

Научная статья

1.3.8. Физика конденсированного состояния (физико-математические науки)

УДК 669.24:539.89/.25: 519.25

doi: 10.25712/ASTU.1811-1416.2023.01.008

ДЕФОРМАЦИОННОЕ УПРОЧНЕНИЕ, СУБСТРУКТУРА И РЕЛЬЕФ ПОВЕРХНОСТИ МОНОКРИСТАЛЛОВ Cu–12 АТ. %Al

**Юлия Владимировна Соловьева^{1†}, Артем Николаевич Соловьев²,
Елена Леонидовна Никоненко³, Владимир Александрович Старенченко⁴**

^{1,3,4} Томский государственный архитектурно-строительный университет, пл. Соляная, 2, 634003, Томск, Россия

² Томский манометровый завод, ОАО «Манотомь», пр. Комсомольский, 62, 634061, Томск, Россия

¹ j_sol@mail.ru[†], <https://orcid.org/0000-0003-2362-0555>

² tsk_san@mail.ru, <https://orcid.org/0000-0002-2927-932X>

³ vilatomsk@mail.ru, <https://orcid.org/0000-0002-0396-9541>

⁴ star@tsuab.ru, <https://orcid.org/0000-0003-4741-7519>

Аннотация. Методами просвечивающей электронной микроскопии проведены исследования деформационного рельефа на разных стадиях деформационного упрочнения монокристаллов Cu–12 ат. % Al. Проанализирована взаимосвязь рельефа поверхности со стадиями деформационного упрочнения и субструктурной эволюцией. Подтверждено, что стадия III деформационного упрочнения определяется процессами микродвойникования. Выявлены особенности рельефа поверхности, связанные с развитием микродвойникования в плоскостях скольжения. Показано, что деформационный рельеф на стадии IV деформации содержит короткие искривленные линии сдвига. Сформулировано условие начала процесса микродвойникования. Проведены оценки плотности дислокаций, необходимой для начала процесса микродвойникования, которые показали хорошее совпадение со средней плотностью дислокаций, измеренной экспериментально.

Ключевые слова: монокристаллы, Cu–12 ат. % Al, пластическая деформация, деформационный рельеф поверхности, стадии деформации, микродвойникование, дислокационная структура, просвечивающая электронная микроскопия.

Благодарности: Работа выполнена в рамках государственного задания Министерства науки и высшего образования Российской Федерации (тема № FEMN-2023-0003).

Для цитирования: Соловьева Ю.В., Соловьев А.Н., Никоненко Е.Л., Старенченко В.А. Деформационное упрочнение, субструктура и рельеф поверхности монокристаллов Cu–12 ат. % Al // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. 2023. Т. 20, № 1. С. 66–75. doi: 10.25712/ASTU.1811-1416.2023.01.008.

Original article

STRAIN HARDENING, SUBSTRUCTURE AND SURFACE RELIEF OF Cu–12 AT. % Al SINGLE CRYSTALS

Yuliya V. Solov'eva^{1†}, Artem N. Solov'ev², Elena L. Nikonenko³, Vladimir A. Starenchenko⁴

^{1,3,4} Tomsk State University of Architecture and Building, Solyanaya Sq., 2, Tomsk, 634003, Russia

² OJSC «Manotom», Komsomolsky Ave., 62, 634061, Tomsk, Russia

¹ j_sol@mail.ru[†], <https://orcid.org/0000-0003-2362-0555>

² tsk_san@mail.ru, <https://orcid.org/0000-0002-2927-932X>

³ vilatomsk@mail.ru, <https://orcid.org/0000-0002-0396-9541>

⁴ star@tsuab.ru, <https://orcid.org/0000-0003-4741-7519>

Abstract. Transmission electron microscopy was used to study the deformation relief at different stages of work hardening of Cu–12 at. % Al single crystals. The interrelation of the surface relief with the work hardening stages and substructural evolution was analyzed. The stage III of work hardening was confirmed to be determined by mi-

crotowinning processes. Features of the surface relief associated with the development of microtwinning in slip planes were revealed. The deformation relief at IV stage of deformation was shown to contain short curved shear lines. The condition for the beginning of the microtwinning process was formulated. The dislocation density required to start the microtwinning process was estimated. The estimates showed good agreement with the average dislocation density measured experimentally.

Keywords: single crystals, Cu–12 at. % Al, plastic deformation, deformation surface relief, deformation stages, microtwinning, dislocation structure, transmission electron microscopy.

Acknowledgements: The research was carried out within the state assignment of Ministry of Science and Higher Education of the Russian Federation (theme No. FEMN-2023-0003).

For citation: Solov'eva, Yu. V., Solov'ev, A. N., Nikonenko, E. L. & Starenchenko, V. A. (2023). Deformation surface relief and stages of plastic deformation of Cu–12 at. % Al single crystals. *Fundamental'nye problemy sovremennogo materialovedeniya (Basic Problems of Material Science (BPMS))*, 20(1), 66–75. (In Russ.). doi: 10.25712/ASTU.1811-1416.2023.01.008.

Введение

Исследование пластического поведения модельного сплава на основе чистой меди, содержащего 12 ат. % Al, несомненно, представляет большой практический и теоретический интерес. Твердые растворы на основе меди, легированные алюминием, относятся к классу алюминиевых бронз, которые широко применяются в различных отраслях машиностроения [1, 2]. Особое значение алюминиевые бронзы приобрели в последнее время в связи с развитием аддитивных технологий [3-5]. Бинарный сплав Cu–12 ат. % Al без дополнительных легирующих элементов является модельным объектом для определения свойств и механизмов структурно более сложных многокомпонентных алюминиевых бронз. Также сплавы Cu–Al представляют значительный теоретический интерес, поскольку изменение концентрации второго компонента позволяет менять энергию дефекта упаковки и, соответственно, подвижность носителей пластической деформации – дислокаций. В настоящей работе использованы монокристаллы, в которых отсутствие границ зерен позволяет изучать процессы, протекающие в деформационной подсистеме кристалла вне осложняющих факторов влияния исходных границ раздела. У сплава рассматриваемого состава – Cu–12 ат. % Al – энергия дефекта упаковки в 7-10 раз меньше по сравнению с чистой медью (для Cu–12 ат. % Al $\gamma_{\text{ду}} = 5-12 \text{ мДж/м}^2$, для Cu $\gamma_{\text{ду}} = 78 \text{ мДж/м}^2$ [6]), что является дополнительным фактором мотивации изучения процессов деформации – от малых до глубоких ($\epsilon > 1$) степеней. Ранее субструктурные превращения в процессе пластической деформации сплавов данного типа были изучены на поликристаллах [7-10]. На монокристаллах сплава Cu–12 ат. % Al был получен большой объем экспериментальных данных об эволюции дис-

локационной структуры и субструктурных превращениях, их связи со стадийностью деформационного упрочнения [11], были определены количественные параметры субструктур [12], проведена оценка вкладов различных механизмов в сопротивление деформированию [13]. Необходимо отметить, что большинство исследований проводили с целью наблюдения эволюции дислокационной структуры, без ее сопоставления с деформационным рельефом. В то же время нужно подчеркнуть важность наблюдения эволюции рельефа поверхности деформируемого образца, поскольку именно состояние поверхности отражает процесса деформации. В отличие от электронно-микроскопической картины внутренней структуры образца, которая показывает *post mortem* – постдеформационное, релаксированное состояние деформационной структуры образца, рельеф поверхности сохраняет *in situ* (мгновенную) картину деформации. Особенно в этом отношении важны опыты с переполировкой, которые позволяют наблюдать изменения рельефа поверхности в конкретном интервале деформаций.

В настоящей работе была поставлена задача наблюдения как эволюции дислокационной структуры, так и сопровождающей ее эволюции деформационного рельефа монокристаллов сплава Cu–12 ат. % Al. Проведен анализ взаимосвязи рельефа поверхности со стадиями деформационного упрочнения, выявленными в ходе анализа кривой течения.

Материал и методика эксперимента

Монокристаллы Cu–12 ат. % Al были выращены методом Бриджмена на установке ОКБ–8093. После гомогенизирующего отжига при 973 К в течение 50 ч из массивных монокристаллов вырезали образцы для механиче-

ских испытаний размером $4 \times 4 \times 8$ мм с осью сжатия [001] и боковыми гранями (011). Ориентацию кристаллов определяли в результате съемки лауэграмм. Отклонение оси сжатия от направления [001] не превышала 2.5° . Пластическую деформацию (одноосное сжатие) проводили при температуре 293 К на испытательной машине типа “Инстрон” со скоростью 1,5 % в мин. Сдвиговые напряжения рассчитывали по формуле $\tau = \alpha\sigma$, где σ – внешнее приложенное напряжение, α – фактор Шмида первичной октаэдрической системы скольжения. Дислокационную структуру исследовали на образцах в виде тонких фольг в просвечивающем электронном микроскопе (ПЭМ) ЭМВ-100-АК,

снабженном гониометром с углом наклона 30° . Фольги толщиной 0,3–0,4 мм вырезали электроискровым способом из деформированных монокристаллов Cu–12 ат. % Al, далее механически утоняли до 0,1 мм, а затем окончательно утоняли в электролите. Плотность дислокаций измеряли методом секущей.

Результаты эксперимента

На рис. 1а представлена кривая деформационного упрочнения монокристаллов Cu–12 ат. % Al, деформированных сжатием вдоль оси [001].

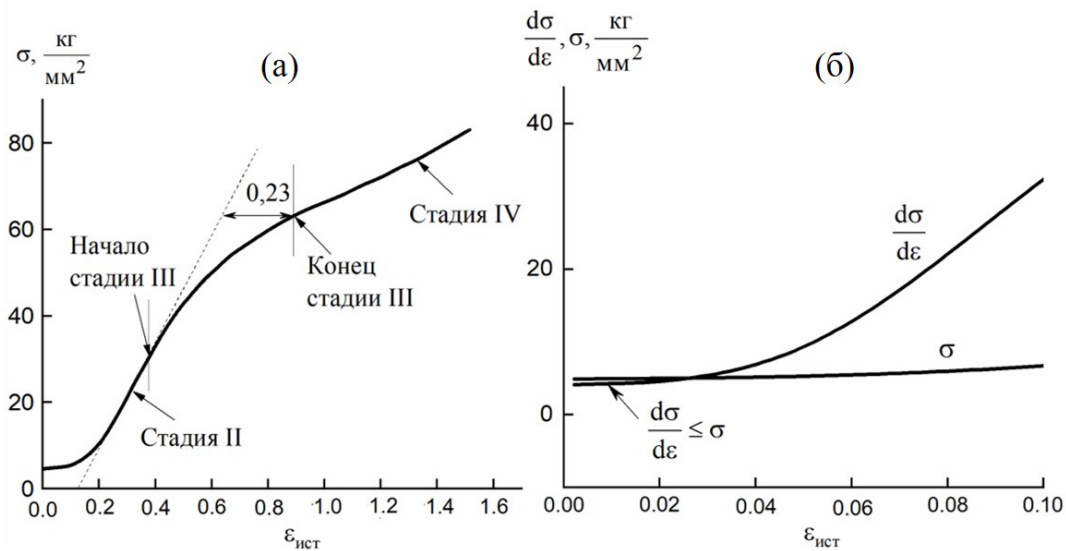


Рис.1. Кривая деформации монокристалла Cu–12 ат. % Al (а) и начальная стадия деформационного упрочнения (б). $T = 293$ К, ось сжатия [001]

Fig.1. Strain curve of the Cu–12 at % Al single crystal (a) and the initial stage of strain hardening (b). $T = 293$ K and compression axis [001]

Кривая разделена на стадии деформационного упрочнения по методике [14]. На кривой обнаруживается стадия II линейного деформационного упрочнения, которая описывается аппроксимирующей функцией:

$$\sigma = \{-13,66 \pm 0,49\} + \{116,2 \pm 1,6\} \epsilon_{\text{ист}} \text{ кг/мм}^2.$$

Стадия III деформационного упрочнения, на которой наблюдается уменьшение коэффициента упрочнения, начинается при $\epsilon_{\text{ист}} = 0,37$ и $\sigma = 31,2$ кг/мм² (см. рис.1а). Конец стадии III наблюдается при $\epsilon_{\text{ист}} = 0,89$ и $\sigma = 63,4$ кг/мм². Затем начинается стадия IV пластической деформации, характерная для испытаний на сжатие. Наряду с традиционными стадиями, которые наблюдаются при сжатии монокристаллов,

ориентированных для множественного скольжения, в сплавах с твердорастворным упрочнением обнаруживается начальная стадия с малым коэффициентом деформационного упрочнения. Эта стадия связана с увеличением напряжения трения τ_f в твердых растворах и уменьшением интенсивности накопления дислокаций при начальных деформациях в кристаллах, ориентированных для множественного скольжения [15]. На начале этой стадии для Cu–12 ат. % Al (рис.1б) выполняется соотношение $\frac{d\sigma}{d\epsilon} \leq \sigma$ в интервале деформаций 0–0,03.

Согласно [16, 17] при выполнении этого условия при экспериментальном сжатии следует ожидать сдвиговой неустойчивости. Исследо-

вание макроскопического деформационного рельефа показывает, что, несмотря на ориентацию для множественного скольжения, наблюдается полоса локализации деформации, которая преимущественно развивается по одной системе плоскостей скольжения (рис.2а). Следует отметить, что согласно исследованию, при аналогичных испытаниях чистой меди не наблюдается ни начальная стадия, ни полоса локализации скольжения. Дальнейшая деформация монокристалла Cu–12 ат. % Al приводит

к возрастанию коэффициента упрочнения и невыполнению соотношения $\frac{d\sigma}{d\varepsilon} \leq \sigma$. Развитие

полосы локализованного скольжения останавливается, и дальнейшая деформация осуществляется в результате множественного скольжения (рис.2б). Деформационный рельеф, формирующийся на микроуровне на этой стадии, представляет собой однородное распределение микрополос скольжения (рис.2в).

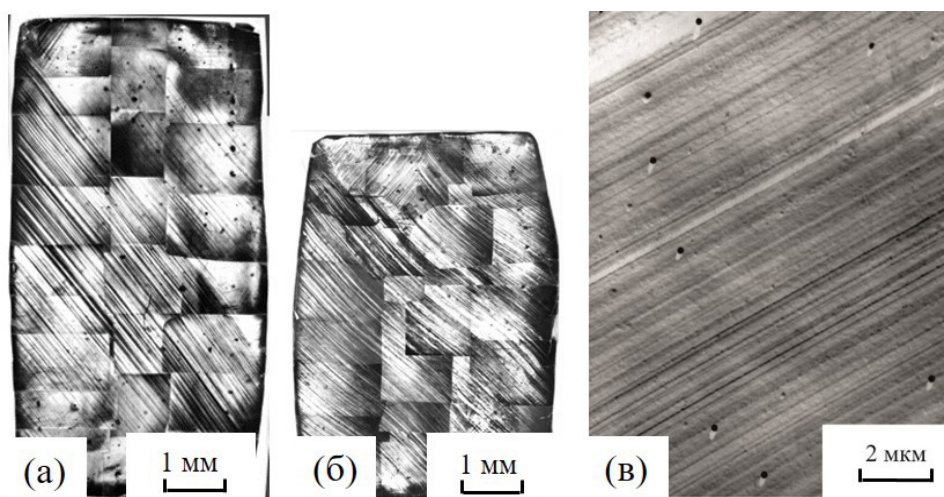


Рис.2. Деформационный макрорельеф монокристаллов Cu–12 ат.%Al при разных степенях деформации $\varepsilon_{ист}$: 0,04 (а); 0,2 (б); 0,07 + 0,05 – микрорельеф сформирован на начальной и переходной стадии I–II, опыты с переполировкой (в)

Fig.2. Strain macrorelief of Cu–12 at % Al single crystals at different degrees of strain ε_{true} : 0.04 (a); 0.2 (b); 0.07 + 0.05 is the microrelief formed at initial and transitional stages I–II, experiments with repolishing (c)

Панорамные ПЭМ-изображения дислокационной структуры (рис.3) демонстрируют, что на стадии I в монокристаллах Cu–12 ат. % Al формируется сетчатая дислокационная структура, которая впоследствии оказывается основным структурным элементом на переходной стадии I–II и на стадии II деформационного упрочнения. Сетчатая дислокационная структура монокристалла Cu–12 ат. % Al имеет свои особенности на каждой стадии деформации. Как видно из рис.3а, на стадии I она имеет полигональную структуру и содержит мультипольные конфигурации дислокаций и дислокации, хаотически распределенные в плоскостях скольжения. Вторая стадия характеризуется однородным микрорельефом (рис.4), сформированным из линий и полос скольжения, образованных разными системами скольжения (рис.4б, рис.4в). Наблюдаются также фрагменты рельефа, представленного преимущественно одной системой плоскостей скольжения (рис.4а). На

переходной стадии упрочнения полигональная дислокационная сетка и ее мультипольные конфигурации постепенно исчезают. Как показано на рис.3б, в основном наблюдается хаотическая дислокационная сетка, сформированная вследствие множественного скольжения. На стадии II в дефектной структуре наблюдается принципиально новый элемент. Этот тип дефектов получил название микрополосовой дислокационной субструктуры [18]. С увеличением деформации на стадии II доля микрополосовой дислокационной субструктуры растет и достигает значений 0,4–0,5 (рис.3в). Таким образом, в середине стадии II дефектная структура в основном состоит из двух элементов – микрополосы и дислокационной сетки. В конце этой стадии в дефектной структуре наряду с областями, занятыми микрополосами и дислокационными сетками, появляются микродвойники (рис.5).

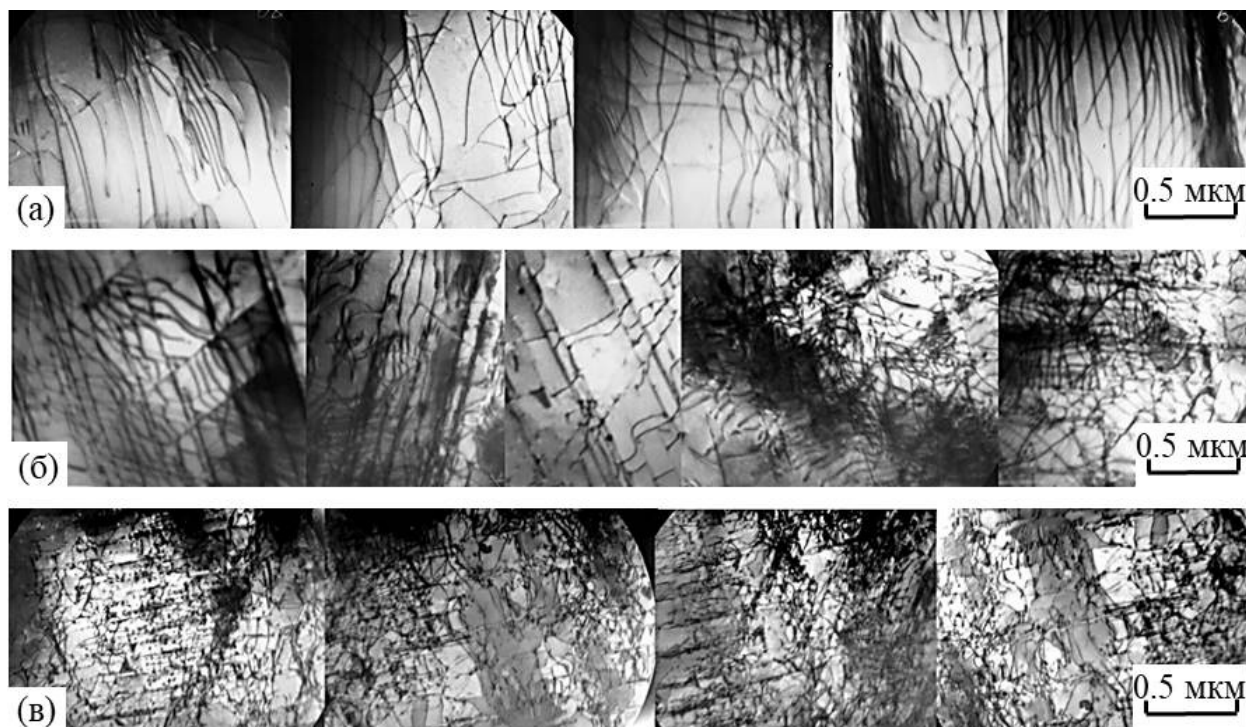


Рис.3. Панорамные ПЭМ-изображения дислокационных структур на разных стадиях деформации монокристалла Cu–12 ат. % Al при $T = 293$ К: а – стадия I, $\varepsilon = 0,09$; б – переходная стадия I–II, $\varepsilon = 0,18$; в – стадия II, $\varepsilon = 0,25$. Ось сжатия [001]

Fig.3. Panoramic PET images of dislocation structures at different stages of deformation of Cu–12 at. % Al monocrystal at $T = 293$ K: a – stage I, $\varepsilon = 0.09$; b – transitional stage I–II, $\varepsilon = 0.18$; c – stage II, $\varepsilon = 0.25$. Axis of compression [001]

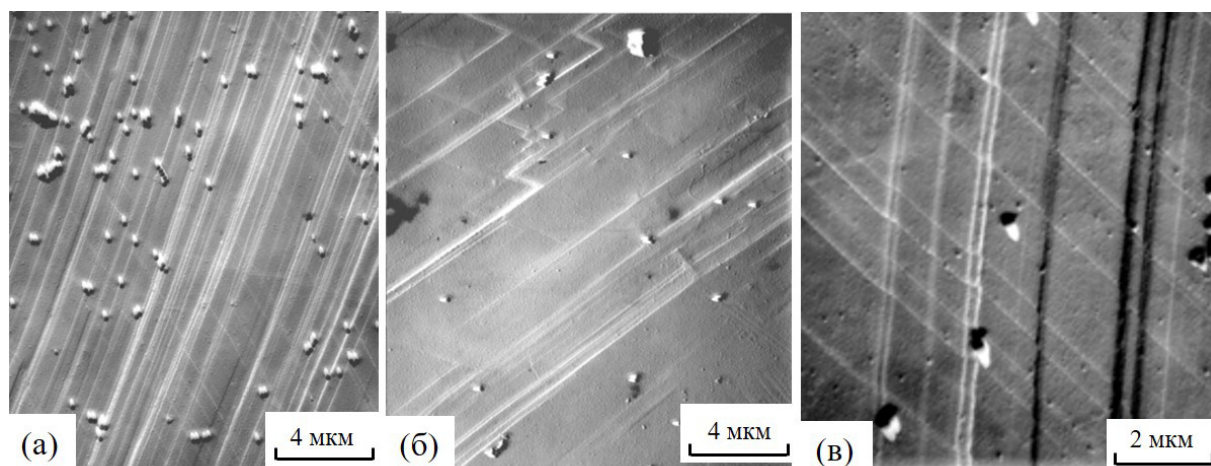


Рис.4. Микрорельеф второй стадии деформационного упрочнения Cu–12 ат. % Al, опыты с реполировкой ($\varepsilon_{ист} = 0,3 + 0,05$): а – преимущественно одна система следов скольжения; б – одна система следов скольжения с элементами поперечного скольжения; в – две системы следов скольжения

Fig.4. Microrelief of the second stage of Cu–12 at. % Al strain-hardening, experiments with repolishing ($\varepsilon_{true} = 0.3 + 0.05$): a – predominantly one system of slip traces; b – one system of slip traces with cross-slip elements; c – two systems of slip traces

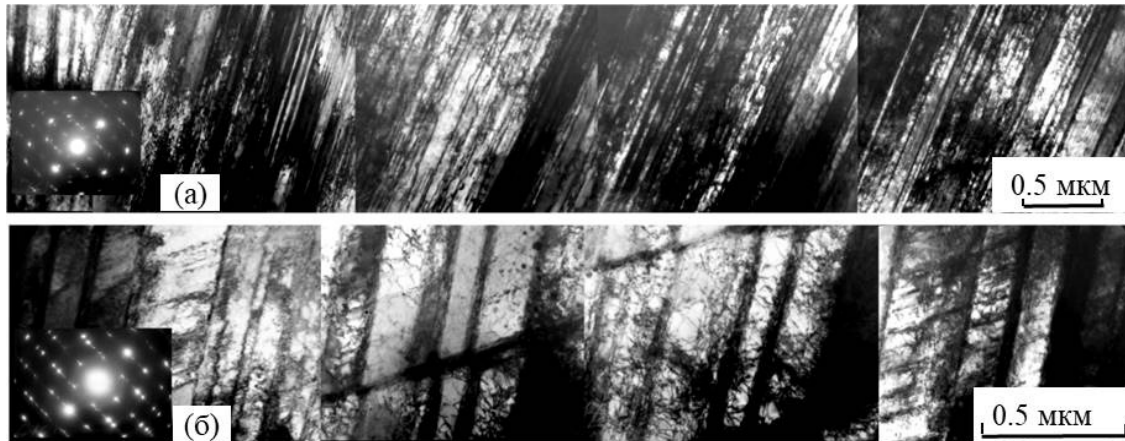


Рис.5. Панорамные ПЭМ-изображения дислокационной структуры стадии III деформации монокристалла Cu–12 ат. % Al при $T = 293$ К, $\varepsilon = 0,53$: а – микродвойниковые структуры; б – сетчатые дислокационные структуры внутри микродвойников. Ось сжатия [001]

Fig.5. Panoramic PET images of dislocation structure of stage III deformation of Cu–12 at. % Al monocrystal at $T = 293$ K, $\varepsilon = 0,53$: a – microtwin structures; b – net dislocation structures inside microtwins. The compression axis [001]

Увеличение деформирующих напряжений до значений, соответствующих стадии III, дает возможность начаться микродвойникованию, и уже в начале этой стадии микродвойники преобладают в дефектной структуре. Согласно рис.5б промежутки между микродвойниками заполнены хаотической сетчатой дислокационной структурой с высокой плотностью дислокаций. Начало третьей стадии характеризуется возникновением особых, не характерных для чистых металлов полос скольжения (рис.6). В дислокационной структуре при этих деформациях наблюдаются многочисленные микродвойники и дефекты упаковки. Известно, что в сплавах с низкой энергией дефекта упаковки при определенных условиях возможно вовлечение в процесс деформации двойникования.

Рассмотрим условие, которое может определять начало процесса двойникования. В ГЦК-сплавах краевые дислокации расщеплены на частичные дислокации Шокли в соответствии с реакцией $\frac{a}{2}[01\bar{1}] = \frac{a}{6}[\bar{1}2\bar{1}] + \frac{a}{6}[11\bar{2}]$. Движение частичной дислокации Шокли сопровождается генерацией дефекта упаковки, который можно рассматривать как зародыш двойниковой прослойки. Можно полагать, что движение частичных дислокаций является условием начала процесса микродвойникования. Условием движения частичных дислокаций через дислокационный лес является достижение такой плотности дислокаций, при которой напряжение, необходимое для движения частичной дислокации Шокли с разворачиванием дефекта упаков-

ки, окажется меньше, чем для движения полной дислокации. Это условие запишется как:

$$\alpha G \frac{a\sqrt{2}}{2} \rho^{\frac{1}{2}} \geq \alpha_1 G \frac{a\sqrt{6}}{6} \rho^{\frac{1}{2}} + \frac{\gamma}{a\sqrt{6}}, \quad (1)$$

где α и α_1 – параметры междислокационного взаимодействия; G – модуль сдвига, a – параметр решетки, ρ – плотность дислокаций, γ – энергия дефекта упаковки.

Из (1) в предположении $\alpha = \alpha_1$ следует:

$$\rho_{кр} \approx \left(\frac{8,2\gamma}{\alpha G a^2} \right)^2. \quad (2)$$

Полагая, что $G = 39,0$ ГПа (характерно для бронзы), $a = 3,6$ Å (параметр решетки меди), $\alpha = 0,18$ [12], $\gamma = 0,005-0,012$ [6], получим $\rho_{кр} \approx (0,9-1,8) \times 10^{10}$ см⁻². Оценка плотности дислокаций [12], проведенная на микроструктуре, где впервые наблюдаются микродвойники, дает значения $\rho_{кр} \approx (1,5-2,0) \times 10^{10}$ см⁻², что находится в хорошем согласии с проведенной оценкой.

Можно полагать, что из-за повышенной плотности дислокаций внутри полос скольжения начинается процесс двойникования, формируется необычный рельеф скольжения (рис.6а, рис.6б). Также наблюдаются области обычного множественного скольжения – фрагменты с различными системами скольжения (рис.6в). Оценка деформации, связанной с полным передвойникованием кристалла осью деформации [001], показывает, что относительная

деформация, вызванная этим процессом, равна 0,23. Можно полагать, что на третьей стадии наряду с обычным процессом скольжения, определяющим линейное упрочнение, происходит

двойникование, которое определяет стадию III. Окончание двойникования соответствует концу третьей стадии и началу четвертой.

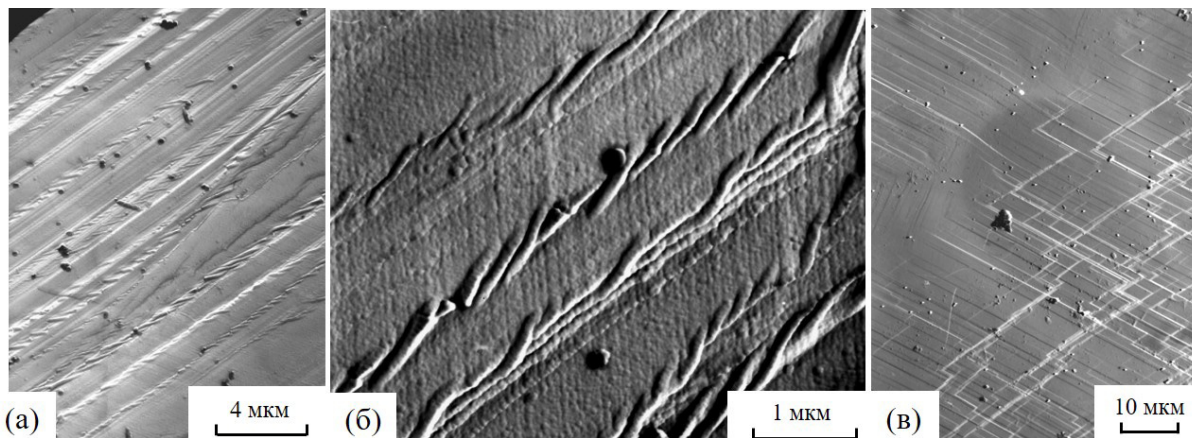


Рис.6. Характерный деформационный рельеф, формирующийся на третьей стадии деформации со следами микродвойников внутри полос скольжения (а), (б) и в областях, где отсутствует микродвойникование (в). Опыты с переполировкой ($\epsilon_{\text{ист}} = 0,35 + 0,05$)

Fig.6. Characteristic deformation relief forming at the third stage of deformation with traces of microtwinning within the slip bands (a), (b) and in the areas where microtwinning is absent (c). Experiments with overpolishing ($\epsilon_{\text{true}} = 0.35 + 0.05$)

Стадия IV соответствует деформированию полностью сдвойникового материала (рис.7б). Процесс деформации происходит в результате сдвигов через микродвойниковую структуру. Образуется характерный рельеф (рис.7а), содержащий короткие искривленные

линии сдвига. Такой рельеф свидетельствует о том, что в результате развития пластической деформации происходит потеря строгой монокристалличности образца, что отражается на геометрии сдвигов.

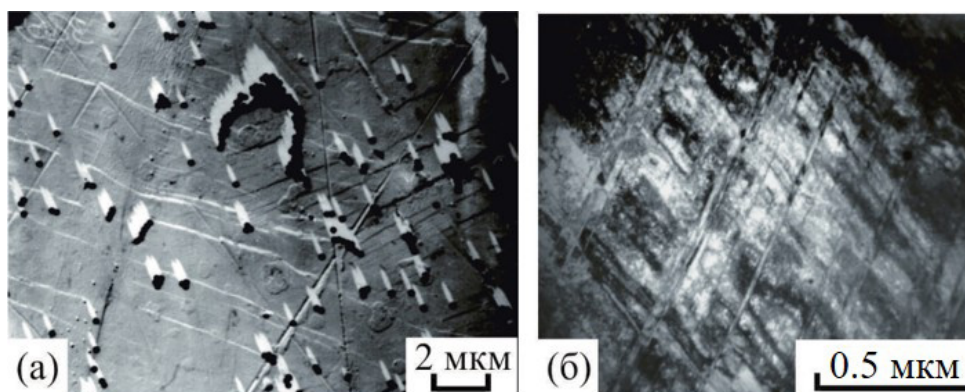


Рис.7. Рельеф поверхности (а) и дислокационная структура (б), сформированные на стадии IV деформации монокристалла Cu–12 ат. % Al

Fig.7. Surface topography (a) and dislocation structure (b) formed during stage IV deformation of Cu–12 at. % Al single crystal

Обсуждение и выводы

Формирование стадий деформационного упрочнения в монокристаллах сплава Cu–12 ат. %Al однозначно связано с субструктурными превращениями в этом сплаве, происхо-

дящими в процессе деформации. На первой, переходной и второй стадиях формируется сетчатая дислокационная структура, содержащая различные составляющие. Сопротивление деформированию на этих стадиях определяется характером междислокационного взаимодей-

вия внутри сетчатых структур. Переход ко второй стадии возникает вследствие формирования и развития сетчатых структур во вторичных системах скольжения. Основываясь на измерениях плотности локальных стопоров и расстояний между дислокациями, можно сделать вывод о том, что процесс образования точечных препятствий вдоль дислокационной линии полностью контролируется механизмами взаимного пересечения дислокаций [12].

В случае монокристаллов чистых ГЦК-металлов с высокой энергией дефекта упаковки переход к стадии III традиционно связывают с активизацией процессов аннигиляции и трансформации сетчатых, относительно однородных структур в субструктуры с разориентацией: ячеистую разориентированную субструктуру, микрополосовую, фрагментированную [19]. В металлах и сплавах с низкой энергией дефекта упаковки в силу высокого расщепления дислокаций такие процессы, как поперечное скольжение винтовых дислокаций, переползание краевых дислокаций под действием точечных дефектов, генерация неравновесных точечных дефектов, определяющие перестроение однородных дислокационных структур в фрагментированные, значительно подавлены. Однако при определенных условиях, когда движение частичных двойникоующих дислокаций сквозь дислокационный лес, сформированный сетчатыми структурами, оказывается меньше, чем сопротивление движению полных дислокаций ($\alpha_n Gb\sqrt{\rho} + \tau_f > \alpha_v Gb\sqrt{\rho} + \tau_f$), открывается новый канал деформации – микродвойникование. Это приводит к уменьшению коэффициента деформационного упрочнения, а также к переходу к третьей стадии с меньшим, чем на второй стадии, упрочнением. Микродвойникование приводит к существенному снижению скорости накопления дислокаций, что проявляется в появлении третьей стадии.

Каждой стадии деформационного упрочнения наряду с типичными дислокационными структурами соответствует характерный рельеф: начальная стадия характеризуется формированием макрополосы сдвиговой неустойчивости; вторая стадия – стадия множественного скольжения с характерным рельефом множественных сдвигов по разным системам скольжения; третья стадия – стадия микродвойникования с характерным рельефом микродвойников в полосах скольжения; четвертая – стадия деформации среды, сформированной микродвойниками с характерными искривленными короткими полосами скольжения.

Список литературы

1. Осинцев О.Е., Федоров В.Н. Медь и медные сплавы. Отечественные и зарубежные марки: справочник. М.: Инновационное машиностроение, 2016. 360 с.
2. Машиностроение: энциклопедия. Т. II-3. Цветные металлы и сплавы. Композиционные металлические материалы / Ред. Фридляндер И.Н. М.: Машиностроение, 2001. 880 с.
3. Хорошко Е.С., Филиппов А.В., Тарасов С.Ю., Шамарин Н.Н., Колубаев Е.А., Москвичев Е.Н., Лычагин Д.В. Исследование структуры и механических свойств алюминиевой бронзы, напечатанной методом электронно-лучевого аддитивного производства // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). 2020. Т. 22, № 2. С. 118–129.
4. Li B., Han C., Lim C.W.J., Zhou K. Interface formation and deformation behaviors of an additively manufactured nickel-aluminum-bronze/15-5 PH multimaterial via laser-powder directed energy deposition // Mater. Sci. Engin. A. 2022. V. 829. P. 142101.
5. Geng Y., Konovalev S.V., Chen X. Research Status and Application of the High-Entropy and Traditional Alloys Fabricated via the Laser Cladding // Progress Phys. Metals. 2020. V. 21(1). P. 26–45.
6. Thornton P.R., Mitchell T.E., Hirsch P.B. The dependence of cross-slip on stacking-fault energy in face-centred cubic metals and alloys // Philosophical Magazine. 1962. V. 7(80). P. 1349–1369.
7. Конева Н.А., Козлов Э.В., Тришкина Л.И., Черкасова Т.В. Эволюция дислокационной структуры при деформации поликристаллических сплавов на основе меди и их пластичность // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. 2016. Т. 13, № 2. С. 162–167.
8. Тришкина Л.И., Черкасова Т.В., Конева Н.А., Козлов Э.В. Влияние размера зерен на дислокационную структуру сплавов на основе меди // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. 2014. Т. 11, № 4–2. С. 628–632.
9. Конева Н.А., Тришкина Л.И., Черкасова Т.В., Попова Н.А., Черкасов Н.В. Накопление дефектов в поликристаллических твердых растворах медь–алюминий и роль энергии дефекта упаковки // Известия РАН. Серия физическая. 2021. Т. 85, № 9. С. 1224–1228.
10. Конева Н.А., Тришкина Л.И., Черкасова Т.В., Соловьев А.Н., Черкасов Н.В. Эволюция микроструктуры и ее параметров с

деформацией в поликристаллических сплавах медь–алюминий с разной энергией дефекта упаковки // Известия вузов. Физика. 2021. Т. 64, № 7. С. 43–47.

11. Соловьев А.Н., Старенченко С.В., Соловьева Ю.В., Старенченко В.А. Особенности субструктурных превращений в монокристаллах Cu–12 ат. % Al с осью деформации [001] // Известия вузов. Физика. 2020. Т. 63, № 7(751). С. 115–119.

12. Старенченко С.В., Соловьева Ю.В., Старенченко В.А., Соловьев А.Н. Влияние деформации и деформирующих напряжений на параметры дефектной структуры монокристаллов Cu–12 ат. % Al // Известия вузов. Физика. 2021. Т. 64, № 4(761). С. 56–62.

13. Соловьева Ю.В., Соловьев А.Н., Геттингер В., Пантюхова О.Д., Старенченко В.А. Оценка вкладов различных механизмов в сопротивление деформированию монокристаллов сплава Cu–12 ат. % Al // Деформация и разрушение материалов. 2022. № 1. С. 19–26.

14. Старенченко В.А., Лычагин Д.В. Геометрический эффект в упрочнении и локализации деформации ГЦК-монокристаллов // Физическая мезомеханика. 2000. Т. 3. С. 47–54.

15. Колупаева С.Н., Старенченко В.А., Попов Л.Е. Неустойчивости пластической деформации кристаллов. Томск: Изд-во Томского ун-та, 1994. 300 с.

16. Старенченко В.А., Липатникова Я.Д., Соловьева Ю.В. Устойчивость однородной пластической деформации монокристаллов сплавов со сверхструктурой $L1_2$ в условиях растяжения и сжатия // Известия вузов. Физика. 2018. Т. 61, № 4(724). С. 106–112.

17. Липатникова Я.Д., Соловьева Ю.В., Старенченко В.А., Белов Н.Н., Валуйская Л.А. Исследование потери высокотемпературных свойств жаропрочных интерметаллидов методом многоуровневого моделирования // Деформация и разрушение материалов. 2021. № 5. С. 3–10.

18. Конева Н.А., Тришкина Л.И., Черкасова Т.В., Козлов Э.В. Зарождение и эволюция микрополосовой дислокационной субструктуры при деформации ГЦК твердых растворов // Вестник Тамбовского университета. Серия: Естественные и технические науки. 2013. Т. 18, № 4–2. С. 1529–1530.

19. Соловьев А.Н., Старенченко С.В., Соловьева Ю.В. Эволюция дислокационной субструктуры в монокристаллах никеля и механизмы деформации // Известия вузов. Физика. 2017. Т. 60, № 4. С. 73–78.

Информация об авторах

Ю. В. Соловьева – доктор физико-математических наук, заведующий кафедрой ФХТМ, профессор Томского государственного архитектурно-строительного университета.

А. Н. Соловьев – директор по цифровой трансформации ОАО «Манотомь».

Е. Л. Никоненко – кандидат физико-математических наук, доцент Томского государственного архитектурно-строительного университета.

В. А. Старенченко – доктор физико-математических наук, заведующий кафедрой высшей математики, профессор Томского государственного архитектурно-строительного университета.

References

1. Osintsev, O. E. & Fedorov, V. N. (2016). Copper and copper alloys. Domestic and foreign grades: Handbook. Moscow. Innovative Engineering. P 360. (In Russ.).

2. (2001). Mechanical Engineering: Encyclopedia. V. II-3. Non-ferrous metals and alloys. Composite metallic materials. Ed. Friedlander I. N. M.: Machine-building. P. 880. (In Russ.).

3. Khoroshko, E. S., Filippov, A. V., Tarasov, S. Yu., Shamarin, N. N., Kolubayev, E. A., Moskvichev, E. N. & Lychagin, D. V. (2020). Issledovaniye struktury i mekhanicheskikh svoystv alyuminiyevoy bronzy, napechatannoy metodom elektronno-luchevogo additivnogo proizvodstva. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovaniye, instrumenty)*, 2(22), 118–129. (In Russ.).

4. Li, B., Han, C., Lim, C. W. J. & Zhou, K. (2022). Interface formation and deformation behaviors of an additively manufactured nickel-aluminum-bronze/15-5 PH multimaterial via laser powder directed energy deposition. *Mater. Sci. Engin. A*, (829), 142101.

5. Geng, Y., Konovalov, S. V. & Chen, X. (2020). Research Status and Application of the High-Entropy and Traditional Alloys Fabricated via the Laser Cladding. *Progress Phys. Metals*, 21(1), 26–45.

6. Thornton, P. R., Mitchell, T. E. & Hirsch, P. B. (1962). The dependence of cross-slip on stacking-fault energy in face-centred cubic metals and alloys. *Philosophical Magazine*, 7(80), 1349–1369.

7. Koneva, N. A., Kozlov, E. V., Trishkina, L. I. & Cherkasova, T. V. (2016). Evolyutsiya dislokatsionnoy struktury pri deformatsii polikristallicheskikh spлавov na osnove medi i ikh plastichnost'. *Fundamental'nye problemy sovremennogo*

materialovedenia (Basic Problems of Material Science (BPMS)), 2(13), 162–167. (In Russ.).

8. Trishkina, L. I., Cherkasova, T. V., Koneva, N. A. & Kozlov, E. V. (2014). Vliyaniye razmera zeren na dislokatsionnuyu strukturu splavov na osnove medi. *Fundamental'nye problemy sovremennogo materialovedenia (Basic Problems of Material Science (BPMS)), 4–2(11), 628–632. (In Russ.).*

9. Koneva, N. A., Trishkina, L. I., Cherkasova, T. V., Popova, N. A. & Cherkasov N.V. (2021). Nakopleniye defektov v polikristallicheskikh tverdykh rastvorakh med'-alyuminiy i rol' energii defekta upakovki. *Izvestiya RAN. Seriya fizicheskaya, 9(85), 1224–1228. (In Russ.).*

10. Koneva, N. A., Trishkina, L. I., Cherkasova, T. V., Solov'yev, A. N. & Cherkasov, N. V. (2021). Evolyutsiya mikrostruktury i yeye parametrov s deformatsiyey v polikristallicheskikh splavakh med'-alyuminiy s raznoy energiyey defekta upakovki. *Izvestiya vuzov. Fizika, 7(64), 43–47. (In Russ.).*

11. Solov'yev, A. N., Starenchenko, S. V., Solov'yeva, Yu. V. & Starenchenko, V. A. (2020). Osobennosti substrukturnykh prevrashcheniy v monokristallakh Cu–12 ат. % Al s os'yu deformatsii [001]. *Izvestiya vuzov. Fizika, 7(63), 115–119. (In Russ.).*

12. Starenchenko, S. V., Solov'yeva, Yu. V., Starenchenko, V. A. & Solov'yev, A. N. (2021). Vliyaniye deformatsii i deformiruyushchikh napryazheniy na parametry defektnoy struktury monokristallov Cu–12 ат. % Al. *Izvestiya vuzov. Fizika, 4(64), 56–62. (In Russ.).*

13. Solov'yeva, Yu. V., Solov'yev, A. N., Gettinger, V., Pantyukhova, O. D. & Starenchenko, V. A. (2022). Otsenka vkladov razlichnykh mekhanizmov v soprotivleniye deformirovaniyu monokristallov splava Cu–12 ат. % Al. *Deformatsiya i razrusheniye materialov, 1, 19–26. (In Russ.).*

14. Ctapenchenko, B. A., Lychagin, D. V. (2000). Geometpicheckiy effekt v yppochnenii i lokalizatsii defopmatsii GTSK-monokpictallov. *Fizicheskaya mezomexanika, (3), 47–54.*

15. Kolupayeva, S. N., Starenchenko, V. A. & Popov, L. E. (1994). Neustoychivosti

plasticheskoy deformatsii kristallov. Tomsk: Izd-vo Tomskogo un-ta. P. 300. (In Russ.).

16. Starenchenko, V. A., Lipatnikova, Ya. D. & Solov'yeva, Yu. V. (2018). Ustoychivost' odnorodnoy plasticheskoy deformatsii monokristallov splavov so sverkhstrukuroy $L1_2$ v usloviyakh rastyazheniya i szhatiya. *Izvestiya vuzov. Fizika, 4(61), 106–112. (In Russ.).*

17. Lipatnikova, Ya. D., Solov'yeva, Yu. V., Starenchenko, V. A., Belov, N. N. & Valuyuskaya L. A. (2021). Issledovaniye poteri vysokotemperaturnykh svoystv zharoprochnykh intermetallidov metodom mnogourovnevnogo modelirovaniya. *Deformatsiya i razrusheniye materialov, 5, 3–10. (In Russ.).*

18. Koneva, N. A., Trishkina, L. I., Cherkasova, T. V. & Kozlov, E. V. (2013). Zarozhdeniye i evolyutsiya mikropolosovoy dislokatsionnoy substrukтуры pri deformatsii GTSK tverdykh rastvorov. *Vestnik Tambovskogo universiteta. Seriya: Yestestvennyye i tekhnicheskkiye nauki, 4–2(18), 1529–1530. (In Russ.).*

19. Solov'yev, A. N., Starenchenko, S. V. & Solov'yeva, Yu. V. (2017). Evolyutsiya dislokatsionnoy substrukтуры v monokristallakh nikelya i mekhanizmy deformatsii. *Izvestiya vuzov. Fizika, 4(60), 73–78. (In Russ.).*

Information about the authors

Yu. V. Solov'eva – Doctor of Physical and Mathematical Sciences, Head of the Physics, Chemistry and Theoretical Mechanics, Professor of the Tomsk State University of Architecture and Building Engineering.

A. N. Solov'ev – Head of the Information Technology Service, OJSC «Manotom».

E. L. Nikonenko – Candidate of Physical and Mathematical Sciences, Associate Professor, Department of Physics, Chemistry and Theoretical Mechanics of the Tomsk State University of Architecture and Building Engineering.

V. A. Starenchenko – Doctor of Physics and Mathematics, Head of Higher Mathematics Department, Professor of the Tomsk State University of Architecture and Building Engineering.

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.
The authors declare that there is no conflict of interest.

Статья поступила в редакцию 30.12.2022; одобрена после рецензирования 11.01.2023; принята к публикации 31.01.2023.

The article was received by the editorial board on 30 Dec. 22; approved after reviewing 11 Jan. 23; accepted for publication 31 Jan. 23.