

УДК 539.385:539.4.015.1

МЕХАНИЗМЫ УПРОЧНЕНИЯ ФОЛЬГ АЛЮМИНИЯ, КОНСОЛИДИРОВАННЫХ МЕТОДОМ КРУЧЕНИЯ ПОД ВЫСОКИМ ДАВЛЕНИЕМ

© 2024 г. Е. А. Свиридова^{a, b, *}, С. В. Васильев^{a, b}, А. И. Лимановский^a, В. Н. Варюхин^a,
В. И. Ткач^a

^aДонецкий физико-технический институт им. А.А. Галкина, Донецк, 283048 Россия

^bДонбасская национальная академия строительства и архитектуры, Макеевка, 286123 Россия

*e-mail: ksvir@list.ru

Поступила в редакцию 21.10.2023 г.

После доработки 20.01.2024 г.

Принята к публикации 20.01.2024 г.

В рамках известных теоретических моделей и с использованием структурных параметров (размеров областей когерентного рассеяния и микронапряжений), определенных методом рентгенографии, проведена оценка вкладов зернограничного и дислокационного механизмов в экспериментально установленное упрочнение образцов чистого Al, полученных консолидацией тонких фольг методом кручения под высоким давлением. Установлено хорошее согласие расчетных значений с величиной твердости деформированных и состаренных образцов, и обсуждены возможные причины их различия для исходных фольг. Определено влияние деформации и старения на относительные вклады анализируемых механизмов в упрочнение образцов, консолидированных как из Al фольг, так и из быстро охлажденных лент сплава $Al_{95.8}Mn_{3.8}Fe_{0.4}$. Обсуждены особенности структуры образцов, деформированных кручением под высоким давлением, и связь структурных параметров с механическими свойствами.

Ключевые слова: Al фольга, кручение под высоким давлением, консолидация, область когерентного рассеяния, микронапряжения, твердость, механизмы упрочнения.

DOI: 10.31857/S1028096024050154, EDN: FSTOUA

ВВЕДЕНИЕ

В последние годы растет интерес к исследованиям структуры и свойств металлических сплавов, подвергнутых обработке различными методами интенсивной пластической деформации. Эти методы, включающие высокие степени пластической деформации под внешним давлением [1, 2], были первоначально разработаны для получения мелкозернистых материалов с комплексом механических свойств. Однако последующие исследования показали возможность применения этих методов для консолидации дисперсных материалов при значительно более низких температурах по сравнению с традиционными методами порошковой металлургии [3, 4], что существенно расширило круг решаемых задач.

Анализ структурных изменений деформированных сплавов показал, что повышение прочностных характеристик обусловлено совокупным действием хорошо установленных для кристаллических сплавов механизмов упрочнения: зернограничного, дислокационного, твердорастворного и упрочнения частицами вторичной фазы. Для количественного анализа перечисленных вкладов в предел текучести $\sigma^{0.2}$ в ряде работ [5–7] были предприняты попытки описать эффект упрочнения сплавов на основе структурных данных как сумму соответствующих вкладов:

$$\sigma_{th}^{0.2} = \sigma_0 + \sigma_{gb} + \sigma_{dis} + \sigma_{pt} + \sigma_{ss}, \quad (1)$$

где σ_0 – предел текучести чистого Al, σ_{gb} – зернограничное упрочнение, σ_{dis} – дислокационное упрочнение, σ_{pt} – упрочнение частицами вто-

ричной фазы и σ_{ss} — твердорастворное упрочнение. Однако применение этого подхода с использованием соответствующих теоретических моделей, описывающих отдельные вклады, для количественного описания деформационного упрочнения в ряде двойных [7], тройных [5] и многокомпонентных [6, 8] сплавов на основе Al не позволяет оценить уровень его корректности. В частности, в случае бинарного сплава Al–0.4 мас. % Zr расчетные значения предела текучести совпадали с экспериментальными без учета вклада дисперсных частиц, присутствующих в структуре [7]. В случае тройного сплава AlCuZr величина σ_{th} , рассчитанная по соотношению (1), оказалась на 130 МПа ниже экспериментальной (430 МПа) [5], что свидетельствует о наличии каких-то дополнительных вкладов в упрочнение. Расчетные оценки $\sigma^{0.2}$ для группы прокатанных образцов низколегированного сплава марки 3037 (на основе AlMnFeSi) оказались как выше, так и ниже экспериментальных значений [6]. Для согласования экспериментальных и расчетных оценок предела текучести образцов многокомпонентного высокопрочного сплава на основе AlZnMgCu, полученных методом порошковой металлургии, пришлось учесть дополнительное упрочнение волокнами [8].

Очевидно, что для проверки корректности соотношения (1) необходимы систематические исследования деформированных образцов модельных материалов с хорошо установленными структурными параметрами. К числу таких объектов относятся прежде всего чистые металлы, количество механизмов упрочнения в которых ограничено. Однако даже анализ механизмов упрочнения образцов чистого алюминия, деформированных аккумулярующей многократной прокаткой, показал, что сумма вкладов зернограничного и дислокационного механизмов (190 МПа) значительно ниже экспериментально измеренного предела текучести (260 МПа) [9]. Наблюдаемое различие прочности авторы связывают с наличием дополнительных механизмов упрочнения, оценка вклада которых требует дальнейших исследований.

Учитывая важность задачи установления количественных связей прочностных характеристик со структурными параметрами для разработки материалов с контролируемым уровнем механических свойств, интересно провести такой анализ для образцов, деформированных одним из наиболее эффективных методов интенсивной пластической деформации — кручением под высоким давлением [3]. Целью настоящей работы была количественная оценка вкладов зерногра-

ничного и дислокационного механизмов в экспериментально установленное повышение твердости образцов Al, полученных консолидацией фольг методом кручения под высоким давлением [10, 11]. Проведенные рентгенографические исследования показали, что существенное (в три–четыре раза) увеличение твердости консолидированных образцов обусловлено диспергированием блоков мозаики и увеличением уровня микронапряжений (плотности дислокаций). Оцененные в [10, 11] структурные параметры деформированных образцов были использованы в соответствующих моделях для расчета вкладов различных механизмов упрочнения в общее изменение прочностных свойств.

МАТЕРИАЛ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

В работе проанализирована связь между структурой и твердостью дисков, полученных консолидацией пакетов из 12 слоев пищевой алюминиевой фольги (чистотой 99.0 мас. % и более) толщиной 8 мкм. Консолидацию осуществляли неограниченным методом кручения под высоким давлением [1] 2 и 4 ГПа путем поворота пакета фольг на 1, 2 и 4 об. между плоскими наковальнями. Полученные таким методом диски диаметром 5 мм и толщинами в диапазоне 72–105 мкм имели утолщенную в центральной части форму, характерную для использованного метода консолидации [3]. Твердость $H\mu$ фольг и дисков измеряли на приборе ПМТ-3 со временем экспозиции 10 с под нагрузками 5 и 20 гс для фольг Al и консолидированных дисков соответственно. Твердость поверхности дисков измеряли с шагом ~0.25 мм по линиям диаметров с последующим усреднением результатов.

Структуру образцов изучали методами рентгеноструктурного анализа с использованием автоматизированного стандартного дифрактометра ДРОН-3М с фокусировкой по Брэггу–Брентано (CoK_{α} -излучение). Полные дифракционные картины от пары дисков регистрировали с шагом 0.1° , а профили отдельных рефлексов — с шагом 0.02° . В качестве эталона использовали деформированную пластинку чистого Al (марки A99), подвергнутую рекристаллизационному отжигу (30 мин при 523 К), обеспечившему минимальную ширину рефлексов. Структурные состояния деформированных образцов характеризовались размерами областей когерентного рассеяния (ОКР) и плотностью дислокаций, пропорциональной уровню микронапряжений. Их определяли с помощью полнопрофильной подгонки дифракционных максимумов методом аппроксимации [12], при-

меняемой для дифрактограмм, полученных с использованием немонахроматического излучения. Схема этого метода, подробно описанная в [10, 13] для анализа структуры алюминиевых образцов, заключается в следующем.

На предварительном этапе анализа всех экспериментально измеренных рефлексов Al эталона после корректировки на величину углового множителя $K(\theta)$, учитывающего поляризацию рассеянных рентгеновских лучей и геометрию съемки, и вычитания фона было установлено, что из трех аппроксимирующих функций (Гаусса, Лоренца и псевдо-Войта [14]) их профили наиболее адекватно описываются функцией Гаусса. В рамках этого приближения были рассчитаны профили линий $K_{\alpha 1}$ и $K_{\alpha 2}$ эталона и проведена корректировка их угловых положений, обусловленная отклонением плоскости образца от оси гониометра [12]. Полученные таким образом ширины рефлексов эталона для конкретных условий съемки были использованы для расчетов физического уширения соответствующих отражений деформированных образцов.

По аналогичной схеме проводился анализ дифрактограмм Al фольги и консолидированных образцов. На этих картинах определяли ширину дифракционных рефлексов 111, 200, 222 и 400, представляющих собой отражения различных порядков от кристаллографических плоскостей (100) и (111). Полученные таким образом значения использовали для определения размеров ОКР $\langle D_{\text{HKL}} \rangle$ и среднеквадратичного уровня микронапряжений $\langle \varepsilon^2 \rangle^{1/2}$. Расчеты проводили в предположении, что гауссова форма профиля каждого рефлекса представляет собой свертку профилей, формируемых микронапряжениями β_S и дисперсными размерами блоков мозаики β_D . В таком случае интегральная ширина рефлекса $K_{\alpha 1}$ образца представляется в виде [13]:

$$\begin{aligned} \beta_{\alpha 1}^2 &= (\beta_S^{\alpha 1})^2 + (\beta_D^{\alpha 1})^2 + (\beta_{\text{ins}}^{\alpha 1})^2, \\ \beta_S^{\alpha 1} &= 4\varepsilon \text{tg}(\theta_{\alpha 1}), \quad \varepsilon^{2/2} = \frac{2\varepsilon}{\sqrt{2\pi}}, \\ \beta_D^{\alpha 1} &= \frac{\lambda_{\alpha 1}}{D_{\text{HKL}} \cos(\theta_{\alpha 1})}, \end{aligned} \quad (2)$$

где $\theta_{\alpha 1}$ – угловое положение рефлекса для линии $K_{\alpha 1}$, а β_{ins} – инструментальное уширение рефлекса, равное интегральной ширине соответствующего рефлекса эталона. Для более удобного сравнения расчетных параметров с экспериментальными величинами микронапряжений рассчитывали плотность дислокаций L_{dis} как [15]:

$$L_{\text{dis}} = \frac{2\sqrt{3}\varepsilon^{2/2}}{D_{\text{XRD}}b}, \quad (3)$$

где b – модуль вектора Бюргерса (0.286 нм).

РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Рентгенографические исследования структуры исходной алюминиевой фольги (рис. 1) подтвердили ее однофазный состав и выявили преимущественную кристаллографическую ориентацию. В частности, максимальную интенсивность, приблизительно в два раза выше, чем 111, имеет рефлекс 311, хотя в структуре с ГЦК-решеткой наибольшую интенсивность имеет отражение 111, а в эталонном образце, использованном в настоящей работе, отношение интенсивностей I_{311}/I_{111} составляло 0.13. Следует отметить, что аналогичную, но еще более сильно выраженную текстуру имели прокатанные ленты промышленного низколегированного сплава марки 3037 системы Al–Mn–Fe–Si после обжата на 88% и более и полного отжига при 623 К [6]. Учитывая малую толщину (8 мкм) исследованной в работе фольги и стандартные методы производства таких фольг (прокатка + отжиг), логично предположить, что текстура деформации [311] в сплаве 3037 и чистом Al имеют общую природу. Обработка профилей отражений 111, 200, 222 и 400 показала, что в исходной фольге размеры ОКР составляют 123 ± 16 нм,

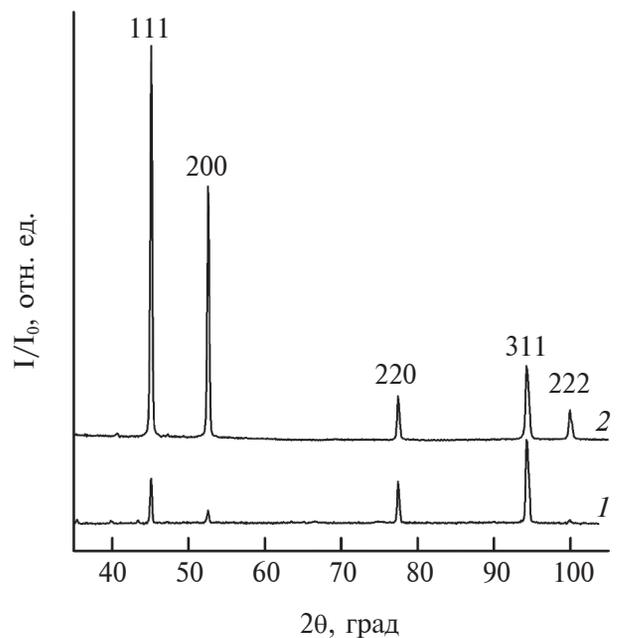


Рис. 1. Дифрактограммы Al фольги в исходном состоянии (1) и после деформации – поворота на 1 об. под давлением 2 ГПа (2).

а уровень микронапряжений — $(0.82 \pm 0.1) \times 10^{-3}$. Твердость образца с такими структурными параметрами составила 0.29 ± 0.3 ГПа, что заметно выше твердости чистого отожженного алюминия (0.19–0.23 ГПа [16]).

Деформация пакета фольг под давлением 2 ГПа на 1 об. приводит к полной консолидации фольг, практически полному исчезновению текстуры (рис. 1) и значительному увеличению твердости не только на краях дисков с максимальной степенью деформации, но и в центральной части (рис. 2). Значительные различия твердости центральной части дисков и их периферии, типичные для образцов, деформированных методом кручения под высоким давлением [17], являются результатом существенных градиентов деформации. Поскольку дифрактограммы консолидированных дисков содержат усредненную информацию о структуре, их твердости характеризовались средними значениями. Полученные значения составили $(8.6 \pm 0.6) \times 10^8$ и $(8.0 \pm 0.7) \times 10^8$ ГПа для образцов, подвергнутых кручению на один оборот под давлением 2 и 4 ГПа соответственно и $(1.2 \pm 0.1) \times 10^9$ ГПа для образца, деформированного при четырех оборотах под давлением 4 ГПа. Как следует из этих данных, деформация приводит к трех–четырекратному увеличению твердости, а основной эффект упрочнения консолидированных дисков определяется степенью деформации, а не приложенным внешним давлением. Следует отметить, что значительное деформационное упрочнение характерно для чистого Al, в частности, многократная аккумулярующая прокатка приводила к возрастанию предела текучести от ~80 до 267 МПа [18], что обусловлено измельчением зерен.

Для более подробного анализа причин изменения твердости образцов Al, консолидированных методом кручения под высоким давлением, был проведен анализ профилей дифракционных отражений консолидированных дисков. Полнопрофильный анализ показал, что кручение приводит не только к уменьшению размеров ОКР по сравнению с исходной фольгой, но и к немотонному изменению уровня микронапряжений (табл. 1). При давлении 2 ГПа происходит большее диспергирование структуры, но возникают меньшие микронапряжения по сравнению с аналогичной деформацией под давлением 4 ГПа, что в итоге обеспечивает примерно одинаковый уровень твердости консолидированных дисков. Более однозначное влияние на структурные параметры и на упрочнение оказывает степень деформации: образец, подвергнутый кручению на 4 об., имеет более дисперсную структуру, более высокий уро-

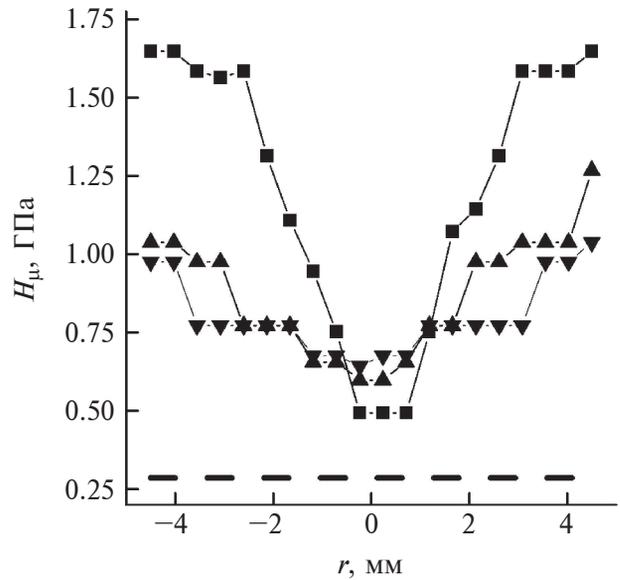


Рис. 2. Влияние режима консолидации на твердость Al дисков: \blacktriangle — 2 ГПа, 1 об.; \blacktriangledown — 4 ГПа, 1 об.; \blacksquare — 4 ГПа, 4 об. Штриховой линией показана твердость исходной фольги.

вень микронапряжений и, соответственно, более высокую среднюю твердость (1.2 ГПа).

Учитывая комплексный характер влияния дисперсности структуры (границ зерен) и микронапряжений на твердость, интересно разделить вклады этих механизмов в упрочнение и связать их с условиями внешних воздействий. Для решения этой проблемы в настоящей работе была предпринята попытка по аналогии с [6, 8, 9, 18] использовать структурные параметры деформированных образцов для расчета вкладов различных механизмов упрочнения и сравнить полученный результат с экспериментальными данными. Расчеты проводили в рамках уравнения (1), в котором для чистого Al остаются три слагаемых, учитывающих предел текучести чистого Al (σ_0), зернограничное (σ_{gb}) и дислокационное упрочнение (σ_{dis}) [19]. Следует отметить, что модели, по которым рассматривали вклады зернограничного и дислокационного механизмов в предел текучести, в цитированных выше работах близки в качественном и количественном (значения параметров) отношениях. Поэтому, учитывая оценочный характер приведенных ниже расчетов, их проводили с константами, приведенными в [5], а в качестве характеристики дисперсности структуры образцов D по аналогии с [6] были взяты размеры ОКР, определенные по результатам рентгенографических исследований.

В таком случае зернограничный вклад рассчитывали по соотношению Холла–Петча [20]:

$$\sigma_{gb} = KD^{-1/2}, \quad (4)$$

где K – коэффициент Холла–Петча, взятый равным 0.07 МПа м^{1/2} [21].

Вклад дислокационного упрочнения оценивался по формуле Тэйлора [22]:

$$\sigma_{dis} = M\alpha GbL_{dis}^{1/2}, \quad (5)$$

где $M = 3.06$ – фактор Тейлора, $\alpha = 0.33$ – параметр междислокационного взаимодействия, а G – модуль сдвига Al, равный 26 ГПа. Как и в [5, 23], за предел текучести чистого Al σ_0 была взята величина 10 МПа.

Рассчитанные по соотношениям (3)–(5) плотность дислокаций, вклады зернограничного и дислокационного механизмов, а также суммарное теоретическое значение предела текучести σ_{th} исходной алюминиевой фольги и дисков, консолидированных методом кручения под высоким давлением в различных режимах, приведены в табл. 1. Для сравнения с экспериментальными данными по расчетным значениям σ_{th} с использованием широко распространенного соотношения между пределом текучести и твердостью металлов и сплавов $H/\sigma_{0.2} = 3$ [24] рассматривали теоретические значения твердости H_{th} . Как следует из приведенных в табл. 1 результатов, теоретически рассчитанные значения твердости деформированных образцов хорошо согласуются с экспериментальными данными, что может свидетельствовать о корректности использованных моделей упрочнения, однако величина H_{th} исходной алюминиевой ленты оказалась почти в три раза выше H_{exp} .

Одной из вероятных причин значительного различия расчетных и экспериментальных значений для исходной ленты является наличие текстуры. Как следует из рентгенографических данных, основной отражающей плоскостью исходной фольги является плоскость (311), ретикулярная плотность (и, соответственно, твердость) которой в ГЦК-решетке ($0.6/a^2$) значительно ниже, чем ретикулярная плотность плоскостей (100) и (111) – $2/a^2$ и $2.31/a^2$ соответственно. Подтверждением корректности этого предположения может служить тот факт, что в группе прокатанных текстурированных образцов сплава 3307 наиболее низкие (почти в два раза) значения предела текучести наблюдались в образцах с наибольшими отношениями I_{311}/I_{111} [6]. Дополнительной причиной отличия расчетной твердости исходной фольги от экспериментальной могут быть некорректные значения структурных параметров, обусловленные неравноосной формой зерен, характерной для прокатанных образцов.

Дополнительным подтверждением корректности проведенного анализа вкладов различных механизмов упрочнения является хорошее согласие значения плотности дислокаций в дисках, деформированных кручением на 4 об. под давлением 4 ГПа ($2.7 \times 10^{14} \text{ м}^{-2}$) (табл. 1), с оценкой $1.33 \times 10^{14} \text{ м}^{-2}$, полученной по данным электронно-микроскопических исследований образцов Al после шести циклов аккумуляющей прокатки [9]. Кроме этого, приведенные в табл. 1 расчетные значения предела текучести σ_{th} консолидированных кручением под высоким давлением алюминиевых дисков (290–420 МПа) находятся

Таблица 1. Структурные параметры и прочностные характеристики фольг Al в исходном и консолидированном методом кручения под высоким давлением состояниях

$\sigma_{gb}, 10^8 \text{ Па}$	$L_d, 10^{13} \text{ м}^{-2}$	$\sigma_{dis}, 10^7 \text{ Па}$	$\sigma_t^{0.2}, 10^8 \text{ Па}$	$H_t, 10^8 \text{ Па}$	$H_{exp}, 10^8 \text{ Па}$
Исходная, $D = 123 \pm 16 \text{ нм}$, $\langle \varepsilon^2 \rangle^{1/2} = (0.8 \pm 0.1) \times 10^{-3}$					
2	7.9	6.7	2.8	8.3	2.9 ± 0.3
2 ГПа/1 об., $D = 69 \pm 1 \text{ нм}$, $\langle \varepsilon^2 \rangle^{1/2} = (0.3 \pm 0.1) \times 10^{-4}$					
2.7	0.53	1.7	2.9	8.8	8.6 ± 0.6
4 ГПа/1 об., $D = 107 \pm 4 \text{ нм}$, $\langle \varepsilon^2 \rangle^{1/2} = (0.3 \pm 0.1) \times 10^{-3}$					
2.1	2.9	4.1	2.6	7.9	8.0 ± 0.7
4 ГПа/4 об., $D = 58 \pm 3 \text{ нм}$, $\langle \varepsilon^2 \rangle^{1/2} = (1.3 \pm 0.1) \times 10^{-3}$					
2.9	27	12	4.2	13	12 ± 1
4 ГПа/4 об. (состаренный), $D = 57 \pm 1 \text{ нм}$, $\langle \varepsilon^2 \rangle^{1/2} = (0.7 \pm 0.1) \times 10^{-3}$					
2.9	16	9.4	4.0	12	9.8 ± 0.5

в разумном согласии с приведенными в литературе экспериментальными значениями предела прочности образцов Al после аккумуляющей прокатки: 287 [18] и 350 МПа [9].

Как было установлено ранее [10], консолидированные из фольг алюминиевые диски склонны к естественному старению, которое сопровождается снижением твердости. Проведенные в настоящей работе измерения твердости поверхности диска, деформированного кручением на 4 об. под давлением 4 ГПа и состаренного в течение года, показали (рис. 3), что распределение твердости становится более однородным за счет снижения H на периферии и подрастания в центральной части. Среднее значение твердости снижается от 1.2 до 0.98 ГПа.

Результаты рентгенографических исследований состаренных образцов (табл. 1) показали, что наблюдаемые изменения твердости обусловлены снижением уровня микронапряжений (уменьшением плотности дислокаций от 2.7×10^{14} до $1.6 \times 10^{14} \text{ м}^{-2}$), в то время как размеры ОКР остаются неизменными (57 нм). Подстановка этих значений в уравнения (3)–(5) дает более низкое значение H_{th} (1.2 ГПа), которое в пределах погрешности согласуется с экспериментальной оценкой.

Из анализа приведенных в табл. 1 результатов расчетов в рамках использованной в работе модели следует, что, хотя основной (от 70 до 93%) вклад в упрочнение образцов, консолидированных методом кручения под высоким давлением из Al фольг, обусловлен дисперсным характером структуры, с увеличением степени деформации вклад дислокационного механизма упрочнения растет. В свете полученных результатов было интересно оценить вклады зернограничного и дислокационного механизмов в упрочнение образцов сплава $\text{Al}_{95.8}\text{Mn}_{3.8}\text{Fe}_{0.4}$, полученных консолидацией быстро охлажденных лент методом кручения под высоким давлением. Как установлено в [11], существенное увеличение твердости от 1.23 до 2.7 ГПа обусловлено измельчением ОКР (от 250 до 49 нм), увеличением микронапряжений от $(0.7 \pm 0.1) \times 10^{-3}$ до $(3.5 \pm 0.1) \times 10^{-3}$ ГПа и вариациями постоянной решетки. Расчеты показали, что суммарный вклад зернограничного и дислокационного механизмов в твердость исходной ленты составляет 44.7%, т.е. основной вклад вносят механизмы твердорастворного упрочнения и упрочнения частицами вторичной фазы. Однако в консолидированных образцах доминирующую роль в упрочнении играют зернограничный и дислокационный механизмы, вклад которых в зависимости от режимов консолидации варьируется от 77.7 до 60%.

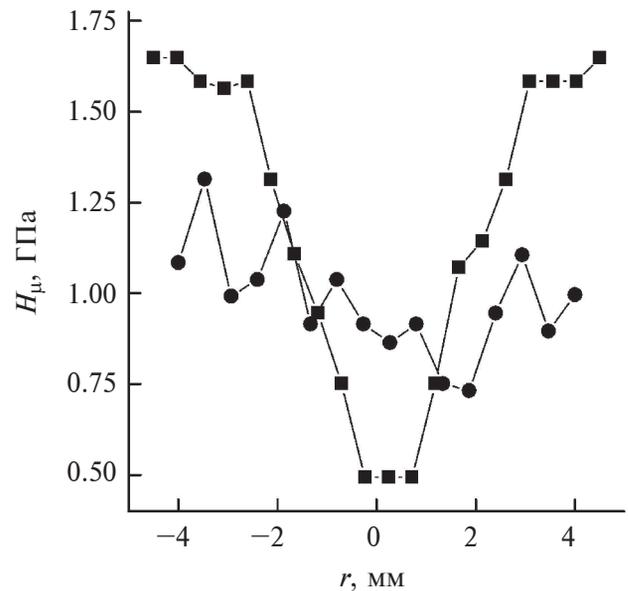


Рис. 3. Влияние естественного старения на твердость Al диска, консолидированного в режиме 4 ГПа, 4 об.: ■ — после деформации; ● — после годичного выдерживания.

Следует отметить, что, несмотря на разумное согласие с экспериментальными данными, результаты расчета носят предварительный характер, поскольку базируются только на рентгенографических оценках структурных параметров, входящих в модели, описывающие вклады дислокаций и границ зерен в упрочнение. Очевидно, что условием для однозначного утверждения о применимости той или иной модели является соответствие экспериментальных параметров ее требованиям. В частности, для оценки зернограничного вклада по соотношению Холла–Петча необходимы прямые структурные оценки размеров зерен, как было сделано в [5, 7, 25]. Однако отличительной особенностью процесса кручения под высоким давлением по сравнению с другими методами интенсивной пластической деформации является наличие больших градиентов деформации, формирующих неоднородную структуру с широким спектром особенностей (с высокоугловыми и малоугловыми границами зерен, дислокациями внутри зерен и на границах зерен и блоков). Соответственно, для строгого описания их вкладов в упрочнение нужны более сложные модели (например, [17]) с увеличенным числом структурных параметров, что значительно усложняет анализ. Также не исключено, что эффективным параметром, характеризующим сложную неоднородную структуру образцов, деформированных методом кручения под высоким давлением, может служить размер ОКР, который использовали для расчета

средних значений механических характеристик. Это предположение нуждается в дополнительной проверке, однако установленное в настоящей работе хорошее согласие значений твердости образцов, которые рассчитаны по усредненным параметрам структуры, полученным методом рентгенографии, без явных признаков текстуры с экспериментальными данными свидетельствуют о перспективности использованного упрощенного подхода для анализа механизмов упрочнения в деформированных образцах.

ВЫВОДЫ

Проведен количественный анализ экспериментально установленного эффекта повышения твердости образцов, полученных консолидацией методом кручения под высоким давлением двенадцатислойных пакетов фольг чистого Al. С использованием размеров областей когерентного рассеяния, определенных методом рентгенографии, и уровня микронапряжений рассчитаны вклады зернограничного и дислокационного механизмов в твердость исходной фольги и консолидированных дисков. Установлено, что расчетная твердость исходной фольги примерно в три раза превышает экспериментально измеренную, в то время как значения твердости консолидированных дисков в пределах погрешности совпадают с экспериментальными данными. Высказано предположение, что вероятной причиной низкой твердости исходной фольги является доминирующее положение в плоскости прокатки плоскости (311) с пониженной ретикулярной плотностью. Установлено, что основной (от 70 до 93%) вклад в упрочнение образцов, консолидированных методом кручения под высоким давлением из Al фольг, обусловлен дисперсным характером структуры, но с увеличением степени деформации вклад дислокационного механизма упрочнения растет. Естественное старение в течение одного года приводит к снижению твердости (от 1.2 до 1.0 ГПа), что обусловлено снижением плотности дислокаций от 2.7×10^{14} до $1.6 \times 10^{14} \text{ м}^{-2}$. Оценка суммарного зернограничного и дислокационного вкладов в твердость исходной быстро охлажденной ленты сплава $\text{Al}_{95.8}\text{Mn}_{3.8}\text{Fe}_{0.4}$ показала, что они составляют примерно половину (44.7%), но резко возрастают до 60–77% в консолидированных методом кручения под высоким давлением дисках.

Конфликт интересов. Авторы данной работы заявляют, что у них нет конфликта интересов.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Valiev R.Z., Islamgaliev R.K., Alexandrov I.V. // *Progr. Mater. Sci.* 2000. V. 45. P. 103. [https://www.doi.org/10.1016/s0079-6425\(99\)00007-9](https://www.doi.org/10.1016/s0079-6425(99)00007-9)
2. Estrin Y., Vinogradov A. // *Acta Mater.* 2013. V. 61. P. 782. <https://www.doi.org/10.1016/j.actamat.2012.10.038>
3. Alexandrov I.V., Zhu Y.T., Lowe T.C., Islamgaliev R.K., Valiev R.Z. // *Nanostruct. Mater.* 1998. V. 10. № 1. P. 45. [https://www.doi.org/10.1016/S0965-9773\(98\)00026-9](https://www.doi.org/10.1016/S0965-9773(98)00026-9)
4. Валиев Р.З., Пушин В.Г., Гундеров Д.В., Понов А.Г. // *ДАН.* 2004. Т. 398. № 1. С. 54.
5. Орлова Т.С., Садыков Д.И., Мурашкин М.Ю., Казыханов В.У., Еникеев Н.А. // *ФТТ.* 2021. Т. 63. Вып. 10. С. 1572. <https://www.doi.org/10.21883/ФТТ.2021.10.51408.104>
6. Михеев В.А., Журавель Л.В. // *Изв. вузов. Цветная металлургия.* 2016. № 3. С. 56. <https://www.doi.org/10.17073/0021-3438-2016-3-56-64>
7. Orlova T.S., Mavlyutov A.M., Latynina T.A., Ubyivovk E.V., Murashkin M.Yu., Schneider R., Gerthsen D., Valiev R.Z. // *Rev. Adv. Mater. Sci.* 2018. V. 55. P. 92. <https://www.doi.org/10.1515/rams-2018-0032>
8. Adachi H., Osamura K., Ochiai Sh., Kusui J., Yokoe K. // *Scr. Mater.* 2001. V. 44. P. 1489. [https://www.doi.org/10.1016/S1359-6462\(01\)00715-1](https://www.doi.org/10.1016/S1359-6462(01)00715-1)
9. Huang X., Kamikawa N., Hansen N. // *Mater. Sci. Eng. A.* 2008. V. 483–484. P. 102. <https://www.doi.org/10.1016/j.msea.2006.10.173>
10. Васильев С.В., Цветков Т.В., Свиридова Е.А., Ткаченко В.М., Лимановский А.И., Саяпин В.Н., Ткач В.И. // *Физика и техника высоких давлений.* 2022. Т. 32. № 1. С. 8.
11. Свиридова Е.А., Цветков Т.В., Ткаченко В.М., Лимановский А.И., Саяпин В.Н., Васильев С.В., Ткач В.И. // *Тр. Кольского науч. центра РАН. Сер. Тех. науки.* 2022. Вып. 6. Т. 13. № 1. С. 223. <https://www.doi.org/10.37614/2949-1215.2022.13.1.039>
12. Горелик С.С., Скаков Ю.А., Распоргуев Л.Н. Рентгенографический и электронно-оптический анализ. М.: МИСИС, 2002. 360 с.
13. Свиридова Е.А., Цветков Т.В., Ткаченко В.М., Лимановский А.И., Саяпин В.Н., Васильев С.В., Ткач В.И. // *Тр. Кольского науч. центра РАН.* 2021. Вып. 5. Т. 12. № 2. С. 219. <https://www.doi.org/10.37614/2307-5252.2021.2.5.045>
14. Sanchez-Bajo F., Ortiz A.L., Cumbreira F.L. // *Acta Mater.* 2006. V. 54. P. 1. <https://www.doi.org/10.1016/j.actamat.2005.08.018>
15. Williamson G.K., Smallman R.E. // *Philos. Mag.* 1956. V. 1. № 1. P. 34. <https://www.doi.org/10.1080/14786435608238074>
16. Самсонов Г.В. Свойства элементов. Справочник. Ч. 1. М.: Металлургия, 1976. 600 с.
17. Zhang J., Gao N., Starink M.J. // *Mater. Sci. Eng. A.* 2011. V. 528. P. 2581. <https://www.doi.org/10.1016/j.msea.2010.11.079>
18. Lee S.H., Inagaki H., Utsunomiya H., Saito Y., Sakai T. // *Mater. Trans.* 2003. V. 44. P. 1376. <https://www.doi.org/10.2320/matertrans.44.1376>

19. Kamikawa N., Huang X., Tsuji N., Hansen N. // Acta Mater. 2003. V. 51. P. 4803.
<https://www.doi.org/10.1016/j.actamat.2009.05.017>
20. Hall E.O. // Proc. Phys. Soc. B. 1951. V. 64. P. 747.
<https://www.doi.org/10.1088/0370-1301/64/9/303>
21. Witkin D.B., Lavernia E.J. // Progr. Mater. Sci. 2006. V. 51. P. 1.
<https://www.doi.org/10.1016/j.pmatsci.2005.04.004>
22. Hansen N., Huang X. // Acta Mater. 1998. V. 46. № 5. P. 1827.
<https://www.doi.org/10.1016/s1359-6454%2897%2900365-0>
23. Myhr O.R., Grong Ø., Andersen S.J. // Acta Mater. 2001. V. 49. P. 65.
[https://www.doi.org/10.1016/S1359-6454\(00\)00301-3](https://www.doi.org/10.1016/S1359-6454(00)00301-3)
24. Zhang P., Li S.X., Zhang Z.F. // Mater. Sci. Eng. A. 2011. V. 529. P. 62.
<https://www.doi.org/10.1016/j.msea.2011.08.061>
25. Latynina T.A., Mavlyutov A.M., Murashkin M.Yu., Valiev R.Z., Orlova T.S. // Philos. Mag. 2019. V. 99. № 19. P. 2424.
<https://www.doi.org/10.1080/14786435.2019.1631501>

Mechanisms of Strengthening Aluminum Foils Consolidated by High Pressure Torsion Technique

E. A. Sviridova^{1,2, *}, S. V. Vasiliev^{1,2}, A. I. Limanovskii¹, V. N. Varyukhin¹, V. I. Tkatch¹

¹A.A. Galkin Donetsk Institute for Physics and Engineering, Donetsk, 283048 Russia

²Donbas National Academy of Civil Engineering and Architecture, Makeyevka, 286123 Russia

*e-mail: ksvir@list.ru

The contributions of grain boundary and dislocation mechanisms to the experimentally established strengthening of pure Al samples obtained by consolidation of thin foils by high pressure torsion technique were estimated within the framework of well-known theoretical models using structural parameters (sizes of coherently scattering domains and lattice microstrains) determined by X-ray diffraction. Good agreement between the calculated values and the hardness of deformed and aged samples was found, and possible reasons for their differences for the initial foils were discussed. The influence of deformation and aging on the relative contributions of the analyzed mechanisms to the strengthening of samples consolidated from both Al foils and the rapidly quenched Al_{95,8}Mn_{3,8}Fe_{0,4} ribbons was determined. The structural features of samples processed by high pressure torsion and the relationship between structural parameters and mechanical properties were discussed.

Keywords: Al foil, high pressure torsion, consolidation, coherent scattering domains, microstrains, hardness, strengthening mechanisms.