

PACS numbers: 43.35.+d, 61.72.Hh, 62.20.F-, 62.20.M-, 62.65.+k, 81.40.Lm

Изучение влияния скорости нагружения на пластическую деформацию кадмия

И. И. Папиров*, П. И. Стоев**, Г. П. Ковтун**, Д. А. Солопихин*,
А. П. Щербань*, Ю. С. Липовская*

**Национальный Научный Центр
«Харьковский физико-технический институт» НАН Украины,
ул. Академическая, 1,
61108 Харьков, Украина*

***Харьковский национальный университет имени В. Н. Каразина,
пл. Свободы, 4,
61022 Харьков, Украина*

В работе приведены результаты исследования деформирования сжатием образцов высокочистого кадмия при комнатной температуре с различными скоростями деформации: $6,9 \cdot 10^{-5}$, $5,6 \cdot 10^{-4}$ и $4,2 \cdot 10^{-3} \text{ с}^{-1}$. Проведён анализ упрочняющих и восстанавливающих процессов, которые влияют на формирование структуры в материале. Рассмотрены условия начала работы и особенности динамического возврата и динамической рекристаллизации высокочистого кадмия, результатом которых является разупрочнение материала и рост зерна в нём. Установлены особенности протекания этих процессов в зависимости от скорости деформации. На основе анализа изменения акустических параметров (активности акустической эмиссии (АЭ), амплитудного распределения сигналов в спектре АЭ, вклада сигналов различной амплитуды в интегральный спектр АЭ) сделаны предположения о механизмах деформации, которые протекают на различных стадиях деформирования кадмия.

Ключевые слова: кадмий, механизмы деформации, динамический воз-

Corresponding author: Igor Isakovich Papirov
E-mail: garin@kipt.kharkov.ua

**National Science Center 'Kharkiv Institute of Physics and Technology', N.A.S. of Ukraine,
1 Akademicheskaya Str., 61108 Kharkiv, Ukraine*

***V. N. Karazin Kharkiv National University, 4 Svobody Sqr., UA-61022 Kharkiv, Ukraine*

Citation: I. I. Papirov, P. I. Stoev, G. P. Kovtun, A. P. Scherban, D. A. Solopikhin, and Yu. S. Lypovska, Studying the Effect of Load Rate on Plastic Deformation of Cadmium, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, 41, No. 6: 805–816 (2019), DOI: [10.15407/mfint.41.06.0805](https://doi.org/10.15407/mfint.41.06.0805).

врат, динамическая рекристаллизация, акустическая эмиссия (АЭ), амплитудное распределение сигналов АЭ.

У роботі наведено результати дослідження деформування тиском зразків високочистого кадмію за кімнатної температури з різними швидкостями деформації: $6,9 \cdot 10^{-5}$, $5,6 \cdot 10^{-4}$ і $4,2 \cdot 10^{-3} \text{ с}^{-1}$. Проведено аналіз зміцнювальних і відновлювальних процесів, які впливають на формування структури в матеріалі. Розглянуто умови початку роботи і особливості динамічного відновлення і динамічної рекристалізації високочистого кадмію, результатом яких є знеміцнення матеріалу і зростання зерна в ньому. Встановлено відмінності перебігу цих процесів в залежності від швидкості деформації. На основі аналізу зміни акустичних параметрів (активності акустичної емісії (АЕ), амплітудного розподілу сигналів в спектрі АЕ, внеску сигналів різної амплітуди в інтегральний спектр АЕ) зроблено припущення щодо механізмів деформації, що протікають на різних стадіях деформування кадмію.

Ключові слова: кадмій, механізми деформації, динамічне відновлення, динамічна рекристалізація, акустична емісія (АЕ), амплітудний розподіл сигналів АЕ.

The paper presents the results of a study of compressive deformation of high purity cadmium samples at room temperature with different deformation rates: $6.9 \cdot 10^{-5}$, $5.6 \cdot 10^{-4}$ and $4.2 \cdot 10^{-3} \text{ s}^{-1}$. The analysis of hardening and recovery processes, affecting the formation of the structure in the material, is carried out. The conditions for starting work and the features of dynamical recovery and dynamical recrystallization of high-purity cadmium, which result in softening of the material and grain growth in it, are considered. The differences in these processes passing are found depending on the rate of deformation. Based on the analysis of changes in acoustic parameters (acoustic emission (AE) activity, amplitude distribution of signals in the AE spectrum, contribution of signals of different amplitudes to the integral spectrum of AE), we make assumptions about deformation mechanisms that occur at various stages of cadmium deformation.

Key words: cadmium, deformation mechanisms, dynamical return, dynamical recrystallization, acoustic emission (AE), amplitude distribution of AE signals.

(Получено 8 ноября 2018 г.; окончат. вариант — 22 марта 2019 г.)

1. ВВЕДЕНИЕ

В литературе практически отсутствуют данные о природе процессов пластической деформации и рекристаллизации высокочистого кадмия, которые должны иметь ряд особенностей из-за низких температур плавления ($320,9^\circ\text{C}$) и рекристаллизации (-36°C и ниже) материала.

Полученные нами ранее результаты изучения пластической деформации кадмия [1] показали, что при напряжениях несколько

выше предела текучести деформация материала сопровождается его разупрочнением и ростом зерна. Особенности протекания этих процессов сложным образом зависят от ряда факторов, (чистоты материала, скорости и степени деформации, плотности дислокаций, температуры и др.). Одним из таких факторов является скорость деформирования материала.

Для исследования кинетических закономерностей процессов пластической деформации кадмия авторы использовали структурно чувствительный метод акустической эмиссии (АЭ). Поскольку акустическая эмиссия при пластической деформации связана с движением дислокаций, по ее характеристикам (количеству и амплитуде импульсов АЭ) можно определить плотность и энергию источников, а по ее затуханию — переход к стационарной стадии пластической деформации. Как мы выяснили ранее [2, 3], это позволяет лучше понять природу различий в поведении деформируемых материалов с разным размером зерна.

Целью данной работы является изучение особенностей пластической деформации и акустических параметров в процессе деформации высокочистого кадмия в зависимости от скорости деформирования при комнатной температуре.

2. МАТЕРИАЛ И МЕТОДИКА ИССЛЕДОВАНИЯ

Материалом для исследований служил кадмий высокой чистоты (>99,9995% масс.), полученный комплексным методом рафинирования, включающим прогрев, фильтрацию и дистилляцию. Образцы для исследования получали по методике, описанной в работе [4].

Деформирование сжатием образцов кадмия диаметром 5 мм и высотой 6 мм проводили на универсальной испытательной машине 1958-У10 при комнатной температуре с различными скоростями деформации ($6,9 \cdot 10^{-5}$, $5,6 \cdot 10^{-4}$ и $4,2 \cdot 10^{-3} \text{ с}^{-1}$). Синхронно с механическими характеристиками с помощью акустического комплекса М400 регистрировали параметры акустической эмиссии (активность, общую сумму импульсов, среднюю амплитуду и др.), анализ которых позволял определять, особенности деформации материала на разных стадиях деформации, а амплитудное распределение акустических сигналов АЭ позволяло оценить энергетику текущей стадии деформации. Проведение регистрации и анализ сигналов АЭ описаны в работе [5].

3. ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ

На рисунке 1 приведены кривые сжатия в координатах «напряжение-деформация» образцов высокочистого кадмия при различных скоростях деформирования.

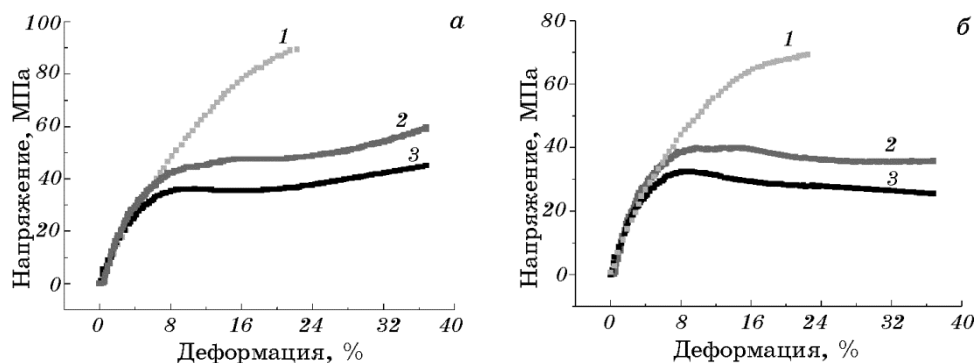


Рис. 1. Кривые сжатия образцов высокочистого кадмия при скоростях деформации $4,2 \cdot 10^{-3}$, $5,6 \cdot 10^{-4}$ и $6,9 \cdot 10^{-5} \text{ с}^{-1}$ (кривые 1–3 соответственно) (а) и кривые «истинное напряжение–деформация» (кривые 1–3 соответственно), учитывающие рост площади поперечного сечения сжимаемых образцов в процессе деформации (б).

Fig. 1. Compression curves of samples of high purity cadmium at strain rates of $4,2 \cdot 10^{-3}$, $5,6 \cdot 10^{-4}$ and $6,9 \cdot 10^{-5} \text{ s}^{-1}$ (curves 1–3, respectively) (a) and curves ‘true stress–strain’ (curves 1–3, respectively), taking into account the growth cross-sectional area of compressible samples in the process of deformation (b).

Обращаем внимание на следующие особенности полученных результатов:

– с увеличением скорости сжатия деформирование образцов кадмия происходит при более высоких напряжениях;

– ход кривых деформации свидетельствует о сильной зависимости коэффициента упрочнения кадмия от скорости деформации. Если при деформировании со скоростью $4,2 \cdot 10^{-3} \text{ с}^{-1}$ наблюдается непрерывный рост напряжения течения с увеличением величины деформации, то при малых скоростях имеет место не упрочнение, а разупрочнение материала; так, при скорости деформирования $5,6 \cdot 10^{-4} \text{ с}^{-1}$ после достижения 7% деформации наблюдается падение истинного напряжения течения, т.е. материал начинает разупрочняться (наблюдается снижение коэффициента упрочнения), а после деформации приблизительно 30% величина истинных напряжений течения перестает уменьшаться (коэффициент упрочнения становится постоянным, т.е. наступает стадия установившегося течения);

– при деформировании материала со скоростью $6,9 \cdot 10^{-5} \text{ с}^{-1}$ до деформации выше 35% на кривых деформирования не наблюдается стадия установившегося течения: коэффициент деформационного упрочнения продолжает уменьшаться.

На рисунке 2 приведены структуры образцов высокочистого

кадмия в исходном состоянии и после деформации сжатием с различной скоростью при комнатной температуре.

В исходном образце (рис. 2, *a*) наблюдается неоднородная зёрненная структура, размер зерна колеблется от 10 до 50 мкм. Средний размер зерна составляет 20 мкм. После деформации со скоростью: $4,2 \cdot 10^{-3} \text{ с}^{-1}$ (рис. 2, *б*) зёрненная структура также неоднородна, средний размер зерна около 35 мкм. С уменьшением скорости деформации до $5,6 \cdot 10^{-4} \text{ с}^{-1}$ (рис. 3, *в*) структура образца становится более однородной по сравнению с (*a*) и (*б*), средний размер зерна составляет 75 мкм. Образец после деформации со скоростью $6,9 \cdot 10^{-5} \text{ с}^{-1}$ (рис. 4, *г*) имеет выраженную зёрненную структуру со средним размером зерна 100 мкм. Разнозернистость, наблюдаемая на рис. 2, является следствием анизотропии роста зерен и неравномерности протекания

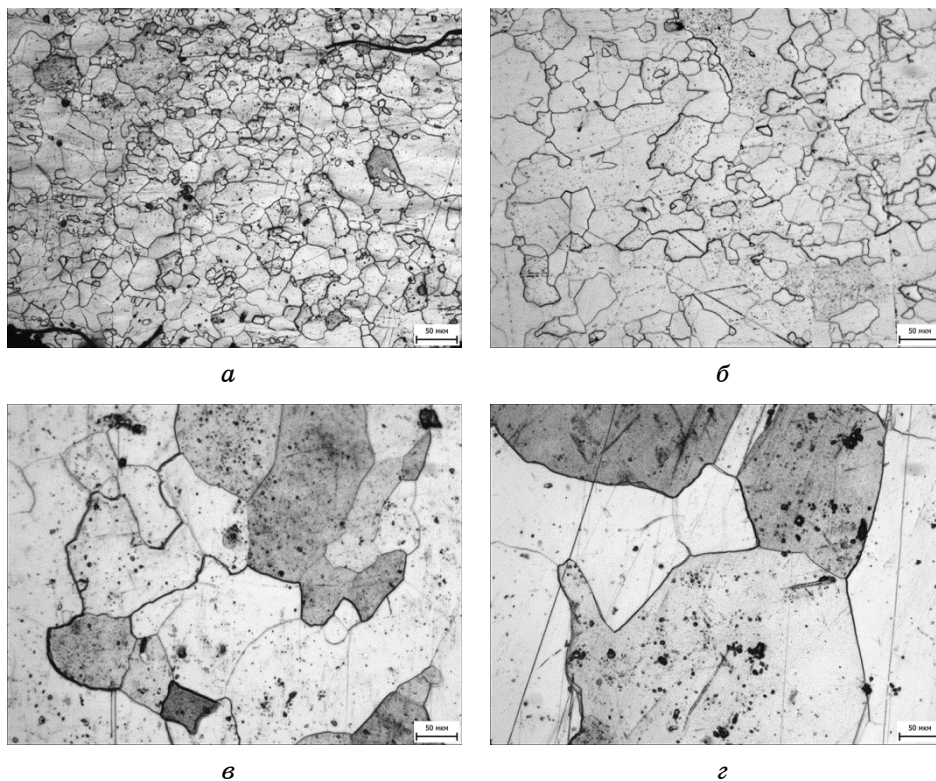


Рис. 2. Структура деформированного высокочистого кадмия в исходном состоянии (*a*) и после деформации 35% со скоростью: $4,2 \cdot 10^{-3}$ (*б*), $5,6 \cdot 10^{-4}$ (*в*), $6,9 \cdot 10^{-5} \text{ с}^{-1}$ (*г*).

Fig. 2. Structure of deformed high purity cadmium in the initial state (*a*) and after deformation 35% with a speed: $4.2 \cdot 10^{-3}$ (*б*), $5.6 \cdot 10^{-4}$ (*в*), $6.9 \cdot 10^{-5} \text{ s}^{-1}$ (*г*).

ния процесса динамической рекристаллизации.

Полученные результаты свидетельствуют о том, что с изменением скорости деформации кадмия при комнатной температуре меняются механизмы протекающих в материале процессов:

– при скорости деформации $4,2 \cdot 10^{-3} \text{ с}^{-1}$ имеет место обычное деформационное упрочнение;

– при скорости $5,6 \cdot 10^{-4} \text{ с}^{-1}$ наблюдается деформационное разупрочнение с последующим установлением стадии установившегося течения (динамический возврат и динамическая рекристаллизация);

– при скорости деформации $6,9 \cdot 10^{-5} \text{ с}^{-1}$ мы наблюдаем уникальное явление деформационного разупрочнения, связанного с необычным явлением динамического роста зерен непосредственно в процесс деформации.

Это следует из анализа микроструктур образцов высокочистого кадмия в исходном состоянии и после деформирования с различной скоростью. Видно, что с уменьшением скорости деформации происходит не измельчение (как обычно), а рост зерен до 75 и 100 мкм при деформировании образца кадмия со скоростями ниже $5,6 \cdot 10^{-4} \text{ с}^{-1}$ (рис. 2, в, г).

Для понимания процессов, которые протекают при деформации кадмия синхронно с механическими характеристиками, мы регистрировали параметры акустической эмиссии.

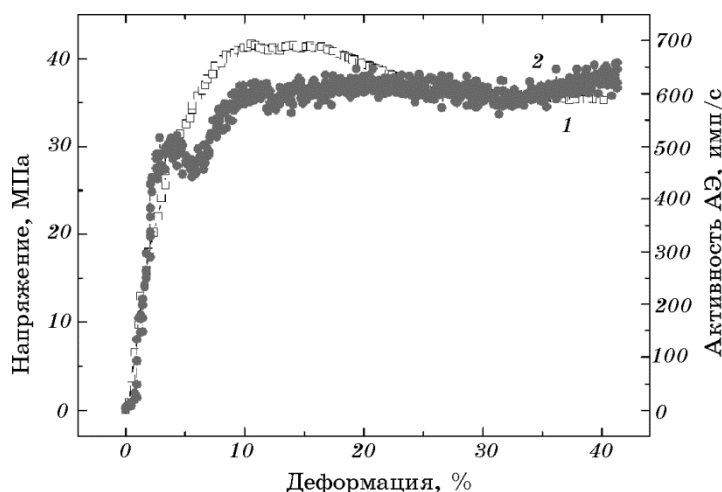


Рис. 3. Зависимость напряжения (кривая 1) и активности АЭ (кривая 2) образцов высокочистого кадмия от степени деформации при деформировании со скоростью $6,9 \cdot 10^{-5} \text{ с}^{-1}$.

Fig. 3. Dependence of stress (curve 1) and AE activity (curve 2) of high purity cadmium with a purity $>99.9995\%$ wt. on the sample deformation under compression with a rate of $6.9 \cdot 10^{-5} \text{ s}^{-1}$.

На рисунке 3 приведены зависимости активности АЭ (кривая 2) и кривой деформации (кривая 1) высокочистого кадмия от степени деформации при сжатии с малой скоростью деформации.

Из рисунка 3 видно, что акустическая эмиссия (АЭ) возникает уже на стадии упругой деформации. Этот факт мы неоднократно наблюдали при испытаниях различных конструкционных материалов (Be, Zr, Ti и др.) и он связан с регистрацией процессов микропластической деформации материалов [5–7]. Существенное увеличение активности АЭ в области предела текучести является типичным откликом параметров АЭ на начало кооперативного пластического течения материала [2, 3].

В отличие от типичного падения активности АЭ после прохождения предела текучести, связанного со стационарным движением дислокаций [3, 8, 9], в нашем случае активность сигналов АЭ после прохождения предела текучести не уменьшается, а продолжает оставаться на достаточно высоком уровне (600 имп/с). Это связано с тем, что в процессе обнаруженного нами динамического роста зерен источники сигналов АЭ постоянно обновляются: фактически на кривой АЭ (рис. 3) эмиссия на всех стадиях деформации соответствует образцу с вновь образованной зёрненной структурой.

На рисунке 4 приведена гистограмма амплитудного распределения сигналов АЭ у образцов высокочистого кадмия при сжатии со

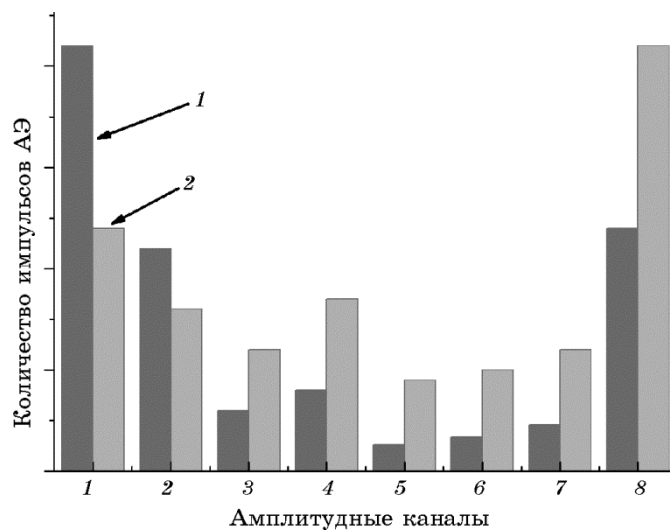


Рис. 4. Амплитудное распределение сигналов АЭ при деформировании образцов высокочистого кадмия: 1 — стадия упрочнения; 2 — стадия разупрочнения.

Fig. 4. Amplitude distribution of AE signals when deforming samples of high purity cadmium: 1—hardening stage; 2—stage of softening.

скоростью $6,9 \cdot 10^{-5} \text{ с}^{-1}$. Видно, что в спектре распределения амплитуд АЭ у образцов кадмия преобладают сигналы высокой амплитуды. Обращаем внимание на то, что на стадии разупрочнения (столбики 2 гистограммы) вклад высокоамплитудных сигналов АЭ существенно больший по сравнению с распределением при деформации на стадии упрочнения (столбики 1).

На рисунке 5 представлен совмещенный график кривой деформации и зависимости изменения сигналов АЭ низкой и высокой амплитуды. Здесь важно отметить, что амплитуда сигналов АЭ, являясь энергетическим параметром, позволяет установить природу источника, генерирующего сигналы АЭ [2, 4].

Из рисунка 5, б видно при деформировании высокочистого кадмия источники АЭ высокоамплитудные и они начинают работать сразу же после начала деформирования (для сравнения изменения характера зависимости активности в спектре АЭ высоких и низких амплитуд кадмия технической чистоты из нашей работы [1] приведен рис. 5, а).

К генерации сигналов АЭ большой амплитуды обычно ведут два обстоятельства: крупнозернистость материала и деформация двойникованием [2, 3]. Поэтому больший размер зерна у исходных образцов высокочистого кадмия и энергичный его рост непосредственно в процессе деформирования может быть причиной генерации сигналов АЭ с высокой амплитудой.

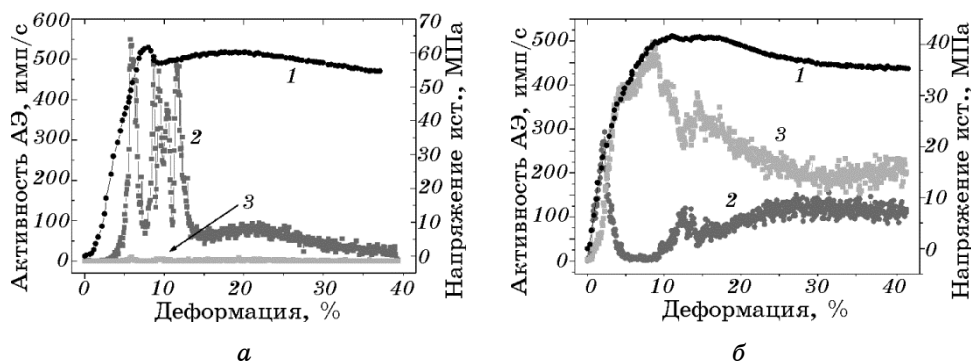


Рис. 5. Совмещенный график кривой деформации (кривая 1) и зависимости изменения количества низко- (кривая 2) и высокоамплитудных (кривая 3) импульсов АЭ при деформировании образцов кадмия технической чистоты (а) и высокочистого кадмия (б).

Fig. 5. Combined graph of the strain curve (curve 1) and the dependence of the change in the amount of low (curve 2) and high amplitude (curve 3) pulses of the AE when deforming samples of technical purity (a) and high purity cadmium (b).

4. ОБСУЖДЕНИЕ ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫХ РЕЗУЛЬТАТОВ

С увеличением степени деформации обычно происходит повышение плотности дислокаций, ведущее к деформационному упрочнению материала. Вместе с тем при деформации могут протекать такие восстановительные процессы, устраняющие дефекты кристаллической структуры, вносимых деформацией, как динамический возврат (отдых, полигонизация) и динамическая рекристаллизация [10, 11–13]. В настоящей работе мы обнаружили еще один процесс — динамический рост зерен в материале высокой чистоты, протекающий в ходе его деформации.

Кадмий относится к легкоплавким металлам и поэтому все установленные температурные области (гомологические температуры в долях от температуры плавления $T_{пл}$) начала прохождения процессов возврата и рекристаллизации оказываются у него ниже комнатной температуры и с повышением чистоты металла имеют тенденцию к понижению.

Следовательно, в нашем случае термическая активация восстановительных процессов энергетически обеспечена на всем этапе деформирования кадмия при комнатной температуре, а начало работы разупрочняющих процессов определяется только уровнем деформации и величиной скорости деформирования.

Здесь необходимо также учитывать возможность значительного увеличения скорости диффузии в поле напряжений, теоретически предсказанное И. Г. Марченко [14–16]. Это означает, что при очень низкой температуре рекристаллизации и в поле напряжений, ведущем к ускоренной самодиффузии, наряду с динамической рекристаллизацией, может происходить рост зёрен при комнатной температуре, зависящий от скорости деформации. У более тугоплавких металлов аналогичный процесс также происходит, но при температурах деформации выше $0,4 T_{пл}$ [17].

В случае деформации кадмия процессы, протекающие в материале, зависят от скорости деформации: чем она ниже, тем большую роль играют диффузионные процессы, которые при низких скоростях и приводят к обнаруженному нами динамическому росту зерен.

Образующиеся при деформации новые зерна имеют более совершенную структуру вследствие протекания процессов динамической рекристаллизации, т.е. в материале интенсивно создаются зоны разупрочнения, которые быстро распространяются на весь материал. Активность восстановительных процессов существенно растёт и заметно меняет характер кривой деформации образцов кадмия. Таким образом, в процессе деформирования материала, работающие параллельно упрочняющие и динамические разупрочняющие процессы, приводят к разупрочнению материала и росту зерна в нем. Естественно, указанные процессы во многом определяются темпе-

ратурой деформации, а точнее — её соотношением с температурой плавления исследуемого металла. Это связано с тем, насколько развита диффузионная подвижность при температуре испытаний, а также с влиянием на диффузионную подвижность уровня внутренних напряжений, возникающих при деформации.

5. ВЫВОДЫ

Установлено, что скорость деформирования высокочистого кадмия при комнатной температуре существенно влияет на протекание процессов упрочнения и динамического разупрочнения, особенности которых хорошо видны при построении истинных кривых деформации исследованных материалов.

Полученные результаты показывают, что изменение скорости деформации образцов кадмия при комнатной температуре приводит к протеканию в материале кардинально различных процессов:

- стандартного упрочнения (с небольшим коэффициентом упрочнения) при скорости $4,2 \cdot 10^{-3} \text{ с}^{-1}$;
- динамического разупрочнения и установления стадии установившегося течения (динамический возврат и динамическая рекристаллизация) при скорости $5,6 \cdot 10^{-4} \text{ с}^{-1}$;
- динамического роста зерен в процессе деформации при скорости $6,9 \cdot 10^{-5} \text{ с}^{-1}$.

Таким образом, наряду с ранее известным явлением динамического возврата и рекристаллизации при деформации металлов обнаружен эффект роста зерен, связанный с трансформацией энергии деформации в энергию роста зерен в чистых металлах с низкой температурой рекристаллизации. Подобное явление у других материалов, например бериллия, ранее наблюдалось лишь при высокой температуре.

Формирование структуры в образцах кадмия, которые деформируют сжатием, происходит под влиянием деформационного упрочнения и восстановительных (разупрочняющих) процессов: динамического возврата первого рода, динамической полигонизации и динамической рекристаллизации.

ЦИТИРОВАННАЯ ЛИТЕРАТУРА

1. И. И. Папиров, П. И. Стоев, Г. П. Ковтун, А. П. Щербань, Д. А. Солопихин, *East Eur. J. Phys.*, 4, No. 2: 66 (2017).
2. Н. А. Бунина, *Исследование пластической деформации металлов методом акустической эмиссии* (Ленинград: Изд-во Ленинградского университета: 1990).
3. В. А. Грешников, Ю. Б. Дробот, *Акустическая эмиссия* (Москва: Изд-во стандартов: 1976).

4. Р. Бернабей, В. Д. Вирич, Б. В. Гринев, Ф. А. Даневич, Г. П. Ковтун, В. М. Мокина, Л. Л. Нагорная, С. С. Нагорный, С. Ниси, Д. А. Солопихин, В. И. Третьяк, А. П. Щербань, *Металлофиз. новейшие технол.*, **30** (Спец. выпуск): 477 (2008).
5. П. И. Стоев, И. И. Папиров, И. Н. Бутенко, *Вопросы атомной науки и техники, Серия «Физика радиационных повреждений и радиационное материаловедение»*, № 6: 36 (2009).
6. I. I. Papirov, P. I. Stoev, A. I. Pikalov, and T. G. Emlyaninova, *East Eur. J. Phys.*, **2**, No. 1: 63 (2015).
7. И. И. Папиров, В. И. Иванцов, *Вопросы атомной науки и техники, Серия «Физика радиационных повреждений и радиационное материаловедение»*, № 6: 121 (1998).
8. К. А. Чишко, *Дислокационные механизмы акустической эмиссии пластически деформируемых кристаллов* (Харьков: Препринт ФТИНТ АН УССР: 1977).
9. Н. Tanaka and R. Horiuchi, *Scr. Metall.*, **9**: 777 (1975).
10. O. Sitdikov and R. Kaibyshev, *Institute for Metals Superplasticity Problems. Materials Transection*, **42**, No. 9: 1928 (2001).
11. Ф. Н. Хесснер, *Рекристаллизация металлических материалов* (Москва: Металлургия: 1982).
12. F. J. Humphreys and M. Hatherly, *Recrystallization and Related Annealing Phenomena* (2nd Edition Elsevier: 2004).
13. С. С. Горелик, *Рекристаллизация металлов и сплавов* (Москва: Металлургия: 1987).
14. I. G. Marchenko, I. I. Marchenko, and A. V. Zhiglo, *Phys. Rev.*, **E97**: 012121 (2018).
15. I. G. Marchenko, I. I. Marchenko, and V. I. Tkachenko, *JETP Letters*, **106**, No. 4: 242 (2017).
16. I. G. Marchenko and I. I. Marchenko, *Europhys. Lett.*, **100**: 5005 (2012).
17. И. И. Папиров, А. А. Николаенко, П. И. Стоев, Ю. В. Тузов, В. С. Шокуров, *Пластическая и сверхпластическая деформация бериллия* (Москва: Изд. Дом МИСиС: 2014).

REFERENCES

1. I. I. Papirov, P. I. Stoev, G. P. Kovtun, A. P. Shcherban', and D. A. Solopikhin, *East Eur. J. Phys.*, **4**, No. 2: 66 (2017) (in Russian).
2. N. A. Bunina, *Issledovanie Plasticheskoy Deformatsii Metallov Metodom Akusticheskoy Emissii* (Leningrad: Izd-vo Leningradskogo Universiteta: 1990) (in Russian).
3. V. A. Greshnikov and Yu. B. Drobot, *Akusticheskaya Emissiya* (Moscow: Izd-vo Standartov: 1976) (in Russian).
4. R. Bernabey, V. D. Virich, B. V. Grinev, F. A. Danevich, G. P. Kovtun, V. M. Mokina, L. L. Nagornaya, S. S. Nagornyy, S. Nisi, D. A. Solopikhin, V. I. Tretyak, and A. P. Shcherban', *Metallofiz. Noveishie Tehnol.*, **30**, Special Issue: 477 (2008) (in Russian).
5. P. I. Stoev, I. I. Papirov, and I. N. Butenko, *Voprosy Atomnoy Nauki i Tekhniki. Seriya 'Fizika Radiatsionnykh Povrezhdeniy i Radiatsionnoe Materialovedenie'*,

- No. 6: 36 (2009) (in Russian).
6. I. I. Papirov, P. I. Stoev, A. I. Pikalov, and T. G. Emlyaninova, *East Eur. J. Phys.*, **2**, No. 1: 63 (2015) (in Russian).
 7. I. I. Papirov and V. I. Ivancov, *Voprosy Atomnoy Nauki i Tekhniki. Seriya 'Fizika Radiatsionnykh Povrezhdeniy i Radiatsionnoe Materialovedenie'*, No. 6: 121 (1998) (in Russian).
 8. K. A. Chishko, *Dislokatsionnye Mekhanizmy Akusticheskoy Emissii Plasticheski Deformiruemyykh Kristallov* (Kharkov: Preprint FTINT AN USSR: 1977) (in Russian).
 9. H. Tanaka and R. Horiuchi, *Scr. Metall.*, **9**, Iss. 7: 777 (1975).
 10. O. Sitdikov and R. Kaibyshev, *Materials Transactions*, **42**, Iss. 9: 1928 (2001).
 11. F. N. Hessner, *Rekristallizatsiya Metallicheskih Materialov* (Moscow: Metallurgiya: 1982) (in Russian).
 12. F. J. Humphreys and M. Hatherly, *Recrystallization and Related Annealing Phenomena* (2nd Edition Elsevier: 2004).
 13. S. S. Gorelik, *Rekristallizatsiya Metallov i Splavov* (Moscow: Metallurgiya: 1987) (in Russian).
 14. I. G. Marchenko, I. I. Marchenko, and A. V. Zhiglo, *Phys. Rev. E*, **97**: 012121 (2018).
 15. I. G. Marchenko, I. I. Marchenko, and V. I. Tkachenko, *JETP Letters*, **106**, Iss. 4: 242 (2017).
 16. I. G. Marchenko and I. I. Marchenko, *Europhys. Lett.*, **100**: 5005 (2012).
 17. I. I. Papirov, A. A. Nikolaenko, P. I. Stoev, Yu. V. Tuzov, and V. S. Shokurov, *Plasticheskaya i Sverkhplasticheskaya Deformatsiya Berilliya* (Moscow: Izd. Dom MISiS: 2014) (in Russian).