

## Вклад механизмов упрочнения при немонотонном изменении свойств в сплаве Cu–0,6Cr–0,1Zr при кручении под высоким давлением

© 2022

*Аксенов Денис Алексеевич*<sup>\*1,2,6</sup>, младший научный сотрудник*Фаизова Светлана Никитична*<sup>3,4</sup>, кандидат физико-математических наук,

доцент кафедры общей и теоретической физики, доцент кафедры водоснабжения и водоотведения

*Фаизов Ильшат Альбертович*<sup>5</sup>, кандидат физико-математических наук, главный специалист<sup>1</sup>Институт физики молекул и кристаллов Уфимского научного центра Российской академии наук, Уфа (Россия)<sup>2</sup>Уфимский государственный авиационный технический университет, Уфа (Россия)<sup>3</sup>Стерлитамакский филиал Башкирского государственного университета, Стерлитамак (Россия)<sup>4</sup>Уфимский государственный нефтяной технический университет, Уфа (Россия)<sup>5</sup>ООО «РН-БашНИПИнефть», Уфа (Россия)**\*E-mail:** aksyonovda@mail.ru<sup>6</sup>ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-2652-2646>

Поступила в редакцию 29.04.2022

Принята к публикации 06.09.2022

**Аннотация:** Фазовые превращения играют важную роль в формировании свойств в дисперсионно-упрочняемых сплавах, таких, например, как сплавы системы Cu–Cr–Zr. Известно, что в условиях интенсивной пластической деформации диффузионные условия существенно меняются, что приводит к изменению кинетики фазовых превращений. В работе изучался сплав Cu–0,6Cr–0,1Zr в состоянии с низкой концентрацией твердого раствора, подверженный кручению под высоким давлением (КВД) (до 10 циклов). При этом за счет низкой концентрации твердого раствора и сформированного ансамбля крупных частиц на первых этапах исключался процесс распада твердого раствора. Предварительная работа по анализу таких структурно-чувствительных характеристик, как электропроводность и параметр решетки, позволила установить немонотонный характер изменения концентрации легирующих элементов в твердом растворе в процессе КВД. Немонотонность связана с существенными изменениями характеристик ансамбля частиц вторых фаз под влиянием высоких напряжений. Столь существенные структурные изменения находят свое отражение в характере изменения механических характеристик. Установлено, что изменения прочности с увеличением числа оборотов КВД имеют также немонотонный характер, который соответствует немонотонному характеру изменения концентрации легирующих элементов и электропроводности. Проведен анализ различных вкладов в упрочнение сплава Cu–0,6Cr–0,1Zr. Установлено, что основную роль в немонотонном изменении механических характеристик играет вклад дисперсионного упрочнения. Расчетные данные коррелируют с полученными экспериментальными результатами.

**Ключевые слова:** прочность; медные сплавы; кручение под высоким давлением; электропроводность; фазовые превращения; Cu–0,6Cr–0,1Zr; интенсивная пластическая деформация; равноканальное угловое прессование.

**Для цитирования:** Аксенов Д.А., Фаизова С.Н., Фаизов И.А. Вклад механизмов упрочнения при немонотонном изменении свойств в сплаве Cu–0,6Cr–0,1Zr при кручении под высоким давлением // Frontier Materials & Technologies. 2022. № 3. С. 23–32. DOI: 10.18323/2782-4039-2022-3-1-23-32.

### ВВЕДЕНИЕ

Совершенствование структурного состояния металлов методами интенсивной пластической деформации (ИПД) – актуальная сегодня задача. Измельчение до ультрамелкозернистого и наноструктурного состояния позволяет увеличить прочность некоторых материалов практически в 2 раза [1–3]. Особенно перспективно применение методов ИПД для упрочнения дисперсионно-твердеющих сплавов, таких как медные сплавы системы Cu–Cr–Zr [4]. Предварительная термообработка на твердый раствор сплавов системы Cu–Cr–Zr позволяет дополнительно повысить их прочность за счет постдеформационного старения, в процессе которого происходит распад пересыщенного твердого раствора (ТР) с выделением мелкодисперсных частиц. Наиболее распространенными являются частицы чистого хрома [5; 6] и цирконийсодержащие – Cu<sub>5</sub>Zr [7; 8]. Ранее в работах [9–11] было установлено, что в условиях ИПД может происходить деформационно-индуцированное

растворение частиц вторых фаз, которое согласно диаграмме состояния при нормальных условиях можно считать неравновесным процессом. Отдельно необходимо отметить работы [12–14], посвященные установлению динамического равновесия между происходящими процессами фазовых превращений в медных сплавах при деформационной обработке методом кручения под высоким давлением. В частности, было показано, что в медных сплавах с содержанием Ag, Co и Sn в условиях кручения под высоким давлением происходит установление некоторого стационарного значения концентрации легирующего элемента в медной матрице за счет одновременного протекания двух конкурирующих процессов, а именно распада пересыщенного твердого раствора и деформационно-индуцированного растворения частиц вторых фаз. В работах [15; 16] установлено, что деформационно-индуцированное растворение частиц вторых фаз происходит и в дисперсионно-упрочняемом сплаве системы Cu–Cr–Zr в процессе равноканального углового прессования (РКУП) и кручения

под высоким давлением (КВД). Данный процесс для дисперсионно-твердеющих сплавов является значимым, так как напрямую влияет на состояние ТР. Нужно отметить, что ресурс дисперсионного упрочнения материала (Cu–Cr–Zr) в процессе старения зависит от степени пересыщенности ТР.

В работе [17] показано, что активную роль в фазовых превращениях играют условия ИПД, обеспечивая независимый от диффузии механизм, влияющий на состояние второй фазы. В частности, происходит разрушение части вторых фаз и образование острых граней, предрасположенных к растворению. В итоге изменения концентрации ТР могут отклоняться от закономерностей, установленных для таких процессов в условиях, когда изменение размеров частиц происходит только за счет их диффузионного роста или растворения. Соответствующие структурные изменения будут находить свое отражение в изменении механических характеристик сплава системы Cu–Cr–Zr. В данной работе приведены результаты механических испытаний на растяжение и расчетов вкладов в упрочнение низколегированного сплава системы Cu–Cr–Zr, подверженного КВД в предварительно состаренном состоянии.

Цель исследования – установить влияние фазовых превращений в ходе КВД сплава Cu–0,6Cr–0,1Zr в состаренном состоянии на изменения прочности и соотношение вкладов в упрочнение.

#### МЕТОДИКА ПРОВЕДЕНИЯ ИССЛЕДОВАНИЯ

В качестве материала исследования был выбран сплав системы Cu–Cr–Zr в состоянии поставки, с содержанием Cr и Zr 0,6 и 0,1 вес. % соответственно. Выбор весового содержания хрома и циркония в сплаве Cu–0,6Cr–0,1Zr обусловлен тем, что данные значения близки к пределу растворимости данных элементов в медной матрице. Это позволит более четко проследить вклад дисперсионного упрочнения в итоговую прочность сплава. Выбранный сплав является наиболее распространенным в производстве прутков марки БрХЦр. В качестве исходного было принято состояние сплава Cu–0,6Cr–0,1Zr после промышленной обработки (состояние проката) и длительного 4-часового старения при температуре 450 °С. В результате данной обработки было сформировано состояние с предельно низкой концентрацией твердого раствора и ансамблем крупных частиц со средним размером  $0,7 \pm 0,1$  мкм. Средний размер зерна составлял  $47 \pm 2$  мкм.

Образцы диаметром 10 мм и толщиной 2 мм деформировали методом кручения под высоким давлением при комнатной температуре со скоростью 1 оборот в минуту под давлением 6 ГПа. Количество оборотов составило от 1 до 10 с шагом 1.

В процессе деформации кручением в образце формируется крайне неоднородная структура. Степень накопленной сдвиговой деформации увеличивается от центра к краю. В связи с этим исследования структурных и механических характеристик проводились в области R/2 (середина радиуса образца). Рентгеноструктурный анализ (РСА) проводился на дифрактометре Bruker D8 ADVANCE с использованием Cu-K $\alpha$ 1 излучения, сгенерированного при напряжении 40 кВ и силе тока 40 мА.

Микроструктурные исследования, анализ размера зерен/субзерен проводились на просвечивающем электронном микроскопе Jeol JEM-2100 при ускоряющем напряжении 200 кВ в светлом и темном поле. Для количественного и качественного анализа частиц вторых фаз применялась методика угольных экстракционных реплик.

Электропроводность измеряли вихретоковым методом при помощи прибора ВЭ-27НЦ с погрешностью 0,5 МСм/м.

Механические испытания проводили на малых плоских образцах при помощи разрывной машины АУСМИМО при комнатной температуре со скоростью 1 мм/мин. Образцы вырезались таким образом, чтобы рабочая база 3,5 мм соответствовала области R/2 исходной заготовки.

#### РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

В процессе КВД сплава Cu–0,6Cr–0,1Zr в исходном состоянии наблюдалось нетипичное изменение электропроводности и параметра решетки (рис. 1 [17, с. 220]). Характер изменения данных параметров для медных сплавов отражает соответствующие структурные изменения.

Уменьшение электропроводности и увеличение параметра решетки на 6-м обороте свидетельствуют об увеличении концентрации твердого раствора. Используя систему уравнений с коэффициентами пропорциональности для Cr и Zr, получили зависимости изменения концентрации твердого раствора для легирующих элементов (рис. 2 [Привод. по: 17, с. 220]) в процессе КВД:

$$\begin{cases} \rho - \rho_0 = A_1 C_{Cr} + A_2 C_{Zr} \\ a - a_0 = B_1 C_{Cr} + B_2 C_{Zr} \end{cases},$$

где  $\rho$ ,  $a$  – электросопротивление и параметр решетки исследуемого сплава соответственно;

$\rho_0$ ,  $a_0$  – электросопротивление и параметр решетки чистой меди соответственно;

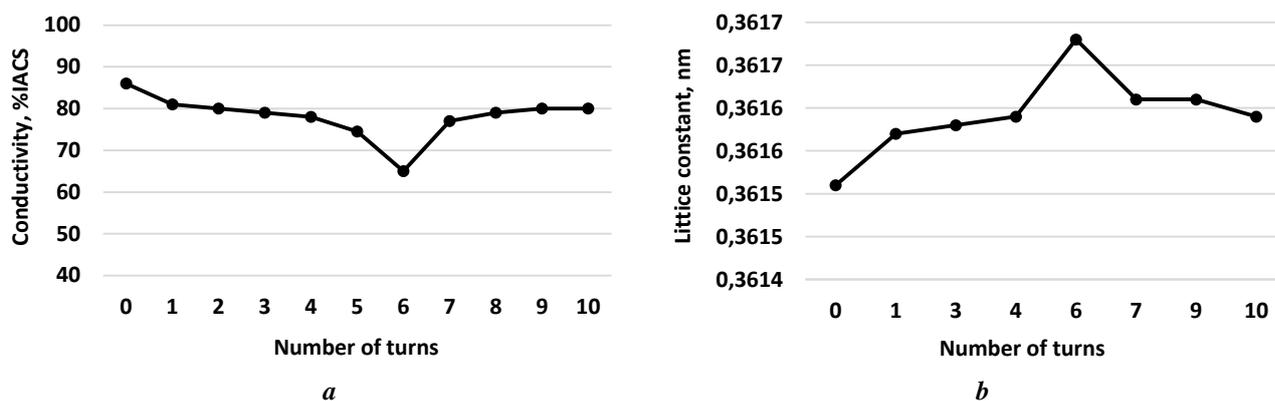
$C_{Cr}$ ,  $C_{Zr}$  – концентрации твердого раствора Cr и Zr соответственно;

$A_1$ ,  $A_2$ ,  $B_1$ ,  $B_2$  – коэффициенты пропорциональности (таблица 1).

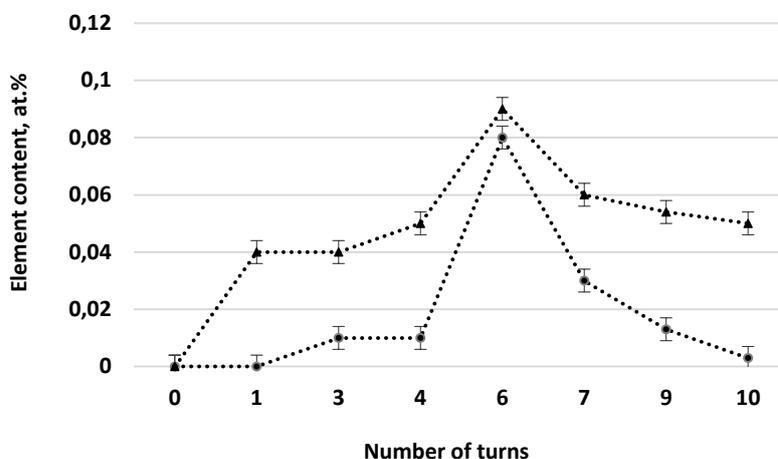
Возрастание удельного сопротивления чистой меди при холодном деформировании прекращается на уровне  $0,4 \text{ n}\Omega\text{m}$  при накопленной степени деформации  $0,7 \div 0,8^1$ , поэтому вклад в изменение электросопротивления от холодной деформации находится в рамках погрешности и в расчете данный параметр не учитывается.

В работе [17] было установлено, что активную роль в ускорении процесса деформационно-индуцированного растворения частиц, ведущего к немономонному изменению концентрации ТР, играют условия, возникающие в процессе КВД. Одной из причин наблюдаемого характера изменений является процесс разлома и последующего деформационно-индуцированного

<sup>1</sup> Simon N.J., Drexler E.S., Reed R.P. NIST monograph 177. Properties of Copper and Copper Alloys at Cryogenic Temperatures. Washington: U.S. Government printing office. 1992. 200 p.



**Рис. 1.** Графики изменения электропроводности (а) и параметра решетки (б) сплава Cu–0,6Cr–0,1Zr в процессе кручения под высоким давлением [Привод. по: 17, с. 220]  
**Fig. 1.** Graphs of changes in the electrical conductivity (a) and lattice parameter (b) of the Cu–0.6Cr–0.1Zr alloy during high pressure torsion [Reproduced from: 17, p. 220]



**Рис. 2.** График изменения концентрации растворенных элементов сплава Cu–0,6Cr–0,1Zr в процессе кручения под высоким давлением [Привод. по: 17, с. 220]  
**Fig. 2.** Graph of change of concentration of the dissolved elements of the Cu–0.6Cr–0.1Zr alloy during high pressure torsion [Reproduced from: 17, p. 220]

**Таблица 1.** Значения коэффициентов пропорциональности  
**Table 1.** Values of proportionality coefficients

| Коэффициент | Значение                        | Коэффициент | Значение         |
|-------------|---------------------------------|-------------|------------------|
| $A_1^2$     | $3,9 \cdot 10^{-8}$ Ом·м/ат. %  | $B_1^3$     | 0,00031 нм/ат. % |
| $A_2^4$     | $0,34 \cdot 10^{-8}$ Ом·м/ат. % | $B_2^5$     | 0,0016 нм/ат. %  |

<sup>2</sup> Simon N.J., Drexler E.S., Reed R.P. *Properties of Copper and Copper Alloys at Cryogenic Temperatures*. Washington: U.S. Government printing office, 1992. 200 p.

<sup>3</sup> Chakrabarti D.J., Laughlin D.E. *The Cr-Cu (Chromium-Copper) system* // *Bulletin of Alloy Phase Diagrams*. 1984. Vol. 5. P. 59–68.

<sup>4</sup> Toyoda T. *The Effect of 4d Transition Metal Impurities on the Residual Resistivity of Au or Cu* // *Journal of the Physical Society of Japan*. 1975. Vol. 39. № 1. P. 76–83.

<sup>5</sup> Arnberg L., Backmark U., Bäckström N., Lange J. *A new high strength, high conductivity Cu-0.5wt.%Zr alloy produced by rapid solidification technology* // *Materials Science and Engineering*. 1986. Vol. 83. № 1. P. 115–121.

растворения исходного ансамбля частиц вторых фаз по механизму Гиббса – Томпсона.

В низколегированных медных сплавах, в частности в сплаве Cu–0,6Cr–0,1Zr, характеристики ансамбля частиц вторых фаз и состояние ТР играют значительную роль в формировании прочности. Как видно из рис. 3, изменения предела прочности коррелируют с графиками изменения электропроводности, параметра решетки и концентрации легирующих элементов в твердом растворе.

На рис. 4 представлено изображение микроструктуры сплава Cu–0,6Cr–0,1Zr после 4, 6 и 7 оборотов КВД. Наблюдается сильное измельчение. Средний размер зерен/субзерен (таблица 2) определялся при помощи светлого и темного поля.

При помощи ПЭМ и методики угольных экстракционных реплик (рис. 5) был проведен количественный анализ частиц вторых фаз. Средний размер ( $D$ ) и расстояние между частицами ( $l$ ) представлены в таблице 2.

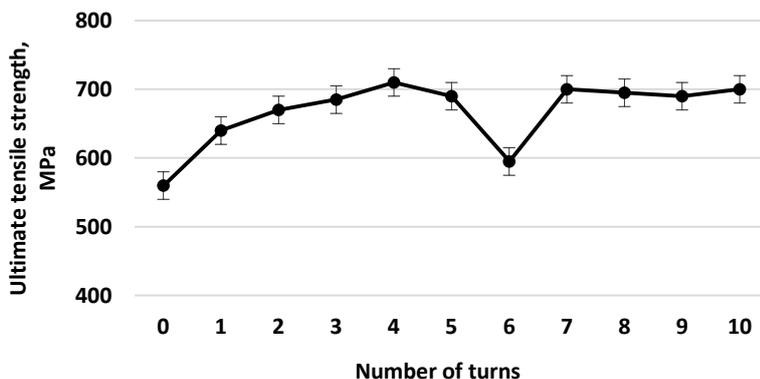


Рис. 3. График изменения предела прочности сплава Cu–0,6Cr–0,1Zr в процессе кручения под высоким давлением  
 Fig. 3. Graph of change in tensile strength of the Cu–0.6Cr–0.1Zr alloy during high pressure torsion

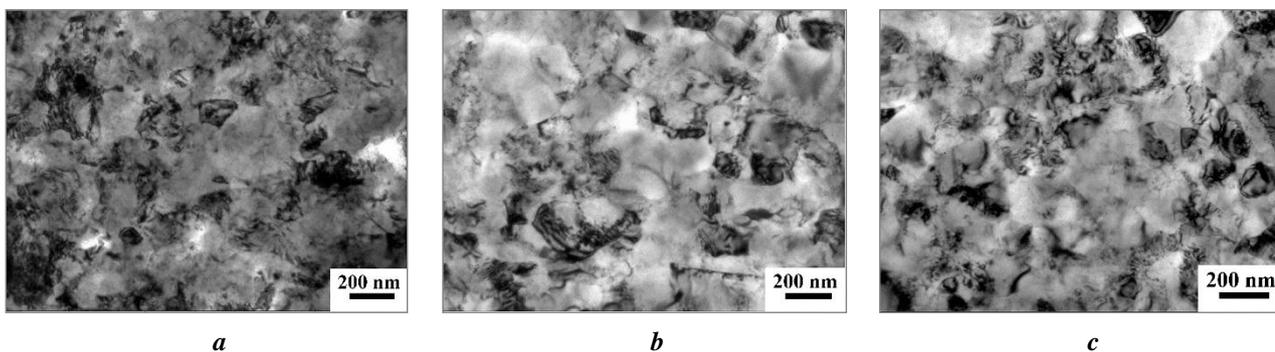
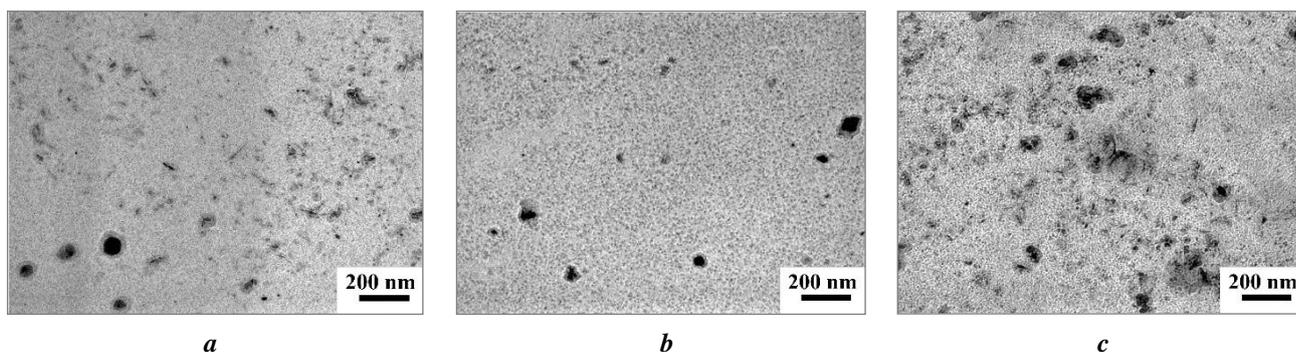


Рис. 4. Изображение микроструктуры сплава Cu–0,6Cr–0,1Zr полученной при помощи просвечивающей электронной микроскопии после 4 (а), 6 (b) и 7 (с) оборотов кручения под высоким давлением  
 Fig. 4. Image of the Cu–0.6Cr–0.1Zr alloy microstructure produced by transmission electron microscopy after 4 (a), 6 (b), and 7 (c) high pressure torsion revolutions

Таблица 2. Переменные параметры, полученные в ходе эксперимента  
 Table 2. Variable parameters obtained during the experiment

| Параметр                         | 4 оборота КВД | 6 оборотов КВД | 7 оборотов КВД |
|----------------------------------|---------------|----------------|----------------|
| $\rho_d, 10^{14} \text{ м}^{-2}$ | 9,05          | 12,85          | 11,35          |
| $d, 10^{-9} \text{ м}$           | 130           | 120            | 90             |
| $l, 10^{-9} \text{ м}$           | 95            | 285            | 66             |
| $D, 10^{-9} \text{ м}$           | 10            | 22             | 10             |



**Рис. 5.** Изображение экстракционных реплик (просвечивающая электронная микроскопия, светлое поле), полученных со сплава Cu–0,6Cr–0,1Zr после 4 (а), 6 (b) и 7 (с) оборотов кручения под высоким давлением  
**Fig. 5.** Image of extraction replicas (transmission electron microscopy, bright field) obtained from the Cu–0.6Cr–0.1Zr alloy after 4 (a), 6 (b), and 7 (c) high pressure torsion revolutions

После 6 оборотов КВД наблюдается существенное увеличение расстояния между частицами, т. е. уменьшаются их плотности за счет деформационно-индуцированного растворения, о чем свидетельствуют данные параметра решетки и электропроводности. После 7 оборотов расстояние между частицами вновь уменьшается, что можно связать с процессом деформационно-стимулированного распада твердого раствора.

### ОБСУЖДЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ

Наблюдаемые изменения размера зерен/субзерен ( $d$ ) и плотности дислокаций ( $\rho_d$ ), рассчитанной при помощи РСА (таблица 2), не могут привести к столь существенному изменению предела прочности. Минимум предела прочности на 6-м обороте соответствует максимальной концентрации Cr и Zr в твердом растворе (рис. 2), что косвенно свидетельствует о снижении вклада дисперсионного упрочнения в общий предел текучести материала.

Предел текучести материала в первом приближении можно представить как аддитивную величину согласно Оровану<sup>6</sup>:

$$\sigma_{0,2} = \sigma_0 + \Delta\sigma_{тр} + \Delta\sigma_{д\gamma} + \Delta\sigma_d + \Delta\sigma_3,$$

где  $\sigma_0$  – напряжение трения решетки ГЦК (для меди  $\sigma_0=6$  МПа);

$\Delta\sigma_{тр}$  – вклад твердорастворного упрочнения;

$\Delta\sigma_{д\gamma}$  – вклад дисперсионного упрочнения;

$\Delta\sigma_d$  – вклад дислокационного упрочнения;

$\Delta\sigma_3$  – вклад зернограничного упрочнения.

Твердорастворное упрочнение рассчитывали по формуле<sup>7</sup>

$$\Delta\sigma_{тр} = 2,5G\delta_L^{\frac{3}{2}}C_L, \quad (1)$$

где  $G$  – модуль сдвига матрицы;

<sup>6</sup> Orowan E. Dislocations in Metals. New York: AIME, 1954. 200 p.

<sup>7</sup> Шашков Д.П. Дислокационный механизм упрочнения. М.: Литературный фонд РФ, 1995. 60 с.

$\delta_L$  – параметр размерного несоответствия:

$$\delta = \frac{r_L - r_M}{r_M},$$

где  $r_L$  – атомный радиус растворенного элемента;

$r_M$  – атомный радиус матричного металла;

$C_L$  – атомная концентрация легирующего элемента.

Вклад от дисперсионного упрочнения определяли по формуле Орована<sup>8</sup>:

$$\Delta\sigma_{д\gamma} = 0,85 \frac{Gb}{1-D}, \quad (2)$$

где  $b$  – вектор Бюргерса;

$l$  – среднее расстояние между центрами частиц;

$D$  – средний размер частиц.

Вклад от дислокационного упрочнения [18]:

$$\Delta\sigma_d = \sigma_0 + \alpha m G b \sqrt{\rho_d}, \quad (3)$$

где  $\alpha$  – параметр междислокационного взаимодействия;

$m$  – ориентационный коэффициент;

$\rho_d$  – плотность дислокаций.

В условиях ИПД при степенях  $e \gg 1$  формируется высокая доля большеугловых границ зерен [19; 20]. Тогда вклад зернограничного упрочнения можно задать уравнением Холла – Петча [20]:

$$\Delta\sigma_3 = kd^{-\frac{1}{2}}, \quad (4)$$

где  $d$  – средний размер зерна;

$k$  – коэффициент упрочнения, характеризующий материал, а также состояние границ<sup>9</sup>.

<sup>8</sup> Коган Я.Д. Расчет упрочнения металлов дисперсными нитридами по механизму Мотта-Иаббаро и Орована // Повышение надежности и долговечности машин и инструмента методами химико-термической обработки. М.: МАДИ, 1981. С. 12–21.

<sup>9</sup> Мак-Лин Д. Механические свойства металлов. М.: Металлургия, 1965. 431 с.

Вклад каждого параметра в упрочнение рассчитывался по формулам (1)–(4). В таблице 3 приведены общепринятые параметры и константы для меди и медных сплавов.

Анализ полученных результатов (таблица 4) показывает, что в случае 4 оборотов КВД одним из основных вкладов в упрочнение является вклад от дисперсионно-упрочняющих частиц. Увеличение количества мелкодисперсных частиц связано с механическим разломом частиц исходного ансамбля. Вклад от твердорастворного упрочнения минимальный. При 6 оборотах КВД происходит снижение вклада дисперсионного упрочнения. При этом наблюдается увеличение вклада от твердого раствора. Это связано с активным развитием процесса деформационно-индуцированного растворения частиц, который индуцирован образованием острых граней, образовавшихся на предыдущих этапах механического разлома частиц. Размер фрагментов, согласно экспериментальным данным, не изменяется, поэтому вклад зернограницного упрочнения не меняется, но при этом становится наибольшим среди других вкладов. В процессе последующей деформации (7 оборотов) происходит процесс деформационно-стимулированного распада пересыщенного раствора. Он приводит к увеличению доли и величины вклада дисперсионного упрочнения до

максимального в данном исследовании значения и, как видно из таблицы 3, – к достижению максимального суммарного упрочнения сплава Cu–0,6Cr–0,1Zr.

Рис. 6 свидетельствует о том, что вклады от границ зерен, плотности дислокаций и трения решетки в упрочнение сплава Cu–0,6Cr–0,1Zr в процессе увеличения количества оборотов с 4 до 7 практически не изменяются, основную роль в изменении прочностных характеристик играют механизмы дисперсионного и твердорастворного упрочнения. Таким образом, наблюдается динамика изменения предела текучести, полученного путем расчета и эксперимента.

Как отмечено Дж. Мартином<sup>10</sup>, разница между расчетными и экспериментальными данными может быть связана с тем, что теория предсказывает линейное упрочнение, тогда как эксперимент показывает, что с увеличением степени деформации происходит непрерывное падение скорости упрочнения. Таким образом, с увеличением степени деформации при упрочняющем действии дисперсных частиц разница между экспериментальными и расчетными значениями будет увеличиваться. Стоит отметить, что значения разницы для 4 и 6 оборотов между рассчитанными (160 МПа) и экспериментальными (145 МПа) значениями предела текучести коррелируют.

Таблица 3. Параметры для расчетов вкладов в упрочнение  
Table 3. Parameters for calculating contributions to hardening

| Параметр   | Значение              | Параметр | Значение                | Параметр | Значение               |
|------------|-----------------------|----------|-------------------------|----------|------------------------|
| $\sigma_0$ | 6 МПа                 | $\nu$    | 0,37                    | $r_{Cu}$ | $128 \cdot 10^{-12}$ м |
| $G$        | $42,1 \cdot 10^3$ МПа | $\alpha$ | 0,15                    | $r_{Cr}$ | $130 \cdot 10^{-12}$ м |
| $C_{Cr}$   | 0,890 % ат.           | $m$      | 3,1                     | $r_{Zr}$ | $139 \cdot 10^{-12}$ м |
| $C_{Zr}$   | 0,105 % ат.           | $b$      | $2,56 \cdot 10^{-10}$ м | $k_3$    | 200 МПа/мкм            |

Таблица 4. Вклады механизмов упрочнения  
Table 4. Contributions of hardening mechanisms

| Вид обработки  | Вклад механизмов упрочнения, МПа/% |                  |                  |                     |                     | Рассчитанный условный предел текучести, МПа/% | Экспериментальный условный предел текучести, МПа |
|----------------|------------------------------------|------------------|------------------|---------------------|---------------------|---|--|
|                | $\sigma_0$                         | $\Delta\sigma_d$ | $\Delta\sigma_z$ | $\Delta\sigma_{тр}$ | $\Delta\sigma_{ду}$ |   |  |
| 4 оборота КВД  | 6/1                                | 156/20           | 277/35           | 0,7/>1              | 350/44              | 790/100                                       | 710±18   |
| 6 оборотов КВД | 6/1                                | 185/29           | 289/46           | 35/6                | 132/21              | 629/100                                       | 565±20   |
| 7 оборотов КВД | 6/1                                | 174/18           | 289/30           | 0,8/>1              | 489/51              | 959/100                                       | 700±20   |

<sup>10</sup> Мартин Дж. Микромеханизмы дисперсионного твердения сплавов. М.: Металлургия, 1983. 167 с.

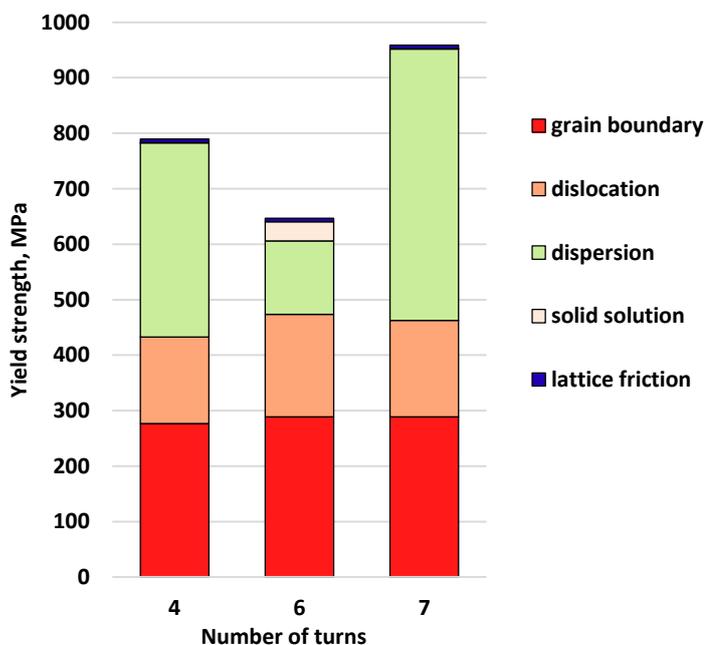


Рис. 6. Гистограмма вкладов механизмов упрочнения сплава Cu–0,6Cr–0,1Zr после кручения под высоким давлением  
 Fig. 6. Histogram of contributions of the Cu–0.6Cr–0.1Zr alloy hardening mechanisms after high pressure torsion

## ОСНОВНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ

1. Установлено, что в условиях КВД сплава Cu–0,6Cr–0,1Zr в состоянии с предельно низкой концентрацией ТР происходит немономонное изменение концентрации легирующих элементов и прочностных характеристик. Это связано с условиями КВД, при которых происходит разлом частиц и изменяется их термодинамическое состояние с образованием острых граней, что приводит к индуцированию процесса растворения частиц.

2. Значения предела текучести, полученные путем расчета, демонстрируют ту же динамику изменения, что и экспериментальные данные. На 6-м обороте происходит активное деформационно-индуцированное растворение частиц вторых фаз и наблюдается снижение предела текучести на прочности ~145 МПа.

3. Показано, что основными вкладами в прочность сплава Cu–0,6Cr–0,1Zr в процессе КВД являются дислокационное, зернограничное и дисперсионное упрочнения. На немономонный характер изменения прочности в процессе КВД сплава Cu–0,6Cr–0,1Zr основное влияние оказывает вклад дисперсионного упрочнения.

## СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

- Edalati K., Bachmaier A., Beloshenko V.A., Beygelzimer Y., Blank V.D., Botta W.J., Bryła K., Čížek J., Divinski S.V., Enikeev N., Estrin Yu., Faraji G., Figueiredo R.B., Fuji M., Furuta T., Thierry G., Gubicza J., Hohenwarter A., Leoben M., Horita Z., Huot J., Iкома Y., Janeček M., Kawasaki M., Král P., Kuramoto Sh., Langdon T.G., Leiva D., Levitas V.I., Mazilkin A., Mito M., Miyamoto H., Nishizaki T., Pippin R., Popov V., Popova E.N., Purcek G., Renk O., Révész A., Sauvage X., Sklenička V., Skrotzki W., Straumal B.B., Suwas S., Toth L.S., Tsuji N., Valiev R.Z., Wilde G., Zehetbauer M.J., Zhu X. Nanomaterials by Severe Plastic Deformation: Review of Historical Developments and Recent Advances // *Materials Research Letters*. 2022. Vol. 10. № 4. P. 163–256. DOI: [10.1080/21663831.2022.2029779](https://doi.org/10.1080/21663831.2022.2029779).
- Faraji G., Kim H.S., Kashi H.T. Chapter 7. Mechanical Properties of Ultrafine-Grained and Nanostructured Metals // *Severe Plastic Deformation*. Niderlandy: Elsevier, 2018. P. 223–257. DOI: [10.1016/b978-0-12-813518-1.00007-2](https://doi.org/10.1016/b978-0-12-813518-1.00007-2).
- Zhilyaev A.P., Langdon T.G. Using high-pressure torsion for metal processing: Fundamentals and applications // *Progress in Materials Science*. 2008. Vol. 53. № 6. P. 893–979. DOI: [10.1016/j.pmatsci.2008.03.002](https://doi.org/10.1016/j.pmatsci.2008.03.002).
- Sousa T.G., Moura I.A. de B., Garcia Filho F.D.C., Monteiro S.N., Brandão L. P. Combining severe plastic deformation and precipitation to enhance mechanical strength and electrical conductivity of Cu–0.65Cr–0.08Zr alloy // *Journal of Materials Research and Technology*. 2020. Vol. 9. № 3. P. 5953–5961. DOI: [10.1016/j.jmrt.2020.03.124](https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2020.03.124).
- Peng L., Xie H., Huang G., Xu G., Yin X., Feng X., Mi X., Yang Z. The phase transformation and strengthening of a Cu-0.71 wt% Cr alloy // *Journal of Alloys and Compounds*. 2017. Vol. 708. P. 1096–1102. DOI: [10.1016/j.jallcom.2017.03.069](https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2017.03.069).
- Bodyakova A., Mishnev R., Belyakov A., Kaibyshev R. Effect of chromium content on precipitation in Cu–Cr–Zr alloys // *Journal of Materials Science*. 2022. Vol. 57. № 27. P. 13043–13059. DOI: [10.1007/s10853-022-07454-8](https://doi.org/10.1007/s10853-022-07454-8).
- Khomskaya I.V., Zel'dovich V.I., Frolova N.Yu., Abdullina D.N., Kheifets A.E. Investigation of Cu<sub>5</sub>Zr particles precipitation in Cu-Zr and Cu-Cr-Zr alloys subjected to quenching and high strain rate deformation //

- Letters on Materials. 2019. Vol. 9. № 4. P. 400–404. DOI: [10.22226/2410-3535-2019-4-400-404](https://doi.org/10.22226/2410-3535-2019-4-400-404).
8. Chen X., Jiang F., Liu L., Huang H., Shi Z. Structure and orientation relationship of new precipitates in a Cu–Cr–Zr alloy // *Materials Science and Technology (United Kingdom)*. 2017. Vol. 34. № 3. P. 282–288. DOI: [10.1080/02670836.2017.1376428](https://doi.org/10.1080/02670836.2017.1376428).
  9. Ivanisenko Y., Lojkowski W., Valiev R.Z., Fecht H.-J. The mechanism of formation of nanostructure and dissolution of cementite in a pearlitic steel during high pressure torsion // *Acta Materialia*. 2003. Vol. 51. № 18. P. 5555–5570. DOI: [10.1016/s1359-6454\(03\)00419-1](https://doi.org/10.1016/s1359-6454(03)00419-1).
  10. Guelton N., François M. Strain-Induced Dissolution of Cementite in Cold-Drawn Pearlitic Steel Wires // *Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science*. 2020. Vol. 51. № 4. P. 1602–1613. DOI: [10.1007/s11661-020-05640-4](https://doi.org/10.1007/s11661-020-05640-4).
  11. Chen H., Ji Y., Zhang C., Liu W., Chen H., Yang Z., Chen L.-Q., Chen L. Understanding cementite dissolution in pearlitic steels subjected to rolling-sliding contact loading: A combined experimental and theoretical study // *Acta Materialia*. 2017. Vol. 141. P. 193–205. DOI: [10.1016/j.actamat.2017.09.017](https://doi.org/10.1016/j.actamat.2017.09.017).
  12. Straumal B.B., Kilmametov A.R., Korneva A., Mazilkin A.A., Straumal P.B., Zieba P., Baretzky B. Phase transitions in Cu-based alloys under high pressure torsion // *Journal of Alloys and Compounds*. 2017. Vol. 707. P. 20–26. DOI: [10.1016/j.jallcom.2016.12.057](https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2016.12.057).
  13. Straumal B.B., Pontikis V., Kilmametov A.R., Mazilkin A.A., Dobatkin S.V., Baretzky B. Competition between precipitation and dissolution in Cu–Ag alloys under high pressure torsion // *Acta Materialia*. 2017. Vol. 122. P. 60–71. DOI: [10.1016/j.actamat.2016.09.024](https://doi.org/10.1016/j.actamat.2016.09.024).
  14. Straumal B.B., Kilmametova A.R., Baretzky B., Kogtenkova O.A., Straumal P.B., Litynska-Dobrzynska L., Chulist R., Korneva A., Zieba P. High pressure torsion of Cu–Ag and Cu–Sn alloys: Limits for solubility and dissolution // *Acta Materialia*. 2020. Vol. 195. P. 184–198. DOI: [10.1016/j.actamat.2020.05.055](https://doi.org/10.1016/j.actamat.2020.05.055).
  15. Фаизов И.А., Мулюков Р.Р., Аксенов Д.А., Фаизова С.Н., Землякова Н.В., Cardoso K.R., Zeng Y. Растворение частиц вторых фаз в низколегированном медном сплаве системы Cu–Cr–Zr при обработке методом равноканального углового прессования // *Письма о материалах*. 2018. Т. 8. № 1. С. 110–114. DOI: [10.22226/2410-3535-2018-1-110-114](https://doi.org/10.22226/2410-3535-2018-1-110-114).
  16. Фаизова С.Н., Рааб Г.И., Зарипов Н.Г., Аксенов Д.А., Фаизов И.А. Физические аспекты формирования высокопрочного состояния дисперсионно-упрочняемых сплавов при интенсивной пластической деформации кручением // *Физическая мезомеханика*. 2015. Т. 18. № 4. С. 87–93. EDN: [UGCJQV](https://doi.org/10.22226/2410-3535-2015-4-87-93).
  17. Faizova S.N., Aksenov D.A., Faizov I.A., Nazarov K.S. Unusual kinetics of strain-induced diffusional phase transformations in Cu–Cr–Zr alloy // *Letters on Materials*. 2021. Vol. 11. № 2. P. 218–222. DOI: [10.22226/2410-3535-2021-2-218-222](https://doi.org/10.22226/2410-3535-2021-2-218-222).
  18. Zhao Y.H., Bingert J.F., Zhu Y.T., Liao X.Z., Valiev R.Z., Horita Z., Langdon T.G., Zhou Y.Z., Lavernia E.J. Tougher ultrafine grain Cu via high-angle grain boundaries and low dislocation density // *Applied Physics Letters*. 2008. Vol. 92. № 8. Article number 081903. DOI: [10.1063/1.2870014](https://doi.org/10.1063/1.2870014).
  19. Morozova A., Borodin E., Bratov V., Zhrebtsov S., Belyakov A., Kaibyshev R. Grain Refinement Kinetics in a Low Alloyed Cu–Cr–Zr Alloy Subjected to Large Strain Deformation // *Materials*. 2017. Vol. 10. № 12. Article number 1394. DOI: [10.3390/ma10121394](https://doi.org/10.3390/ma10121394).
  20. Приходько В.М., Петрова Л.Г., Чудина О.В. Металлофизические основы разработки упрочняющих технологий. М.: Машиностроение, 2003. 384 с.

## REFERENCES

1. Edalati K., Bachmaier A., Beloshenko V.A., Beygelzimer Y., Blank V.D., Botta W.J., Bryła K., Čížek J., Divinski S.V., Enikeev N., Estrin Yu., Faraji G., Figueiredo R.B., Fuji M., Furuta T., Thierry G., Gubicza J., Hohenwarter A., Leoben M., Horita Z., Huot J., Ikoma Y., Janeček M., Kawasaki M., Král P., Kuramoto Sh., Langdon T.G., Leiva D., Levitas V.I., Mazilkin A., Mito M., Miyamoto H., Nishizaki T., Pippan R., Popov V., Popova E.N., Purcek G., Renk O., Révész A., Sauvage X., Sklenička V., Skrotzki W., Straumal B.B., Suwas S., Toth L.S., Tsuji N., Valiev R.Z., Wilde G., Zehetbauer M.J., Zhu X. Nanomaterials by Severe Plastic Deformation: Review of Historical Developments and Recent Advances. *Materials Research Letters*, 2022, vol. 10, no. 4, pp. 163–256. DOI: [10.1080/21663831.2022.2029779](https://doi.org/10.1080/21663831.2022.2029779).
2. Faraji G., Kim H.S., Kashi H.T. Chapter 7. Mechanical Properties of Ultrafine-Grained and Nanostructured Metals. *Severe Plastic Deformation*. Niderlandy, Elsevier Publ., 2018, pp. 223–257. DOI: [10.1016/b978-0-12-813518-1.00007-2](https://doi.org/10.1016/b978-0-12-813518-1.00007-2).
3. Zhilyaev A.P., Langdon T.G. Using high-pressure torsion for metal processing: Fundamentals and applications. *Progress in Materials Science*, 2008, vol. 53, no. 6, pp. 893–979. DOI: [10.1016/j.pmatsci.2008.03.002](https://doi.org/10.1016/j.pmatsci.2008.03.002).
4. Sousa T.G., Moura I.A. de B., Garcia Filho F.D.C., Monteiro S.N., Brandão L. P. Combining severe plastic deformation and precipitation to enhance mechanical strength and electrical conductivity of Cu–0.65Cr–0.08Zr alloy. *Journal of Materials Research and Technology*, 2020, vol. 9, no. 3, pp. 5953–5961. DOI: [10.1016/j.jmrt.2020.03.124](https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2020.03.124).
5. Peng L., Xie H., Huang G., Xu G., Yin X., Feng X., Mi X., Yang Z. The phase transformation and strengthening of a Cu–0.71 wt% Cr alloy. *Journal of Alloys and Compounds*, 2017, vol. 708, pp. 1096–1102. DOI: [10.1016/j.jallcom.2017.03.069](https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2017.03.069).
6. Bodyakova A., Mishnev R., Belyakov A., Kaibyshev R. Effect of chromium content on precipitation in Cu–Cr–Zr alloys. *Journal of Materials Science*, 2022, vol. 57, no. 27, pp. 13043–13059. DOI: [10.1007/s10853-022-07454-8](https://doi.org/10.1007/s10853-022-07454-8).
7. Khomskaya I.V., Zel'dovich V.I., Frolova N.Yu., Abdullina D.N., Kheifets A.E. Investigation of Cu<sub>5</sub>Zr particles precipitation in Cu–Zr and Cu–Cr–Zr alloys subjected to quenching and high strain rate deformation. *Letters on Materials*, 2019, vol. 9, no. 4, pp. 400–404. DOI: [10.22226/2410-3535-2019-4-400-404](https://doi.org/10.22226/2410-3535-2019-4-400-404).
8. Chen X., Jiang F., Liu L., Huang H., Shi Z. Structure and orientation relationship of new precipitates in a Cu–Cr–Zr alloy. *Materials Science and Technology (United Kingdom)*. 2017. Vol. 34. № 3. P. 282–288. DOI: [10.1080/02670836.2017.1376428](https://doi.org/10.1080/02670836.2017.1376428).

- Kingdom), 2017, vol. 34, no. 3, pp. 282–288. DOI: [10.1080/02670836.2017.1376428](https://doi.org/10.1080/02670836.2017.1376428).
9. Ivanisenko Y., Lojkowski W., Valiev R.Z., Fecht H.-J. The mechanism of formation of nanostructure and dissolution of cementite in a pearlitic steel during high pressure torsion. *Acta Materialia*, 2003, vol. 51, no. 18, pp. 5555–5570. DOI: [10.1016/s1359-6454\(03\)00419-1](https://doi.org/10.1016/s1359-6454(03)00419-1).
  10. Guelton N., François M. Strain-Induced Dissolution of Cementite in Cold-Drawn Pearlitic Steel Wires. *Metalurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science*, 2020, vol. 51, no. 4, pp. 1602–1613. DOI: [10.1007/s11661-020-05640-4](https://doi.org/10.1007/s11661-020-05640-4).
  11. Chen H., Ji Y., Zhang C., Liu W., Chen H., Yang Z., Chen L.-Q., Chen L. Understanding cementite dissolution in pearlitic steels subjected to rolling-sliding contact loading: A combined experimental and theoretical study. *Acta Materialia*, 2017, vol. 141, pp. 193–205. DOI: [10.1016/j.actamat.2017.09.017](https://doi.org/10.1016/j.actamat.2017.09.017).
  12. Straumal B.B., Kilmametov A.R., Korneva A., Mazilkin A.A., Straumal P.B., Zieba P., Baretzky B. Phase transitions in Cu-based alloys under high pressure torsion. *Journal of Alloys and Compounds*, 2017, vol. 707, pp. 20–26. DOI: [10.1016/j.jallcom.2016.12.057](https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2016.12.057).
  13. Straumal B.B., Pontikis V., Kilmametov A.R., Mazilkin A.A., Dobatkin S.V., Baretzky B. Competition between precipitation and dissolution in Cu–Ag alloys under high pressure torsion. *Acta Materialia*, 2017, vol. 122, pp. 60–71. DOI: [10.1016/j.actamat.2016.09.024](https://doi.org/10.1016/j.actamat.2016.09.024).
  14. Straumal B.B., Kilmametova A.R., Baretzky B., Kogtenkova O.A., Straumal P.B., Litynska-Dobrzynska L., Chulist R., Korneva A., Zieba P. High pressure torsion of Cu–Ag and Cu–Sn alloys: Limits for solubility and dissolution. *Acta Materialia*, 2020, vol. 195, pp. 184–198. DOI: [10.1016/j.actamat.2020.05.055](https://doi.org/10.1016/j.actamat.2020.05.055).
  15. Faizov I.A., Mulyukov R.R., Aksekov D.A., Faizova S.N., Zemlyakova N.V., Cardoso K.R., Zeng Y. Dissolution of the second phase particles in the course of the equal channel angular pressing of diluted Cu–Cr–Zr alloy. *Pisma o materialakh*, 2018, vol. 8, no. 1, pp. 110–114. DOI: [10.22226/2410-3535-2018-1-110-114](https://doi.org/10.22226/2410-3535-2018-1-110-114).
  16. Faizova S.N., Raab G.I., Zaripov N.G., Aksekov D.A., Faizov I.A. Physical aspects of high-strength state formation in particle reinforced alloys under high pressure torsion. *Fizicheskaya mezomekhanika*, 2015, vol. 18, no. 4, pp. 87–93. EDN: [UGCJQV](https://www.edn.ru/UGCJQV).
  17. Faizova S.N., Aksekov D.A., Faizov I.A., Nazarov K.S. Unusual kinetics of strain-induced diffusional phase transformations in Cu–Cr–Zr alloy. *Letters on Materials*, 2021, vol. 11, no. 2, pp. 218–222. DOI: [10.22226/2410-3535-2021-2-218-222](https://doi.org/10.22226/2410-3535-2021-2-218-222).
  18. Zhao Y.H., Bingert J.F., Zhu Y.T., Liao X.Z., Valiev R.Z., Horita Z., Langdon T.G., Zhou Y.Z., Lavernia E.J. Tougher ultrafine grain Cu via high-angle grain boundaries and low dislocation density. *Applied Physics Letters*, 2008, vol. 92, no. 8, article number 081903. DOI: [10.1063/1.2870014](https://doi.org/10.1063/1.2870014).
  19. Morozova A., Borodin E., Bratov V., Zhrebtsov S., Belyakov A., Kaibyshev R. Grain Refinement Kinetics in a Low Alloyed Cu–Cr–Zr Alloy Subjected to Large Strain Deformation. *Materials*, 2017, vol. 10, no. 12, article number 1394. DOI: [10.3390/ma10121394](https://doi.org/10.3390/ma10121394).
  20. Prikhodko V.M., Petrova L.G., Chudina O.V. *Metallofizicheskie osnovy razrabotki uprochnyayushchikh tekhnologiy* [Metallophysical basis for the development of hardening technology]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 2003. 384 p.

## Hardening mechanisms contribution at nonmonotonic change of properties in the Cu–0.6Cr–0.1Zr alloy at high pressure torsion

© 2022

Denis A. Aksekov<sup>\*1,2,6</sup>, junior researcherSvetlana N. Faizova<sup>3,4</sup>, PhD (Physics and Mathematics), assistant professor of Chair of General and Theoretical Physics, assistant professor of Chair of Water Supply and DisposalIlshat A. Faizov<sup>5</sup>, PhD (Physics and Mathematics), chief specialist<sup>1</sup>*Institute of Physics of Molecules and Crystals of Ufa Federal Research Center of the Russian Academy of Sciences, Ufa (Russia)*<sup>2</sup>*Ufa State Aviation Technical University, Ufa (Russia)*<sup>3</sup>*Sterlitamak branch of Bashkir State University, Sterlitamak (Russia)*<sup>4</sup>*Ufa State Petroleum Technological University, Ufa (Russia)*<sup>5</sup>*RN-BashNIPIneft LLC, Ufa (Russia)*\*E-mail: [aksyonovda@mail.ru](mailto:aksyonovda@mail.ru)<sup>6</sup>ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-2652-2646>

Received 29.04.2022

Accepted 06.09.2022

**Abstract:** Phase transformations play an important role in the formation of properties in the dispersion-hardened alloys, for example, such as the Cu–Cr–Zr system alloys. It is known that under severe plastic deformation, the diffusion conditions change significantly, which leads to a change in the phase transformation kinetics. In this work, the authors studied the Cu–0.6Cr–0.1Zr alloy in the low concentration solid solution state subjected to high pressure torsion (up to 10 cycles). In this case, due to the solid solution low concentration and the formed ensemble of large particles, the process of solid solution decomposition was excluded at the first stages. The preliminary work on the analysis of such structurally sensitive characteristics as electrical conductivity and lattice parameter made it possible to identify the nonmonotonic nature of a change in the alloying elements concentration in the solid solution during HPT. Nonmonotonicity is related to the significant changes in the characteristics of the second phase particles ensemble under the influence of high voltages. Such sig-

nificant structural changes are reflected in the nature of the mechanical characteristics change. The authors identified that when increasing the number of HPT revolutions, changes in strength also have a nonmonotonic nature, which corresponds to the nonmonotonic nature of changes in the concentration of alloying elements and electrical conductivity. Various contributions to the Cu–0.6Cr–0.1Zr alloy hardening were analyzed. The analysis identified that the dispersion strengthening contribution plays the main role in the nonmonotonic change in the mechanical characteristics. The calculated data correlate with the obtained experimental results.

**Keywords:** strength; copper alloys; high pressure torsion; electrical conductivity; phase transformations; Cu–0.6Cr–0.1Zr; severe plastic deformation; equal channel angular pressing.

**For citation:** Aksenov D.A., Faizova S.N., Faizov I.A. Hardening mechanisms contribution at nonmonotonic change of properties in the Cu–0.6Cr–0.1Zr alloy at high pressure torsion. *Frontier Materials & Technologies*, 2022, no. 3, pp. 23–32. DOI: 10.18323/2782-4039-2022-3-1-23-32.