

# Structural changes of the Cu-0.6Cr alloy upon cooling at different rates after a large high-temperature deformation

D. A. Aksenov<sup>†,1,2</sup>, G. I. Raab<sup>1</sup>, R. N. Asfandiyarov<sup>1,2</sup>

<sup>†</sup>AksyonovDA@mail.ru

<sup>1</sup>Ufa State Aviation Technical University, 12 K. Marx St., Ufa, 450077, Russia

<sup>2</sup>Institute of Molecule and Crystal Physics UFRC RAS, 151 Oktyabrya Av., Ufa, 450075, Russia

The present work studies changes in the structure of samples of the Cu-0.6Cr alloy in the state of a supersaturated solid solution, subjected to large plastic deformation by upsetting by 90% ( $\epsilon \approx 2.0$ ) at a temperature of 800°C and cooling in various environments: liquid nitrogen, water and air, providing different cooling rates of the material. It is shown that the cooling rate has a decisive influence on the type of structure formed. It was found that in the Cu-0.6Cr alloy, a decrease in the cooling rate leads to a decrease in the fraction of high-angle boundaries and to the formation of a finer structure at the meso and micro levels. At the same time, strength and conductivity values grow. At a high cooling rate (liquid nitrogen), the structural state corresponding to the stage of dynamic recrystallization and polygonization is observed. Such a structure has a low dislocation density and more perfect boundaries. When cooling in air at the first stage, post-dynamic recrystallization processes develop, associated with the nucleation of new nuclei of recrystallized grains along the boundaries of deformed grains, as well as the development of a substructure. The average grain and subgrain size decreases to  $1.7 \pm 0.2$  and  $1.1 \pm 0.2$   $\mu\text{m}$ , respectively. With further cooling, from a temperature of  $\approx 600^\circ\text{C}$ , two competing processes that develop during aging obviously begin to occur, namely, the recovery of the structure and the decomposition of the solid solution. This is evidenced from a decrease in the lattice parameter and an increase in electrical conductivity (up to 79% IACS), and the close interaction of dispersed particles 5-10 nm in size and dislocations leads to the further development of the substructure. At the same time, the proportion of middle-angle boundaries increases and the proportion of twin boundaries decreases, while the proportion of high-angle boundaries of the general type remains practically unchanged.

**Keywords:** large deformation, electrotechnical bronze, structural phase transformations, dynamic recrystallization, polygonization.

УДК: 539.2

## Структурные изменения сплава Cu-0.6Cr при охлаждении с разными скоростями после большой высокотемпературной деформации

Аксенов Д. А.<sup>†,1,2</sup>, Рааб Г. И.<sup>1</sup>, Асфандияров Р. Н.<sup>1,2</sup>

<sup>1</sup>Уфимский государственный авиационный технический университет, ул. К. Маркса, 12, Уфа, 450077, Россия

<sup>2</sup>Институт физики молекул и кристаллов УФИЦ РАН, пр. Октября, 151, Уфа, 450075, Россия

В работе исследованы изменения в структуре образцов сплава Cu-0.6Cr в состоянии пересыщенного твердого раствора, подвергнутых большой пластической деформации осадкой (90%,  $\epsilon \approx 2.0$ ) при температуре 800°C и охлаждению в различных средах: жидком азоте, воде и на воздухе, обеспечивающих разную скорость охлаждения материала. Показано, что скорость охлаждения оказывает решающее влияние на тип формирующейся структуры. Установлено, что в сплаве Cu-0.6Cr снижение скорости охлаждения приводит к снижению доли большеугловых границ и к формированию более мелкой структуры на мезо- и микроуровнях. При этом растут показатели прочности и проводимости. При высокой скорости охлаждения (жидкий азот) происходит фиксация структурного состояния, соответствующего стадии динамической рекристаллизации и полигонизации. Такая структура имеет низкую плотность дислокаций и более совершенные границы. При охлаждении на воздухе на первом этапе развиваются процессы пост-динамической рекристаллизации, связанные с зарождением новых зародышей рекристаллизованных зерен по границам деформированных зерен, а также развитие субструктуры. Средний

размер зерен и субзерен уменьшается до  $1.7 \pm 0.2$  и  $1.1 \pm 0.2$  мкм, соответственно. При дальнейшем охлаждении, с температуры  $\approx 600^\circ\text{C}$ , очевидно, начинают протекать два конкурирующих процесса, развивающиеся при старении, а именно возврат структуры и распад твердого раствора. Об этом свидетельствуют уменьшение значения параметра решетки и увеличение электропроводности (до 79% IACS), а тесное взаимодействие дисперсных частиц размером 5–10 нм и дислокаций ведет к дальнейшему развитию субструктуры. При этом растет доля среднеугловых границ и уменьшается доля двойниковых границ, тогда как доля большеугловых границ общего типа практически не изменяется.

**Ключевые слова:** большая деформация, бронза электротехнического применения, структурно-фазовые превращения, динамическая рекристаллизация, полигонизация.

## 1. Введение

Среди большинства медных сплавов в отдельный класс выделяют дисперсионно-твердеющие низколегированные сплавы. Благодаря легированию различными элементами (Cr, Zr, Ni, Si и др.), в этих сплавах можно добиться существенного повышения комплекса физико-механических и эксплуатационных характеристик с помощью термомеханической обработки [1–8]. В производственных условиях, когда, как правило, используются непрерывные процессы, первым этапом обработки таких сплавов является горячая (при температурах 800–900°C) деформация [9–12], где основными структурообразующими процессами являются полигонизация и динамическая рекристаллизация. Надо отметить, что эти процессы хорошо изучены на сталях и никелевых сплавах [13–18], а в последнее время активные исследования идут и в отношении низколегированных медных сплавов. Актуальность этих исследований начинает возрастать с развитием методов деформационной обработки, позволяющих достичь больших степеней деформаций ( $e > 1$ ), увеличением скоростей обработки и появлением возможностей управления скоростью охлаждения в процессе обработки. Однако большинство работ по данной тематике посвящено процессу динамической рекристаллизации при различных температурах, скоростях и степенях деформации. Так, в работе [19] показано, что с увеличением скорости деформации растет количество центров зарождения рекристаллизованных зерен и в целом рекристаллизованного объема. В то же время снижение скорости деформирования ведет к увеличению скорости роста новых зерен. С помощью методов EBSD и TEM в работе [20] выявлено, что увеличение степени деформации также ведет к увеличению объема рекристаллизованных зерен. При этом при динамической рекристаллизации преимущественными центрами зарождения зерен будут тройные стыки [21], в то время как при пост-динамической рекристаллизации зародыши будут появляться по границам деформированных зерен [22]. Рекристаллизация в этом случае будет проходить по механизму расщепления высокоугловых границ [23].

Довольно подробно исследованы процессы рекристаллизации и полигонизации одного из широко используемых медных сплавов системы Cu-Cr-Zr [23–28]. Однако в исследованиях мало уделено внимания такому важному фактору как скорость охлаждения после деформации, которая может оказывать заметное

влияние на структурообразование. В связи с этим, в настоящей работе ставилась задача исследовать особенности структурных изменений при разных скоростях охлаждения низколегированного сплава Cu-0.6Cr, после горячей осадки (850–800°C) с высокой степенью деформации ( $e \approx 2.0$ ).

## 2. Материал и методики эксперимента

Объектом исследования был сплав Cu-0.6Cr в состоянии пересыщенного твердого раствора, полученного закалкой в воду после выдержки при температуре 1000°C в течение 1 часа.

Деформацию образцов проводили свободной осадкой с относительной степенью деформации около 90% (логарифмическая деформация  $e \approx 2.0$ ). После осадки образцы имели диаметр  $56 \pm 0.5$  мм и высоту  $5 \pm 0.5$  мм. Скорость деформирования составляла 4 мм/с. Температуру измеряли с помощью пирометра Testo 835-T2. Температура в ходе деформации понизилась с 850 до 800°C. Для обеспечения разной скорости охлаждения образцы после осадки помещали в жидкий азот ( $-195.8^\circ\text{C}$ ), воду ( $10^\circ\text{C}$ ) или на воздух ( $25^\circ\text{C}$ ).

Структурные исследования проводились в центральной области поперечного сечения образцов на разных масштабных уровнях с использованием светового микроскопа Olympus GX51, сканирующего электронного микроскопа TESCAN MIRA 3 LMN и просвечивающего электронного микроскопа Jeol 2100 (ПЭМ). Дифрактограммы получали на дифрактометре Rigaku Ultima IV с использованием  $\text{Cu}_{\text{K}\alpha}$ -излучения по схеме «Брэгг-Брентано». Микротвердость измеряли на микротвердометре Micromet 5101 в поперечном сечении по диаметру с шагом 1 мм. Электропроводность измеряли вихревым методом с помощью прибора ВЭ-27НЦ.

## 3. Результаты исследования

### 3.1. Макроуровень

Образцы в исходном состоянии после высокотемпературной обработки и закалки в воду имеют крупнозернистую структуру со средним размером зерна  $310 \pm 10$  мкм и макродвойниками роста (Рис. 1а).

После деформации и охлаждения в азот фиксируется структура конечной стадии деформации с крупными зернами со средним размером  $19.0 \pm 0.8$  мкм (Рис. 1б). Её можно охарактеризовать как структуру, полученную в процессе динамической рекристаллизации. Макро-

двойников термического происхождения, характерных для исходного состояния, не наблюдается. Охлаждение в воду также позволяет зафиксировать состояние, близкое к состоянию в конце процесса деформации. Однако в этом случае структура отличается меньшим средним размером зерен —  $10.0 \pm 0.5$  мкм (Рис. 1с). Структура в исследованной области очага деформации сохраняет однородность. Охлаждение на воздухе приводит к формированию бимодальной вытянутой структуры (Рис. 1д). В структуре наблюдаются прослойки укрупнившихся рекристаллизованных зерен, ориентированных в направлении скольжения. Средний поперечный размер таких зерен составляет  $16.9 \pm 1.3$  мкм, коэффициент вытянутости формы  $k=4.5$ . Также наблюдаются более крупные вытянутые зерна со средним поперечным размером  $35 \pm 3.6$  мкм, коэффициент вытянутости  $k=4$ . При этом остаются структурные области, детали которых не разрешаются методом световой микроскопии.

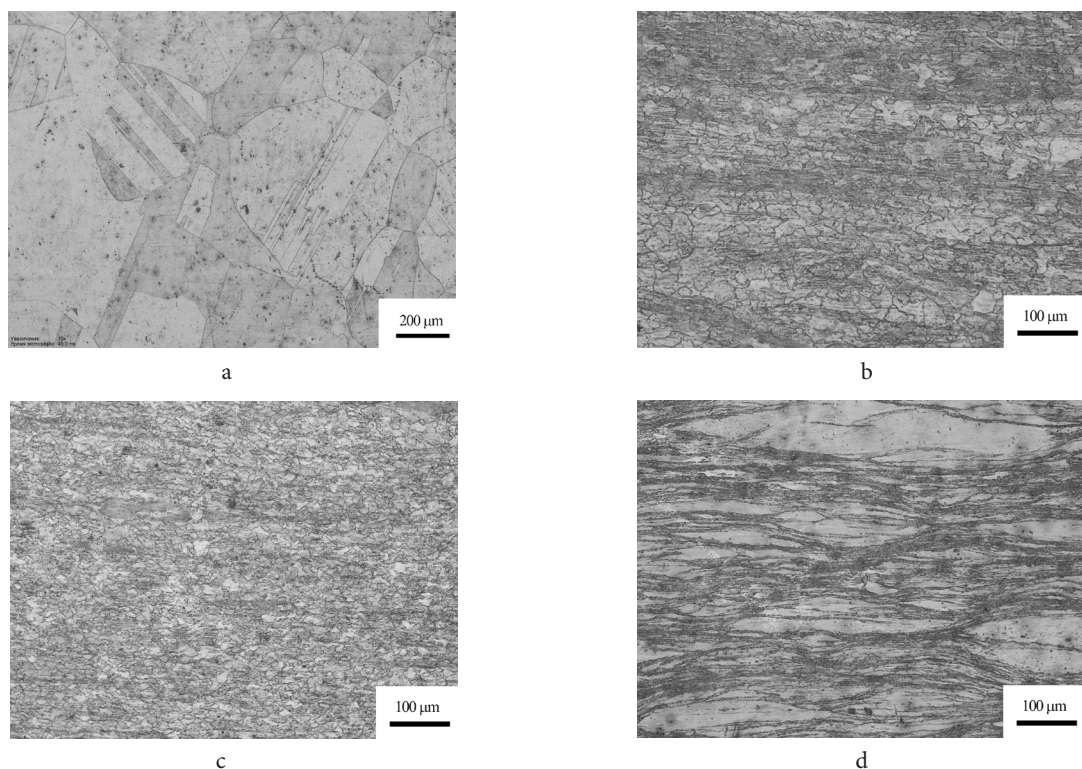
### 3.2. Мезоуровень

С целью анализа на мезоуровне, а также определения доли больше- и малоугловых границ, структура образцов сплава была исследована методом EBSD. При охлаждении в азоте формируются преимущественно большеугловые границы (68%) с преобладающей долей двойниковых границ ( $58-60^\circ$ ) (Рис. 2а). Средний поперечный размер двойников составляет  $2.4 \pm 0.3$  мкм. Охлаждение в воду ведет к снижению доли большеугловых границ почти вдвое (38%) и уменьшению количества двойниковых границ (Рис. 2б). Средний размер двойников практически не изменяется и составляет  $2.0 \pm 0.3$  мкм. При охлаждении на воздухе доля большеугловых границ составляет 28%, двойников не наблюдается. При этом происходит существенное уменьшение среднего размера зерен и субзерен до  $1.7 \pm 0.2$  и  $1.1 \pm 0.2$  мкм, соответственно (Табл. 1).

**Табл. 1.** Средние размеры зерен и субзерен.

**Table 1.** Average grain and subgrain sizes.

Осадка при 800°C с последующим охлаждением Upsetting at 800°C followed by cooling	Средний размер субзерен, мкм The average size of the subgrains, $\mu\text{m}$	Средний размер зерен, мкм The average size of the grains, $\mu\text{m}$
в азоте in liquid nitrogen	$5.0 \pm 0.3$	$7.5 \pm 0.4$
в воде in water	$3.1 \pm 0.3$	$6.5 \pm 0.4$
на воздухе in air	$1.1 \pm 0.2$	$1.7 \pm 0.2$



**Рис. 1.** Структура сплава Cu-0.6Cr после различных условий обработки: 1000°C, охлаждение в воде (а); осадка при 800°C, охлаждение в жидком азоте (б); осадка при 800°C, охлаждение в воде (с); осадка при 800°C, охлаждение на воздухе (д).

**Fig. 1.** Structure of Cu-0.6Cr alloy after various processing conditions: 1000°C, cooling in water (a); upsetting at 800°C, cooling in liquid nitrogen (b); upsetting at 800°C, cooling in water (c); upsetting at 800°C, cooling in air (d).



### 3.3. Микроуровень

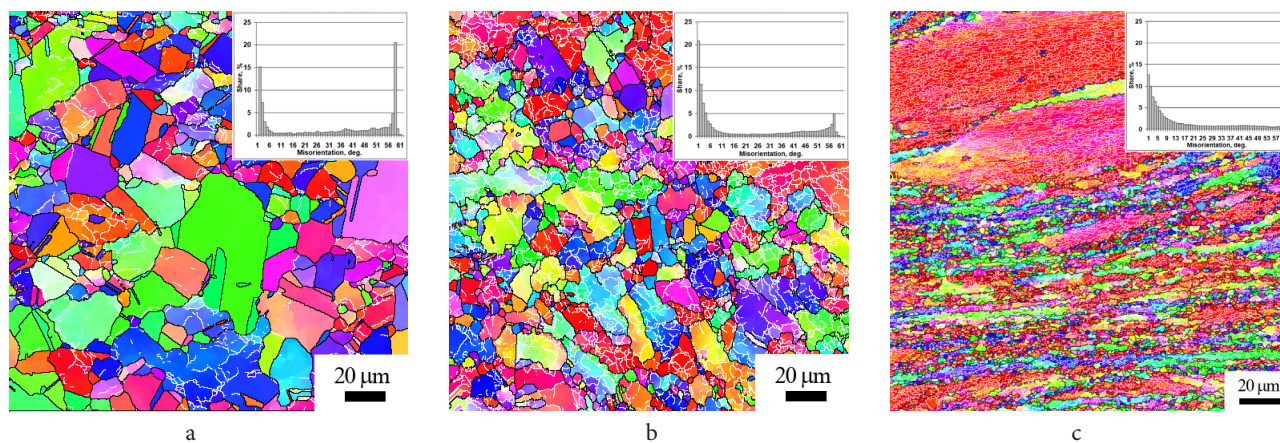
Микроструктуру сплава Cu-0.6Cr исследовали при помощи ПЭМ. При охлаждении в азот тело зерна освобождается от дислокаций, при этом на границах зерен наблюдаются дифракционные контрасты, свидетельствующие о релаксации накопленных напряжений в приграничных областях. Наблюдаются частицы вторых фаз. На Рис. 3а видно новое рекристаллизованное зерно, образовавшееся на тройном стыке. Средний размер структурных составляющих равен  $0.90 \pm 0.08$  мкм. При охлаждении в воду структурное состояние отличается. Уменьшается средний размер структурных составляющих до  $0.70 \pm 0.05$  мкм. В теле зерен наблюдаются дислокационные сетки. При этом зарождение новых рекристаллизованных зерен в процессе пост-динамической рекристаллизации может происходить по границам деформированных зерен, как это видно на Рис. 3б. При медленном охлаждении на воздухе кинетика структурных изменений становится сложнее. Как видно на Рис. 3с, структурные составляющие имеют вытянутую форму. Наблюдаются как неравновесные границы, совмещенные с дислокационными стенками, так и сформировавшиеся тонкие границы. В теле зерен наблюдаются дислокацион-

ные скопления, «декорированные» мелкодисперсными частицами размером 10–20 нм. Средний размер структурных составляющих равен  $0.3 \pm 0.05$  мкм.

### 3.4. Свойства сплава Cu-0.6Cr

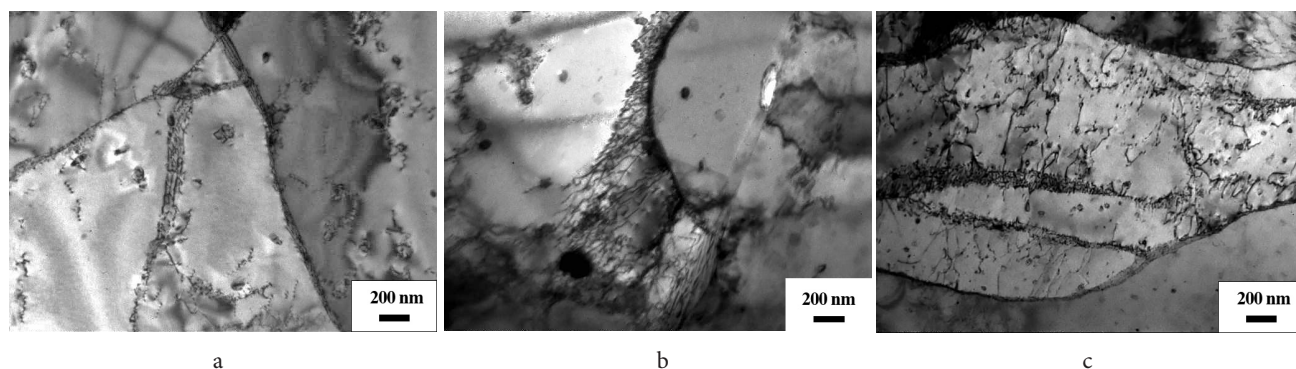
На Рис. 4 представлен график изменения микротвердости сплава Cu-0.6Cr в зависимости от скорости охлаждения после горячей осадки. Видно, что с уменьшением скорости охлаждения микротвердость возрастает. Охлаждение в азот ведет к формированию состояния с низкой микротвердостью. Значения микротвердости данного состояния соответствуют значениям микротвердости исходного состояния образцов и составляют  $650 \pm 40$  МПа. Наиболее прочное состояние формируется при медленном охлаждении на воздухе, что можно связать с процессом распада твердого раствора (ТР) и с выделением мелких дисперсных упрочняющих частиц.

Характер изменения электропроводности отражает концентрацию твердого раствора при разных скоростях охлаждения. По результатам измерения электропроводности видно, что при охлаждении в азот (61% IACS) и в воду (72% IACS) степень пересыщенности твердого раствора выше, чем при охлаждении на воздухе (79% IACS).



**Рис. 2.** (Color online) Карты распределения зерен по разориентировкам в сплаве Cu-0.6Cr после осадки при 800°C с охлаждением: в жидком азоте (а); в воде (b); на воздухе (с).

**Fig. 2.** (Color online) Maps of grain distribution according to misorientations in the Cu-0.6Cr alloy after upsetting at 800°C with cooling: in liquid nitrogen (a); in water (b); in the air (c).



**Рис. 3.** Изображения микроструктуры сплава Cu-0.6Cr после осадки при 800°C и охлаждении (ПЭМ): в жидком азоте (а); в воде (b); на воздухе (с).

**Fig. 3.** Images of the microstructure of the Cu-0.6Cr alloy after upsetting at 800°C and cooling (TEM): in liquid nitrogen (a); in water (b); in the air (c).

#### 4. Обсуждение

Известно, что в процессе горячей деформации реализуются несколько конкурирующих процессов, как упрочняющих, так и разупрочняющих. С одной стороны, процессы полигонизации и рекристаллизации ведут к снижению напряжений и уменьшению плотности дислокаций. С другой стороны, процесс структурной трансформации зерен и большеугловых границ в условиях пластической деформации приводит к упрочнению. При охлаждении в азоте степень переохлаждения достаточна, чтобы успеть зафиксировать структурное состояние, соответствующее окончанию процесса горячей деформации. При этом было зафиксировано крупнозернистое состояние. В данных условиях распада твердого раствора практически не происходит, о чем свидетельствуют низкая электропроводность и отсутствие мелких дисперсных частиц вторых фаз размером менее 20 нм (Табл. 2). О низкой степени наклепа свидетельствуют значения микронапряжений и плотности дислокаций (Табл. 2). При этом наблюдается высокая доля большеугловых границ, как общего типа, так и двойниковых (Рис. 5).

При охлаждении в воду скорость охлаждения несколько ниже, но при этом удается зафиксировать крупнозернистое состояние и твердый раствор, о чем свидетельствуют данные параметра решетки (Табл. 2) и электропроводности (Рис. 4b). При этом значения микротвердости (Рис. 4) и электропроводности (71% IACS) выше, чем в состоянии, полученном при охлаждении в азот (Рис. 4). Таким образом, можно

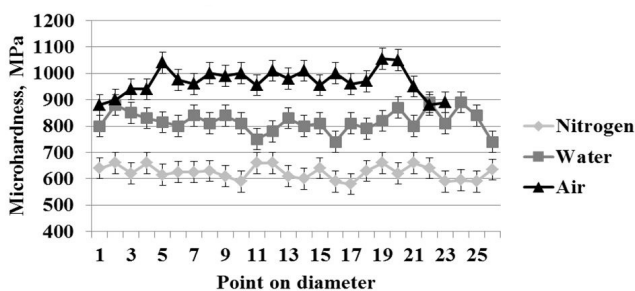
предположить, что при охлаждении в воду происходит частичный распад пересыщенного твердого раствора. Мелкодисперсные частицы размером 5–10 нм наблюдаются в местах скопления дислокаций и препятствуют их дальнейшему продвижению. Наблюдается уменьшение доли большеугловых границ двойникового типа. Плотность дислокаций остается на том же уровне, что и при охлаждении в азот (Табл. 2). При этом наблюдается некоторое уменьшение среднего размера зерна (Табл. 1), что может быть связано с частичным протеканием процессов пост-динамической рекристаллизации и полигонизации, ведущих к выстраиванию новых мало- и большеугловых границ.

При охлаждении на воздухе вначале развиваются процессы пост-динамической рекристаллизации, связанные с зарождением новых зародышей рекристаллизованных зерен по границам деформированных зерен, а также происходит развитие субструктуры. Средний размер зерен и субзерен уменьшается до  $1.7 \pm 0.2$  и  $1.1 \pm 0.2$  мкм соответственно. Далее, начиная с температуры 600°C, очевидно, начинают протекать два конкурирующих процесса, развивающиеся при старении, а именно возврат структуры и распад ТР. Об этом свидетельствуют уменьшение значения параметра решетки (Табл. 2) и увеличение электропроводности (до 79% IACS). Взаимодействие дисперсных частиц размером 5–10 нм и дислокаций ведет к дальнейшему развитию субструктуры. При этом растет доля среднеугловых границ и происходит уменьшение доли двойниковых границ, тогда как доля большеугловых границ общего типа практически не изменяется (Рис. 5).

**Табл. 2.** Данные рентгеноструктурного анализа (PCA).

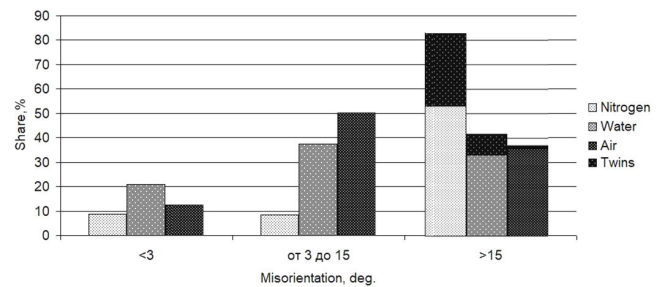
**Table 2.** X-ray analysis data (XRD).

Осадка при 800°C с последующим охлаждением Upsetting at 800°C followed by cooling	$a$ , Å	ОКР, нм CRS, nm	$e$ , %	Плотность дислокаций, $m^{-2}$ Dislocation density, $m^{-2}$
в азоте in liquid nitrogen	3.618(4)	$142 \pm 7$	0.020	$1.9 \cdot 10^{13}$
в воде in water	3.617(6)	$155 \pm 7$	0.023	$2.1 \cdot 10^{13}$
на воздухе in air	3.616(4)	$83 \pm 6$	0.042	$6.8 \cdot 10^{13}$



**Рис. 4.** Микротвердость в поперечном сечении по диаметру образца.

**Fig. 4.** Microhardness in cross section along the diameter of the sample.



**Рис. 5.** Гистограмма изменения доли мало- и большеугловых границ при охлаждении в разные среды.

**Fig. 5.** A histogram of the change in the fraction of small and high angle boundaries upon cooling to different media.

## 5. Выводы

1. При свободной осадке сплава Cu-0.6Cr на  $\approx 90\%$  ( $e \approx 2.0$ ) уменьшение скорости охлаждения материала ведет к повышению доли среднеугловых границ и уменьшению доли большеугловых границ, в первую очередь за счет уменьшения количества двойниковых границ. При этом повышается микротвердость сплава, которая становится максимальной при охлаждении на воздухе за счет термической инициации стадии дисперсионного упрочнения.

2. При охлаждении в азот фиксируется структурное состояние, соответствующее окончанию процесса осадки и реализующимся при этом процессам динамической рекристаллизации. Средний размер зерен достигает  $7.5 \pm 0.4$  мкм. Сохраняется ТР, плотность дислокаций составляет  $1.9 \cdot 10^{13} \text{ м}^{-2}$ .

3. При охлаждении в воду происходит частичный распад твердого раствора и пост-динамическая рекристаллизация. Зарождение новых зерен происходит по границам существующих зерен. Средний размер зерен равен  $6.5 \pm 0.4$  мкм. Плотность дислокаций составляет  $2.1 \cdot 10^{13} \text{ м}^{-2}$ . Увеличение доли среднеугловых границ происходит в равной степени за счет двойниковых границ и большеугловых границ общего типа.

4. При охлаждении на воздухе первоначально развиваются процессы пост-динамической рекристаллизации, которые приводят к уменьшению размера зерен. Затем, при дальнейшем охлаждении ниже  $\approx 600^\circ\text{C}$  происходит процесс старения материала, в ходе которого происходит распад твердого раствора с выделением мелкодисперсных частиц размером 5–10 нм, развитие дислокационной структуры (плотность дислокаций  $6.8 \cdot 10^{13} \text{ м}^{-2}$ ), преимущественно в виде сеток. Доля большеугловых границ общего типа соответствует структурному состоянию как при охлаждении в воду. Таким образом, увеличение доли среднеугловых границ происходит за счет малоугловых и двойниковых границ.

*Благодарности/Acknowledgments. Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда №19-19-00432. / The study was carried out by a grant from the Russian Science Foundation (project №19-19-00432).*

## Литература/References

1. A. Vinogradov, V. Patlan, Y. Suzuki, K. Kitagawa, V. Kopylov. Acta Mater. 50, 1631 (2005).
2. A. Vinogradov, T. Ishida, K. Kitagawa, V.I. Kopylov. Act. Mater. 53, 2181 (2005). [Crossref](#)

3. Q. Liu, X. Zhang, Y. Ge, J. Wang, J.Z. Cui. Metall Mater Trans A. 37, 3233 (2006). [Crossref](#)
4. A. Morozova, E. Borodin, V. Bratov, S. Zharebtsov, A. Belyakov, R. Kaibyshev. Materials. 10, 1394 (2017). [Crossref](#)
5. Q. Lei, Z. Li, T. Xiao, Y. Pang, Z.Q. Xiang, W.T. Qiu, Z. Xiao. Intermetallics. 42, 77 (2013). [Crossref](#)
6. I. Altenberger, H.-A. Kuhn, M. Gholami, M. Mhaede, L. Wagner. Metals. 5, 763 (2015). [Crossref](#)
7. N.R. Bochvar, O.V. Rybalchenko, D.V. Shangina, S.V. Dobatkin. Mater. Sci. and Eng. A. 757, 84 (2019). [Crossref](#)
8. V. Dobatkin, J. Gubicza, D.V. Shangina, N.R. Bochvar, N.Y. Tabachkova. Mater. Lett. 153, 5 (2015). [Crossref](#)
9. Ju. Loginov. Journal of Siberian Federal University. Engineering and Technologies. 3, 316 (2014).
10. M. Goto, S. Kawakita, Y. Mae. Patent US №5391243/1995.
11. K. Sawada, M. Kitanishi. Patent JAP 54079120/1979.
12. N. Kubo, K. Nanjo, T. Sano. Patent JAP 4171907/2008.
13. J.J. Jonas, C.M. Sellar, W.J. Tegart. Metall. Rev. 130, 1 (1969).
14. F.J. Humphreys, M. Hatherly. Recrystallization and Related Annealing Phenomena. Pergamon (1995) 496 p.
15. J.J. Jonas, J. Weiss. Metal Sci. 13, 238 (1979). [Crossref](#)
16. J. Weiss, J.J. Jonas. Metal Trans. 10A, 831 (1979). [Crossref](#)
17. H.J. McQueen, S. Yue, N.D. Ryan, E. Fry. J. Mater. Process. Technol. 53, 293 (1995). [Crossref](#)
18. M.-S. Chen, Y.C. Lin, K.-K. Li. Proced. Eng. 207, 2125 (2017). [Crossref](#)
19. G. Ji, F. Qin, L. Zhu, Q. Li, L. Li. J. Mater. Eng. Perf. 26, 2698 (2017). [Crossref](#)
20. C. Huang, X. Jia, Zh. Zhang. Metals. 8, 585 (2018). [Crossref](#)
21. L. Blaz, T. Sakai, J.J. Jonas. Metal Sci. 17, 609 (1983). [Crossref](#)
22. I. Shakhova, A. Belyakov, R. Kaibyshev. Mater. Sci. Forum Online. 879, 1749 (2016). [Crossref](#)
23. Y. Zhang, H.-L. Sun, A. A. Volinsky, B.-H. Tian, Z. Chai, P. Liu, Y. Liu. Acta Metall. Sin. (Engl. Lett.). 29, 422 (2016). [Crossref](#)
24. D.P. Shena, H. Zhou, W.P. Tonga, J. Mater. Res. Technol. 8, 5041 (2019).
25. W. Junfeng, Ch. Jinshui, G. Chengjun, Zh. Jianbo, X. Xiangpeng, Y. Bin. Mater. Character. 158, 109940 (2019). [Crossref](#)
26. Y. Zhang, Zh. Chai, A. A. Volinsky, B. Tian, H. Sun, P. Liu, Y. Liu. Mater. Sci. Eng. A. 662, 320 (2016). [Crossref](#)
27. Ch. Xia, Y. Jia, W. Zhang, K. Zhang, Q. Dong, G. Xu, M. Wang. Mater. and Design. 39, 404 (2012). [Crossref](#)
28. W. Gao, A. Belyakov, H. Miura, T. Sakai. Mater Sci. and Eng. A. 265, 233 (1999). [Crossref](#)