

07,01

Механические свойства ультрамелкозернистого алюминия в области температур 4.2–300 К

© Т.С. Орлова¹, В.В. Шпейзман¹, А.М. Мавлютов², Т.А. Латынина³, А.И. Аверкин¹, Р.Б. Тимашов¹

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

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

³ Санкт-Петербургский национальный исследовательский университет
информационных технологий, механики и оптики,
Санкт-Петербург, Россия

E-mail: orlova.t@mail.ioffe.ru

Поступила в Редакцию 30 января 2020 г.

В окончательной редакции 30 января 2020 г.

Принята к печати 30 января 2020 г.

Впервые получены кривые растяжения при 4.2 и 77 К образцов ультрамелкозернистого (УМЗ) Al, структурированного методом интенсивной пластической деформации кручением под давлением (ИПДК), а также температурная зависимость предела текучести образцов в интервале 4.2–300 К. Проведен анализ результатов в сопоставлении с параметрами микроструктуры и с результатами подобных исследований для УМЗ-Al, структурированного методом равноканального углового прессования (РКУП). Показано, что ИПДК-Al при низких температурах обладает значительно более высоким пределом текучести, чем РКУП-Al, сочетанием высокой прочности и пластичности (440 МПа и 55% при 4.2 К), что делает его привлекательным для практического использования при низких температурах. Анализ полученных результатов указывает на то, что при комнатной и пониженной (77 К) температурах пластичность УМЗ-Al с размером зерна менее 1 μm в значительной степени зависит от характера распределения зерен по размеру, а также от типа и состояния границ зерен (равновесное или неравновесное), что открывает перспективы управления величиной пластичности за счет создания заданного микроструктурного дизайна при сохранении высокого уровня прочности УМЗ-материалов.

Ключевые слова: ультрамелкозернистые материалы, низкие температуры, деформация, границы зерен.

DOI: 10.21883/FTT.2020.06.49351.013

1. Введение

Большинство исследований механических свойств ультрамелкозернистых (УМЗ) материалов выполнено при комнатной температуре. Сведения об испытаниях УМЗ-материалов в среде жидкого гелия и при его испарении в области температур 4.2–77 К, а также в жидком азоте (77 К) весьма немногочисленны. Сравнение кривых деформации УМЗ-Al при комнатной температуре и 77 К приведено в [1–3]. Можно отметить ряд работ, посвященных структуре и механическим свойствам в области температур 4.2–77 К УМЗ-сплавов Ni–18.75 at.% Fe [4] и Ni–20 at.% Fe [5], полученных методом электроосаждения, и работы [6–12], в которых для формирования УМЗ-структуры использовалась интенсивная пластическая деформация (ИПД, SPD — severe plastic deformation). ИПД является в настоящее время основным методом получения УМЗ-структуры металлов и сплавов. Различают следующие виды ИПД: равноканальное угловое прессование (РКУП), ИПД-кручением (ИПДК), специальные виды прокатки, ротационная ковка и др.

Несмотря на некоторые особенности структуры и свойств УМЗ-материалов, полученных разными метода-

ми ИПД, все они обладают высокой прочностью при комнатной температуре. Однако, как правило, повышение прочностных характеристик УМЗ-Al приводит к понижению его пластичности. Имеющиеся в литературе данные по величине пластичности образцов УМЗ-Al с близким средним размером зерна ($< 1 \mu\text{m}$), структурированных разными способами ИПД (с дополнительной термообработкой и без таковой), сильно различаются уже при испытаниях при комнатной температуре [1–3,8,10,13,14]. По-видимому, кроме среднего размера зерна, другие параметры микроструктуры, такие как распределение зерен по размеру, предпочтительный характер границ зерен и их состояние оказывают значительное влияние на пластичность УМЗ-материалов [1,15,16].

Все известные исследования низкотемпературных механических свойств УМЗ-материалов, полученных интенсивной деформацией, выполнены на металлах и сплавах после РКУП или подобной ему процедуре, называемой в некоторых публикациях равноканальной угловой экструзией (РКУЭ). Так в упомянутых выше работах [6–12] приведены данные для Zr [7], Al [1–3,8–10], причем в [8,10] нижняя граница температуры была 4.2 К, а также для Ti и Cu [11], Cu, Ni и Nb [12], Cu и

сплава Ti–6Al–4V [6]. Подобные данные для материалов после других видов ИПД отсутствуют. Они могут представлять интерес, поскольку как параметры микроstructures (размер зерна, угол разориентации границ зерен, тип, структура и состояние границ зерен), так и зависящие от них величины предела текучести, предела прочности, микротвердости, а также сам вид кривой деформации могут зависеть от условий предварительной ИПД. В частности, в [1,13,17,18]¹ показано, что на структуру и механические свойства УМЗ-А1 влияет путь РКУП: число проходов, угол поворота заготовки после каждого прохода, а также направление (параллельное или перпендикулярное направлению прессования), в котором были вырезаны образцы. В настоящей работе впервые была исследована микроstructure и получены кривые деформации при 4.2 и 77 К образцов УМЗ-А1 после ИПД, температурная зависимость предела текучести для них в интервале 4.2–300 К. Произведено сравнение указанных характеристик низкотемпературной деформации с аналогичными для исходных крупнозернистых (КЗ) образцов и УМЗ-образцов, полученных методом РКУП. Анализ полученных результатов выявил значительное влияние особенностей распределения зерен по размеру, характера и состояния границ зерен на прочность и пластичность УМЗ-А1 при низких температурах.

2. Образцы и методика исследования

В работе исследовались образцы технического чистого Al (99.5 wt.%). Из исходного прутка, имеющего крупнозернистую структуру со средним размером зерна $d = 7 \mu\text{m}$, были вырезаны заготовки в виде цилиндров диаметром 9 и высотой 8 mm. На прессе WalterKlement GmbH НРТ-07 заготовки были подвергнуты кручению под давлением $P = 6 \text{ GPa}$ на 10 оборотов при комнатной температуре [19,20]. В результате были получены диски диаметром 20 и толщиной $\sim 1.0 \text{ mm}$. Из полученных дисков на электроэрозионном станке были вырезаны по 2 образца в виде двойных лопаток с общей длиной 12 mm, шириной рабочей части 2.0 и длиной 4.5 mm. По нашим оценкам, в соответствии с расчетами, изложенными в [20], степень истинной деформации в точках рабочей части образца с расстоянием от центра диска $r = 5 \text{ mm}$ составляет $\varepsilon_{tr} \approx 6.6$.

Подробный анализ микроstructure полученных образцов методами дифракции обратно рассеянных электронов (ДОРЭ), рентгеноструктурного анализа (РСА) и просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) был проведен нами ранее [14,21,22], где были получены следующие значения основных параметров микроstructure. В результате ИПД в образцах сформировалась УМЗ-структура со средним размером зерна $\sim 810 \text{ nm}$ и преимущественно с большеугловыми границами зерен (БУГЗ). Средняя разориентация ГЗ составляла $\sim 33^\circ$.

¹ В [13] для получения УМЗ-структуры использовалась прокатка по ARB-методу (accumulative roll-bonding).

Доля границ зерен с углом разориентировки более 15° равнялась $\sim 77\%$ от общего числа границ. Интегральная плотность дислокаций, определенная методом РСА, в образцах, обработанных ИПДК, невелика и равнялась $\sim 2 \cdot 10^{12} \text{ m}^{-2}$, при этом проведенные детальные исследования образцов методом ПЭМ практически не обнаружили дислокаций внутри зерен. Это означает, что определенная методом РСА плотность дислокаций, по-видимому, относится главным образом к границам зерен и приграничным областям [22]. Более того, наличие широких контуров экстинкции около ГЗ в ИПДК-обработанных образцах и значительное их сужение после кратковременного отжига при 363 К, происходящее без изменения среднего размера зерен и основных характеристик распределения зерен по размеру, указывает на неравновесное состояние границ зерен в УМЗ-структуре после ИПДК [22].

Испытания образцов на одноосное растяжение при комнатной температуре были проведены на испытательной машине Shimadzu AG-XD Plus, при температурах 4.2–77 К — на универсальной испытательной машине Instron 1342 с гелиевым криостатом фирмы Oxford. Предварительное охлаждение образцов до температуры 77 К осуществлялось жидким азотом. Жидкий гелий подавался в криостат с помощью двух насосов, создававших в криостате слабое разрежение. При 4.2 К испытания проводились в жидком гелии, при нагревании образца в криостате и испытании при температурах от 4.2 до 77 К — в атмосфере газообразного гелия, при 77 К — в жидком азоте и в интервале 77–300 К — в газообразном азоте. Скорость деформации $\dot{\varepsilon}$ составляла $5 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$.

Предел текучести σ_y определялся либо непосредственно по кривой деформации при постоянной температуре ($\sigma_{0.2}$), либо методом многократного нагружения одного образца при разных температурах [11,23]. Первый вариант использовался для определения предела текучести при испытании в жидких гелии и азоте, а также при комнатной температуре (КТ), второй вариант — при промежуточных температурах.

3. Результаты и их обсуждение

На рис. 1 приведены кривые растяжения Al до и после ИПДК для трех температур: 4.2, 77 и 295 К, а в табл. 1 — характерные точки кривых: предел текучести σ_y , за который принималось напряжение $\sigma_{0.2}$, максимальное напряжение σ_{UTS} , относительное полное (до разрушения) δ и равномерное δ_1 удлинения образца. Кривые деформации и их характеристики для КЗ-образцов не отличаются от аналогичных, хорошо известных для Al результатов [24]. Образцы после ИПДК обладают высоким пределом текучести, малой равномерной деформацией и практически отсутствием деформационного упрочнения при комнатной температуре и 77 К, а при 4.2 К достаточно большой, как равномерной, так и полной деформацией до разрушения (см. табл. 1).

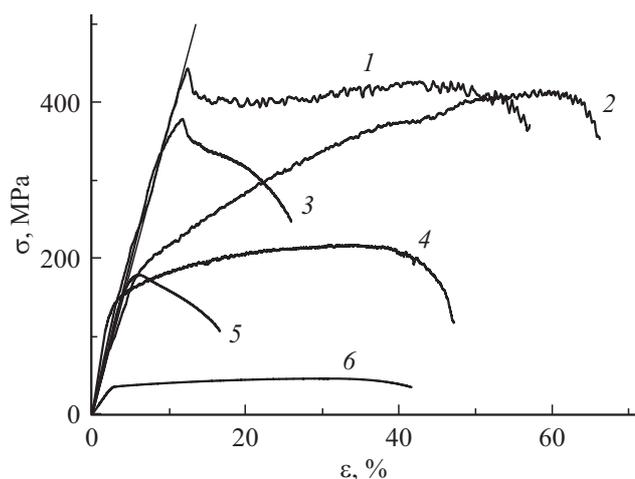


Рис. 1. Кривые деформации ультрамелкозернистого (1, 3, 5) и крупнозернистого (2, 4, 6) алюминия при температурах T , К: 4.2 (1, 2), 77 (3, 4) и 295 (5, 6).

Чтобы сравнить полученные для ИПДК-образцов результаты с известными данными для РКУП-образцов, нужно перестроить графики рис. 1 в координатах истинные напряжения σ_{tr} — истинные деформации ε_{tr} , поскольку в большинстве известных литературных источников приведены кривые деформирования в истинных координатах. Полученные нами данные в истинных координатах в сравнении с литературными данными [1,3,8,10,13] приведены на рис. 2, *a–c*. Следует иметь в виду, что расчет истинных координат справедлив только для равномерной деформации, т.е. заключительная часть кривых на рис. 2 построена условно, а напряжения и деформации для области локализованной деформации неизвестны. Границей перехода к локализованной деформации, в соответствии с критерием Консидера (Considère) [25] является условие $d\sigma_{tr}/d\varepsilon_{tr} = \sigma_{tr}$, что соответствует нулевому упрочнению в координатах рис. 1.

В перечисленных выше исследованиях низкотемпературного растяжения Al большое внимание уделено влиянию пути РКУП, числу проходов и др. Для сравнения с приведенными в настоящей работе результатами нами были выбраны кривые деформации, полученные

Таблица 1. Механические свойства образцов Al до и после ИПДК-обработки. Приведены средние значения условного предела текучести $\sigma_{0.2}$, максимальных напряжений на кривой растяжения σ_{UTS} , относительного удлинения до разрушения δ , относительного равномерного удлинения δ_1

Образец	Температура, К	$\sigma_{0.2}$, МПа	σ_{UTS} , МПа	δ , %	δ_1 , %
Al_КЗ	4.2	176	414	64	57
	77	85	116	46	34
	295	33	46	41	29
Al_ИПДК	4.2	442	444	55	44
	77	275	283	24	4
	295	135	184	17	2

на образцах, наиболее близких по химическому составу и среднему размеру зерна. В большинстве случаев это были образцы после 8 проходов РКУП по пути B_c , т.е. с поворотом на 90° после каждого прохода (см. табл. 2).

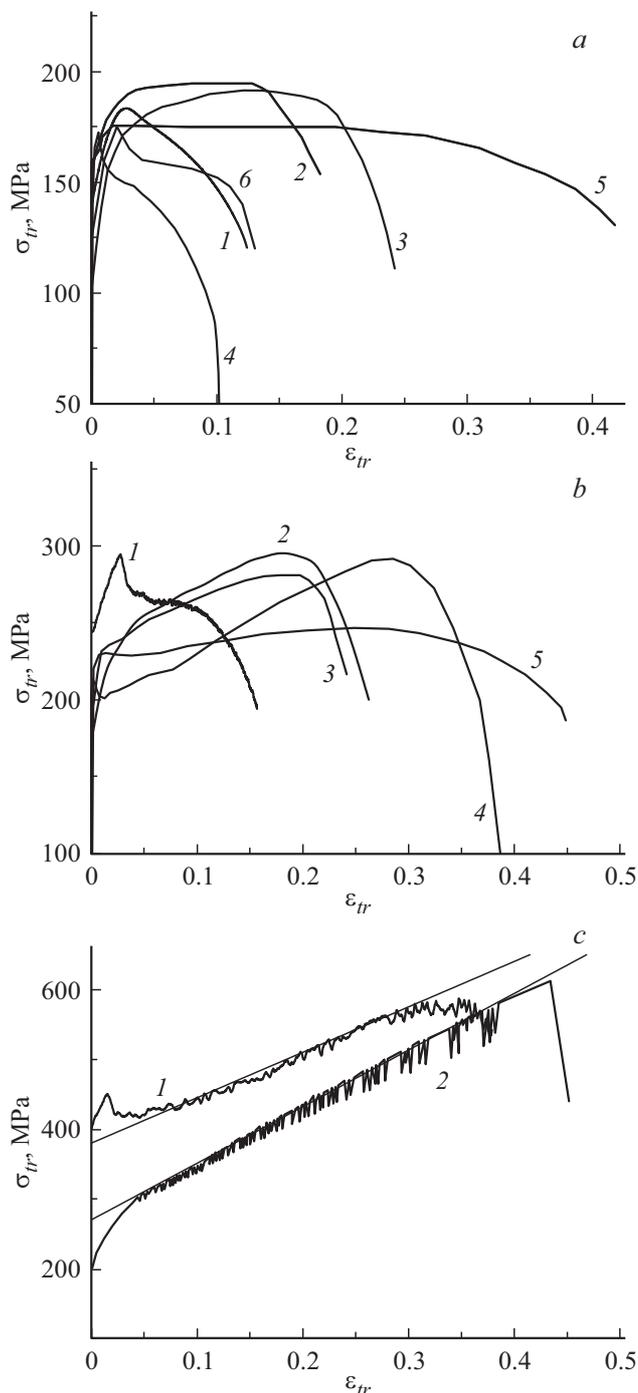


Рис. 2. Зависимость истинных напряжений от истинных деформаций при растяжении УМЗ-алюминия. Температура, К: (a) 295, (b) 77, (c) 4.2. 1 — образец A (настоящая работа), 2 — образец B1 [10], 3 — образец B2 [8], 4 — образец B3 [1], 5 — образец B4 [3], 6 — образец C [16]. Способ получения УМЗ-структуры: ИПДК (1), РКУП (2–5), прокатка (6). Обозначения образцов A, B1, B2, B3, B4, C даны в соответствии с табл. 2.

Таблица 2. Характеристики УМЗ-А1, полученного различными способами ИПД

Образцы	% Al	Вид ИПД	d , nm	Доля БУГЗ, %	Нагружение	Источник
A	99.5	ИПДК, 10 оборотов под $P = 6$ GPa ($\epsilon_{tr} = 6.6$)	$810 \pm 130^*$ (равноосное зерно)	77* (неравновесные ГЗ)	Растяжение $\dot{\epsilon} = 5 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$	Настоящая работа
B1 и B2	99.5	РКУП, 8 проходов, путь V_c + длительное старение при КТ	500–1000 (присутствие вытянутых зерен с размером $> 1.5 - 2 \mu\text{m}$)	(равновесные ГЗ)	Растяжение $\dot{\epsilon} = 10^{-5} \text{ s}^{-1}$	[8,10]
B3	$\geq 99.5\%$	РКУЭ, $\epsilon_{tr} = 8$, путь V_c + старение 1 h при 523 К	590 (равноосное зерно)	65 (равновесные ГЗ)	Растяжение $\dot{\epsilon} = 7 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$	[1]
B4	99.5	РКУП, 8 проходов, путь V_c	700 (присутствие крупных зерен)	–	Растяжение $\dot{\epsilon} = 1.6 \cdot 10^{-3} \text{ s}^{-1}$	[3]
C	99.2	Прокатка ARB при 473 К, 6 циклов ($\epsilon_{tr} = 4.8$) + отжиг 0.5 h при 473 К	Вытянутые зерна со средней толщиной (минимальный размер) 660 nm	Большинство (равновесные ГЗ)	Растяжение $\dot{\epsilon} = 8.3 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$	[13]

Примечание. * Данные работы [22].

Как следует из рис. 2, а, кривые деформации, полученные при комнатной температуре для ИПДК-образцов (образцы А, настоящая работа), РКУП (образцы В2, В3, В4, В5 [1,3,8,10]) и ARB (образцы С [13]) по напряжениям течения различаются слабо, однако разброс в величине удлинения, особенно равномерного, большой, что может быть связано со структурными особенностями образцов. При комнатной температуре (рис. 2, а) кривые растяжения образцов А [настоящая работа], В3 [1] и С [13] имеют близкий характер, для них характерна малая величина однородной деформации с последующей макролокализацией деформации (образованием шейки), что в результате приводит к небольшой величине полной пластической деформации. Эти образцы имеют однородную зеренную структуру с преимущественно равноосными зернами (настоящая работа, [1]) размером менее $1 \mu\text{m}$ и в основном большеугловыми границами зерен (табл. 2). Для кривых деформации РКУП-образцов В1, В2 и В4 характерны большие степени как полной деформации до разрушения, так и однородной деформации. В работах [8,10] авторы отмечают то, что структура исследованных РКУП-образцов (В1 и В2, табл. 2) состоит из слегка вытянутых зерен со средним размером 500 nm (также наблюдаются зерна с размером $\sim 1 \mu\text{m}$), дислокации практически отсутствуют внутри зерен, границы зерен имеют предпочтительно высокоугловую разориентировку и представляют собой типичные равновесные границы. Однако характеристика зерен была проведена только на основе ПЭМ, не было выполнено статистических исследований распределения зерен по размерам и ГЗ по разориентировкам, например, методом ДОРЭ. На приведенном в работе [8] изображении ПЭМ прослеживается присутствие мелких зерен ($< 200 \text{ nm}$) наряду с вытянутыми зернами, достигающими в длину более $1.5 \mu\text{m}$. При локальной характеристике зеренной структуры методом ПЭМ невозможно полностью исключить формирование бимодальной структуры, состоящей из малых зерен и относительно больших зерен ($1.5 - 2 \mu\text{m}$).

Известно, что пластичность УМЗ-материалов с бимодальной структурой, например УМЗ-Cu [15,26] и УМЗ-Al-Mg-сплавов [27,28], может быть значительно повышена, при этом большая часть пластичности приходится на равномерную деформацию. Наблюдаемая в данном случае значительная равномерная деформация без упрочнения при КТ, возможно, также обусловлена бимодальностью зеренной структуры. Присутствие крупных зерен (до $2 \mu\text{m}$ и более) прослеживается также и на ПЭМ-изображениях образцов В4 [3]. На величину полного удлинения при растяжении может сказываться форма и размеры испытываемых образцов, однако это касается главным образом неоднородной деформации, тогда как принято полагать, что однородная деформация не зависит от размеров образцов [26,29].

При понижении температуры прочность УМЗ-Al значительно возрастает, при этом кривые растяжения при 77 и 4.2 К для ИПДК-образцов идут выше, чем для РКУП-образцов. Равномерная деформация ИПДК-образцов при 77 К слегка подрастает, однако остается малой (табл. 1), в то время как все РКУП-образцы, включая образец В3 с равноосной зеренной структурой, демонстрируют повышенную пластичность, главным образом за счет увеличения равномерного удлинения (рис. 2, б). При 4.2 К и полное, и равномерное удлинения ИПДК-образцов велики и сравнимы с удлинениями для РКУП-образцов (рис. 2, в). При 4.2 К коэффициенты деформационного упрочнения в истинных координатах $d\sigma_{tr}/d\epsilon_{tr}$ ИПДК-образцов примерно в 1.25 раза меньше, чем для РКУП-образцов: 650 и 810 МПа соответственно.

Раннее появление нестабильности деформации (начало образования шейки) при растяжении в УМЗ-Al объясняется низкой скоростью деформационного упрочнения, определяемого образованием и накоплением дислокаций в зерне [1]. Согласно [30,31] начало пластического течения в УМЗ-Al с размером зерна менее $1 \mu\text{m}$ контролируется эмиссией дислокаций из границ зерен.

Границы зерна могут выступать как источником, так и стоком для дислокаций [32]. В УМЗ-структуре дислокации после эмиссии из границ будут перемещаться через зерно и захватываться противоположными границами зерен с последующим перемещением в границе и частичной аннигиляцией, обеспечивая динамический возврат дислокационной структуры. На основе такого представления об основных механизмах микропластической деформации, был объяснен обнаруженный недавно эффект упрочнения низкотемпературным отжигом в УМЗ-А1, структурированном методом ИПДК, и получено хорошее качественное и количественное согласие с экспериментальными данными [16,33]. Малый размер зерна и низкая внутризеренная плотность дислокаций в ИПДК-А1 (10^{12} м^{-2} [22]) не могут обеспечить значительного внутризеренного дислокационного взаимодействия, а, следовательно, и значительного деформационного упрочнения.

Скорость перемещения зернограничных дислокаций (или возврата зернограничной дислокационной структуры) зависит от температуры и характера границ зерен [29,34–36]. Абсорбция решеточных дислокаций большеугловыми границами зерен происходит быстрее [34,35], а повышенная зернограничная диффузия в неравновесном (нерелаксированном) состоянии границ зерен может обеспечить высокую атомную подвижность и, следовательно, более высокую скорость возврата [19,37]. Ограниченная пластичность ИПДК-образцов А при 77 К по сравнению с образцом ВЗ (РКУП) может быть связана с наличием большой доли БУГЗ с неравновесной структурой (табл. 2), которые способствуют стоку в них дислокаций с последующей частичной аннигиляцией и препятствуют накоплению дислокаций внутри зерен, что в свою очередь приведет к низкой скорости деформационного упрочнения и раннему началу образования шейки. С другой стороны, релаксация границ зерен может затруднить испускание из них дислокаций и тем самым увеличить напряжение течения [16], что может замедлить скорость упрочнения и привести к понижению пластичности. Влияние характера ГЗ на пластичность УМЗ-А1 (РКУП) отмечалось ранее также в работе [1,16].

Таким образом, полученные в работе результаты для ИПДК-А1 и их сравнение с литературными данными для УМЗ-А1, структурированного другими методами ИПД с дополнительной термообработкой и без таковой (табл. 2), явно указывают на то, что пластичность УМЗ-А1 при КТ и 77 К в значительной мере зависит от распределения зерен по размеру (бимодальности структуры, например), а также от типа и состояния (равновесное или неравновесное) границ зерен.

Из сравнения деформационных кривых РКУП- и ИПДК-образцов на рис. 2 явно следует, что ИПДК-А1 имеет значительно более высокую температурную чувствительность предела текучести к изменению температуры по сравнению с РКУП-А1. При низких температурах ИПДК-А1 обладает значительно более высокой

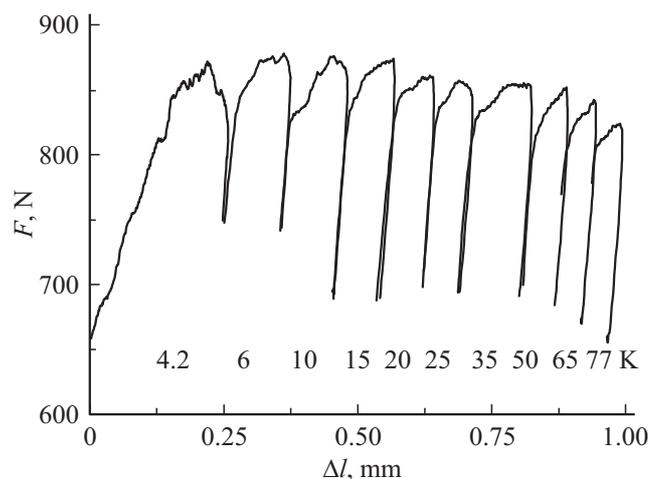


Рис. 3. Кривая растяжения УМЗ-алюминия при ступенчатом изменении температуры в интервале 4.2–77 К. Значения температуры для каждой ступени нагружения указаны на рисунке.

прочностью и достаточной пластичностью, что важно для его практического применения при пониженных температурах.

Само наличие зависимости σ_y от температуры свидетельствует о том, что термоактивационные процессы играют большую роль в деформации УМЗ-А1. Дополнительно к испытаниям при 4.2, 77 и 295 К, в работе была предпринята попытка получить полную температурную зависимость предела текучести в температурном интервале 4.2–300 К. Для этого температурная зависимость предела текучести в промежутках с границами 4.2, 77 и 295 К определялась следующим образом. Каждый из двух температурных интервалов разбивался на несколько участков, затем, начиная с низкотемпературной границы производилось нагружение с постоянной скоростью деформации до ее величины, достаточной для определения $\sigma_{0.2}$ этого участка. После этого нагрузка частично снималась, образец нагревался до границы следующего интервала, и процедура нагрузка–разгрузка повторялась в каждом из выбранных температурных интервалов. В качестве примера на рис. 3 приведена кривая ступенчатого нагружения ИПДК-А1 в интервале 4.2–77 К.

Фиксировалась разница $\Delta\sigma_i$ между напряжением, с которого производилась разгрузка, и условным пределом текучести следующего участка. Затем строили зависимость напряжения течения $\sigma_i^* = \sigma_{i-1}^* + \Delta\sigma_i$ от температуры, при этом за σ_{i-1}^* при $i = 1$ принимали известный предел текучести $\sigma_{0.2}$ на нижней границе интервала. По известному значению предела текучести на верхней границе интервала производилось пропорциональное изменение σ_i^* , и полученные значения принимались за пределы текучести материала $\sigma_{0.2i}$ при температурах, соответствующих границам фиксированных участков. Полученные зависимости $\sigma_{0.2}(T)$ приведены на рис. 4. Для обоих материалов (УМЗ и КЗ) ход зависимостей $\sigma_{0.2}(T)$ примерно одинаков: $\sigma_{0.2}$ плавно убывает с ростом температуры. Однако вблизи темпе-

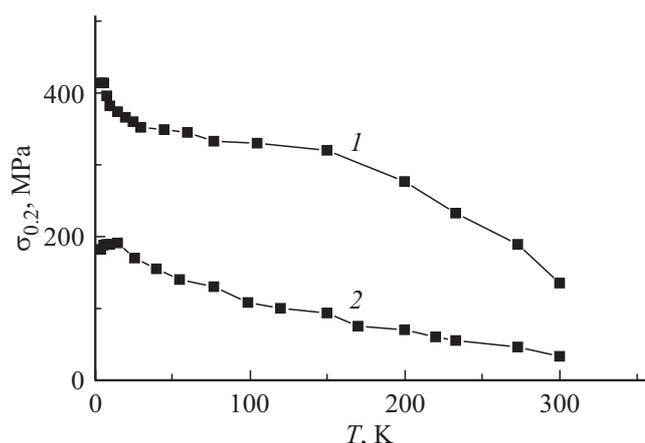


Рис. 4. Температурная зависимость условного предела текучести $\sigma_{0.2}$ ультрамелкозернистого (1) и крупнозернистого (2) алюминия.

ратуры жидкого гелия можно наблюдать аномальную температурную зависимость предела текучести, более заметную для крупнозернистого материала, которую обычно связывают с возможностью преодоления дислокациями барьеров путем квантовых флуктуаций или посредством туннелирования [38,39].

Слабая температурная зависимость предела текучести УМЗ-А1 обнаружена в области температур 77–150 К. Не исключено, что при выбранном способе определения температурной зависимости предела текучести на ход кривых для УМЗ-А1 может оказывать влияние крайне малая величина равномерной деформации при температурах 77 и 295 К, в то время как при 4.2 К величина равномерной деформации приближается к 50% (см. рис. 1 и табл. 1). Это означает, что в области температур от 4.2 К до некоторой T^* , находящейся между 4.2 и 77 К, измерения происходят в области равномерной деформации, а при $T > T^*$ в области „шейки“, что может отразиться на измерениях.

Наблюдаемое отличие вида кривой деформации при 4.2 К (рис. 2, с) от кривых при 77 и 295 К свидетельствует о том, что в одном случае зародившаяся локализованная деформация приводит к упрочнению и способствует развитию равномерной деформации, а в другом случае упрочнение отсутствует, и деформация не может равномерно распространяться по всей длине рабочей части образца. Возможно, это связано с известной особенностью деформации в области гелиевых температур, когда деформация развивается скачкообразно, и высокая плотность дислокаций в месте скачка способствует развитию деформации в другом сечении образца (месте следующего скачка) и т.д. Скачки деформации в А1, как и других ГЦК-металлах, невелики и не сказываются негативно на общей деформации, как это имеет место в ОЦК-металлах. Таким образом, микролокализация деформации в скачке может препятствовать развитию макролокализации в масштабе деформации образца как целого. Не исключена также возможность изменения

механизма, контролирующего процесс деформационного упрочнения с понижением температуры в интервале 77–4.2 К, для которого неравновесность границ уже не будет играть значительной роли в релаксации (возврате) дислокационной структуры ввиду неэффективности термоактивационных процессов, что будет способствовать развитию однородной деформации.

4. Заключение

Интерес к ультрамелкозернистым материалам не ослабевает уже несколько десятилетий. Благодаря высокой прочности УМЗ-А1 может быть использован в различных областях техники. В настоящей работе впервые исследована низкотемпературная деформация ИПДК-А1 при пониженных температурах до 4.2 К и получена температурная зависимость предела текучести ИПДК-А1 в области 4.2–300 К. Проведено сравнение полученных деформационных кривых ИПДК-А1 при растяжении при 4.2, 77 и 295 К с таковыми для УМЗ-А1, структурированного другими методами ИПД. Анализ полученных результатов указывает на то, что пластичность УМЗ-А1 при КТ и 77 К зависит не только от среднего размера зерна, но в значительной мере и от распределения зерен по размеру (бимодальности структуры, например), а также от характера и состояния границ зерен. Показано, что ИПДК-А1 при низких температурах 4.2–77 К обладает значительно более высоким пределом текучести, чем УМЗ-А1, полученный другими методами, а в области гелиевых температур сочетает высокие характеристики как прочности, так и пластичности: $\sigma_{0.2} \approx 440$ МПа, $\delta > 50\%$ при 4.2 К. Это позволяет рассматривать возможность его применения в устройствах, работающих в широкой области температур, в том числе при низких температурах.

Финансирование работы

Работа выполнена при частичной поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (проект № 19-08-00474).

Конфликт интересов

Авторы заявляют, что у них нет конфликта интересов.

Список литературы

- [1] P.L. Sun, C.Y. Yu, P.W. Kao, C.P. Chang. Scripta Mater. **52**, 4, 265 (2005).
- [2] J. Su, Z. Tang, C. Wang, T. Ye, T. Suo, Y. Li. Int. J. Smart Nano Mater. **8**, 1, 56 (2017).
- [3] H. Miyamoto, K. Ota, T. Mimaki. Scripta Mater. **54**, 1721 (2006).
- [4] Е.Д. Табачникова, А.В. Подольский, С.Н. Смирнов, И.А. Псарук, В.З. Бенгус, Н. Li, L. Li, H. Chu, P.K. Liao. ФНТ **38**, 3, 301 (2012).

- [5] E.D. Tabachnikova, A.V. Podolskiy, V.Z. Bengus, S.N. Smirnov, M.I. Bidylo, H. Li, P.K. Liaw, H. Choo, K. Csach, J. Miskuf. *Mater. Sci. Eng. A* **503**, 1 (2009).
- [6] E.D. Tabachnikova, V.Z. Bengus, A.V. Podolskiy, S.N. Smirnov, V.D. Natsik, K. Csach, J. Miskuf, D.V. Gunderov, R.Z. Valiev. *Rev. Adv. Mater. Sci.* **10**, 3, 229 (2005).
- [7] Е.Д. Табачникова, А.В. Подольский, В.З. Бенгус, С.Н. Смирнов, В.Д. Нацик, В.М. Ажажа, М.А. Тихоновский, А.Н. Великодний, Н.Ф. Андриевская, Г.Е. Сторожиков, Т.М. Тихоновская. *ФНТ* **34**, 11, 1225 (2008).
- [8] Ю.З. Эстрин, Н.В. Исаев, Т.В. Григорова, В.В. Пустовалов, В.С. Фоменко, С.Э. Шумилин, И.С. Брауде, С.В. Малыхин, М.В. Решетняк, М. Янечек. *ФНТ* **34**, 8, 842 (2008).
- [9] Ю.З. Эстрин, Л.С. Фоменко, С.В. Лубенец, С.Э. Шумилин, В.В. Пустовалов. *ФНТ* **34**, 9, 975 (2008).
- [10] Н.В. Исаев, Т.В. Григорова, П.А. Забродин. *ФНТ* **35**, 11, 1151 (2009).
- [11] В.В. Шпейзман, В.И. Николаев, Н.Н. Песчанская, А.Е. Романов, Б.И. Смирнов, И.А. Александров, Н.А. Еникеев, В.У. Казыханов, А.А. Назаров. *ФТТ* **49**, 4, 644 (2007).
- [12] Б.И. Смирнов, В.В. Шпейзман, В.И. Николаев. *ФТТ* **47**, 5, 816 (2005).
- [13] N. Tsuji, Y. Itob, Y. Saito, Y. Minamino. *Scripta Mater.* **47**, 12, 893 (2002).
- [14] А.М. Мавлютов, Т.А. Латынина, М.Ю. Мурашкин, Р.З. Валиев, Т.С. Орлова. *ФТТ* **59**, 10, 1949 (2017).
- [15] Y.M. Wang, E. Ma. *Acta Mater.* **52**, 1699 (2004).
- [16] T.S. Orlova, N.V. Skiba, A.M. Mavlyutov, R.Z. Vaiev, M.Y. Murashkin, M.Y. Gutkin. *Rev. Adv. Mater. Sci.* **57**, 224 (2018).
- [17] E.A. El-Danaf, M.S. Soliman, A.A. Almajid, M.M. El-Rayes. *Mater. Sci. Eng. A* **458**, 226 (2007).
- [18] E.A. El-Danaf. *Mater. Sci. Eng. A* **487**, 189 (2008).
- [19] R.Z. Valiev, R.K. Islamgaliev, I.V. Alexandrov. *Prog. Mater. Sci.* **45**, 103 (2000).
- [20] A.P. Zhilyaev, T.G. Langdon. *Prog. Mater. Sci.* **53**, 893 (2008).
- [21] А.М. Мавлютов, А.С. Bondarenko, М.Ю. Murashkin, Е.В. Boltynjuk, R.Z. Valiev, T.S. Orlova. *J. Alloys Compd.* **698**, 539 (2017).
- [22] T.S. Orlova, A.M. Mavlyutov, A.S. Bondarenko, I.A. Kasatkin, M.Yu. Murashkin, R.Z. Valiev. *Phil. Mag.* **96**, 2429 (2016).
- [23] R. Kamada, I. Joshizawa. *J. Phys. Soc. Jpn* **31**, 4, 1056 (1971).
- [24] В.И. Старцев, В.Я. Ильичев, В.В. Пустовалов. *Пластичность и прочность металлов и сплавов при низких температурах. Металлургия, М.* (1975). 328 с.
- [25] G.E. Dieter. *Mechanical metallurgy*. McGraw-hill N.Y. (1986). 751 p.
- [26] Y.M. Wang, M.W. Chen, F.H. Zhou, E. Ma. *Nature* **419**, 912 (2002).
- [27] G.J. Fan, H. Choo, P.K. Liaw, E.J. Lavernia. *Acta Mater.* **54**, 1759 (2006).
- [28] D. Witkin, Z. Lee, R. Rodriguez, S. Nutt, E. Lavernia. *Scripta Mater.* **49**, 297 (2003).
- [29] R. Kapoor, P.S. De, R.S. Mishra. *Mater. Sci. Forum* **633**, 165 (2010).
- [30] S. Cheng, J.A. Spencer, W.W. Milligan. *Acta Mater.* **51**, 4505 (2003).
- [31] V. Yamakov, D. Wolf, S.R. Phillpot, A.K. Mukherjee, H. Gleiter. *Nature Mater.* **1**, 45 (2002).
- [32] J.P. Hirth. *Metall Trans* **11**, 6, 861 (1972).
- [33] М.Ю. Гуткин, Т.А. Латынина, Т.С. Орлова, Н.В. Скиба. *ФТТ* **61**, 10, 1836 (2019).
- [34] J.W. Wyrzykowski, M.W. Grabski. *Phil. Mag. A* **53**, 4, 505 (1986).
- [35] J. Kwiecinski, J.W. Wyrzykowski. *Acta Met.* **39**, 8, 1953 (1989).
- [36] K.J. Kurzydowski, J.W. Wyrzykowski, Z. Pakiel, M.W. Grabski. *Mater. Sci. Eng.* **72**, 2, L13 (1985).
- [37] J. Lian, R.Z. Valiev, B. Baudelet. *Acta Met. Mater.* **43**, 11, 4165 (1995).
- [38] Г.И. Кириченко, В.Д. Нацик, В.В. Пустовалов, В.П. Солдатов, С.Э. Шумилин. *ФНТ* **36**, 4, 445 (2010).
- [39] А.И. Слущкер, В.И. Бетехтин, А.Г. Кадомцев. *ЖТФ* **80**, 11, 133 (2000).

Редактор Д.В. Жуманов