



## Structure and strength of fine-grain copper after cryorolling and single electro-pulsing of different capacity

M. V. Markushev<sup>†</sup>, R. R. Ilyasov, S. V. Krymskiy, I. Sh. Valeev, O. Sh. Sitdikov

<sup>†</sup>mvmark@imsp.ru

Institute for Metals Superplasticity Problems, RAS, Ufa, 450001, Russia

The effect of a treatment combining isothermal cryogenic rolling and single electro-pulsing on the structure and hardness of M1 grade copper with an initial grain size of 10–15  $\mu\text{m}$  was investigated. Copper was deformed at liquid nitrogen temperature by multi-pass rolling with a total reduction of 90%. Subsequent electro-pulse treatment (EPT) was carried out in the interval of integral current densities ( $K_j$ ) from  $3.5 \times 10^4$  to  $8.1 \times 10^4$   $\text{A}^2 \text{s/mm}^4$ . Nearly two-fold strengthening of Cu under rolling was found due to the formation of a heavily deformed (sub)grain structure with a crystallite size of the order of 1  $\mu\text{m}$  and a fraction of high-angle boundaries of about 30%. With further EPT with an energy of  $3.5 \times 10^4$   $\text{A}^2\text{s/mm}^4$ , the processes of recovery predominantly occur, resulting in slight softening with a simultaneous strong decrease in micro-distortions of the crystal lattice and dislocation densities. Processing with higher energies resulted in a sharp drop in the hardness of Cu owing to an activation of *in-situ* continuous static recrystallization, forming regions of new fine defect-free grains, whose fraction increased with  $K_j$ , and intensified the formation of annealing twins. As a result of EPT with  $K_j$  in the range of  $5 \times 10^4$ – $7 \times 10^4$   $\text{A}^2\text{s/mm}^4$ , a uniform fine-grained structure with a grain size of near 2  $\mu\text{m}$  and a fraction of high-angle boundaries of about 90%, a third part of which were twins of  $\Sigma 3$ , was obtained. With a further increase in pulsing energy to  $8.1 \times 10^4$   $\text{A}^2\text{s/mm}^4$ , normal grain growth to 4  $\mu\text{m}$  with minor changes in the angular parameters of the structure were observed. The nature of structural and mechanical behavior of copper is discussed. A conclusion is made on the viability of the use of combination of cryogenic rolling and EPT to manufacture ultrafine- and fine-grain sheets of different strength out of copper.

**Keywords:** copper, cryogenic rolling, electropulse treatment, hardness, recrystallization, recovery.

УДК: 621.3.0.14.36

## Структура и прочность мелкозернистой меди после криогенной прокатки и обработки однократными импульсами тока различной мощности

Маркушев М. В.<sup>†</sup>, Ильясов Р. Р., Крымский С. В., Валеев И. Ш., Ситдилов О. Ш.

Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа, 450001, Россия

Исследовали влияние обработки, сочетавшей изотермическую криогенную прокатку и однократное электроимпульсное воздействие различной мощности, на структуру и твердость меди М1 с исходным размером зерна 10–15 мкм. Медь деформировали многопроходной прокаткой с суммарной степенью обжатия 90% при температуре жидкого азота. Последующую электро-импульсную обработку (ЭИО) проводили в интервале интегральных плотностей тока ( $K_j$ ) от  $3.5 \times 10^4$  до  $8.1 \times 10^4$   $\text{A}^2\text{с/мм}^4$ . Обнаружено, что при прокатке медь упрочнялась более чем в два раза за счет формирования сильнодеформированной (суб)зернистой структуры с размером кристаллитов порядка 1 мкм и долей высокоугловых границ около 30%. При последующей ЭИО с энергией  $3.5 \times 10^4$   $\text{A}^2\text{с/мм}^4$  преимущественно развивался возврат, сопровождавшийся отсутствием разупрочнения меди на фоне заметного снижения микроискажений кристаллической решетки и уменьшения плотности дислокаций. Резкое разупрочнение меди отмечали после обработки импульсами с более высокой энергией, приводившей к активизации непрерывной статической рекристаллизации по типу *in-situ* с формированием областей новых мелких свободных от дефектов зерен, доля которых увеличивалась с ростом  $K_j$ , как и доля двойниковых границ. В результате в интервале  $K_j$   $5 \times 10^4$ – $7 \times 10^4$   $\text{A}^2\text{с/мм}^4$  формировалась

однородная (ультра)мелкозернистая структура с размером зерна 2 мкм и долей высокоугловых границ более 90%, почти третья часть из которых были двойниками отжига с  $\Sigma 3$ . С дальнейшим увеличением вложенной энергии до  $8.1 \times 10^4 \text{ A}^2\text{с/мм}^4$  твердость меди медленно стремилась к исходной за счет нормального роста зерен до 4 мкм при незначительных изменениях угловых параметров структуры. Обсуждена природа обнаруженного структурно-механического поведения меди. Сделан вывод о целесообразности использования сочетания криогенной прокатки и ЭИО для получения ультра- и мелкозернистых листовых заготовок различной прочности.

**Ключевые слова:** медь, криогенная прокатка, электроимпульсная обработка, твердость, рекристаллизация, возврат.

## 1. Введение

Одним из перспективных способов получения ультрамелкозернистых (УМЗ) металлов и сплавов (размер зерна менее 1 мкм) является криогенная деформация при температурах ниже 120 К ( $-153^\circ\text{C}$ ) [1]. Общеизвестно, что снижение температуры деформирования приводит к упрочнению материала из-за увеличения плотности дефектов кристаллического строения вследствие подавления динамического возврата и накопления внутренних напряжений. Основным результатом таких структурных изменений выражается в интенсификации измельчения зерен как в процессе деформации, так и при последующей термообработке [2–8]. Однако, ряд данных свидетельствует о том, что криодеформация, реализованная со степенями даже  $e > 1$ , не гарантирует формирование УМЗ структуры. Например, в [9] показано, что интенсивная пластическая деформация (ИПД), реализованная криопробаткой, не приводила к ожидаемому измельчению зерен алюминия до микронных размеров. Аналогичный результат был получен также и для криокатаной меди [7,8]. По мнению авторов, такое поведение меди было вызвано подавлением поперечного скольжения дислокаций при низких температурах, затруднившим формирование деформационно-индуцированных границ и, как следствие, препятствовавшим фрагментации зерен и динамической рекристаллизации. В то же время, в [10–16] был сделан вывод о том, что пост-деформационная электроимпульсная обработка (ЭИО) многих металлов и сплавов обеспечивает формирование УМЗ структуры благодаря чрезвычайно быстрому нагреву и короткому времени остывания деформированной заготовки.

Целью исследования была оценка потенциала способа обработки, включающего однократное электроимпульсное воздействие переменным током высокой плотности с различной интегральной энергией, для структурирования и измельчения зерен предварительно нагретой при температуре жидкого азота мелкозернистой меди.

## 2. Материал и методы

В качестве материала исследования использовали медь М1 (Cu 99.9%) (ГОСТ 859-2001). В отличие от предыдущего исследования [10,11], в настоящей работе медь не подвергали предварительной интенсивной пластической деформации с целью получения УМЗ заготовок под прокатку, как в [16]. Исходный слиток предварительно подвергли горячей осадке при температуре

$850^\circ\text{C}$ , а затем отожгли при  $500^\circ\text{C}$  в течение 2 часов и получили сравнительно однородную и равноосную структуру с размером зерна 10–15 мкм (Рис. 1а). Последующую криогенную деформацию пластин толщиной 4 мм провели до суммарной степени обжатия 90% в изотермических условиях, обеспечивавшихся охлаждением съемных рабочих валков и заготовок в ванне с жидким азотом в течение часа. Скорость прокатки не превышала 100 мм/мин при обжатии за проход 5–7%. Для реализации ЭИО по описанной в [12–15] методике вырезали образцы типа «собачья кость» с размерами рабочей части  $3 \times 4 \times 0.4 \text{ мм}^3$ , что позволило устранить скин-эффект. Интегральную плотность тока ( $K_f$ ) изменяли в диапазоне от  $3.5 \times 10^4$  до  $8.1 \times 10^4 \text{ A}^2\text{с/мм}^4$ , что соответствовало расчетным температурам нагрева в интервале  $260–900^\circ\text{C}$ . В интервалах между технологическими этапами получения листовых заготовок и их анализа, образцы хранили при температуре  $-25^\circ\text{C}$ .

Микроструктуру анализировали в плоскости прокатки методом дифракции обратно рассеянных электронов (EBSD) с использованием сканирующего электронного микроскопа «TESCAN MIRA 3 LMN» и программы «HKL Channel 5». Картины дифракции индентировали по 6 Кикучи-линиям при шаге сканирования 0.5 мкм. Мало- и высокоугловые границы (МУГ и ВУГ) разделяли по углу разориентировки  $\Theta = 15^\circ$ . Размеры зерен и субзерен ( $d_z$  и  $d_{сз}$ ) определяли методом эквивалентного диаметра. Средний угол разориентировки границ ( $\Theta_{ср}$ ), доли ВУГ и двойниковых границ ( $F_{ВУГ}$  и  $F_{\Sigma}$ ) определяли для границ с  $\Theta > 2^\circ$ . К доле рекристаллизованных зерен ( $F_{рек}$ ) относили зерна с углами внутреннего искажения решетки менее  $2^\circ$  и не содержащие МУГ.

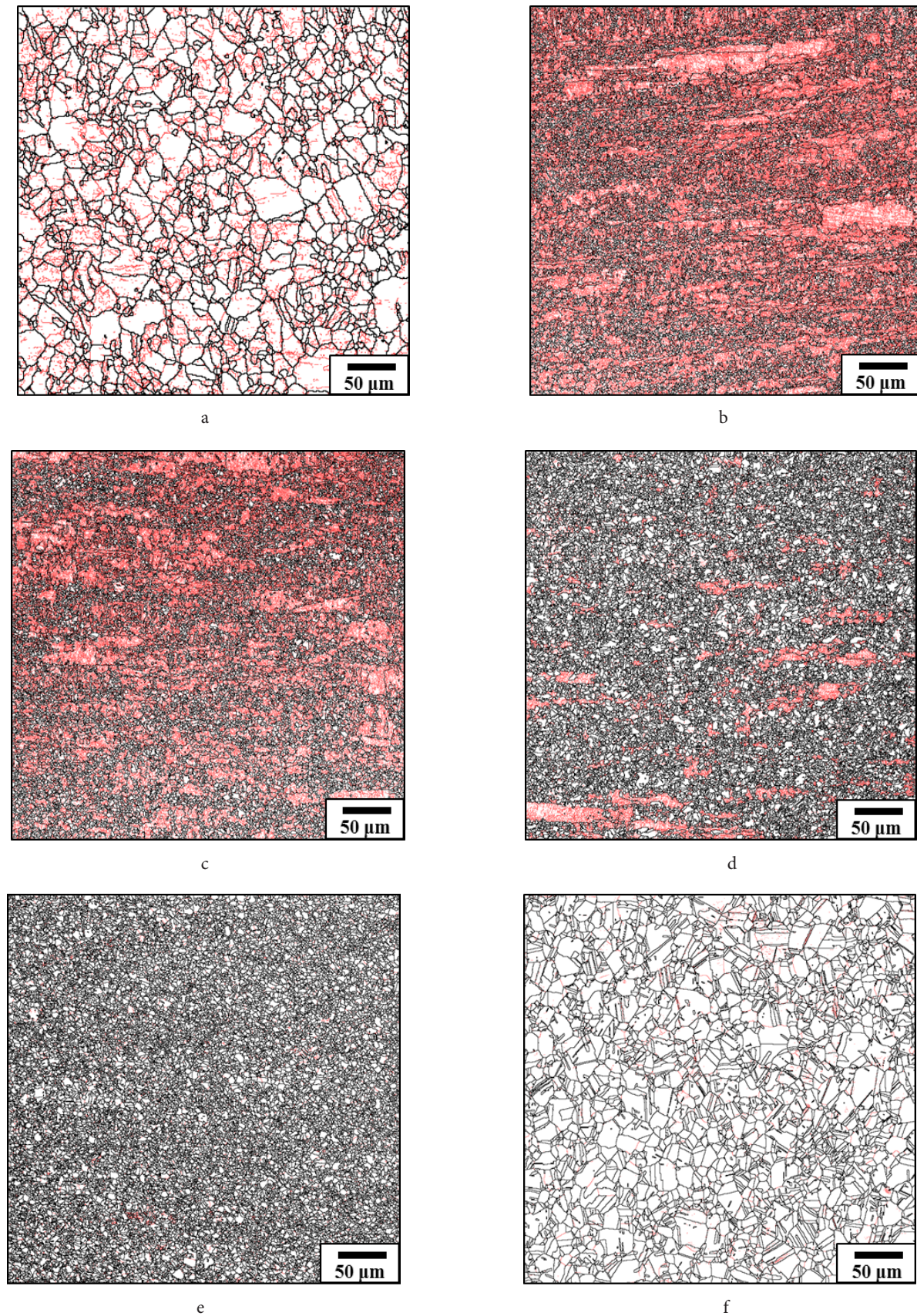
Рентгеноструктурный анализ (РСА) проводили на дифрактометре ДРОН-4-07 в  $\text{Cu-K}\alpha$  излучении при напряжении 40 кВ и токе 30 мА с длиной волны  $\lambda = 1.54418 \text{ \AA}$ . Съемку осуществляли с вращением образца при шаге  $0.1^\circ$  и времени экспозиции 4 сек. Среднеквадратичную микродеформацию кристаллической решетки ( $\langle \epsilon^2 \rangle^{1/2}$ ) определяли из полнопрофильного анализа с погрешностью не более 0.001%. Плотность дислокаций ( $\rho$ ) рассчитывали как:

$$\rho = 2\sqrt{3} \langle \epsilon^2 \rangle^{1/2} / (D \times b),$$

где  $b$  — вектор Бюргерса,  $D$  — размер области когерентного рассеяния.

Микротвердость оценивали с ошибкой менее 5% по методу Виккерса на приборе MVDM 8 «AFFRY» при нагрузке 0.5 Н и длительности 10 с по десяти измерениям на точку.





**Рис. 1.** (Color online) EBSD-карты межкристаллитных границ в меди до (a) и после криогенной прокатки (b) и последующей электроимпульсной обработки с энергиями  $3.5 \times 10^4$  (c),  $3.8 \times 10^4$  (d),  $6.8 \times 10^4$  (e) и  $8.1 \times 10^4$   $\text{A}^2\text{c}/\text{мм}^4$  (f) (здесь и далее ВУГ и МУГ окрашены черным и красным цветом, соответственно).

**Fig. 1.** (Color online) EBSD maps of intergranular boundaries in copper before (a) and after cryogenic rolling (b) and subsequent electric pulse processing with energies of  $3.5 \times 10^4$  (c),  $3.8 \times 10^4$  (d),  $6.8 \times 10^4$  (e) и  $8.1 \times 10^4$   $\text{A}^2\text{c}/\text{мм}^4$  (f) (here and after HABs and LABs are colored in black and red, consequently).



### 3. Результаты и обсуждение

Обнаружено, что механическое поведение меди при обработке, включавшей криопротатку и последующую ЭИО, качественно не отличается от наблюдавшегося ранее для других чистых металлов [5,10–15]. Так, на зависимости твердости от энергии импульса можно четко выделить четыре характерных уровня прочности. Первый соответствует сильному упрочнению, достигаемому криопротаткой (интервал между пунктирными линиями на Рис. 2). Второй отвечает твердости после ЭИО с низкими энергиями импульса, который, как правило, для большинства металлов, как и для меди в настоящем исследовании, незначительно уступает по величине первому. Этот уровень свидетельствует о наличии диапазона энергий (температур) ЭИО в котором деформационная структура сравнительно устойчива. За пределами этого диапазона, т.е. при превышении некоторого «порогового» уровня вносимых энергий, происходит переход к стадии интенсивного разупрочнения материала. Как оказалось, разупрочнение криодеформированных металлов при ЭИО происходит быстрее, чем деформированных при комнатной температуре, и происходит в более узком диапазоне энергий импульса [14]. В меди (Рис. 2) этот этап наступал, когда значение  $K_j$  превышало  $3.5 \times 10^4 \text{ A}^2\text{с/мм}^4$ , и завершался после импульса с  $K_j$  всего  $3.8 \times 10^4 \text{ A}^2\text{с/мм}^4$ , обозначив третий характерный уровень твердости. С дальнейшим ростом энергии импульса имело место менее интенсивное разупрочнение меди с достижением четвертого характерного уровня твердости, близкого к твердости исходного отожженного материала.

Другим установленным фактом можно считать то, что феноменология и характер структурирования при криопротатке во многом аналогичны наблюдавшимся в меди с исходной УМЗ структурой [11] и крупнозернистых алюминии [15] и никеле [12,13]. В последних, как и в настоящей работе, формировалась однотипная частично рекристаллизованная структура (Рис. 1). Основными механизмами ее формирования были фрагментация, динамические полигонизация и рекристаллизация [14–19]. Из-за низкой температуры деформации указанные процессы проходили с преобладающим образованием низкоэнергетических дислокационных структур и их последующей трансформацией в смешанную зеренно-субзеренную структуру с кристаллитами, разделенными преимущественно МУГ (Рис. 1b). Таким образом, можно заключить, что сильное диспергирование

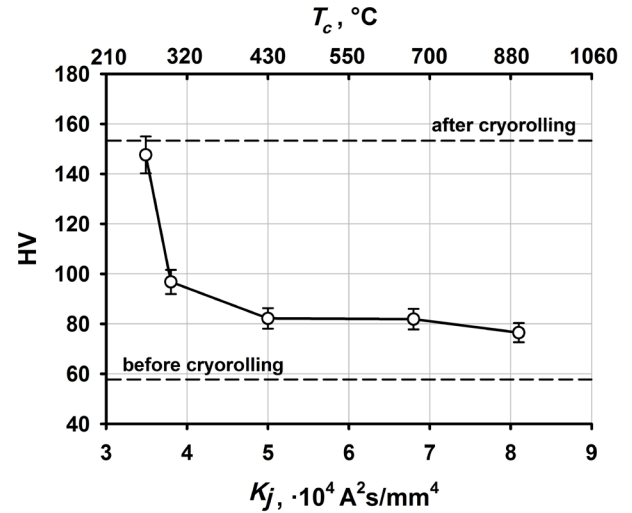


Рис. 2. Зависимость микротвердости криокатанной меди от величины энергии (температуры) ЭИО.

Fig. 2. Microhardness of the cryorolled cooper vs the EPT energy (temperature).

субзерен и высокая скалярная плотность дислокаций (Табл. 1) были основными структурными факторами, обеспечившими более чем двукратное упрочнение меди при прокатке (Рис. 1).

Судя по данным на Рис. 1 и 2, последующая ЭИО с энергией  $3.5 \times 10^4 \text{ A}^2\text{с/мм}^4$  не вызвала существенных изменений линейных параметров структуры и твердости. В то же время обнаружено увеличение доли ВУГ и рекристаллизованных зерен, на фоне уменьшения почти в два раза внутренних напряжений и плотности дислокаций (Табл. 1). Очевидно, что такие изменения структуры были вызваны интенсивным протеканием статического возврата и рекристаллизации *in-situ*, что наряду с заметным повышением равновесности структуры должно было привести и к значительному разупрочнению криокатанной меди. Отсутствие последнего можно объяснить лишь компенсирующим структурным упрочнением, обусловленным совершенствованием структуры кристаллитов и их границ. Когда же плотность тока достигла  $3.8 \times 10^4 \text{ A}^2\text{с/мм}^4$ , накопленная энергия деформации (как и твердость) резко уменьшалась вследствие трансформации за время импульса деформационной структуры в частично рекристаллизованную со значительно подросшими субзернами (Рис. 1d и Табл. 1). Для нее была также характерна почти полная релаксация микронапряжений решетки

Табл. 1. Параметры структуры криокатанной меди до и после ЭИО.

Table 1. Parameters of the structure of cryorolled cooper before and after EPT.

$K_j, \times 10^4 \text{ A}^2\text{с/мм}^4$	$d_{сз}, \text{ мкм}$	$d_3, \text{ мкм}$	$F_{рек}, \%$	$\Theta_{ср}, \text{ град.}$	$F_{ВУГ}, \%$	$F_{сз}, \%$	$\rho, 10^{13} \text{ м}^{-2}$	$\langle \epsilon^{1/2} \rangle, \%$
$K_j, \times 10^4 \text{ A}^2\text{с/мм}^4$	$d_{сз}, \mu\text{m}$	$d_3, \mu\text{m}$	$F_{рек}, \%$	$\Theta_{ср}, \text{ degree}$	$F_{HAB}, \%$	$F_{сз}, \%$	$\rho, 10^{13} \text{ m}^{-2}$	$\langle \epsilon^{1/2} \rangle, \%$
0	1.0	2.3	15	17	33	2	4.5	$0.186 \pm 0.004$
3.5	1.1	2.2	37	21	42	5	3.2	$0.111 \pm 0.005$
3.8	1.5	2.0	86	39	79	22	0.2	$0.001 \pm 0.001$
5.0	1.8	2.2	96	43	88	22	0.2	
6.8	1.9	2.1	98	46	93	30	0.1	
8.1	3.2	4.0	100	47	90	33	0.2	

и снижение плотности дислокаций до равновесного уровня. Примечательно, что в такой структуре доля двойниковых границ увеличилась в четыре раза (до 22%), указывая на значительную роль двойникового в осуществлении непрерывной статической рекристаллизации. С дальнейшим ростом энергии импульса твердость меди снижалась медленнее, стремясь к уровню исходного материала (Рис. 2). Причины две — завершение рекристаллизации и уменьшение величины зернограницного упрочнения (согласно соотношению Холла-Петча [18,19]) из-за нормального роста зерен и субзерен (Рис. 1e, f и Табл. 1), имевшего место даже при чрезвычайно кратковременном воздействии электрического тока.

На основании изложенного, можно полагать, что, как и в случае непрерывной статической рекристаллизации, наблюдаемой при обычном отжиге сильнодеформированных металлов, при ЭИО в интервале  $K_f$   $3.5 \times 10^4 - 6.8 \times 10^4$  А<sup>2</sup>с/мм<sup>4</sup> основным процессом трансформации структуры криокатаной меди был постепенный «переходный» процесс от совершенствования структуры по типу *in-situ*, контролируемого возвратом, к нормальному росту зерна. Резкое падение твердости у левой границы интервала, с одной стороны, могло быть вызвано активизацией роста мелких зерен, сформировавшихся до ЭИО. С другой, аналогичную способность приобретали и новые зерна, формирующиеся *in-situ*. В обоих случаях способность кристаллитов к росту была обусловлена высокой накопленной энергией и неоднородностью деформационной структуры. При величине внесенной энергии импульса превышавшей пороговую, возврат интенсивно «высвобождал» большинство кристаллитов от дефектов и обеспечивал их способность к росту (коалесценции), тогда как часть кристаллитов все еще была «занята» дислокациями и претерпевала (ре)полигонизацию. При этом рост зерен и субзерен являлся следствием миграции и перестройки их границ, поглощавших дефекты кристаллического строения, и уменьшавших внутреннюю энергию системы, и твердость материала [17–19].

Таким образом, можно заключить, что процессы, реализовавшиеся при криопробатке и последующей ЭИО меди, близки по природе и характеру с протекающими при интенсивной холодной деформации и отжиге сильнодеформированных материалов — статическому возврату, непрерывной статической рекристаллизации и росту зерна. При этом короткое время термического воздействия на деформированный металл компенсировалось вносимыми высокими энергиями ЭИО.

#### 4. Заключение

Установлено, что однократная электроимпульсная обработка криокатаной исходно мелкозернистой меди, проводимая с энергий ниже «порогового» значения  $K_f$  равного  $3.5 \times 10^4$  А<sup>2</sup>с/мм<sup>4</sup>, приводит к развитию статического возврата и инициации *in-situ* непрерывной статической рекристаллизации. При этом отмечаются характерные минимальные качественные и количественные изменения деформационной УМЗ структуры

с размером зерна 2 мкм и развитой дислокационной структурой, приводящие к сохранению твердости, фиксируемой после прокатки. ЭИО с превышением указанного порогового уровня энергий сопровождается постепенным переходом к нормальному росту зерен, сначала приводя к интенсивному разупрочнению меди за счет уменьшения деформационного упрочнения из-за трансформации ультрамелкой зеренно-субзеренной структуры в равновесную зеренную без сильного ее огрубления. Дальнейшее повышение энергии ЭИО до  $8.1 \times 10^4$  А<sup>2</sup>с/мм<sup>4</sup> приводит к увеличению размера зерна до 4 мкм и еще большему разупрочнению меди.

Полученные результаты свидетельствуют об эффективности применения сочетания криогенной прокатки и ЭИО для получения из слитков и горячепрессованных/катаных полуфабрикатов ультра- и мелкозернистых медных листов с регламентированной прочностью.

*Благодарности/Acknowledgements.* Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ № 19-08-00953А. Экспериментальные исследования были выполнены на базе Центра коллективного пользования ИПСМ РАН «Структурные и физико-механические исследования материалов». Авторы благодарят к. т. н. Автократову Е. В. и к. т. н. Валееву А. Х. за помощь в получении и обсуждении результатов. / *The work was supported by the RFBR under grant No. 19-08-00953A. The work was performed using the facilities of the Service Centre “Structural, Physical and Mechanical Studies of Materials” at the Institute for Metals Superplasticity Problems, Russian Academy of Sciences. The authors are grateful to Ph.Ds. Avtokratova E. V. and Valeeva A. Kh. for assistance in experimental work and discussions.*

#### Литература/References

- ГОСТ 21957-76. Межгосударственный стандарт. Техника криогенная. Термины и определения. Москва, Стандартинформ (2005) 7 с.
- Y. Huang, P.B. Prangnell. *Acta Mater.* 56, 1619 (2008). [Crossref](#)
- S.V. Krymskiy, E.V. Avtokratova, O.S. Sitdikov, A.V. Mikhaylovskaya, M.V. Markushev. *Physics of Metals and Metallography.* 116 (7), 676 (2015). [Crossref](#)
- R.R. Ilyasov, E.V. Avtokratova, S.V. Krymskiy, O.S. Sitdikov, M.V. Markushev. *IOP Conf. Ser.: Mater. Sci. Eng.* 447, 012047 (2018). [Crossref](#)
- D. Magalhaes, A. Kliauga, M. Ferrante, V. Sordi. *J. Mater. Sci.* 52, 7466 (2017). [Crossref](#)
- J. Shi, L. Hou, J. Zuo, L. Zhuang, J. Zhang. *Materials Science & Engineering A.* 701, 274 (2017). [Crossref](#)
- L. Voronova, M. Degtyarev, T. Chashchukhina, T. Gapontseva, V. Pilyugin. *Lett. Mater.* 8 (4), 424 (2018). [Crossref](#)
- T. Konkova, S. Mironov, A. Korznikov, S.L. Semiatin. *Acta Mater.* 58, 5262 (2010). [Crossref](#)
- V.S. Sarma, J. Wang, W.W. Jian, A. Kauffmann, H. Conrad, J. Freudenberger, Y.T. Zhu. *Mater Sci Eng A.* 527, 7624 (2010). [Crossref](#)
- T. Konkova, I. Valeev, S. Mironov, A. Korznikov,

- G. Korznikova, M.M. Myshlyaev, S.L. Semiatin. J. All. Comp. 659, 184 (2016). [Crossref](#)
11. T. Konkova, I. Valeev, S. Mironov, A. Korznikov, M.M. Myshlyaev, S.L. Semiatin. J. Mater. Res. 29 (22), 2727 (2014). [Crossref](#)
12. I. Sh. Valeev, A. Kh. Valeeva, R. R. Ilyasov, O. Sh. Sitdikov, M. V. Markushev. Lett. Mater. 9 (4), 447 (2019). [Crossref](#)
13. E. V. Avtokratova, R. R. Ilyasov, I. S. Valeev, O. S. Sitdikov, M. V. Markushev. Lett. Mater. 1 (4), 194 (2011). (in Russian) [Е. В. Автократова, Р. Р. Ильясов, И. Ш. Валеев, О. Ш. Ситдилов, М. В. Маркушев. Письма о материалах. 1 (4), 194 (2011).] [Crossref](#)
14. R. R. Ilyasov, A. Kh. Valeeva, I. Sh. Valeev, O. Sh. Sitdikov, M. V. Markushev. IOP Conf. Series: Materials Science and Engineering. IOP Publishing. 1008, 012006 (2020). [Crossref](#)
15. I. S. Valeev, A. K. Valeeva, R. R. Ilyasov, E. V. Avtokratova, S. V. Krymskiy, O. S. Sitdikov, M. V. Markushev. Lett. Mater. 11 (3), 351 (2021). (in Russian) [И. Ш. Валеев, А. К. Валеева, Р. Р. Ильясов, Е. В. Автократова, С. В. Крымский, О. Ш. Ситдилов, М. В. Маркушев. Письма о материалах. 11 (3), 351 (2021).] [Crossref](#)
16. S. V. Dobatkin, G. A. Salishchev, A. A. Kuznetsov, T. N. Kon'kova. Mater. Sci. Forum. 558 – 559, 189 (2007). [Crossref](#)
17. Y. Sheng, Y. Hua, X. Wang, X. Zhao, L. Chen, H. Zhou, J. Wang, C. C. Berndt, W. Li. Materials. 11, 185 (2018). [Crossref](#)
18. F. J. Humphreys, M. Hatherly. Recrystallization and Related Annealing Phenomena. Elsevier (2004) 658 p. [Crossref](#)
19. S. S. Gorelik, S. V. Dobatkin, L. M. Kaputkina Recrystallization of metals and alloys. Moscow, MISIS (2005) 432 p. (in Russian) [С. С. Горелик, С. В. Добаткин, Л. М. Капуткина Рекристаллизация металлов и сплавов. Москва, МИСИС (2005) 432 с.]