

Влияние состояния границ зерен на эффект пластификации в ультрамелкозернистом сплаве Al–0.4Zr

© А.М. Мавлютов^{1,2}, Т.С. Орлова^{1,¶}, М.Ю. Мурашкин^{1,3}, Н.А. Еникеев³

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

² Санкт-Петербургский государственный университет, Санкт-Петербург, Россия

³ Уфимский университет науки и технологий, Уфа, Россия

¶ E-mail: orlova.t@mail.ioffe.ru

Поступила в Редакцию 15 мая 2023 г.

В окончательной редакции 18 июля 2023 г.

Принята к публикации 20 июля 2023 г.

Исследовалось влияние небольшой дополнительной деформации холодной прокаткой (ХП) на микроструктуру и механические свойства ультрамелкозернистого (УМЗ) сплава Al–0.4Zr, структурированного интенсивной пластической деформацией кручением (ИПДК). Результаты сравниваются с применением небольшой дополнительной деформации ИПДК, которая после низкотемпературного отжига приводит к значительному увеличению пластичности (эффекту пластификации) при небольшом уменьшении прочности. Показано, что в отличие от дополнительной деформации ИПДК, деформация ХП после промежуточного низкотемпературного отжига приводит к резкому падению пластичности до ~ 2%, при этом прочность повышается до ~ 275 МПа. Выявлена ключевая роль неравновесного состояния границ зерен в проявлении эффекта пластификации в УМЗ-сплаве Al–0.4Zr. Предложен новый подход одновременного повышения прочности и пластичности УМЗ-сплава Al–0.4Zr за счет небольшой дополнительной деформации ХП без промежуточного отжига. В результате такого подхода достигнуто значительное увеличение прочности на ~ 30% (предел прочности ~ 223 МПа) при одновременном увеличении пластичности до ~ 26%, что связывается с увеличением скорости деформационного упрочнения за счет увеличения плотности решеточных дислокаций в УМЗ-структуре с неравновесными границами зерен. Определены коэффициенты скоростной чувствительности и деформационного упрочнения для УМЗ-сплава Al–0.4Zr в различных состояниях.

Ключевые слова: алюминисво-циркониевые сплавы, интенсивная пластическая деформация, ультрамелкозернистая структура, упрочнение отжигом, эффект увеличения пластичности деформацией.

DOI: 10.21883/FTT.2023.09.56255.155

1. Введение

Сплавы на основе алюминия являются перспективными материалами для использования в качестве токонесущих жил в линиях воздушной электропередачи (ЛЭП) [1]. Основным недостатком алюминиевых сплавов является их относительно низкая механическая прочность, в связи с чем наибольшее распространение в качестве токонесущих жил для ЛЭП получили алюминиевые провода, армированные стальным сердечником. Использование стального сердечника приводит к уменьшению эффективной площади провода и усложняет технологию его производства [2]. В связи с этим поиск путей повышения прочности проводниковых алюминиевых сплавов является актуальной задачей электротехники. Перспективным методом повышения прочности электротехнических алюминиевых сплавов является обработка материала методами интенсивной пластической деформации (ИПД), позволяющая получить объемные образцы, имеющие ультрамелкозернистую (УМЗ) или

нанокристаллическую (НК) структуру [3]. Такая структура обеспечивает повышенные показатели прочности благодаря действию механизмов зернограницного и деформационного упрочнения [4]. Среди алюминиевых сплавов электротехнического назначения особый интерес представляет система Al–Zr. Легирование цирконием в небольших количествах (до 1 wt.%) позволяет создать структуру, устойчивую к температурным воздействиям [5–9].

В ряде работ было достигнуто существенное повышение прочности таких сплавов по сравнению с обычным крупнозернистым состоянием путем их обработки методами ИПД [10–13]. УМЗ-сплавы системы Al–Zr, полученные методом интенсивной пластической деформации кручением (ИПДК), продемонстрировали потенциал для эксплуатации в условиях повышенных температур [10,13]. Однако малые добавки Zr слабо улучшают прочностные характеристики алюминия в УМЗ-состоянии [10,14]. Кроме того, измельчение зеренной структуры обычно приводит к снижению пластично-

сти материала [3,4]. Поэтому получение проводниковых материалов, обладающих одновременно и повышенной прочностью, и значительной пластичностью является актуальной задачей современного физического материаловедения.

В недавней работе был предложен новый подход для увеличения пластичности УМЗ-сплава Al–0.4Zr (wt.%), структурированного ИПДК [15]. Этот подход заключался в дополнительной деформационно-термической обработке (ДТО), включающей в себя кратковременный низкотемпературный отжиг и небольшую дополнительную деформацию методом ИПДК. В результате был выявлен эффект значительного повышения пластичности (эффект пластификации (ЭП)), который реализуется в УМЗ-материале и не характерен для традиционных крупнозернистых материалов. Ранее подобный эффект также наблюдался в УМЗ технически чистом алюминии [16,17]. Для УМЗ Al была предложена модель, объясняющая данный эффект введением дополнительной плотности дислокаций в релаксированную отжигом структуру большеугловых границ зерен [17,18].

Для более глубокого понимания физической природы эффекта пластификации в УМЗ Al–Zr сплавах и выявления микроструктурных особенностей, контролирующих его проявление, в данной работе исследовалось влияние альтернативного вида дополнительной деформации (холодной прокатки) и ее величины на ЭП в УМЗ-сплаве Al–0.4Zr (wt.%), структурированном методом ИПДК.

2. Материал исследования и экспериментальные методики

В качестве материала исследования был выбран сплав, имеющий следующий химический состав: 0.39Zr, 0.24Fe, 0.02Si, 0.02Zn, остальное Al, wt.% (далее Al–0.4Zr). Сплав был получен методом совмещенного литья и прокатки (РУСАЛ, Москва, Россия). УМЗ структура была получена путем обработки исходного сплава методом ИПДК при комнатной температуре (КТ) на 10 оборотов под давлением 6 ГПа. После такой обработки образцы имели форму дисков диаметром 20 мм и толщиной ~ 1 мм (образцы далее обозначены как НРТ). Значение истинной деформации на расстоянии 5 мм от центра диска составило $\gamma \approx 6.6$ [3]. После обработки ИПДК часть образцов была подвергнута отжигу при 503 К в течение 1 h (состояние НРТ_АН) и дополнительной холодной прокатке со степенью обжатия 3 и 5% (состояние НРТ_АН_CR). Часть образцов подвергалась холодной прокатке сразу после обработки ИПДК (состояние НРТ_CR).

Для испытаний на одноосное растяжение были вырезаны образцы в форме лопаток с рабочей частью 6×2 мм. Испытания проводились при КТ и скорости деформации $5 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ на испытательной машине

Shimadzu AG-XD Plus. Для каждого состояния было испытано не менее трех образцов. Дополнительно были проведены испытания на одноосное растяжение с изменением скорости деформации скачком от $\dot{\epsilon} = 5 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ до $\dot{\epsilon} = 1 \cdot 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ и был определен коэффициент скоростной чувствительности (m) согласно соотношению [19]:

$$m = \Delta \ln \sigma / \Delta \ln \dot{\epsilon}, \quad (1)$$

где σ — истинное напряжение.

Микроструктура образцов была исследована методами просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) и рентгеноструктурного анализа (РСА). Методом ПЭМ был определен средний размер зерна (d_{av}), методом РСА определены параметр решетки (a), средний размер областей когерентного рассеяния (D_{XRD}), уровень микроискажений ($\langle \epsilon^2 \rangle^{1/2}$) и плотность дислокаций (L_{dis}) согласно соотношению [20]:

$$L_{dis} = 2\sqrt{3}\langle \epsilon^2 \rangle^{1/2} / D_{XRD}b, \quad (2)$$

где $b = 0.286 \text{ nm}$ — величина вектора Бюргерса дислокации в алюминии.

3. Экспериментальные результаты и их обсуждение

В исходном состоянии микроструктура сплава Al–0.4Zr характеризуется вытянутыми субзернами со средней длиной ~ 1800 и шириной ~ 1000 nm [10]. В табл. 1 приведены основные параметры микроструктуры сплава Al–0.4Zr во всех исследованных в данной работе состояниях. Обработка ИПДК приводит к формированию однородной УМЗ структуры, состоящей из равноосных зерен со средним размером $d_{av} \approx 415 \text{ nm}$ (рис. 1, а). В результате отжига УМЗ-сплава при температуре 503 К d_{av} практически не изменяется (рис. 1, б). Дополнительная деформация ХП приводит к небольшому увеличению d_{av} до ~ 490 nm и увеличению среднеквадратичного отклонения среднего размера зерна (Δd_{av}) с 127 до 242 nm (рис. 1, с, табл. 1). Таким образом, в результате отжига и небольшой деформации ХП размер зерна изменяется незначительно.

РСА-исследования показали, что параметр решетки a алюминиевой матрицы остается практически неизменным после отжига и дополнительных деформаций (табл. 1), что говорит о том, что концентрация Zr в твердом растворе сохраняется практически неизменной при таких обработках. Отжиг УМЗ-сплава при 503 К вызывает снижение плотности дислокаций в ~ 4 раза (табл. 1). Последующая дополнительная деформация ХП на 3% приводит к повышению L_{dis} до уровня, характерного для состояния НРТ. Дополнительная деформация ХП на 5% без промежуточного отжига приводит к еще большему увеличению L_{dis} до $1 \cdot 10^{13} \text{ m}^{-2}$. Ранее было показано [15], что дополнительная деформация

Таблица 1. Результаты анализа микроструктуры сплава Al–0.4Zr в различных состояниях (d_{av} — средний размер зерна, a — параметр решетки, D_{XRD} — размер областей когерентного рассеяния, $\langle \epsilon^2 \rangle^{1/2}$ — уровень микроискажений кристаллической решетки, L_{dis} — плотность дислокаций)

Состояние	Данные TEM		Данные PCA			
	d_{av} , nm	Δd_{av} , nm	a , Å	D_{XRD} , nm	$\langle \epsilon^2 \rangle^{1/2} \cdot 10^{-4}$	$L_{dis} \cdot 10^{12}$, m ⁻²
НРТ	415 ± 19	197	4.0505 ± 0.0001	570 ± 15	2.5 ± 0.2	5.2
НРТ_AN	395 ± 12	127	4.0512 ± 0.0001	815 ± 15	0.9 ± 0.2	1.4
НРТ_AN_CR3%	490 ± 32	242	4.0512 ± 0.0001	500 ± 11	3.0 ± 0.1	7.3
НРТ_CR5%	—	—	4.0507 ± 0.0001	361 ± 7	2.95 ± 0.1	9.9
НРТ_AN_0.25НРТ [15]	318 ± 30	200	4.0515 ± 0.0001	495 ± 10	2.2 ± 0.1	5.4
НРТ_AN_0.75НРТ [15]	—	—	4.0509 ± 0.0001	490 ± 13	2.3 ± 0.1	5.7

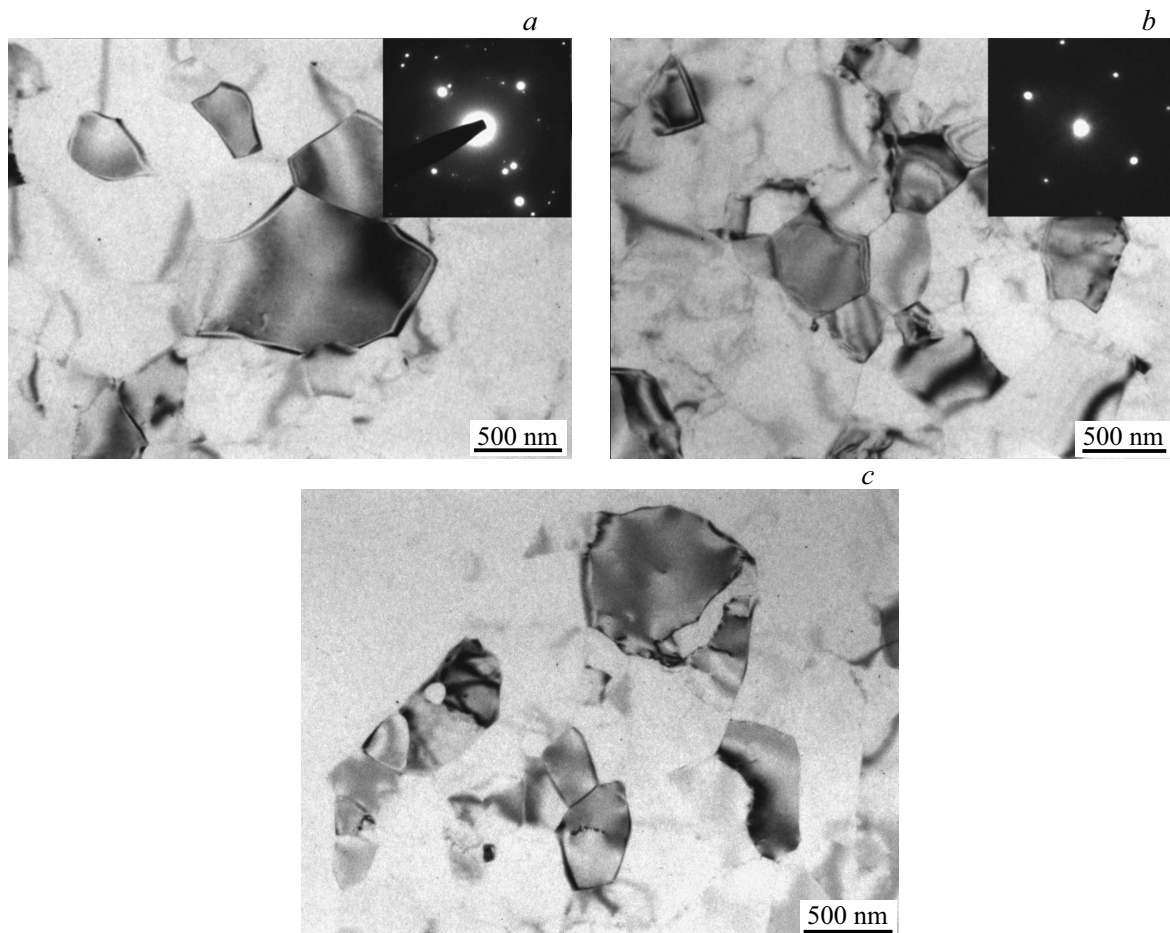


Рис. 1. Микроструктура сплава Al–0.4Zr после обработки ИПДК (а), дополнительного отжига при 503 К в течение 1 h (b) и последующей дополнительной деформации холодной прокаткой на 3% (с).

методом ИПДК на 0.25–0.75 оборота после отжига при 503 К также приводит к повышению плотности дислокаций до уровня, характерного для образца до отжига (табл. 1). Существенной зависимости среднего размера и морфологии зерна от степени дополнительной ИПДК деформации не наблюдалось [15].

На рис. 2 приведены диаграммы напряжение-деформация, полученные для сплава Al–0.4Zr в состо-

янии поставки, после обработки ИПДК, последующего отжига при 503 К в течение 1 h и различных видов дополнительной деформации. В состоянии поставки материал имеет предел текучести $\sigma_{0.2} \sim 122$ МПа, предел прочности $\sigma_{UTS} \sim 131$ МПа, высокую пластичность до разрушения $\delta \sim 26\%$ и однородную деформацию $\delta_1 \sim 4\%$ [15]. Как видно, обработка ИПДК приводит к увеличению σ_{UTS} до ~ 202 МПа, при этом величина δ

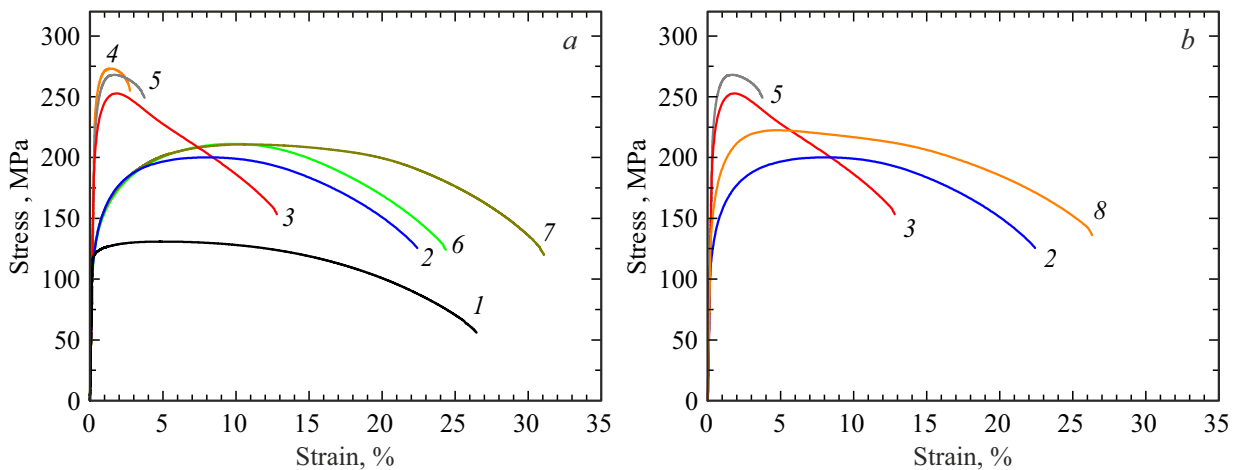


Рис. 2. Диаграммы напряжение–деформация для образцов сплава Al–0.4Zr в различных состояниях: исходном (кривая 1), после структурирования ИПДК (кривая 2), последующего отжига при 503 К (кривая 3), последующего отжига при 503 К и дополнительной деформации холодной прокаткой на 3 и 5% (кривые 4 и 5) и ИПДК на 0.25 и 0.75 (кривые 6 и 7, данные работы [15]), после дополнительной деформации холодной прокаткой на 5% без промежуточного отжига (кривая 8). а) кривые 1–7; б) кривые 2, 3, 5, 8.

Таблица 2. Механические свойства сплава Al–0.4Zr в различных структурных состояниях ($\sigma_{0.2}$ — условный предел текучести, σ_{UTS} — предел прочности, δ — максимальное относительное удлинение, δ_1 — равномерное удлинение)

Состояние	$\sigma_{0.2}$, МПа	σ_{UTS} , МПа	δ , %	δ_1 , %
НРТ	130 ± 1	202 ± 1	22 ± 1	8.3 ± 0.7
НРТ_АН	223 ± 2	252 ± 1	13 ± 1	1.5 ± 0.1
НРТ_АН_СR3%	251 ± 2	275 ± 2	2 ± 1	0.9 ± 0.1
НРТ_АН_СR5%	237 ± 8	268 ± 1	3 ± 1	1.5 ± 0.3
НРТ_СR5%	167 ± 2	223 ± 1	26 ± 1	4.5 ± 0.5
НРТ_АН_0.25НРТ [15]	131 ± 3	213 ± 2	24 ± 1	9.4 ± 0.1
НРТ_АН_0.75НРТ [15]	133 ± 2	210 ± 1	30 ± 1	10 ± 1

остается на достаточно высоком уровне (рис. 2, табл. 2). Последующий отжиг при 503 К в течение 1 h приводит к дополнительному повышению σ_{UTS} и $\sigma_{0.2}$ до ~ 252 и ~ 223 МПа, соответственно, но почти вдвое снижает величину δ до ~ 13%. Упрочнение УМЗ сплава Al–0.4Zr в результате отжига (эффект упрочнения отжигом) наблюдалось ранее [10] и объяснялось релаксацией неравновесных границ зерен, сопровождаемой уменьшением плотности зернограницных дислокаций, а также возможным образованием зернограницных сегрегаций и/или нанокластеров/нанопреципитатов [10]. Релаксация ГЗ в процессе отжига УМЗ сплава Al–0.4Zr наблюдалась *in situ* в сканирующем просвечивающем электронном микроскопе при проведении такого отжига непосредственно в колонне микроскопа [21].

В отличие от дополнительной деформации методом ИПДК, дополнительная деформация ХП на 3% после отжига приводит к дополнительному упрочнению: $\sigma_{0.2}$ и σ_{UTS} повышаются до ~ 251 и ~ 275 МПа, соответственно, однако при этом пластичность падает до очень низких значений $\delta \leq 2\%$ (табл. 2). В этом случае сплав ведет себя как крупнозернистые материалы, для кото-

рых характерно упрочнение в результате деформации. Механические свойства УМЗ сплава практически не зависят от степени прокатки (рис. 2, табл. 2). Стоит отметить, что рост $\sigma_{0.2}$, обеспечиваемый ХП на 3%, составляет $\Delta\sigma_{0.2} \approx 28$ МПа (табл. 2) и может быть связан с дополнительным деформационным упрочнением за счет введения дополнительной плотности решеточных дислокаций в тело зерен в результате прокатки. Недавно методом сканирующей просвечивающей электронной микроскопии (СПЭМ) с высоким разрешением было показано, что подобная деформация после кратковременного низкотемпературного отжига приводит к формированию развитой дислокационной структуры внутри зерен в УМЗ Al (99.7%), структурированном ИПДК с подобным режимом [22]. В условиях разрешения метода ПЭМ, использованного нами в настоящем исследовании, мы наблюдаем появление отдельных дислокаций и дислокационных стенок внутри зерен в образцах НРТ_АН_СR3% (рис. 1, c), однако для более детального исследования распределения внесенных прокаткой дислокаций требуется проведение систематического исследования в СПЭМ.

Ранее было показано [15], что дополнительная ИПДК на 0.25–0.75 оборота после отжига приводит к снижению σ_{UTS} и $\sigma_{0.2}$ до ~ 213 и ~ 131 МПа, соответственно, а также к увеличению δ и δ_1 до значений, характерных до отжига и даже превышающих их. Такое поведение объяснялось введением дополнительной плотности дислокаций в структуру релаксированных при отжиге ГЗ, повышающей их степень неравновесности и облегчающей тем самым испускание дислокаций из ГЗ и реализацию пластического течения при нагружении [15]. Увеличение плотности дислокаций в результате небольшой дополнительной ИПДК деформации после отжига наблюдалось экспериментально (табл. 1) [15].

Таким образом, дополнительная деформация отожженного при 503 К УМЗ-сплава двумя различными методами (ИПДК и ХП) приводит к соизмеримому увеличению плотности дислокаций (табл. 1), но к противоположным изменениям механических свойств (табл. 2), что, наиболее вероятно, связано с различным распределением внесенной дополнительной плотности дислокаций в УМЗ-структуру: преимущественно в ГЗ в образцах НРТ_АН_0.25/0.75НРТ [15] и преимущественно внутри зерен в образцах НРТ_АН_СR3%. Такая разница в распределении дислокаций может быть связана с разными условиями протекания деформации при реализации этих двух методов деформирования (величиной и скоростью деформации, видом напряженно-деформационного состояния) [22]. Условия протекания дополнительной деформации, а также ее величина различны при ХП и ИПДК. В первом случае деформация сжатия осуществляется в условиях плосконапряженного состояния. Во втором случае деформация осуществляется путем сдвига в условиях квазигидростатического давления. Это может приводить к активации отличных систем скольжения в случаях дополнительной деформации методами ИПДК и ХП. Сравнение величин деформации для разных видов нагружения возможно по оценке эквивалентной деформации (ϵ_{eq}) по фон Мизесу [23], которая показала, что структурирование методом ИПДК на 10 оборотов обеспечивает $\epsilon_{eq} \approx 181$ на расстоянии 5 mm от центра диска (т.е. в рабочей части образца). При дополнительной деформации методом ИПДК на 0.25 оборота и методом ХП со степенью обжатия 3% эквивалентная деформация составляет $\epsilon_{eq} \approx 4.5$ и $\epsilon_{eq} \approx 0.033$, соответственно.

Для подтверждения определяющей роли неравновесного состояния ГЗ в реализации высокой пластичности был проведен дополнительный эксперимент на одноосное растяжение образцов УМЗ-сплава Al–0.4Zr после дополнительной деформации ХП без проведения промежуточного отжига (рис. 2, б, кривая НРТ_СR5%). В этом случае дополнительная деформация привела к увеличению $\sigma_{0.2}$ на ~ 37 МПа и σ_{UTS} на ~ 21 МПа, при этом пластичность тоже несколько увеличилась (табл. 2). Таким образом, комбинированная деформационная обработка методом ИПДК с последующей холодной прокаткой (состояние НРТ_СR5%) привела как к

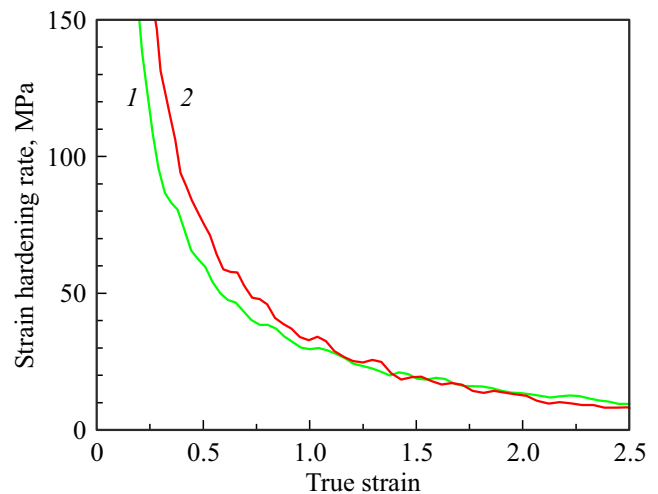


Рис. 3. Зависимость скорости деформационного упрочнения от величины деформации для сплава Al–0.4Zr в состояниях НРТ (кривая 1) и НРТ_СR5% (кривая 2).

увеличению прочности, так и к увеличению пластичности по сравнению с состоянием НРТ. Достигнутое увеличение прочности может быть обусловлено увеличением плотности решеточных дислокаций в результате холодной прокатки после ИПДК (табл. 1), а увеличение пластичности при увеличении прочности — явление нетипичное. В первую очередь, достигнутая высокая пластичность образцов НРТ_СR5%, в отличие от образцов НРТ_АН_СR5%, указывает на то, что в УМЗ-структуре с релаксированными ГЗ (равновесными или приближенными к равновесному состоянию в результате отжига) пластичность значительно ниже, чем в образцах с неравновесными границами зерен. Увеличение же пластичности в состоянии НРТ_СR5% по сравнению с состоянием НРТ (в обоих состояниях ГЗ неравновесны) может быть связано с тем, что дополнительная ХП вносит дополнительную плотность дислокаций преимущественно в тело зерна [22]. Внесенные прокаткой дислокации будут ограничивать длину пробега испущенных из ГЗ дислокаций и тем самым способствовать деформационному упрочнению. Действительно, скорость (коэффициент) деформационного упрочнения $\theta = d\sigma/d\epsilon$ на ранней стадии деформации выше для состояния НРТ_СR5%, чем для состояния НРТ (рис. 3), что согласно критерию Консидера [23] задерживает момент локализации деформации и образования шейки и, следовательно, приводит к увеличению пластичности.

Известно, что в общую пластичность УМЗ Al, структурированного методом ИПДК, вносит вклад и зернограничное проскальзывание (ЗПП) [24,25]. Активизация ЗПП способствует более однородному микропластическому течению в образце, препятствующему процессам макролокализации с образованием шейки, что способствует увеличению пластичности. Активизация ЗПП

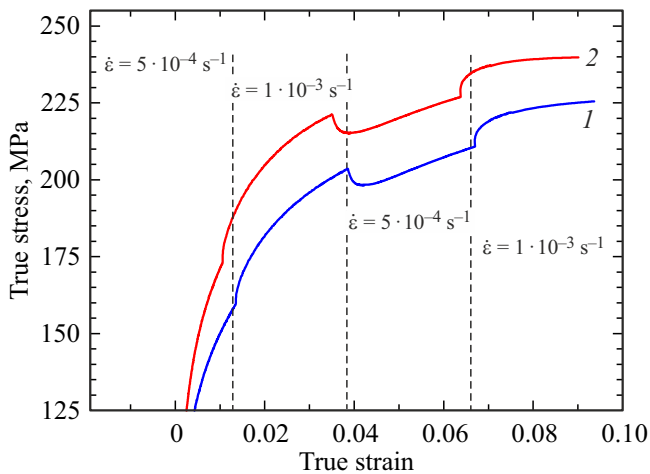


Рис. 4. Испытания со скачком скорости деформации на базовой скорости $5 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ для образцов сплава Al–0.4Zr в состояниях НРТ (кривая 1) и НРТ_CR5% (кривая 2).

сопровождается повышением коэффициента скоростной чувствительности [25].

На рис. 4 представлены результаты механических испытаний со скачком скорости деформации для образцов НРТ [15] и НРТ_CR5%. Коэффициент скоростной чувствительности m составил ~ 0.045 для обоих состояний НРТ и НРТ_CR5%, что аналогично значениям m для состояний НРТ и НРТ_AN_0.25НРТ, определенным ранее [14]. Следовательно, повышение пластичности в состоянии НРТ_CR5% не связано с какой-либо интенсификацией зернограницного проскальзывания (ЗГП), поскольку последняя, как правило, сопровождается увеличением параметра m .

4. Заключение

В работе исследовано влияние небольшой дополнительной деформации ХП на механические свойства УМЗ-сплава Al–0.4Zr, структурированного методом ИПДК. Показано, что в отличие от дополнительной деформации ИПДК, дополнительная деформация ХП на 3–5% после предварительного низкотемпературного отжига не приводит к проявлению эффекта пластификации в УМЗ-сплаве Al–0.4Zr, а приводит к падению пластичности до $\sim 2\%$ и небольшому повышению предела текучести на 6–12%, что, наиболее вероятно, обусловлено внесением прокаткой дополнительной плотности дислокаций преимущественно в тело зерен. Полученные результаты поддерживают концепцию того, что ключевую роль в повышении пластичности за счет дополнительной деформации при сохранении прочности на высоком уровне играют неравновесные ГЗ.

Показано, что дополнительная деформация ХП без предварительного отжига приводит к одновременному увеличению прочности (предела текучести на $\sim 30\%$ и предела прочности на $\sim 10\%$), при этом пластичность

тоже несколько увеличивается и достигает $\sim 26\%$, что обусловлено повышением скорости деформационного упрочнения за счет внесения дополнительной плотности дислокаций в тело зерен в УМЗ структуре с нерелаксированными границами зерен.

Предложенный подход одновременного повышения прочности и пластичности, по-видимому, может быть реализован и для ряда других алюминиевых сплавов при достижении подходящих параметров микроструктуры.

Определены значения коэффициента скоростной чувствительности для УМЗ-сплава до и после дополнительной деформации холодной прокаткой на 5%. Они оказались равными и составили $m \approx 0.045$, что исключает повышение вклада зернограницного проскальзывания в общую пластичность после дополнительной деформации холодной прокаткой.

Конфликт интересов

Авторы заявляют, что у них нет конфликта интересов.

Список литературы

- [1] Д.И. Белый. Кабели и провода **332**, 1, 8 (2012). <https://www.elibrary.ru/item.asp?id=18852363>
- [2] Ф.Р. Исмагилов, Р.Г. Шакиров, Н.К. Потапчук, Т.Ю. Волков. Основные вопросы проектирования воздушных линий электропередач. Уч. пособие. 2-е изд. Машиностроение, М. (2015). 211 с.
- [3] Р.З. Валиев, А.П. Жилиев, Т.Дж. Лэнгдон, Объемные наноструктурные материалы: фундаментальные основы и применения. Эко-Вектор, СПб (2017). 479 с.
- [4] I.A. Ovid'ko, R.Z. Valiev, Y. T. Zhu. Prog. Mater. Sci. **94**, 462 (2018). <https://doi.org/10.1016/j.pmatsci.2018.02.002>
- [5] K.E. Knippling, D.C. Dunand, D.N. Seidman. Acta Mater. **56**, 1, 114 (2008). <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2007.09.004>
- [6] N.A. Belov, A.N. Alabin, A.R. Teleuova. Met. Sci. Heat Treat. **53**, 455 (2012). <https://doi.org/10.1007/s11041-012-9415-5>
- [7] W.W. Zhou, B. Cai, W.J. Li, Z.X. Liu, S. Yang. Mater. Sci. Eng. A **552**, 353 (2012). <https://doi.org/10.1016/j.msea.2012.05.051>
- [8] N.A. Belov, N.O. Korotkova, T.K. Akopyan, V.N. Timofeev. JOM **72**, 4, 1561 (2020). <https://doi.org/10.1007/s11837-019-03875-0>
- [9] D.S. Voroshilov, M.M. Motkov, S.B. Sidelnikov, R.E. Sokolov, A.V. Durnopyanov, I.L. Konstantinov, V.M. Bepalov, T.V. Bermeshev, I.S. Gudkov, M.V. Voroshilova, Y.N. Mansurov, V.A. Bergardt. Int. J. Lightweight Mater. **5**, 3, 352 (2022). <https://doi.org/10.1016/j.ijlmm.2022.04.002>
- [10] T.A. Latynina, A.M. Mavlyutov, M.Yu. Murashkin, R.Z. Valiev, T.S. Orlova. Phil. Mag. **99**, 19, 2424 (2019). <https://doi.org/10.1080/14786435.2019.1631501>
- [11] T.S. Orlova, T.A. Latynina, A.M. Mavlyutov, M.Y. Murashkin, R.Z. Valiev. J. Alloys Compd. **784**, 41 (2019). <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2018.12.324>
- [12] M.Yu. Murashkin, A.E. Medvedev, V.U. Kazykhanov, G.I. Raab, I.A. Ovid'ko, R.Z. Valiev. Rev. Adv. Mater. Sci. **47**, 16 (2016). https://www.ipme.ru/e-journals/RAMS/no_14716/03_14716_murashkin.pdf

- [13] Т.С. Орлова, Т.А. Латынина, М.Ю. Мурашкин, В.У. Казыханов. ФТТ **61**, 12, 2447 (2019).
<https://doi.org/10.21883/FTT.2019.12.48582.558>
- [14] A. Mohammadi, N.A. Enikeev, M.Yu. Murashkin, M. Arita, K. Edalati. Acta Mater. **203**, 116503 (2021).
<https://doi.org/10.1016/j.actamat.2020.116503>
- [15] T.S. Orlova, A.M. Mavlyutov, M.Y. Murashkin, N.A. Enikeev, A.D. Evstifeev, D.I. Sadykov, M.Yu. Gutkin. Materials **15**, 23, 8429 (2022). <https://doi.org/10.3390/ma15238429>
- [16] А.М. Мавлютов, Т.А. Латынина, М.Ю. Мурашкин, Р.З. Валиев, Т.С. Орлова. ФТТ **59**, 10, 1949 (2017).
<http://dx.doi.org/10.21883/FTT.2017.10.44964.094>
- [17] T.S. Orlova, N.V. Skiba, A.M. Mavlyutov, M.Yu. Murashkin, R.Z. Valiev, M.Yu. Gutkin. Rev. Adv. Mater. Sci. **57**, 2, 224 (2018). <https://doi.org/10.1515/rams-2018-0068>
- [18] N.V. Skiba, T.S. Orlova, M.Yu. Gutkin. Phys. Solid State **62**, 11, 2094 (2020). <https://doi.org/10.1134/S1063783420110347>
- [19] I. Sabirov, Y. Estrin, M.R. Barnett, I. Timokhina, P.D. Hodgson. Scr. Mater. **58**, 3, 163 (2008).
<https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2007.09.057>
- [20] G.K. Williamson, R.E. Smallman. Phil. Mag. **1**, 1, 34 (1956).
<https://doi.org/10.1080/14786435608238074>
- [21] W. Lefebvre, N.V. Skiba, F. Chabanais, M.Yu. Gutkin, L. Rigutti, M.Yu. Murashkin, T. S. Orlova. J. Alloys Compd., **862**, 5, 158455 (2021).
<https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2020.158455>
- [22] T.S. Orlova, D.I. Sadykov, D.A. Kirilenko, A.I. Lihachev, A.A. Levin. Mater. Sci. Eng. A **875**, 145122 (2023).
<https://doi.org/10.1016/j.msea.2023.145122>
- [23] G.E. Dieter. Mechanical Metallurgy. McGraw-Hill, Boston (1961). 615 p.
- [24] N.Q. Chinh, T. Csanádi, T. Györi, R.Z. Valiev, B.B. Straumal, M. Kawasaki, T.G. Langdon. Mater. Sci. Eng. A **543**, 117 (2012). <https://doi.org/10.1016/j.msea.2012.02.056>
- [25] K.V. Ivanov, E.V. Naydenkin. Mater. Sci. Eng. A **23**, 8429 (2022). <https://doi.org/10.3390/ma15238429>

Редактор Т.Н. Василевская