

Деформационное упрочнение и скачкообразная деформация микрзернистого магниевого сплава AZ31 при температуре 4,2 К

Н.В. Исаев, П.А. Забродин

*Физико-технический институт низких температур им. Б.И. Веркина НАН Украины
пр. Науки, 47, г. Харьков, 61103, Украина
E-mail: isaev@ilt.kharkov.ua*

С.С. Полищук

*Институт металлофизики им. Курдюмова НАН Украины
бульвар Академика Вернадского, 36, г. Киев, 03680, Украина*

Статья поступила в редакцию 2 апреля 2019 г., после переработки 10 июня 2019 г.,
опубликована онлайн 27 августа 2019 г.

Изучены особенности деформационного упрочнения и неустойчивой (скачкообразной) деформации микрзернистого магниевого сплава AZ31, деформированного растяжением при температуре 4,2 К. Немонотонная зависимость коэффициента упрочнения от деформации и низкая амплитуда скачкообразной деформации, наблюдаемые при малых деформациях поликристалла, отожженного после равноканального прессования, рассматриваются как признаки активизации двойникования вследствие увеличения размера зерна при отжиге.

Ключевые слова: микрзернистые поликристаллы, деформационное упрочнение, неустойчивая деформация, низкие температуры, магниевый сплав.

1. Введение

Низкотемпературная скачкообразная деформация (НТСД) металлов и сплавов как один из видов неустойчивой пластической деформации обусловлена неравномерным распределением дислокаций в объеме деформируемого кристалла, например, образованием их скоплений вблизи прочных барьеров. Термомеханическая гипотеза, объясняющая природу явления, заключается в том, что разрушение барьера под действием высокого локального напряжения в голове скопления приводит к катастрофической генерации дислокаций и образованию дислокационных лавин, эквивалентных локальному сдвигу решетки, приращению скорости пластической деформации и падению приложенного напряжения (сбросу нагрузки) [1–3]. Из-за низкой теплоемкости и теплопроводности при низких температурах локальный сдвиг решетки кристалла сопровождается адиабатическим разогревом, а также импульсами акустической эмиссии и электрического потенциала [4]. В пользу этой гипотезы свидетельству-

ет то, что явление НТСД наблюдается в ограниченном интервале скоростей деформации и температур [5], а амплитуда скачка напряжения, определяемая масштабом локального сдвига решетки, зависит от механических и теплофизических характеристик кристалла. Современная кинетическая модель НТСД [6,7] тесно связана с моделью деформационного упрочнения вследствие накопления дислокаций в деформируемом кристалле [8]. Обе модели предполагают, что плотность эффективных барьеров (сидячих дислокаций), способных удерживать скопления дислокаций, а также размер самих скоплений определяются деформационной историей кристалла и пропорциональны пластической деформации. Поэтому скачок напряжения $\Delta\sigma$ рассматривается как результат движения большого числа дислокаций в результате цепной реакции разрушения эффективных барьеров. Амплитуда $\Delta\sigma$, пропорциональная сдвигу решетки, определяется масштабом коллективного движения дислокаций в локальном объеме кристалла и зависит от доминирующего механизма

деформации. При пластической деформации путем скольжения дислокаций среднее значение $\Delta\sigma$, как правило, увеличивается с деформацией по мере истощения деформационного упрочнения вследствие накопления дислокаций при монотонно убывающем среднем значении коэффициента $\theta = d\sigma/d\varepsilon$ [3]. При деформационном двойниковании, которое по своей природе является релаксационным процессом лавинообразного типа [1], неустойчивая деформации наблюдается в широком интервале температур, при этом коэффициент θ мал, а амплитуда скачков слабо зависит от деформации [9].

Большая часть экспериментальных исследований явления НТСД относится к ГЦК моно- и поликристаллам [3,6], в том числе, к микрзернистым поликристаллам, полученным путем интенсивной пластической деформации (ИПД), которые сохраняют высокую пластичность при низких температурах [10,11]. Менее исследована неустойчивость деформации микрзернистых металлов и сплавов с ГПУ решеткой, механические свойства которых существенно зависят от ориентации текстуры [3]. Среди таких поликристаллов особый интерес в последние годы вызывают микрзернистые магниевые сплавы [12], перспективные для авиационной, аэрокосмической техники и приборостроения благодаря сочетанию низкой плотности и высокой удельной прочности, которые, однако, обладают ограниченной пластичностью и значительной механической анизотропией. Это связано с тем, что критическое напряжение сдвига, необходимое для скольжения дислокаций в базисной плоскости $\langle 0001 \rangle$ $\langle 11\bar{2}0 \rangle$ магния значительно ниже, чем в призматической $\{10\bar{1}0\}$ $\langle 11\bar{2}0 \rangle$ и пирамидальной $\{10\bar{1}1\}$ $\langle 11\bar{2}0 \rangle$ системах, а для аккомодации растяжения решетки вдоль оси c важную роль при малых деформациях играет двойникование $\{10\bar{1}2\}$ $\langle \bar{1}011 \rangle$ [13–15]. Активность и взаимное влияние кристаллографических механизмов скольжения и двойникования в зависимости от текстуры и размера зерна позволяет модифицировать свойства магниевых сплавов методами ИПД [16]. Так, в результате измельчения зерна путем прокатки и/или равноканального углового прессования (РКУП) прочность магниевых сплавов при комнатной температуре увеличивается в соответствии с соотношением Холла–Петча [17], а их пластичность зависит от текстуры. При благоприятной для двойникования текстуре границы двойников служат дополнительными препятствиями для дислокаций, способствуя деформационному упрочнению материала и росту пластичности [18]. Поскольку двойниковые зародыши образуются преимущественно в границах зерен, при слишком мелком зерне эти эффекты уменьшаются из-за подавления двойникования [19].

При умеренно низких температурах скорость пластической деформации чистого магния определяется термически активированным пересечением дислокаций «леса» в базисной плоскости [20]. При деформации

современных магниевых сплавов активную роль играет не базисное скольжение дислокаций и двойникование, при этом результаты эксперимента, как правило, зависят от конкретной структуры материала. Так, при растяжении магниевого сплава AZ31B в интервале 4,2–300 К увеличение прочности и уменьшение пластичности с понижением температуры в [21] объяснялось ускорением фазового распада сплава путем выделения преципитатов. В [22] упрочнение сплава AZ31 (с размером зерна $d \sim 36$ мкм) при температуре жидкого азота рассматривалось как результат подавления диффузии и активности двойникования при сжатии, вращения зерен и усиления механической анизотропии по сравнению с комнатной температурой. В [23] показано, что простая выдержка поликристаллов Mg и AZ31 при температуре 77 К в течение нескольких часов стимулирует двойникование и связанную с ним переориентацию зерен под действием термических напряжений, активизирует вторичное пирамидальное скольжение, что приводит к упрочнению поликристаллов, не вызывая радикальных изменений текстуры. Рост предела текучести, скорости деформационного упрочнения и скоростной чувствительности напряжения при понижении температуры растяжения поликристаллов AZ31 ($d \sim 10$ мкм) с базисной текстурой прокатки в [24] объяснялся термически активированным пересечением дислокаций леса в интервале 176–300 К и усилением решеточного трения при не базисном скольжении дислокаций в интервале 77–176 К. Ранее в [25] механизм пересечения дислокаций леса привлекался для объяснения роста предела текучести сплава AZ31 ($d \sim 2,5$ мкм) с понижением температуры растяжения в интервале 4,2–295 К, при этом ниже 25 К деформация поликристаллов теряла устойчивость и становилась скачкообразной. Недавно в работе [26], посвященной изучению НТСД в микрзернистых поликристаллах AZ31 ($d \sim 0,8$ –3 мкм), полученных путем РКУП, обсуждалось влияние микроструктуры на форму кривой растяжения, амплитуду и статистику скачков напряжения при температуре 0,5 К.

В настоящей работе мы продолжаем начатое в [26] изучение особенностей деформационного упрочнения и неустойчивой (скачкообразной) пластической деформации микрзернистых поликристаллов AZ31, деформированных растяжением при низкой температуре.

2. Методика эксперимента

Сплав Mg — 2,7 ат.% Al — 0,4 ат.% Zn (AZ31) для исследований был предоставлен Charles University, Prague, Czech Republic в виде заготовок длиной 150 мм и сечением 10×10 мм, полученных комбинацией прямой экструзии с коэффициентом 22 при температуре 350 °С и равноканального углового прессования, 8 проходов по маршруту B_c (с поворотом на 90°) при темпе-

ратуре 180 °С. Особенности технологии комбинированной ИПД магниевых сплавов подробно описаны в [27]. С помощью ТЕМ EBSD методов, а также позитронных и рентгеновских исследований, проведенных в [28] непосредственно после 8–12 проходов РКУП, было установлено, что полученные поликристаллы AZ31 состоят из равноосных зерен с наиболее вероятным диаметром $d \approx 0,8\text{--}1,0$ мкм, разделенных большеугловыми границами и преимущественно ориентированных так, что угол между их базисным полюсом и направлением прессования в выходном канале РКУП матрицы составляет 40–55°. Средняя плотность дислокаций $\rho \sim 1,8 \cdot 10^{13}\text{--}1,1 \cdot 10^{14}$ м⁻².

Учитывая, что структура объемных заготовок, полученных путем ИПД, как правило, неоднородна, а также продолжительное в нашем случае время их хранения (порядка двух лет), текстура поликристаллов дополнительно контролировалась непосредственно перед низкотемпературным экспериментом с помощью стандартных методов рентгеновской дифрактометрии. Съемки проводились в Cu-K_α-излучении в геометрии параллельного пучка при углах сканирования α от 0 до 80° и β от 0 до 360° с использованием бестекстурного образца BaTiO₃ для учета дефокусировки. Для построения прямых и обратных полюсных фигур использовался пакет программ MTEX Matlab [29]. Средний размер зерна оценивали с помощью оптической микроскопии, полировку и травление поверхности проводили в безводной среде в 10% растворе уксусной кислоты в смеси этилового и амилового спиртов.

Плоские образцы для растяжения с размерами рабочей части 10×3×1 мм получали из заготовок с помощью электроэрозионной резки и штампа на резиновой подложке. Размеры образца приведены после полировки и травления. Часть образцов отжигали в атмосфере аргона при температуре 573 К в течение 4 ч. Согласно [28], при таком отжиге плотность дислокаций уменьшалась на порядок (до $\rho \sim 10^{12}$ м⁻²), однако значительного роста зерна и радикальных изменений текстуры образца не наблюдалось. Устойчивость текстуры сплава при низкотемпературном отжиге также отмечалась в [18,23,30].

Исходные образцы (после 8 проходов РКУП, далее — тип А) и отожженные образцы (тип В) деформировали растяжением в разрывной машине жесткостью $\sim 1,2 \cdot 10^6$ Н/м при постоянной скорости штока, которая соответствовала начальной скорости деформации $\sim 1,1 \cdot 10^{-4}$. Образец находился в криостате с жидким ⁴He при температуре 4,2 К, а тензодатчик — над образцом вне криостата. По экспериментальным зависимостям «нагрузка–время» рассчитывали кривые «истинное напряжение σ –истинная пластическая деформация ϵ ». Измерительный канал тензодатчика и условия эксперимента позволяли надежно регистрировать скачки деформирующего напряжения амплитудой не менее 0,1 МПа.

3. Экспериментальные результаты и обсуждение

3.1. Микроструктура

Как отмечено выше, механические свойства микроструктурных магниевых сплавов зависят от текстуры, приобретенной в результате интенсивной пластической деформации. На рис. 1 представлена прямая полюсная фигура (ППФ) заготовки сплава AZ31 после 8 проходов РКУП (*B_c*). Из распределения полюсной плотности следует, что базисные плоскости (0001) большинства кристаллитов параллельны направлению *ED*, которое совпадает с направлением прессования в выходном канале матрицы. В то же время, наблюдаются области повышенной полюсной плотности с угловым расстоянием 60–65° от центра ППФ, соответствующие дополнительной компоненте текстуры с отклонением базисной плоскости кристаллитов от направления *ED* на угол 25–30°.

Для анализа компонент текстуры на рис. 2 представлена обратная полюсная фигура (ОПФ), построенная по данным ППФ (0001), (10 $\bar{1}$ 0), (11 $\bar{2}$ 0) и (10 $\bar{1}$ 1) (три последние не приведены на рис. 1). Данные ОПФ свидетельствуют о том, что наиболее вероятными являются ориентации кристаллитов, при которых с направлением *ED* совпадают направления полюсов плоскостей (1 $\bar{2}$ 10), (1 $\bar{1}$ 00) и (1 $\bar{1}$ 01) (см. рис. 2). Отношение доли кристаллитов с базисной плоскостью, параллельной направлению *ED* (компоненты (1 $\bar{2}$ 10) и (1 $\bar{1}$ 00)) к доле кристаллитов с углом между базисной плоскостью и *ED* $\sim 28^\circ$ (компонента (1 $\bar{1}$ 01)), составляет $\sim 3:1$. Соотношение дифракционных пиков от плоских образцов для растяжения, вырезанных из заготовок как показано на рис. 2, указывает на то, что образцы (типа А) наследуют многокомпонентную текстуру заготовки.

Микрофотографии поверхности плоских образцов до (А) и после отжига в режиме 573 К/4 ч (В) иллюстри-

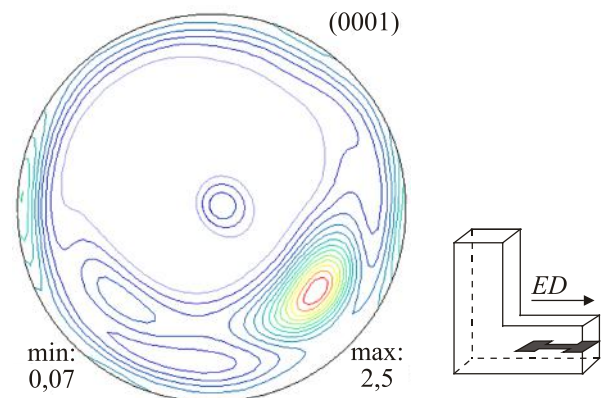


Рис. 1. (Онлайн в цвете) ППФ (0001) в направлении *ED* для заготовки сплава AZ31 после 8 проходов РКУП. Ориентация образца показана на схеме справа.

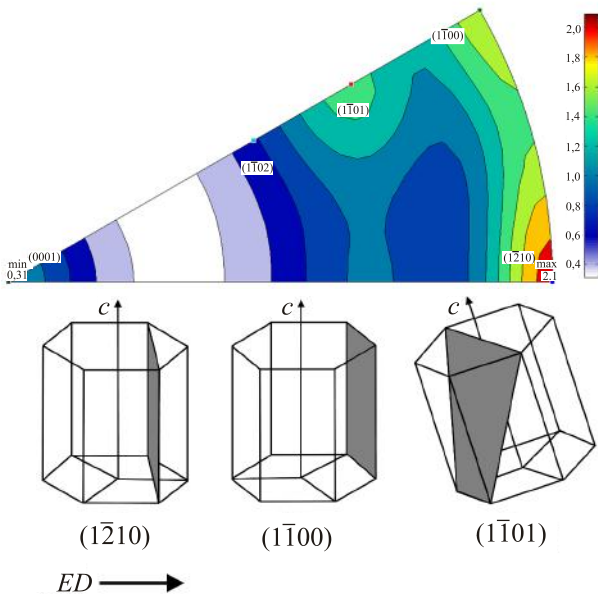


Рис. 2. (Онлайн в цвете) ОПФ в направлении ED для заготовки сплава AZ31 после 8 проходов РКУП.

рует рис. 3. Видно, что размер большинства кристаллитов в образце *A* (рис. 3(а)) составляет $d \sim 1$ мкм (близко к пределу разрешения микроскопа). Это соответствует оценке распределения зерен непосредственно после РКУП, полученной ранее в [28] (см. кривая *A* на рис. 3(в)). В результате отжига размер кристаллитов на поверхности образца *B* увеличивается (рис. 3(б)). Анализ статистики кристаллитов (аппроксимация площадью окружности) показал, что их наиболее вероятный размер составляет $d \sim 3,7$ мкм (см. кривая *B* на рис. 3(в)). Такая оценка также согласуется с результатами, полученными ранее в [28], где низкотемпературный отжиг микроструктурного сплава AZ31 не приводил к существенному росту зерна вследствие рекристаллизации.

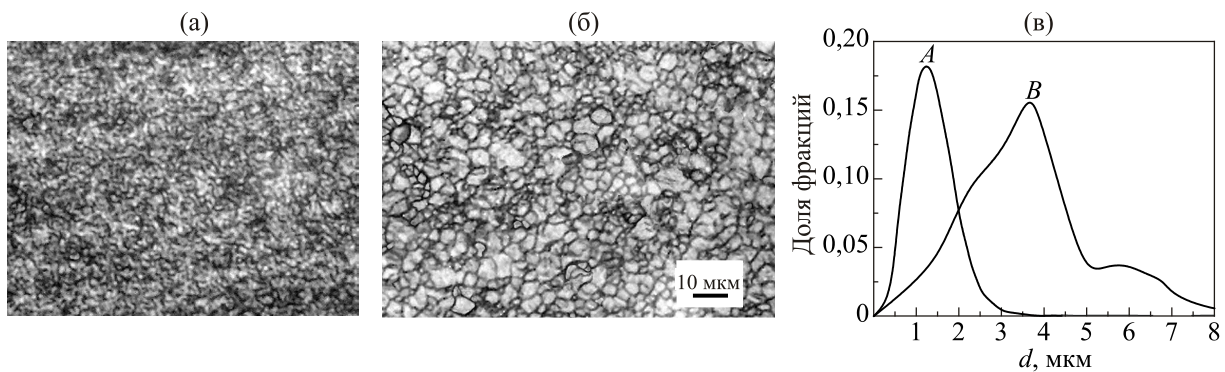


Рис. 3. Микрофотографии поверхности образца AZ31 в одинаковом масштабе: в исходном состоянии *A* после 8 проходов РКУП и хранения в течение ~2 лет (поляризованный свет) (а); после отжига 573 К/4 ч (состояние *B*) (б). Распределения зерен по размеру в состояниях *A* [28] и *B* (в).

3.2. Кривые растяжения и деформационное упрочнение

Кривые растяжения образцов сплава AZ31 типа *A* и *B* при температуре 4,2 К представлены на рис. 4.

Видно, что прочность отожженного образца уменьшается, а пластичность слабо увеличивается по сравнению с исходным состоянием. Полагая, что, согласно [28], низкотемпературный отжиг не влияет на текстуру образца, уменьшение условного предела текучести $\sigma_{0,2}$ в состоянии *B* (~ 170 МПа) по сравнению с *A* (~ 280 МПа) можно объяснить изменением напряжения Холла–Петча с ростом зерна от $\sim 1,0$ до $\sim 3,7$ мкм (см. рис. 3(в)), приняв значение константы $k \sim 7$ МПа·мм^{1/2}, которое согласуется со значениями 5–7 МПа·мм^{1/2} для этого сплава при комнатной температуре [17]. Средняя плотность дислокаций, которая при отжиге уменьшается более чем на порядок [28], видимо, менее существенно влияет на $\sigma_{0,2}$, чем размер зерна.

Для образца *A* $\sigma_{0,2} = 280$ МПа при 4,2 К заметно выше, чем при комнатной температуре (~ 170 МПа [27]), что в этом интервале температур является признаком термически активированного взаимодействия дислокаций с точечными препятствиями (дислокации «леса», атомы примесей). В магниевых сплавах рост напряжения с понижением температуры также связывают с активизацией двойникового [18] или небазисного скольжения дислокаций [24,30]. Роль этих механизмов при низких температурах в настоящее время мало изучена, поэтому важно отметить, что указанное изменение $\sigma_{0,2}$ с температурой для микроструктурного поликристалла AZ31 сравнимо с данными для микроструктурных ГЦК сплавов, несмотря на более высокую энергию образования двойникового зародыша в ГПУ кристалле [31].

Деформация до разрушения образцов *A* и *B* при 4,2 К составляет $\sim 0,1$ и $\sim 0,13$ соответственно (рис. 4), что существенно меньше, чем при комнатной температуре ($\sim 0,2$ – $0,25$). Ранее это объяснялось подавлением

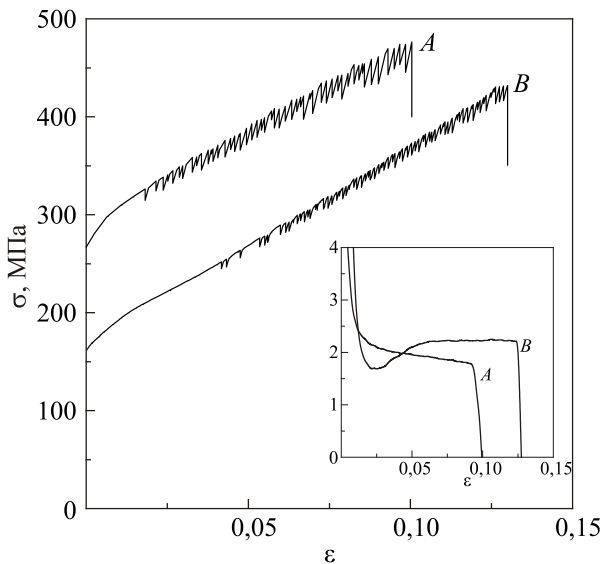


Рис. 4. Кривые растяжения в истинных координатах напряжение σ –пластическая деформация ϵ образцов AZ31 в исходном (A) и отожженном (B) состояниях. На вставке: зависимость коэффициента деформационного упрочнения θ от ϵ .

двойникового, усилением роли небазисного скольжения и вращением зерен [22], активизацией двойникового и неблагоприятной для пластичности переориентацией зерен [23], а также выделениями частиц второй фазы, которые способствуют хрупкому разрушению поликристалла при низких температурах [21]. Изучение температурных зависимостей прочности и пластичности сплава AZ31 в интервале низких температур является предметом наших дальнейших исследований.

В настоящей работе важным является влияние отжига на деформационное упрочнение поликристалла в области малых деформаций. Соответствующие данные представлены на вставке, рис. 4, в координатах θ – ϵ , где коэффициент $\theta = d\sigma/d\epsilon$ — средняя величина, рассчитанная по кривым растяжения A и B. В отличие от монотонной зависимости $\theta(\epsilon)$ в состоянии A, коэффициент θ в состоянии B при малых ϵ быстро уменьшается, затем возрастает и становится больше, чем в состоянии A.

Монотонно убывающая зависимость $\theta(\epsilon)$ (параболическая кривая растяжения) характерна для деформационного упрочнения, которое определяется балансом процессов размножения дислокаций и возврата [8]. Отклонения от этой зависимости в виде приращения $\theta(\epsilon)$ или «плато» при малых ϵ в магниевых сплавах рассматриваются как признак активизации двойникового. Согласно [32], вблизи комнатных температур вогнутая кривая σ – ϵ при малых ϵ обусловлена двойникованием, которое необходимо для компенсации расширения решетки магния вдоль оси c (двойники растяжения). В [17,18], где отклонения от параболы σ – ϵ наблюдались при углах между направлением текстуры и направлением нагружения, благоприятных для двойникового, отмечалось, что в ходе дальнейшей дефор-

мации двойниковые границы способствуют деформационному упрочнению и росту пластичности кристалла при комнатной температуре. Недавно в [12] влияние отжига на форму кривой растяжения σ – ϵ и рост пластичности микрозернистого поликристалла AZ31 наблюдались при сверхнизкой температуре 0,5 К. Подобие результатов эксперимента в широком интервале температур позволяет предположить, что немонотонная зависимость $\theta(\epsilon)$, высокий коэффициент θ и, как следствие, повышенная пластичность отожженного образца B по сравнению с исходным A (см. вставку, рис. 4) могут быть связаны с усилением активности двойникового в результате отжига.

Как показал анализ текстуры (см. разд. 3.1), в состоянии A зерна преимущественно ориентированы осью c под углами ~ 90 и $\sim 60^\circ$ к направлению растяжения в соотношении $\sim 3:1$, что, согласно [17,18], лишь частично благоприятно для двойникового. Кроме того, отжиг сплава AZ31 при 573 К в течение 1–8 ч, как правило, не вызывает радикальных изменений полюсных фигур [28,30]. С учетом невысоких максимумов полюсной плотности на рис. 1, 2 это означает, что текстура образцов A и B не может быть основной причиной активизации двойникового и немонотонной зависимости $\theta(\epsilon)$ при растяжении образца B.

Согласно [23], двойникование в магниевом сплаве может заметно активизироваться в результате переориентации зерен (изменения текстуры) под действием значительных термонапряжений, возникающих при охлаждении до температуры жидкого азота. С понижением температуры до 4,2 К эффект термонапряжений в нашем случае должен сохраняться. Однако он не объясняет особенности упрочнения, которые наблюдаются только в состоянии B при одинаковой процедуре охлаждения и выдержки образцов A и B в ходе эксперимента при 4,2 К.

Как показано в [19], критический для двойникового размер зерна в поликристалле AZ31 составляет $d \sim 2,7$ – 3 мкм. Согласно [27,28], размер зерна заготовки AZ31 после 8 проходов РКУП составляет $d \sim 0,8$ мкм, а по данным оптической микроскопии в образцах A и B $d \sim 1,0$ и $3,7$ мкм (см. рис. 2), что, соответственно, ниже и выше критического значения. Это указывает на то, что немонотонное поведение $\theta(\epsilon)$ при малых ϵ и высокие значения коэффициента θ в состоянии B по сравнению с A (рис. 4) обусловлены повышенной активностью двойникового $\{10\bar{1}2\} \langle \bar{1}011 \rangle$ в результате увеличения размера зерна при отжиге.

3.3. Скачкообразная пластическая деформация

На кривых σ – ϵ , рис. 4, регистрируется несколько десятков скачков (срывов) напряжения с амплитудой в интервале $\Delta\sigma = 0,2$ – 25 МПа, как показано на рис. 5.

При $\epsilon \geq 0,04$ средняя амплитуда $\Delta\sigma_a$, рассчитанная в малом интервале деформаций, монотонно увеличива-

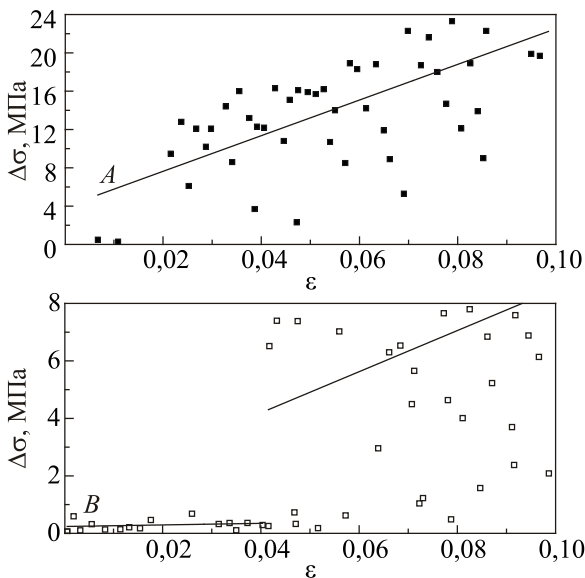


Рис. 5. Зависимости скачка напряжения $\Delta\sigma$ от деформации ε образцов *A* и *B*. Прямые — среднее значение $\Delta\sigma_a$.

ется с деформацией образцов *A* и *B*. При этом из-за значительной дисперсии данных линейная аппроксимация для образца *B* хуже описывает результат эксперимента, чем для *A*, а число скачков N , регистрируемых в состояниях *A* и *B* (амплитудой не менее 0,1 МПа), отличается вдвое и составляет ~ 100 и 50 соответственно. Исключением является область малых деформаций $\varepsilon < 0,04$, где в состоянии *B* регистрируются только малые скачки $\Delta\sigma < 1,0$ МПа и наблюдается слабая зависимость $\Delta\sigma_a(\varepsilon)$.

Статистику НТСД поликристаллов AZ31 в состояниях *A* и *B* иллюстрирует рис. 6, на котором представ-

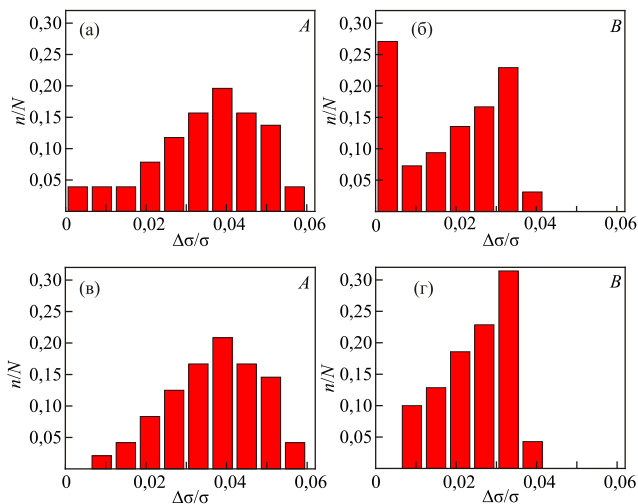


Рис. 6. Распределения нормированной амплитуды скачков напряжения $\Delta\sigma/\sigma(\varepsilon)$ для поликристаллов AZ31 в состояниях *A* и *B*: для всех амплитуд (а), (б); для амплитуд $\Delta\sigma > 2$ МПа (в), (г). N — полное число скачков на кривой растяжения при 4,2 К.

лены распределения нормированной амплитуды $\Delta\sigma/\sigma$, где $\sigma(\varepsilon)$ — напряжение течения при деформации ε в момент скачка.

В обзоре [3], посвященном НТСД, было показано, что при пластической деформации путем скольжения дислокаций в плотноупакованных металлах и сплавах наблюдается сильная зависимость $\Delta\sigma_a(\varepsilon)$ и значительная дисперсия амплитуды $\Delta\sigma$. При деформационном двойниковании, в отличие от скольжения, величина $\Delta\sigma_a$ слабо зависит от деформации, а скорость упрочнения мала или равна нулю, как это наблюдалось в специально ориентированных монокристаллах Cu и Cu–Al [9] в интервале температур 4,2–300 К.

При температуре 300 К неустойчивая пластическая деформация магниевого сплава AZ31 в виде последовательных скачков напряжения малой и слабо зависящей от деформации амплитуды ($\Delta\sigma \sim 1\text{--}5$ МПа) в [32] также объяснялась двойникованием в поликристаллах с благоприятными для этого механизма размерами зерна и текстурой.

В нашем случае, как показано выше, лишь одна из компонент текстуры образцов *A* и *B* благоприятна для двойникования, а оценки размера зерна указывают на возможность двойникования только в состоянии *B*, где этим механизмом объясняется немонотонная зависимость $\theta(\varepsilon)$ при $\varepsilon < 0,04$. Можно предположить, что наблюдаемые в состоянии *B* в этом же интервале деформаций особенности НТСД в виде малых скачков напряжения $\Delta\sigma < 1,0$ МПа и слабой зависимости $\Delta\sigma_a(\varepsilon)$ также связаны с двойникованием. Поскольку с деформацией активность двойникования быстро уменьшается [17,18], при $\varepsilon > 0,04$ в состоянии *B* наблюдается типичная для скольжения дислокаций картина НТСД с зависимостью $\Delta\sigma_a(\varepsilon)$, подобной той, что наблюдается в состоянии *A*.

Для иллюстрации вкладов скольжения дислокаций и двойникования в развитие НТСД сравним распределения нормированной амплитуды $\Delta\sigma/\sigma$ для всех скачков (рис. 6(а), (б)) и для скачков амплитудой $\Delta\sigma > 2$ МПа (рис. 6(в), (г)), которые предположительно не связаны с двойникованием. Видно, что распределения для состояний *A* и *B* на рис. 6 (в), (г), которые не учитывают вклад двойникования, качественно подобны: в обоих случаях существует наиболее вероятная амплитуда $\Delta\sigma/\sigma \sim 0,03\text{--}0,04$. В рамках дислокационно-динамической модели НТСД это означает, что при пластической деформации путем лавинообразного скольжения дислокаций существует характерный (наиболее вероятный) масштаб локального сдвига решетки, который вызывает скачок напряжения соответствующей амплитуды. Наблюдаемые отличия в виде смещения максимума и повышенной асимметрии распределения в состоянии *B* по сравнению с *A* на рис. 6 могут быть связаны с ограниченным массивом данных из-за низкой пластичности сплава.

4. Заключение

Пластическая деформация микрозернистых поликристаллов магниевого сплава AZ31, полученных путем РКУП и деформированных растяжением при температуре 4,2 К в исходном и отожженном состояниях, является неустойчивой (скачкообразной). При малых деформациях коэффициент упрочнения отожженного поликристалла, в отличие от исходного, изменяется с деформацией немонотонно. В этом же интервале деформаций регистрируются скачки напряжения малой амплитуды, независимой от деформации. Низкотемпературные особенности деформационного упрочнения и скачкообразной деформации, наблюдаемые в отожженном поликристалле AZ31, в отличие от исходного, объясняются повышением активности двойникования при малых деформациях в результате роста зерна при отжиге.

Авторы выражают благодарность проф. Яначеку за предоставленные для исследования материалы и В.С. Фоменко за помощь в изучении структуры.

1. A.S. Argon, *Philos. Mag.* **93**, 3795 (2013).
2. B. Obst and A. Nyilas, *Mater. Sci. Eng.* **137**, 141 (1991).
3. V.V. Pustovalov, *Fiz. Nizk. Temp.* **34**, 871 (2008) [*Low Temp. Phys.* **34**, 683 (2008)].
4. В.С. Бобров, М.А. Лебедкин, *ФТТ* **31**, 120 (1989).
5. S.N. Komnik and V.V. Demirski, *Cryst. Res. Technol.* **19**, 863 (1984).
6. B. Skoczen, J. Bielski, D. Marcinek, and S. Sgobba, *Int. J. Plast.* **55**, 198 (2010).
7. J. Tabin, B. Skoczen, and J. Bielski, *Intern. J. Solids Struct.* **97**, 593 (2016).
8. U.F. Kocksand and H. Mecking, *Prog. Mater. Sci.* **48**, 171 (2003).
9. V.V. Demirski and S.N. Komnik, *Acta Metall.* **30**, 2227 (1982).
10. Т.В. Григорова, Н.В. Исаев, В.В. Пустовалов, В.С. Фоменко, С.Э. Шумилин, *ФНТ* **33**, 507 (2007) [*Low Temp. Phys.* **33**, 377 (2007)].
11. Н.В. Исаев, Т.В. Григорова, С.Э. Шумилин, С.С. Полищук, А.А. Давиденко, *ФНТ* **43**, 1780 (2017) [*Low Temp. Phys.* **43**, 1420 (2017)].
12. N.V. Isaev, S.E. Shumilin, P.A. Zabrodin, M. Janeček, and J. Stráská, *Acta Phys. Polonica A* **134**, 662 (2018).
13. M.H. Yoo, *Metall. Trans. A* **12**, 409 (1981).
14. A. Staroselsky and L. Anand, *Intern. J. Plast.* **19**, 1843 (2003).
15. Y.N. Wang and J.C. Huang, *Acta Mater.* **55**, 897 (2007).
16. A. Vinogradov, V.N. Serebryany, and S.V. Dobatkin, *Adv. Eng. Mater.* **20**, 1700785 (2018).
17. Yi Wang, *Hahn Choo Acta Materialia* **81**, 83 (2014).
18. S.R. Agnew, J.A. Horton, T.M. Lillo, and D.W. Brown, *Scripta Mater.* **50**, 377 (2004).
19. Haidong Fan, Sylvie Aubry, Athanasios Arsenlis, and Jaafar A. El-Awady, *Scripta Mater.* **112**, 50 (2016).
20. H. Conrad, R. Armstrong, H. Wiedersich, and G. Schoeck, *Philos. Mag.* **6**, 177 (1961).
21. X. Jiao, L. Li, H. Liu, and K. Yang, *AIP Confer. Proc.* **824**, 69 (2006).
22. Qinghuan Huo, Xuyue Yang, Jijun Ma, Huan Sun, Jun Wang, and Lei Zhang, *J. Mater. Sci.* **48**, 913 (2013).
23. Yong Jiang, Ding Chen, Zhenhua Chen, and Junwei Liu, *Mater. Manuf. Proc.* **25**, 837 (2010).
24. Hao Wang, Shangli Dong, and Gang Lv, *Materials and Design* **92**, 143 (2016).
25. Ю.З. Эстрин, П.А. Забродин, И.С. Брауде, Т.В. Григорова, Н.В. Исаев, В.В. Пустовалов, В.С.Фоменко, С.Э. Шумилин, *ФНТ* **36**, 1363 (2010) [*Low Temp. Phys.* **36**, 1100 (2010)].
26. N.V. Isaev, S.E. Shumilin, P.A. Zabrodin, M. Janeček, and J. Stráská, *Acta Phys. Polonica A* **134**, 662 (2018).
27. M. Janeček, S. Yi, R. Kral, J. Vratna, and K.U. Kainer, *J. Mater. Sci.* **45**, 4665 (2010).
28. J. Stráská, M. Janeček, J. Čížek, J. Stráský, and B. Hadzima, *Mater. Character.* **90**, 69 (2014).
29. R. Hielscher and H. Schaeben, *J. Appl. Cryst.* **41**, 1024 (2008).
30. Jaroslav Balík, Pavel Lukáč, Zdeněk Drozd, and Radomír Kužel, *Int. J. Mater. Res.* **100**, 322 (2009).
31. J. Wang, R.G. Hoagland, J.P. Hirth, L. Capolungo, I.J. Beyerlein, and C.N. Tome, *Scripta Mater.* **61**, 903 (2009).
32. M.R. Barnett, Z. Keshavarz, A.G. Beer, and D. Atwell, *Acta Mater.* **52**, 5093 (2004).

Деформаційне зміцнення та стрибкоподібна деформація микрозернистого магнієвого сплаву AZ31 при температурі 4,2 К

М.В. Исаев, П.А. Забродин, С.С. Полищук

Вивчено особливості деформаційного зміцнення та нестійкої (стрибкоподібної) деформації микрозернисті магнієвого сплаву AZ31, який деформовано розтягуванням при температурі 4,2 К. Немонотонна залежність коефіцієнта зміцнення від деформації та низька амплітуда стрибкоподібної деформації, що спостерігаються при малих деформаціях полікристалла, який відпалено після рівноканального пресування, розглядаються як ознаки активізації двійникування внаслідок збільшення розміру зерна при відпалі.

Ключові слова: микрозернисті полікристали, деформаційне зміцнення, нестійка деформація, низькі температури, магнієвий сплав.

**Strain hardening and discontinuous deformation
of the micrograined magnesium alloy AZ31
at the temperature 4.2 K**

N.V. Isaev, P.A. Zabrodin, and S.S. Polishchuk

The features of strain hardening and unstable (discontinuous) deformation of AZ31 micrograined magnesium alloy deformed by tension at 4.2 K were studied. The non-monotonic dependence

of the strain hardening coefficient on the deformation and the low amplitude of the jump-like deformation observed at small deformations of a polycrystal annealed after equal-channel pressing are considered as signs of twinning activation due to an increase in the grain size during annealing.

Keywords: micrograined polycrystals, strain hardening, unstable deformation, low temperatures, magnesium alloy.