

**FEATURES OF THE SURFACE RELIEF OF STEEL  
AND COPPER SAMPLES AFTER HPT PROCESSING**

*Dmitry Valerievich Gunderov*<sup>1, 2a</sup>, *Mikhail Olegovich Afanasyev*<sup>2</sup>,  
*Alfred Vasimovich Sharafutdinov*<sup>2</sup>, *Sofya Dmitrievna Gunderova*<sup>3</sup>, *Vladislav Viktorovich Titov*<sup>1, 2</sup>,  
*Guzel Ihsanovna Zamanova*<sup>2</sup>, *Ruslan Kamilovich Nafikov*<sup>2</sup>

<sup>1</sup> Institute of Molecule and Crystal Physics, Ufa Federal Research Centre of the Russian Academy of Sciences, 151 pr. Oktyabr'ya, 450075, Ufa, Russia

<sup>2</sup> Ufa University of Science and Technology, 32 Zaki Validi st., 450076, Ufa, Russia

<sup>3</sup> NUST MISIS, bldg. 1, 4 Leninskiy pr., 119049, Moscow, Russia

<sup>a</sup> dimagun@mail.ru

**ABSTRACT**

In this article, the surface of metallic material samples after HPT is investigated and analyzed. The initial blanks were copper and steel 10 (Fe-0.1% C) disks with a diameter of 10 mm and a height of 1 mm. The lower anvil had a groove with a diameter of 10 mm and a depth of 0.5 mm. The upper anvil was “flat” in all cases. HPT deformation was carried out at room temperature with applied design pressure of  $P = 6$  GPa. Cu disks were subjected to HPT with the number of revolutions  $n = 2.5$ . Steel 10 (Fe-0.1% C) disks were subjected to HPT with the number of revolutions  $n = 5$ . On the basis of our previously obtained data, it was assumed that at HPT of Cu with  $n = 2.5$  revolutions, slippage would be present, but it would not be total, and at HPT of steel with  $n = 5$  revolutions, slippage would be total. The studies have shown that on the lower surface of the copper disk after HPT with  $n = 2.5$  revolutions, a pattern of densely spaced concentric circles-scratches is observed, formed as a result of the incompatible movement of the anvils and the disk surface (sliding of the anvils along the surface) and caused by the presence of irregularities – the relief of the anvils. On the upper surface of the copper disk after HPT a similar pattern of concentric circles-scratches is much less pronounced, which is due to the joint movement of the anvils and the surface of the sample as a result of their “grabbing” (which causes deformation by torsion). Unlike the Cu sample, both on the upper and lower surfaces of the steel 10 disk after HPT with  $n = 5$  revolutions densely spaced concentric circles-scratches of approximately the same intensity are observed. The scratches presumably formed in the similar way as a result of the incompatible movement of the anvils along both the upper and lower surfaces of the disk (sliding of the anvils along the surface). It is possible that sliding occurs first on one surface, then on the other one, since in the total sliding mode, sliding between the upper and lower surfaces may occur randomly.

**KEYWORDS**

Copper; steel; high-pressure torsion; slippage; relief.

## ОСОБЕННОСТИ РЕЛЬЕФА ПОВЕРХНОСТИ ОБРАЗЦОВ СТАЛИ И МЕДИ ПОСЛЕ КВД

*Дмитрий Валерьевич Гундеров<sup>1,2a</sup>, Михаил Олегович Афанасьев<sup>2</sup>,  
Альфред Васимович Шарафутдинов<sup>2</sup>, Софья Дмитриевна Гундерова<sup>3</sup>,  
Владислав Викторович Титов<sup>1,2</sup>, Гузель Ихсановна Заманова<sup>2</sup>, Руслан Камирович Нафиков<sup>2</sup>*

<sup>1</sup> Институт физики молекул и кристаллов Уфимского федерального исследовательского центра РАН, пр. Октября 151, 450075, Уфа, Россия

<sup>2</sup> Уфимский университет науки и технологий, ул. Заки Валиди 32, 450076, Уфа, Россия

<sup>3</sup> НИТУ МИСИС, Ленинский пр. 4, с.1., 119049, Москва, Россия

<sup>a</sup> dimagun@mail.ru

### АННОТАЦИЯ

В статье исследованы особенности проскальзывания при КВД технически чистой Cu марки М1 и стали 10 (Fe-0,1% C) и проанализирована поверхность образцов. Нижний боек установки КВД имел канавку диаметром 10 мм, глубиной 0,5 мм. Верхний боек во всех случаях был «плоским». Деформация КВД проводилась при комнатной температуре и приложенном расчетном давлении  $P = 6$  ГПа. Заготовки Cu были подвергнуты КВД с числом оборотов бойков  $n = 2,5$ . Сталь – КВД с числом  $n = 5$ . Прямыми методами был оценен эффект проскальзывания при КВД образцов Cu после предварительного КВД  $n = 2,5$  и стали после предварительного КВД  $n = 5$ . Показано, что при КВД Cu после  $n = 2,5$  проскальзывание составляет около 40%. При КВД стали после  $n = 5$  проскальзывание составило более 95%. На нижней поверхности диска Cu после КВД с  $n = 2,5$  оборотов наблюдаются плотно расположенные концентрические круги – риски, образованные в результате скольжения бойков с неровностями (выступами рельефа) по поверхности образца. На верхней поверхности диска Cu после КВД подобная картина концентрических кругов отсутствует, рельеф формируется локальными округлыми микровпадинами и микровыступами, что обусловлено совместным движением бойков и поверхности образца в результате их «схватывания» (что и обуславливает реализацию сдвиговой деформации при КВД). В отличие от образца Cu, и на верхней, и на нижней поверхностях диска из стали после КВД с  $n = 5$  оборотов наблюдаются плотнорасположенные концентрические круги – риски примерно одинаковой глубины/ширины. Риски также, видимо, образовались в результате несовместного движения бойков и по верхней, и по нижней поверхностям диска (скольжение бойков по поверхности). Возможно, при КВД стали проскальзывание происходит то по одной, то по другой поверхности случайным образом.

### КЛЮЧЕВЫЕ СЛОВА

Медь; сталь; кручение под высоким давлением; проскальзывание; рельеф.

### Введение

Кручение под высоким давлением (КВД), по-другому интенсивная пластическая деформация кручением, является известным методом интенсивной пластической деформации (ИПД) [1–3]. КВД позволяет измельчить зерно до нанокристаллического разме-

ра в образцах различных металлов и сплавов [1–3]. Он позволяет наиболее сильно измельчить структуру металлических материалов по сравнению с другими методами ИПД [1–3]. КВД может инициировать в сплавах различные фазовые превращения, в том числе формирование неравновесных фаз и даже

аморфизации [1–5]. Также КВД приводит к трансформации структуры аморфных сплавов [6, 7]. Исследованию влияния КВД на структуру и свойства металлов и сплавов посвящено более пяти тысяч статей, данные которых представлены в ряде обзоров, в частности [1–3].

Схема и методики КВД предложены Бриджменом [4]. Ожидаемая (теоретическая) степень деформации сдвига  $\gamma$  при КВД определяется по уравнению [2]:

$$\gamma = \frac{2\pi Rn}{h}, \quad (1)$$

где  $n$  – количество оборотов бойков;  $R$  – радиус от центра заготовки до точки измерения;  $h$  – толщина образца.

При КВД необходимо, чтобы касательное напряжение трения ( $\tau_{\text{тр}}$ ), обусловленное контактным трением бойка по поверхности образца при вращении бойков, было равно пределу текучести при сдвиге ( $\sigma_s$ ) образца. Однако исследования демонстрируют, что во многих случаях при КВД относительно прочных и твердых материалов происходит «проскальзывание» (скольжение бойка по поверхности образца) и истинная накапливаемая деформация  $\gamma_{\text{ист}}$  не соответствует ожидаемой [8–12]. Это обусловлено тем, что касательное напряжение ( $\tau_{\text{тр}}$ ) между бойком и образцом меньше предела текучести при сдвиге ( $\sigma_s$ ).

В работе [9] проскальзывание при КВД было оценено методом нанесения маркера на верхнюю и нижнюю поверхности дисков, выполненных из Al, Cu, Fe. Результаты [9] показывают, что при КВД при приложенном давлении  $P = 5$  ГПа,  $n = 0,25$  и скорости вращения бойков  $V = 1$  об/мин проскальзывание в системе «боек – поверхность образца» на Al и Cu отсутствует. При КВД образцов Fe при тех же условиях проскальзывание наблюдалось, и только при уменьшении  $V$  до 0,5 об/мин проскальзывание на Fe не фиксировалось. Однако проскальзывание на Fe

не оценивалось для КВД с  $n$  больше 0,25 и исследования [9] проводились на относительно мягких высокочистых образцах Al (99,99%), Cu (99,99%) и Fe (99,96%). Известно, что высокочистые металлы имеют низкую начальную прочность и мало упрочняются деформацией. Однако предыдущие работы, где прямыми методами оценивалось проскальзывание при КВД с относительно большим числом оборотов ( $n \geq 1$ ) более прочных материалов: технически чистого Fe, сталей, Ti, его сплавов и т.д. – отсутствуют.

В работах авторов [10–12] прямыми методами было оценено проскальзывание при КВД относительно прочных аморфных сплавов – объемных металлических стекол (ОМС с пределом текучести выше 1500 МПа). В исследованиях [10–12] показано, что действительная (истинная) деформация  $\gamma_{\text{ист}}$  при КВД ОМС в десятки и сотни раз меньше ожидаемой деформации  $\gamma$ , рассчитанной по формуле (1). Таким образом, во всех этих работах [10–12] фиксировалось «тотальное» проскальзывание при КВД ОМС. В то же время структура ОМС значительно трансформировалась при КВД [19], так же как это наблюдалось в многочисленных других работах по КВД ОМС. Работы, где бы прямыми методами было оценено проскальзывание при КВД ОМС и проскальзывание бы не фиксировалось, а наблюдалась значительная деформация кручением, отсутствуют. Т.е. наблюдаемая трансформация структуры ОМС при КВД происходит несмотря на значительное или тотальное проскальзывание при КВД.

В работе [12] для оценки проскальзывания был использован метод совместного КВД двух половин диска, который был далее реализован и в наших исследованиях. Наши исследования показали, что при КВД относительно мягкой Cu при КВД с небольшим числом оборотов ( $n < 5$ ) проскальзывание не очень велико [13–15]. Однако при КВД относительно прочных материалов, таких как Ni, Ti и его сплавы, уже на первом обороте КВД

наблюдалось существенное проскальзывание [13–15]. А после предварительного КВД с  $n > 5$  при дальнейшем КВД наблюдается тотальное проскальзывание [13, 14]. Однако, несмотря на проскальзывание, структура подвергаемых КВД материалов измельчалась до нанокристаллической [13, 14], так же как это наблюдалось в работах других авторов. Математическое моделирование показало, что с ростом количества  $n$  КВД до некоторого критического значения деформация кручением перестает реализовываться [16].

В работе [13] нами было сделано некоторое предположение о модах деформации, обуславливающих накопление  $\gamma_{\text{ист}}$  в материалах при КВД несмотря на проскальзывание. Нами также был предложен и реализован метод аккумулирующей КВД (АК КВД), позволяющий заметно снизить проскальзывание и достичь повышенной степени деформации при КВД [14, 17, 18].

При обработке КВД образцов металлических материалов на их поверхности возникает некоторый рельеф. И этот рельеф, безусловно, должен влиять на контактные процессы, происходящие в области «поверхность образца – боек» при КВД и, соответственно, на процессы проскальзывания и деформирования заготовки. Однако в литературе очень мало данных, посвященных анализу рельефа поверхности образцов после КВД. Есть ряд работ с анализом поверхности после КВД образцов ОМС, но эти работы преимущественно описывают результаты формирования полос сдвига в материалах исследования [19–21], поскольку полосы сдвига являются основным механизмом деформации ОМС. Однако нам представляется, что морфология поверхности образцов после КВД должна определяться в первую очередь рельефом бойков и процессами взаимодействия бойков с поверхностью материала образцов. Данная статья посвящена исследованию и анализу поверхности образцов выполненных из ярких представителей мягких и твердых материалов (меди и стали) после КВД.

## 1. Материалы и методы

Использовалась установка КВД, находящаяся в ЦКП «Нанотех», УУНиТ, г. Уфа. Нижний боек имел канавку диаметром 10 мм, глубиной 0,5 мм. Верхний боек был «плоским». Исходными заготовками были диски меди М1 и стали 10 (Fe-0,1% С) диаметром 10 мм, высотой 1 мм. Деформация КВД проводилась при комнатной температуре и приложенном расчетном давлении  $P = 6$  ГПа. Давление  $P$  рассчитывалось как  $P = U/S$ , где  $U$  – сила, развиваемая прессом, а  $S$  – площадь, к которой приложена сила. За  $S$  (как и в других исследованиях) принимали площадь бойка [3], хотя такой подход является не совсем корректным [14]). Поверхность бойка перед КВД согласно принятой процедуре отшлифовалась наждачной бумагой зернистостью 600 и обезжиривалась, но всех неровностей на бойке это не убирало, и налипание материала на поверхность бойков происходило непосредственно в процессе каждого КВД.

Подходы к оценке проскальзывания для удобства приведены непосредственно в разделе результаты при описании эксперимента.

Поверхность образцов после КВД изучали с использованием инвертированного оптического микроскопа (ОМ) Axio Observer A1m, предназначенного для микроструктурного анализа твердых тел, включая измерение линейных размеров микроструктуры. Съемка поверхности деформированных образцов осуществлялась в светлом поле при различном увеличении, а для получения панорамных изображений использовалась функция автоматического сшивания кадров.

## 2. Результаты

Первоначально исходные заготовки – диски Cu были подвергнуты КВД с числом оборотов  $n = 2,5$ . Исходные заготовки – диски стали 10 (Fe-0,1% С) были подвергнуты КВД с числом оборотов  $n = 5$ . На верхнюю и нижнюю поверхность образца Cu после КВД  $n = 2,5$  были нанесены параллельные черные

маркеры и затем образец подвергнут на той же установке и бойках КВД с  $n = 0,15$  оборота (угол поворота наковален  $\Phi_{\text{теор}} = 54^\circ$ ) (рис. 1). По оценке относительного смещения маркеров на нижней и верхней поверхности реальный угол поворота образца составил  $\Phi_{\text{exp}} \approx 40^\circ$ .

Проскальзывание  $\Lambda$  определяется по формуле:

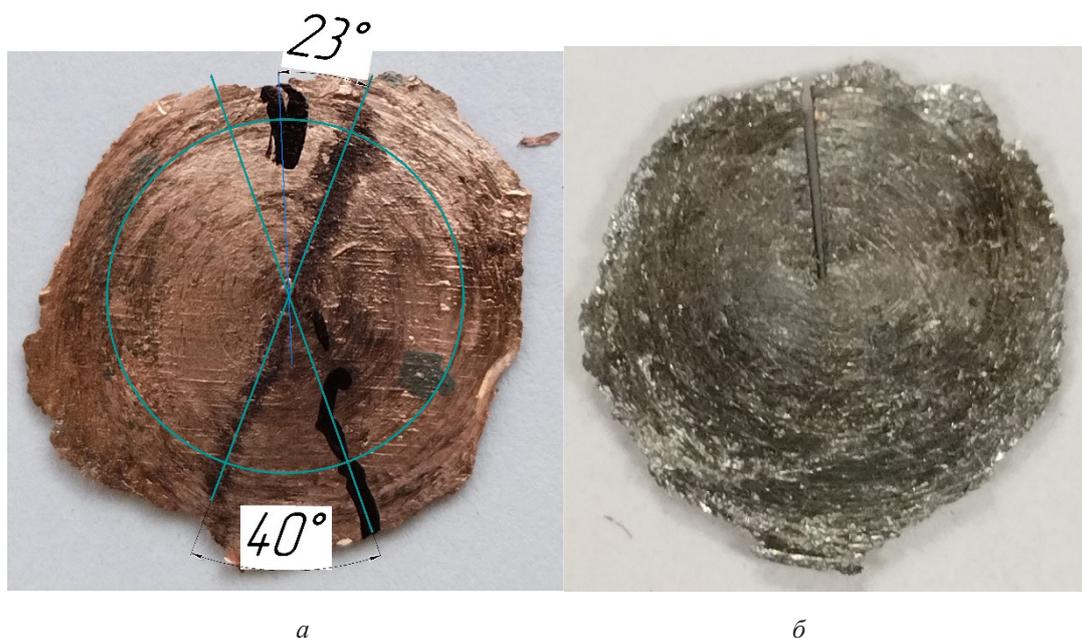
$$\Lambda = (\Phi_{\text{теор}} - \Phi_{\text{exp}}) / \Phi_{\text{теор}} \times 100\%. \quad (2)$$

Соответственно, проскальзывание в случае вышеописанного КВД Си составило  $\Lambda \approx 25\%$ .

Имеющийся у нас опыт показал, что маркеры, нанесенные на поверхность более твердых образцов стали, стирались в процессе КВД, что не позволяло оценить проскальзывание. В образце стали, предварительно

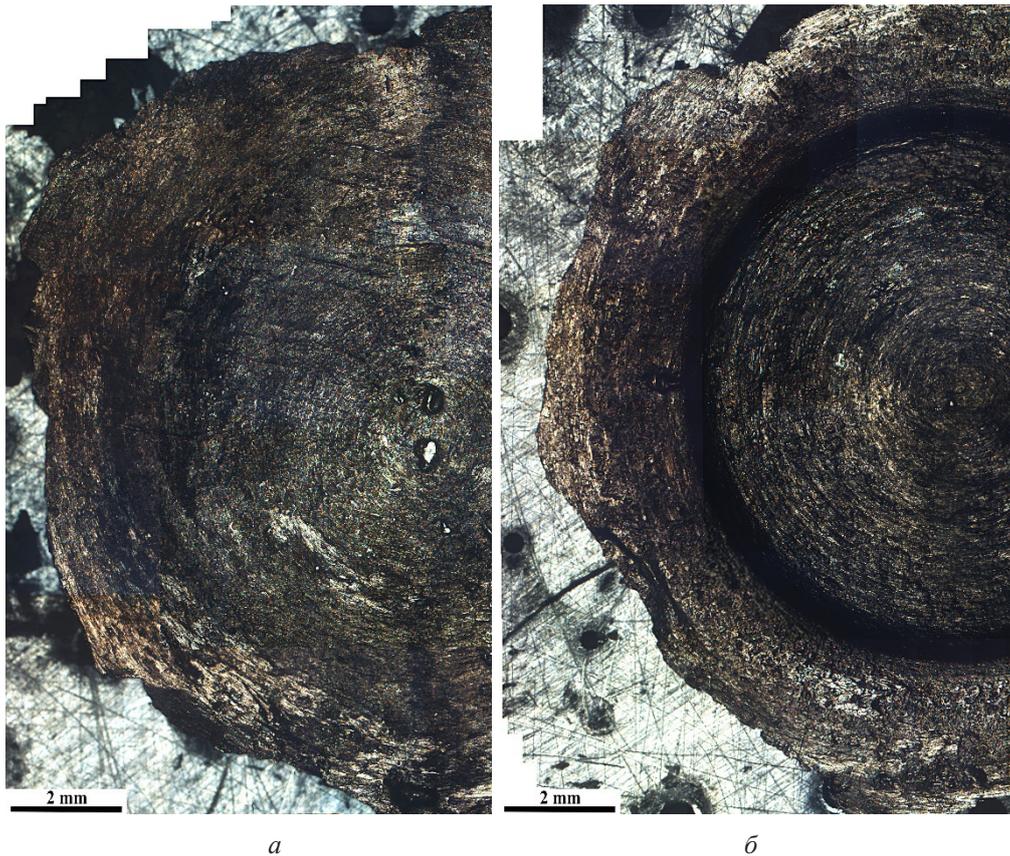
подвергнутом КВД с  $n = 5$ , был сделан специальный надрез от края до центра диска, шириной 0,5 мм, и затем образец подвергнут на той же установке и бойках КВД с  $n = 0,15$  (угол поворота наковален  $\Phi_{\text{теор}} = 54^\circ$ ). Но смещение краев надреза после КВД практически отсутствует, что свидетельствует о тотальном проскальзывании в системе «боек – поверхность образца».

На рис. 2–5 представлены снимки верхней поверхности (прилегающей к поверхности верхнего плоского бойка) и нижней поверхности (прилегающей к нижней поверхности бойка с канавкой) образцов Си и стали 10 (Fe-0,1% C) после КВД. Поскольку образцы материалов исследования выполнены в виде дисков и симметричны по диаметру, их изображения представлены на снимках в виде половинок диска.



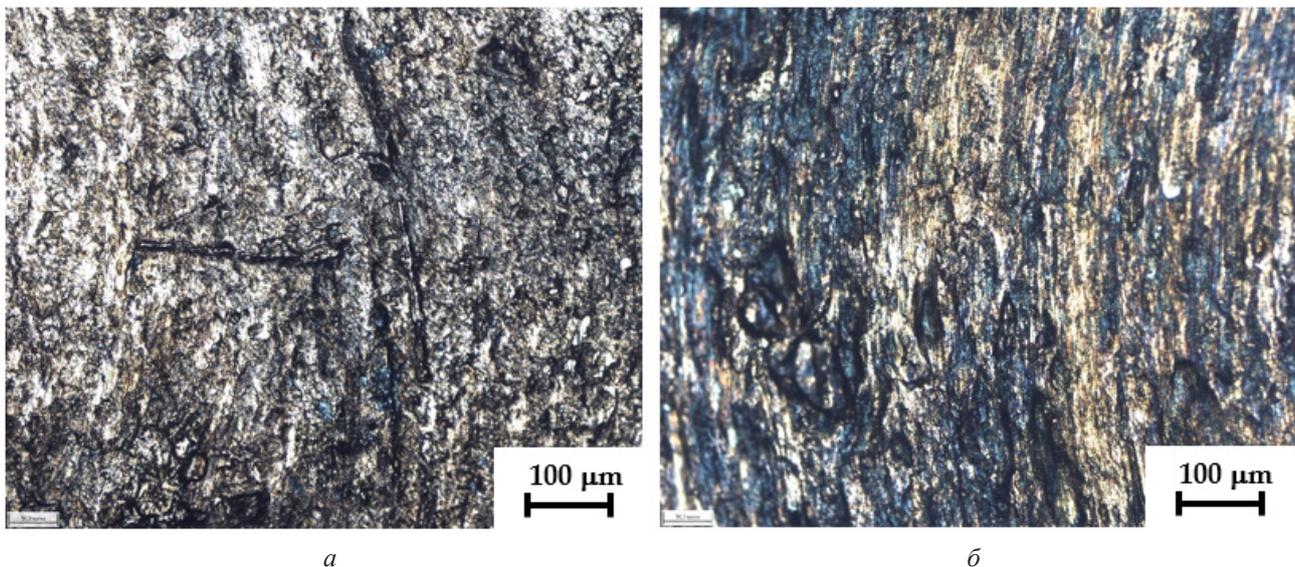
**Рис. 1.** Изображения (а) образца Си после КВД с  $n = 2,5$  с нанесенным маркером и дополнительного КВД с  $n = 0,15$ ; (б) образца стали с надрезом после КВД с  $n = 5$  и дополнительного КВД с  $n = 0,15$

**Fig. 1.** Images (a) of Cu sample after HPT with  $n = 2.5$  with applied marker and additional HPT with  $n = 0.15$ ; (b) of steel sample with a notch after HPT with  $n = 5$  and additional HPT with  $n = 0.15$



**Рис. 2.** Изображения в режиме сканирующей ОМ поверхности диска Cu после КВД с  $n = 2,5$ :  
*a* – верхняя поверхность; *б* – нижняя поверхность

**Fig. 2.** Scanning optical microscope image of Cu disk surface after HPT with  $n = 2.5$  revolutions:  
*a* – upper surface; *б* – lower surface. Images were obtained at  $\times 25$  microscope magnification



**Рис. 3.** Изображение ОМ поверхности диска Cu после КВД с  $n = 2,5$  в области  $\frac{1}{2} R$  с большим увеличением:  
*a* – верхняя поверхность; *б* – нижняя поверхность

**Fig. 3.** Optical microscope image of Cu disk surface after HPT with  $n = 2.5$  revolutions  
 with high magnification, selected area at  $\frac{1}{2} R$ :  
*a* – upper surface; *б* – lower surface

На нижней и верхней поверхности диска меди после КВД с  $n = 2,5$  оборотов наблюдается сложная картина рельефа плотно расположенных вмятин и царапин. На бойках имеются неровности, в том числе сформировавшиеся в результате износа бойков либо налипания материала образца на поверхность бойков с образованием микровыступов (рис. 6), что приводит к образованию рельефа. Особенно выражен рельеф в области  $\frac{1}{2} R$  – край образца ( $r = 5$  мм). Рельеф менее выражен в центре образцов, что естественно, поскольку собственно кручение (вращение бойков по поверхности образца) в точке  $r = 0$  практически отсутствует. На поверхности наблюдаются отдельные неровные неглубокие ямки. Возможно, в этих областях материал образцов более сильно адгезировал с материалом бойков и при снятии образца с бойков остался на их поверхности.

Изображения поверхности на рис. 3 с большим увеличением подтверждают ука-

занные наблюдения об особенностях верхней и нижней поверхности образца Cu.

В отличие от образца Cu, и на верхней, и на нижней поверхностях диска из стали 10 после КВД с  $n = 5$  наблюдаются плотно расположенные концентрические круги – риски (рис. 4, 5). Расстояние между концентрическими кругами составляет: между крупными рисками около 50–100 мкм, тонкими – 10 мкм. Данные риски также, видимо, образовались в результате несовместного движения бойков по верхней и по нижней поверхностям диска (проскальзывания бойков по поверхности). Возможно, скольжение происходит то по одной, то по другой поверхности, поскольку в режиме тотального проскальзывания силы сцепления между бойком и верхней поверхностью и между бойком и нижней поверхностью примерно равны и проскальзывание происходит то по верхней, то по нижней поверхности образца случайным образом.

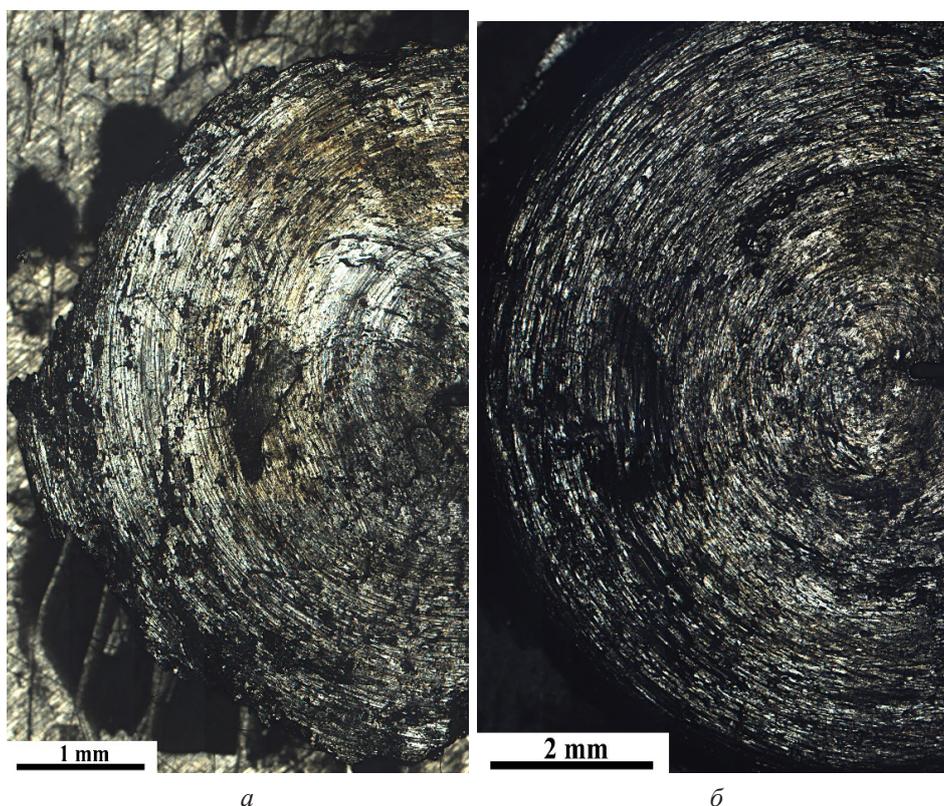
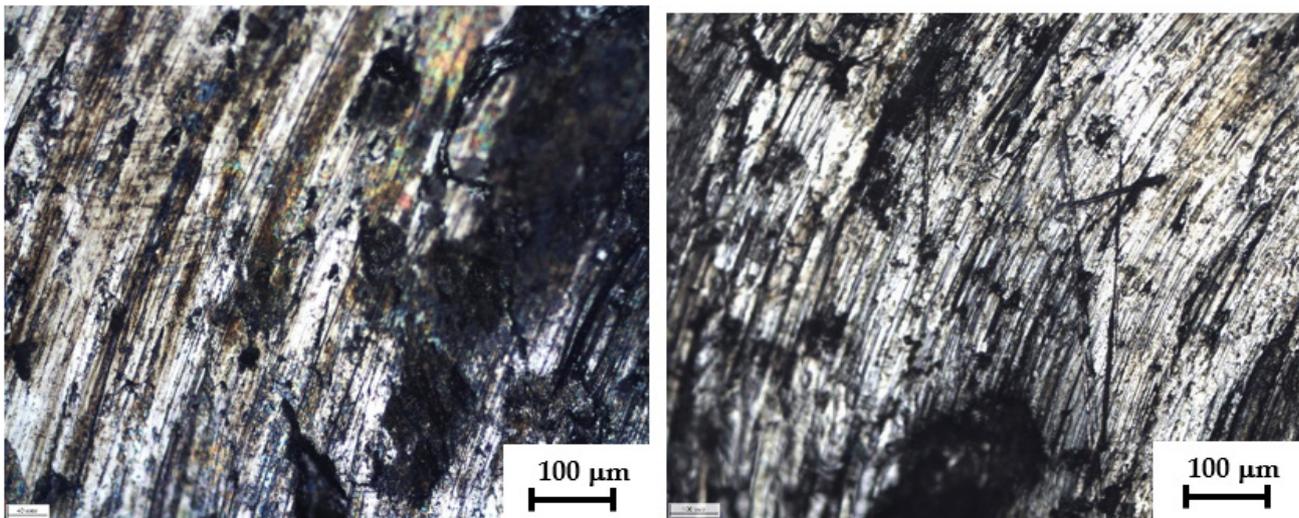


Рис. 4. Изображения в режиме сканирующей ОМ поверхности образцов стали 10 после КВД с  $n = 5$ :  
*a* – верхняя поверхность; *б* – нижняя поверхность.

Fig. 4. Scanning optical microscope image of steel surface after HPT with  $n = 5$  revolutions:  
*a* – upper surface; *b* – lower surface



**Рис. 5.** Изображение поверхности диска стали 10 после КВД с  $n = 5$  в области  $\frac{1}{2} R$  с большим увеличением:  
*a* – верхняя поверхность; *б* – нижняя поверхность

**Fig. 5.** Scanning optical microscope image of steel surface after HPT with  $n = 5$  revolutions with high magnification, selected area at  $\frac{1}{2} R$ :  
*a* – upper surface, *б* – lower surface

На рис. 6 представлено фото поверхности нижнего бойка  $d = 10$  мм с канавкой после КВД образцов из стали.



**Рис. 6.** Изображение поверхности нижнего бойка  $d = 10$  мм с канавкой после КВД образцов из стали. Отчетливо виден налипший на боек материал образца, создающий микронеровности

**Fig. 6.** Surface of the lower anvil  $d = 10$  mm with a groove after HPT of steel samples. The sample material that stuck to the anvil and formed irregularities is clearly visible

Отчетливо виден налипший на бойки материал образца, создающий неровности. Такие неровности при КВД в режиме проскаль-

зывания должны создавать наблюдаемые риски на поверхности образцов. Необходимо отметить, что налипание материала образца на бойки происходит непосредственно в процессе КВД.

### Выводы

Таким образом, на нижней и верхней поверхности диска, выполненного из мягкой  $Cu$ , после КВД с  $n = 2,5$  наблюдается сложная картина рельефа плотно расположенных вмятин и царапин. На бойках имеются неровности, в том числе сформировавшиеся в результате их износа либо налипания материала образца на поверхность бойков с образованием микровыступов, что приводит к образованию рельефа.

В отличие от образца  $Cu$ , на верхней и на нижней поверхностях диска из стали 10 после КВД с  $n = 5$  наблюдаются плотно расположенные концентрические круги – риски, которые также, видимо, образовались в результате несовместного движения бойков и по верхней, и по нижней поверхностям диска. Возможно, проскальзывание происходит то по одной, то по другой поверхности, по-

сколькx режим проскальзывания случайным образом менялся между верхней и нижней поверхностями.

### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

- Zhilyaev A.P., Langdon T.G. Using high-pressure torsion for metal processing: Fundamentals and applications // *Prog. Mater. Sci.* 2008. V. 53. P. 893–979. DOI: 10.1016/j.pmatsci.2008.03.002.
- Valiev R.Z., Zhilyaev A.P., Langdon T.G. Bulk nanostructured materials: Fundamentals and applications. Hoboken: John Wiley & Sons, Inc., 2013.
- Edalati K., Horita Z. A review on high-pressure torsion (HPT) from 1935 to 1988 // *Mater. Sci. Eng.: A.* 2016. V. 652. P. 325–352. DOI: 10.1016/j.msea.2015.11.074.
- Bridgman P.W. Effects of high shearing stress combined with high hydrostatic pressure // *Phys. Rev.* 1935. V. 48. P. 825–847. DOI: 10.1103/PhysRev.48.825.
- Teitel E.I., Metlov L.S., Gunderov D.V., Korznikov A.V. On the structural and phase transformations in solids induced by severe plastic deformation // *Physics of Metals and Metallography.* 2012. V. 113. No. 12. P. 1162–1168. DOI: 10.1134/S0031918X12120095.
- Gunderov D., Astanin V. Influence of HPT deformation on the structure and properties of amorphous alloys // *Metals.* 2020. V. 10. No. 3. P. 415. DOI: 10.3390/met10030415.
- Titov V.V., Gunderov D.V., Lebedev Yu.A. Analysis of structural parameters of amorphous alloy Zr<sub>62</sub>Cu<sub>22</sub>Fe<sub>5</sub>Al<sub>10</sub>Dy<sub>1</sub> after severe plastic deformation according to XRD data // *Materials. Technologies. Design.* 2024. V. 6. No. 4(19). P. 108–115. (In Russian) [Титов В.В., Гундеров Д.В., Лебедев Ю.А. Анализ структурных параметров аморфного сплава Zr<sub>62</sub>Cu<sub>22</sub>Fe<sub>5</sub>Al<sub>10</sub>Dy<sub>1</sub>, подвергнутого интенсивной пластической деформации по данным PCA // *Materials. Technologies. Design.* 2024. Т. 6. № 4(19). С. 108–115]. DOI: 10.54708/26587572\_2024\_6419108.
- Vorhauer A., Pippan R. On the homogeneity of deformation by high pressure torsion // *Scr. Mater.* 2004. V. 51. P. 921–925.
- Edalati K., Horita Z., Langdon T.G. The significance of slippage in processing by high-pressure torsion // *Scr. Mater.* 2009. V. 60. P. 9–12. DOI: 10.1016/j.scriptamat.2008.08.042.
- Adachi N., Todaka Y., Yokoyama, Y., Umemoto, M. Cause of hardening and softening in the bulk glassy alloy Zr<sub>50</sub>Cu<sub>40</sub>Al<sub>10</sub> after high-pressure torsion // *Mater. Sci. Eng.: A.* 2015. V. 627. P. 171–181.
- Kovács Z., Schafner E., Szommer P., and Révész Á. Localization of plastic deformation along shear bands in Vitreloy bulk metallic glass during high pressure torsion // *J. of Alloys and Compounds.* 2014. V. 593. P. 207–212. DOI: 10.1016/j.jallcom.2014.01.079.
- Dmowski W., Yokoyama Y., Chuang A., Ren Y., Umemoto M., Tsuchiya K., Inoue A., Egami T. Structural rejuvenation in a bulk metallic glass induced by severe plastic deformation // *Acta Materialia.* 2010. V. 58. P. 429–438. DOI: 10.1016/j.actamat.2009.09.021.
- Gunderov D., Asfandiyarov R., Titov V., Gunderova S., Astanin V. Some slippage issues in high-pressure torsion using Cu and Ti samples as an example // *Materials.* 2023. V. 16(1). P. 162. DOI: 10.3390/ma160101621.
- Gunderov D.V., Asfandiyarov R.N., Astanin V.V., Sharafutdinov A.V. Slippage during high-pressure torsion: Accumulative high-pressure torsion—Overview of the latest results // *Metals* 2023 V. 13. P. 1340. DOI: 10.3390/met13081340.
- Gunderov D.V., Asfandiyarov R.N., Sharafutdinov A.V., Gunderova S.D. Effect of change of the specimen thickness on slippage during high-pressure torsion // *Materials. Technologies. Design.* 2024. V. 6. No. 2(17). P. 67–73. (In Russian). [Гундеров Д.В., Асфандияров Р.Н., Шарафутдинов А.В., Гундерова С.Д. Влияние изменения толщины заготовки на проскальзывание при интенсивной пластической деформации кручением // *Materials. Technologies. Design.* 2024. Т. 6. № 2(17). С. 67–73]. DOI: 10.54708/26587572\_2024\_621767
- Beygelzimer Y., Estrin Y., Davydenko O., Kulagin R. Gripping prospective of non-shear flows under high-pressure torsion // *Materials.* 2023. V. 16, P. 823. DOI: 10.3390/ma16020823.
- Gunderov D., Churakova A., Astanin V., Asfandiyarov R., Hahn H., Valiev R. Accumulative HPT of Zr-based bulk metallic glasses // *Mater. Lett.* 2019. V. 261. Art.: 127000. DOI: 10.1016/j.matlet.2019.127000.
- Gunderov D., Prokoshkin S., Churakova A., Sheremetyev V., Ramazanov I. Effect of HPT and accumulative HPT on structure formation and microhardness of the novel Ti<sub>18</sub>Zr<sub>15</sub>Nb alloy // *Mater. Lett.* 2021. V. 283. Art.: 128819. DOI: 10.1016/j.matlet.2020.128819.
- Abrosimova G.E., Aronin A.S. Surface morphology of deformed amorphous-nanocrystalline materials and formation of nanocrystals // *Journal of Surface Investigation. X-Ray, Synchrotron and Neutron Techniques.* 2018. No. 5. P. 91–97. (In Russian) [Абросимова Г.Е., Аронин А.С. Морфология поверхности деформированных аморфно-нанокристаллических материалов и образование нанокристаллов // *Поверхность. Рентгеновские, синхротронные и нейтронные исследования.* 2018. № 5. С. 91–97]. DOI: 10.7868/S0207352818050116.

20. Vasiliev S.V., Sviridova E.A., Limanovskii A.I., Tkachenko V.M., Tsvetkov T.V., Burkhovetskii V.V., Chernyavskaya N.V., Sokolovskii Ya.S., Tkatch V.I. Microhardness and structure of layered discs consolidated by high pressure torsion of the ribbons aluminium alloys characterized by amorphous and crystalline structure // *Physics and High Pressure Technology*. 2023. V. 33(4). P. 5–15. (In Russian) [Васильев С.В., Свиридова Е.А., Лимановский, А.И., Ткаченко В.М., Цветков Т.В., Бурховецкий В.В., Чернявская, Н.В., Соколовский Я.С., Ткач В.И. Микротвердость и структура слоистых дисков, консолидированных кручением под высоким давлением лент алюминиевых сплавов с аморфной

и кристаллической структурами // *Физика и техника высоких давлений*. 2023. Т. 33(4). С. 5–15].

21. Titov V.V., Gunderov D.V., Gunderova S.D., Sharafutdinov A.V., Astanin V.V. Shear bands distribution on the surface of deformed Zr-based BMG samples // *Materials. Technologies. Design*. 2022. V. 4. No. 1(7). P. 64–72. (In Russian) [Титов В.В., Гундеров Д.В., Гундерова С.Д., Шарафутдинов А.В., Астанин В.В. Распределение полос сдвига на поверхности деформированных образцов аморфных сплавов на основе Zr // *Materials. Technologies. Design*. 2022. Т. 4. № 1(7). С. 64–72]. DOI: 10.54708/26587572\_2022\_41764.