на величину $\approx 0.5\%$.

Таким образом, полученные данные свидетельствуют о том, что в процессе первого прохода при РКУП в сплаве образуются области ИСО размером ≈ 15 nm. Общий объем этих областей в сплаве оказался больше, чем в чистом алюминии [11].

Образование областей ИСО связано, очевидно, с формированием в процессе РКУП высоких дальнедействующих внутренних напряжений. Источником этих напряжений могут быть как частицы второй фазы, так и

неравновесные границы зерен и особенно их тройные стыки.

Для сплава могут реализоваться оба источника возникновения высоких внутренних напряжений, в то время как для чистого алюминия эти напряжения связаны только с формированием при РКУП неравновесных границ зерен и их тройных стыков.

Это обстоятельство и обуславливает, очевидно, более интенсивное образование областей ИСО в сплаве, что является одной из причин его резкого разупрочнения при испытании на долговечность. Еще одна причина наблюдаемого разупрочнения сплава может быть связана с тем, что при РКУП в сплаве возникают более опасные, близкие по форме не к порам, а к трещинам области ИСО. Последнее может быть обусловлено наличием частиц второй фазы. Действительно, микроскопические исследования, проведенные на сплаве Al–Mn, показали [26,27], что после интенсивной пластической деформации при РКУП возникают микротрещины, которые локализуются в основном в частицах второй фазы и на межфазных границах этих частиц. Образование микротрещин заметно влияло на развитие микроразрушения при последующем растяжении образцов сплава [27].

Как уже отмечалось, при анализе влияния числа проходов на долговечность имеется общность в поведении алюминия и его сплава. Так, увеличение числа проходов для обоих материалов ведет к уменьшению долговечности, при этом наиболее резко это уменьшение имеет место при переходе от одного к четырем проходам (см. таблицу). Дальнейшее же увеличение числа проходов мало (особенно для Al) влияет на долговечность.

На рис. 7,8 показано, как меняется распределение зерен по разориентации в зависимости от числа проходов при РКУП для сплава Al–Sc. Видно, что с увеличением числа проходов резко увеличивается число сильно разориентированных зерен. Проведенные измерения показали, что наиболее существенный рост (от ≈ 5 до $\approx 40\%$, т.е. в 8 раз) доли большеугловых границ в сплаве наблюдается при переходе от одного к четырем проходам, при котором имеет место и резкое уменьшение долговечности. Увеличение числа проходов от четырех до восьми повышает эту долю от 40 до 75%, т.е. менее чем в 2 раза. Соответственно и долговечность при переходе от четырех к восьми и более проходам меняется мало (см. таблицу).

Ранее было установлено, что и для чистого алюминия доля большеугловых ($\theta > 15^\circ$) границ резко (до 7 раз)

Влияние числа проходов n при РКУП на долговечность чистого алюминия и его сплава

Материал	Долговечность, h				
	$n = 0$	$n = 1$	$n = 2$	$n = 4$	$n = 8$
Al (99.99)	4	1070	87	60	60
Al + 0.2 wt.% Sc	≈ 4200	1400	800	38	7

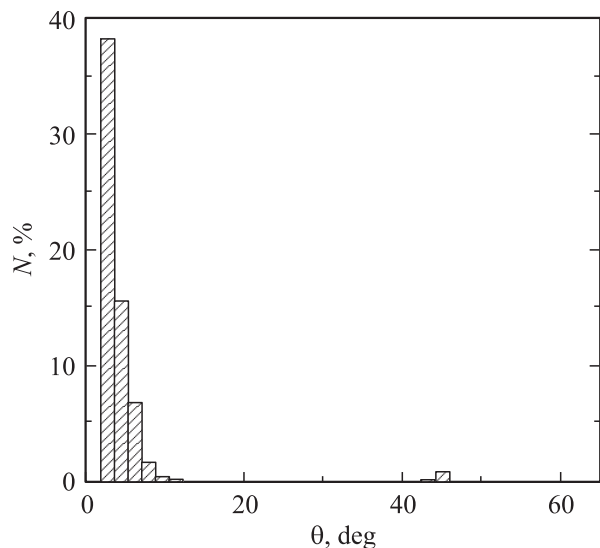


Рис. 7. Связь доли границ N с их разориентацией θ в сплаве Al + 0.2 wt.% Sc после одного прохода РКУП и испытания при $T = 473$ К и $\sigma = 20$ МПа.

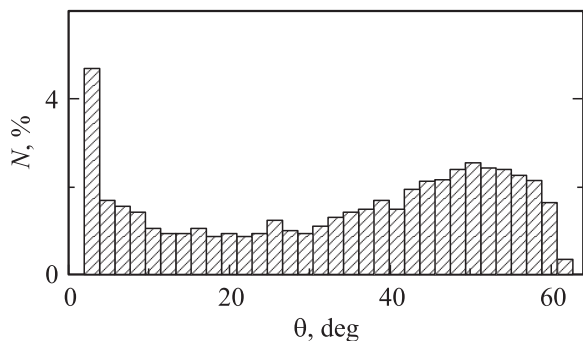


Рис. 8. Связь доли границ N с их разориентацией θ в сплаве Al + 0.2 wt.% Sc после восьми проходов при РКУП и испытания при $T = 473$ К и $\sigma = 20$ МПа.

меняется также при переходе от одного к четырем проходам [7,9]. Дальнейшее увеличение числа проходов практически не влияет на эту долю, при этом и долговечность после четырех проходов практически не меняется (см. таблицу). Так как переход от одного к четырем проходам сопровождался для алюминия заметным увеличением общего объема ИСО, полагалось, что именно объем областей пониженной плотности, сформировавшихся в процессе РКУП, влияет на долговечность [11].

Таким образом, совокупность рассмотренных выше данных дает основание полагать, что формирование в процессе РКУП большеугловых границ зерен и их тройных стыков ведет к появлению высоких локальных внутренних напряжений, способствующих образованию областей ИСО. Эти дальнедействующие напряжения могут быть связаны с пластическими ротациями, локализующимися в стыках большеугловых границ и создающих стыковые дисклинации. К примеру, один из механизмов зарождения нанотрещин за счет создания высоких

локальных напряжений, связанных с появлением дисклинационных диполей, рассмотрен в [28]. Образование областей ИСО в большеугловых границах может быть в принципе связано также и с коагуляцией неравновесных вакансий, образующихся в процессе больших деформаций при РКУП [29,30], при этом внутренние напряжения будут, очевидно, способствовать этому диффузионному процессу.

В настоящей работе были получены также предварительные данные по развитию микропористости при испытании подвергнутых РКУП образцов сплава в условиях ползучести. Характерные результаты наблюдения микропор, образовавшихся в процессе ползучести, представлены на рис. 9. Видно, что разрушение испытываемых на долговечность образцов подготавливалось процессом множественного образования пор размером от нескольких микрометров до нескольких десятков микрометров.

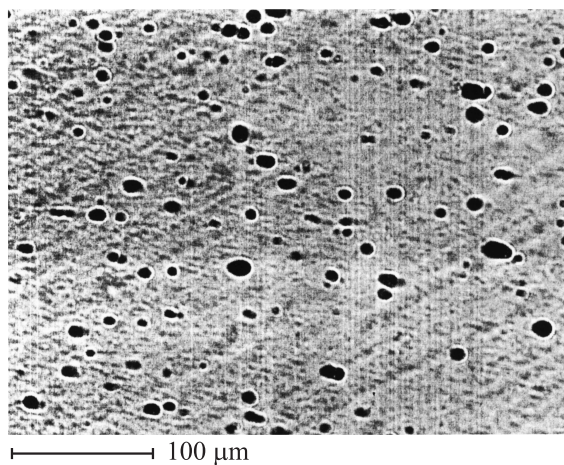


Рис. 9. Микропоры, образовавшиеся в процессе испытания сплава Al + 0.2 wt.% Sc в условиях ползучести при $T = 473$ К и $\sigma = 20$ МПа.

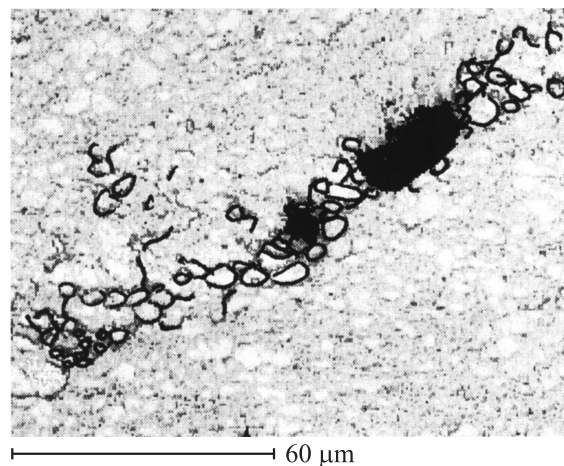


Рис. 10. Две крупные поры, образовавшиеся после испытания сплава Al + 0.2 wt.% Sc при $T = 473$ К и $\sigma = 20$ МПа. Темными контурами выделены границы зерен с разориентацией $\theta > 15^\circ$.

Удалось также зафиксировать, что поры локализуются именно в области большеугловой границы (рис. 10). Это подтверждает связь большеугловых границ зерен с порообразованием.

Таким образом, полученные в работе данные и результаты исследований других авторов свидетельствуют о том, что образование в процессе РКУП областей избыточного свободного объема (нанопор, петель и других „пустотных“ дефектов) является, очевидно, достаточно общим фактором. Действительно, в работе Ларовок с соавторами [31] методом малоуглового нейтронного рассеяния и электронной микроскопии было показано, что в технически чистом титане в процессе РКУП образуется наноразмерная (от ~ 10 до ~ 200 nm) пористость. При этом переход от одного к четырем проходам по-разному влияет на объем мелкой и крупной фракции областей ИСО, а приложение противодавления в процессе РКУП уменьшает объем областей ИСО [31]. В работах [26,27], как уже отмечалось, при электронно-микроскопических исследованиях наблюдали образование микротрещин и пор в сплаве Al-Mg после РКУП.

4. Заключение

Подводя итоги анализа рассмотренных выше данных, можно сделать вывод, что в процессе интенсивной пластической деформации при РКУП не только формируются нано- и микрокристаллическая структуры, что ведет к улучшению механических свойств, но и происходит образование областей избыточного свободного объема, к примеру, нанопористости. Определенный уровень нанопористости может не только частично нивелировать эффект упрочнения наноматериалов, но и приводить к уменьшению их работоспособности (долговечности).

При этом некоторые характеристики механических свойств на уровне микропластической деформации оказываются малочувствительными к негативному влиянию нанопористости. Причины реверсии механических свойств при переходе от микро- к макроуровню деформации для крупнозернистого алюминия после его перевода в микрокристаллическое состояние при РКУП были проанализированы в [10].

Список литературы

- [1] М. Сегал, В.И. Резников, А.Е. Дробышевский, В.И. Копылов. Изв. АН СССР. Металлы 1, 115 (1981).
- [2] H. Gleiter. Nanostruct. Mater. 1, 1 (1992).
- [3] Р.З. Валиев, Г.В. Александров. Наноструктурные металлы, полученные интенсивной пластической деформацией. Логос, М. (2000). 272 с.
- [4] T.R. McNelley, D.L. Swisher, Z. Horita, T.G. Langdon. Ultrafine Grained Mater. II/Ed. Y.T. Zhu. TMS, Warrendale, USA (2002).
- [5] S.D. Terhune, D.L. Swisher, K. Oh-Ishi, Z. Horita, T.G. Langdon, T.R. McNelley. Met. Mater. Trans. A 33, 2173 (2002).
- [6] M.A. Meyers, A.M. Mishra, D. Benson. J. Prog. Mater. Sci. 51, 427 (2006).
- [7] V. Sklenicka, J. Dvorak, M. Svoboda. Mater. Sci. Eng. 389, 696 (2004).
- [8] M.J. Zehetbauer, Y.T. Zhu. Bulk nanostructured materials. Wiley-VCH, Weinheim (2009). 736 p.
- [9] V. Sklenicka, J. Dvorak, M. Svoboda. Ultrafine Grained Mater. III. TMS, Warrendale, USA (2004). P. 647.
- [10] В.И. Бетехтин, А.Г. Кадомцев, Б.К. Кардашев. ФТТ 48, 8, 1421 (2006).
- [11] В.И. Бетехтин, А.Г. Кадомцев, V. Sklenicka, I. Saxl. ФТТ 49, 10, 1787 (2007).
- [12] V.I. Betekhtin, A.G. Kadomtsev, P. Kral, J. Dvorak, M. Svoboda, I. Saxl, V. Sklenicka. Mater. Sci. Forum 567–568, 93 (2008).
- [13] P. Kral, J. Dvorak, V. Sklenicka. Mater. Sci. Forum 584–586, 846 (2008).
- [14] V. Sklenicka, J. Dvorak, P. Kral, M. Svoboda, I. Saxl. Int. J. Mater. Res. 100, 762 (2009).
- [15] V. Sklenicka, J. Dvorak, M. Kvapilova, M. Svoboda, P. Kral, I. Saxl, Z. Holita. Mater. Sci. Forum 539–543, 2904 (2007).
- [16] С.П. Никаноров, Б.К. Кардашев. Упругость и дислокационная неупругость кристаллов. Наука, М. (1985).
- [17] В.И. Бетехтин, А.Г. Кадомцев. ФТТ 47, 801 (2005).
- [18] В.И. Бетехтин, М.М. Мышляев, А.И. Петров. ФММ 36, 4 (1973).
- [19] G. Gremaud. Mater. Sci. Forum. 366–368, 178 (2001).
- [20] V.M. Chernov, B.K. Kardashev, L.M. Krjukova, L.I. Mamaev, O.A. Plaksin, A.E. Rusanov, M.I. Solomin, V.A. Stepanov, S.N. Votinov, L.P. Zaviatsky. J. Nucl. Mater. 257, 263 (1998).
- [21] Б.К. Кардашев, О.А. Плаксин, В.А. Степанов, В.М. Чернов. ФТТ 46, 1409 (2004).
- [22] П.Г. Черемской, В.В. Слезов, В.И. Бетехтин. Поры в твердом теле. Энергоатомиздат, М. (1990).
- [23] Y. Zhou. Scripta. Mater. 48, 825 (2003).
- [24] R. Chaim, M. Hefetz. J. Mater. Sci. 39, 3057 (2004).
- [25] A. Guinier, G. Fournet. Small-Angle Scattering of X-rays. J. Willey, N.Y. (1955).
- [26] M. Markushev, M.Y. Murashkin. Mater. Sci. Eng. A 367, 1–2, 234 (2004).
- [27] М.В. Маркушев. Материалы V Междунар. конф. „Прочность и разрушение материалов и конструкций“ Оренбург (2008). Т. 1. С. 151.
- [28] И.А. Овидько, А.Г. Шейнерман. ФТТ 50, 1002 (2008).
- [29] M.J. Zenetbauer, G. Steiner, E. Schafner, A. Korznikov. Mater. Sci. Forum 503–504, 57 (2006).
- [30] J. Cizek, I. Prochazka, R. Kozel, Z. Matej, V. Cherkaska, M. Cieslar. Acta Phys. Pol. A 107, 745 (2005).
- [31] R. Lapovok, D. Tomys, J. Mang, Y. Estrin, T.C. Lowe. Acta Mater. 57, 2909 (2009).