

Влияние прокатки и кручения под высоким давлением в камере Бриджмена на количественные характеристики полос сдвига в аморфном сплаве на основе Zr

© 2021

Хрипливец Ирина Андреевна, аспирант кафедры физического материаловедения
Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», Москва (Россия)

* E-mail: misshriplivets@mail.ru

ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-9494-9000>

Аннотация: Аморфные сплавы на основе металлических компонентов демонстрируют уникальную способность реализовать пластическую деформацию под воздействием внешних механических напряжений. В результате воздействия больших степеней пластической деформации в сплавах можно наблюдать полосы сдвига (ПС) в виде грубых линий на шлифованной поверхности образца. Концепция формирования полос сдвига в аморфных металлических стеклах сильно отличается от процессов пластической деформации в кристаллических металлах и сплавах. В отличие от кристаллических металлов, аморфные металлические стекла могут существовать в спектре структурных состояний с сопутствующими механическими, термодинамическими и физическими свойствами материалов. Формирование и эволюция полос сдвига контролируют текучесть и пластичность почти всех металлических стекол при комнатной температуре, и во многих случаях образование доминирующих полос сдвига быстро приводит к разрушению. В литературе отсутствует строгое количественное описание основных параметров ПС, которое могло бы адекватно описать в аналитической форме процесс пластической деформации аморфных сплавов аналогично дислокационной и дисклинационной теориям пластической деформации кристаллов. Остается открытым вопрос, как переход от макроскопической деформации к интенсивным пластическим деформациям аморфных сплавов влияет на основные характеристики ПС. В работе с помощью метода оптической профилометрии детально изучены количественные характеристики ступенек, образованных полосами сдвига на поверхности деформированных образцов массивного аморфного сплава $Zr_{60}Ti_2Nb_2Cu_{18,5}Ni_{7,5}Al_{10}$ после кручения под высоким давлением (КВД), а также после прокатки. Установлено, что дизайн полос сдвига зависит от способа деформирования. Показано, что величина деформации оказывает определяющее влияние на мощность полос сдвига (высоту ступенек). Переход от деформации прокаткой ($\epsilon=0,4$) к пластической деформации при КВД ($\epsilon=2,6$) приводит к трехкратному увеличению мощности полос сдвига и среднего расстояния между ними.

Ключевые слова: аморфные сплавы; полосы сдвига; МПД; камера Бриджмена; пластическая деформация; прокатка; КВД.

Благодарности: Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 20-32-90014.

Статья подготовлена по материалам докладов участников X Международной школы «Физическое материаловедение» (ШФМ-2021) с элементами научной школы для молодежи, Тольятти, 13–17 сентября 2021 года.

Для цитирования: Хрипливец И.А. Влияние прокатки и кручения под высоким давлением в камере Бриджмена на количественные характеристики полос сдвига в аморфном сплаве на основе Zr // Вектор науки Тольяттинского государственного университета. 2021. № 2. С. 67–74. DOI: 10.18323/2073-5073-2021-2-67-74.

ВВЕДЕНИЕ

Аморфные металлические сплавы обладают уникальной способностью пластически деформироваться при приложении внешних механических нагрузок.носителем пластического течения при относительно низких температурах являются сильно локализованные полосы сдвига (ПС), реализующие по существу дислокационно подобную моду пластической деформации твердого тела [1; 2].

Полосы сдвига характеризуются очень высокой степенью локализации пластического сдвига (толщина ПС порядка 30–70 нм [3]). В работе [4] показано, что полосы сдвига в металлических стеклах на основе циркония имеют толщину, равную 20 нм, которая полностью согласуется с более ранней работой [5]. Аморфное состояние внутри полосы сдвига обладает более низкими значениями плотности [3; 6], степени ближнего упорядочения [7] и модуля Юнга [8]. Дальнейшие исследова-

ния авторов [9–11] показали, что аналогично дислокационному течению в кристаллах при криогенных температурах полосы сдвига в аморфных сплавах формируют на поверхности образцов систему ступенек сдвигового происхождения; эти данные также подтверждаются другими работами [12–14]. Довольно большое количество исследований посвящено изучению полос сдвига, возникающих при воздействии обычной макроскопической деформации. Например, авторами [15] было изучено влияние размера образца на расстояние между полосами сдвига, а также на пластичность при изгибе аморфных пластин и показано, что увеличение толщины образца разрушительно влияет на формирование полос сдвига. Авторы [15] выдвинули предположение, что чем меньше расстояние между полосами сдвига, тем больше пластическая гибкость объемных металлических стекол. В [16] изучено поведение ПС в аморфных пластинах при изгибе для образцов с разными толщинами и показано, что расстояние между

полосами сдвига при увеличении толщин образца увеличивается, что приводит к развитию трещин. Отсутствие пластичности при растяжении и изгибе авторы [17] объясняют нестабильностью локализации полос сдвига. Поскольку пластическая деформация во время испытания на растяжение распределяется неоднородно, одна полоса сдвига может легко привести к разрушению. При испытании на изгиб в аморфных сплавах на основе циркония разного содержания компонентов авторы [17] наблюдали сдвиги смещения в области сжатия образцов и показали, что в зависимости от состава сплава расстояние между полосами сдвига различно, варьируется от 30 до 60 мкм. В работах [18; 19] обнаружили, что смещение сдвига может быть около нескольких микрон.

Анализ полученных к настоящему времени результатов свидетельствует о том, что многие проблемы, связанные с полосами сдвига, остаются пока не решенными. Во-первых, отсутствует строгое количественное описание основных параметров полос сдвига, которые могут достаточно полно описывать в аналитическом виде процесс пластической деформации аморфных сплавов аналогично дислокационной и дисклинационной теориям пластической деформации кристаллов. Во-вторых, полностью отсутствует информация о том, насколько переход от обычной макроскопической деформации к мегапластическим деформациям (МПД) аморфных сплавов влияет на основные характеристики полос сдвига.

Цель исследования – детальная статистическая оценка основных параметров полос сдвига при кручении под высоким давлением (КВД) и при прокатке объемного аморфного сплава на основе Zr и установление влияния способа и величины пластических деформаций на количественные характеристики этих параметров.

МЕТОДИКА ПРОВЕДЕНИЯ ИССЛЕДОВАНИЯ

В работе исследовался сплав $Zr_{60}Ti_2Nb_2Cu_{18,5}Ni_{7,5}Al_{10}$, полученный путем сплавления в вакуумной дуговой печи шихтовых материалов чистотой не менее 99,9 %. Из слитков были изготовлены аморфные пластины (ширина 1 см, толщина 2,5 мм, длина 5 см) в результате быстрого охлаждения расплава на вращающемся медном диске. Из пластин вырезали диски толщиной $(0,70 \pm 0,05)$ мм и диаметром 8 мм, которые были разрезаны пополам по диаметру. Торцевая поверхность среза тщательно шлифовалась и полировалась. После этого на две подготовленные торцевые поверхности образца наносился защитный лак. Обе половинки образца помещали в камеру Бриджмена, нижняя наковальня которой имела углубление диаметром 8,8 мм и высотой $(0,55 \pm 0,05)$ мм.

Образцы подвергали КВД в камере Бриджмена при комнатной температуре, квазигидростатическом давлении 6 ГПа и скорости вращения подвижной наковальни 6,3 рад/мин. Эксперименты проводили только при приложении давления, а также при дополнительном кручении при $n=1/64$ ($e=0,7$), $1/32$ ($e=1,3$) и $1/8$ ($e=2,6$), где n – число полных оборотов подвижной наковальни камеры Бриджмена; e – истинная деформация. Столь малые значения n были выбраны для наблюдения ранних стадий образования полос сдвига. Кроме того, образцы аморфного сплава того же состава в виде ленты толщиной 40 мкм подвергали многократной прокатке. Ленты аморф-

ного сплава предварительно помещались между двумя стальными листами толщиной 1 мм. Степень обжатия аморфного сплава при прокатке составила 35 % ($e=0,4$).

Изучение торцевой поверхности образцов после КВД и поверхности ленты после прокатки проводилось методом оптической профилометрии на приборе WYKO NT 1100, которая позволяет проследить эволюцию формирования ступенек от полос сдвига на поверхности образца при пластической деформации. В работе использовалась панорамная съемка вдоль плоскости торцевого среза образца и вдоль направления прокатки. Разрешающая способность профилометра в режиме вертикальной сканирующей интерферометрии (VSI) составляет 0,1 нм. Дизайн ступенек на полированной поверхности образцов исследовался также с помощью световой микроскопии (микроскоп Micromet 5101). Количество измерений при оценке параметров ступенек полос сдвига составило не менее 100 для каждого режима деформации.

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

На рис. 1 представлены панорамные изображения ступенек скольжения в образцах изученного сплава после КВД при комнатной температуре, соответствующие воздействию только квазигидростатического давления без кручения (рис. 1 а) и КВД при $n=1/64$ (рис. 1 б), $n=1/32$ (рис. 1 с) и $n=1/8$ (рис. 1 д). На рис. 1 а наблюдается две системы ступенек полос сдвига. Первая система ступенек (СС-I) представляет собой грубые волнистые линии, почти параллельные горизонтальной кромке шлифа. Вторая система ступенек (СС-II) соответствует двум взаимно перпендикулярным тонким «кристаллографическим» ступенькам полос сдвига, расположенным под углом $\varphi=45^\circ$ и 135° к горизонтальной кромке шлифа. Природа сформировавшихся ступенек полосы сдвига на рис. 1 а связана с возникновением сжимающих напряжений под воздействием высокого давления, которые привели к эффекту одноосного сжатия ($e=0,2$). При КВД ($n=1/64$) система ступенек СС-I не претерпевает ни качественных, ни количественных изменений, а система ступенек СС-II становится явно доминирующей (рис. 1 б). При $n=1/32$ основной вклад в дислокационно подобное скольжение также вносят ступеньки полос сдвига СС-II (рис. 1 с). Наконец, в случае $n=1/8$ наблюдаются эффекты многократного ветвления ступенек полос сдвига обоих типов, сопровождающегося появлением волнистых ступенек произвольной ориентации и возрастанием их интенсивности (рис. 1 д). После холодной прокатки в плоскости ленты видны ступеньки полос сдвига, расположенные почти перпендикулярно направлению прокатки (рис. 1 е).

На рис. 2 представлены профилограммы с поверхности образцов до и после деформационных воздействий, а также измеренные с их помощью распределения по размерам высоты ступенек h и расстояния между соседними ступеньками r . Обратное значение параметра r характеризует объемную плотность полос сдвига V ($r \sim V^{-1}$). На профилограммах исходного образца до деформации каких-либо ступенек практически не наблюдается (рис. 2 а). В случае воздействия только высокого давления (рис. 2 б) и КВД (рис. 2 с–е) количество ступенек типа СС-I остается постоянным при различных режимах обработки, а для ступенек типа СС-II наблюдается

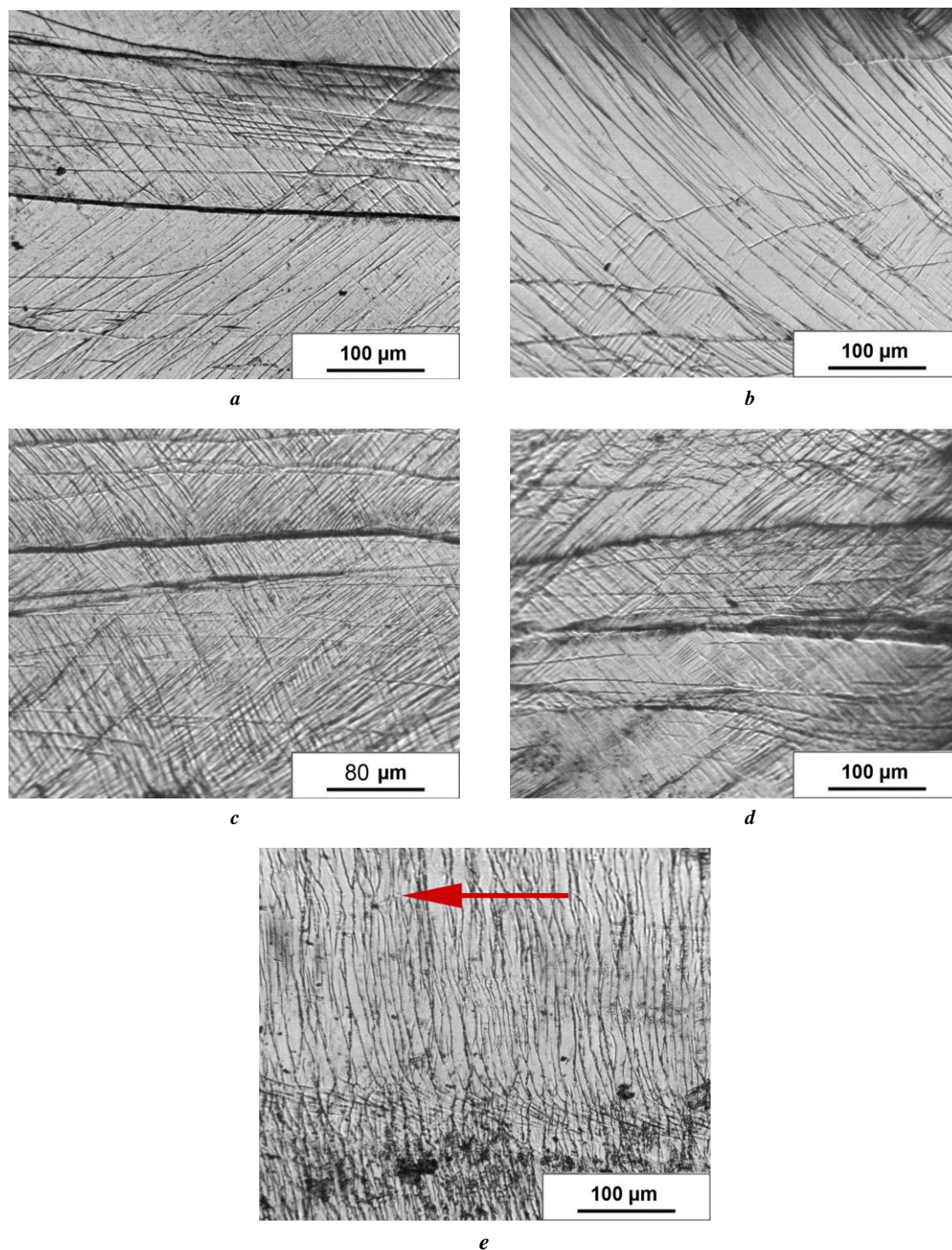


Рис. 1. Панорамные картины ступенек ПС после КВД при $n=0$ (a); $n=1/64$ (b); $n=1/32$ (c); $n=1/8$ (d) и после прокатки с обжатием 35 % (e); стрелкой показано направление прокатки. Световая микроскопия
Fig. 1. Panoramic pictures of SB steps after HPT at $n=0$ (a); $n=1/64$ (b); $n=1/32$ (c); $n=1/8$ (d) and after rolling with the reduction of 35 % (e); the arrow shows the rolling direction. Light microscopy

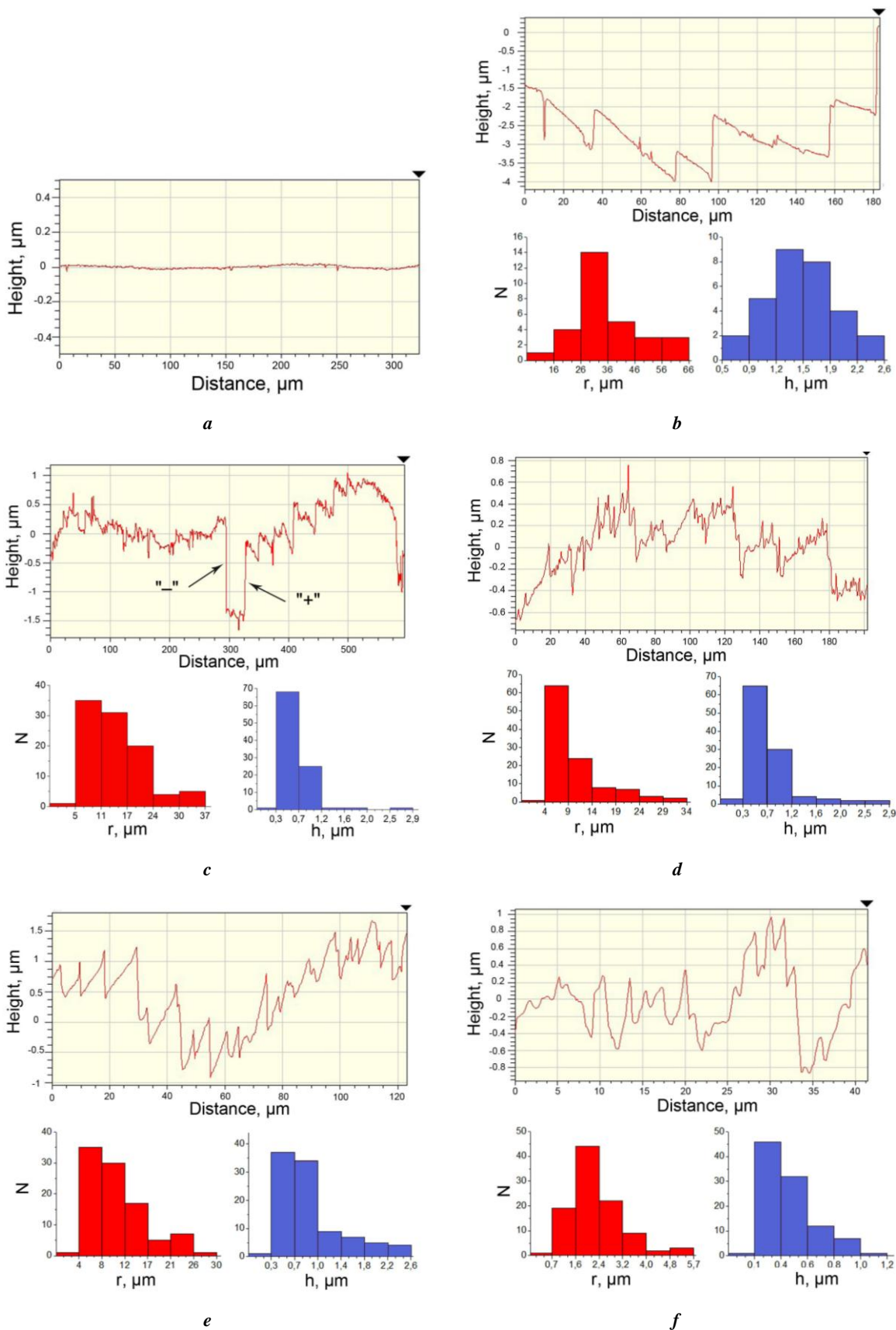


Рис. 2. Профилграммы и гистограммы значений r (красные) и значений h (синие) для исходного состояния (а), для КВД при $n=0$ (b); $n=1/64$ (c); $n=1/32$ (d); $n=1/8$ (e) и после прокатки с обжатием 35 % (f).

Стрелками показаны полосы сдвига с положительным (+) и отрицательным (-) направлением сдвига

Fig. 2. Profilograms and histograms of r (red) and h (blue) values for the initial state (a), for HPT at $n=0$ (b); $n=1/64$ (c); $n=1/32$ (d); $n=1/8$ (e) and after rolling with the reduction of 35 % (f). Arrows indicate SB of positive (+) and negative (-) displacement directions

заметный рост значения h . Гистограммы для образцов, где доминируют системы ступенек СС-I (рис. 2 б), описываются распределениями, близкими к гауссовым, а для образцов, где доминируют системы ступенек СС-II, и для образцов после прокатки – близкими к логонормальным распределениям (рис. 2 с–f).

На рис. 3 представлены зависимости среднего и наиболее вероятного значения (моды) параметров h (а) и r (б) для ступенек полос сдвига, сформировавшихся при холодной прокатке в сравнении со ступеньками полос сдвига, сформировавшимися при возрастающем значении e для КВД в камере Бриджмена. Наблюдается очевидная тенденция к росту значений h по мере возрастания e (рис. 3 б). Однако для значений r тенденция к некоторому снижению (к росту объемной плотности полос сдвига) наблюдается только для деформаций в режиме КВД. Для образцов после прокатки при малой деформации ($e=0,4$) получена аномально высокая плотность полос сдвига ($r=2$ мкм) (рис. 3 а). Характер распределения основных характеристик полос сдвига претерпевает определенные изменения по мере роста значения n при КВД (рис. 2 с–е). При $n=1/64$ распределение параметра h является относительно узким (0,3–1,2 мкм). По мере роста n распределение заметно расширяется в сторону больших значений, достигая интервала 0,3–2,6 мкм. Максимальное значение h_{max} , которое было зафиксировано для системы ступенек СС-II, составляет 2,9 мкм.

Обнаруженные ступеньки, безусловно, являются следствием локальных дислокационно подобных сдвигов. В зависимости от характера пластического течения полосы сдвига могут быть количественно описаны с помощью различных структурных параметров. Важнейшим из них является мощность полос сдвига, которая определяется высотой ступеньки в области выхода полосы сдвига на поверхность образца, отнесенной к толщине полосы сдвига. Мощность полос сдвига можно описать величиной истинной деформации внутри полосы сдвига с помощью выражения [20]

$$e_{ПС} = \ln(h/t), \quad (1)$$

где t – толщина полосы сдвига;

h – высота ступеньки полосы сдвига.

Различные системы полос сдвига, наблюдавшиеся нами при сжатии (воздействие только давления), при КВД и при прокатке, имеют, как видно, различную мощность. Если предположить в соответствии с многочисленными экспериментами [1; 3; 4], что $t \approx 50$ нм, то максимальное значение деформации внутри полосы сдвига $e_{ПС}$ в соответствии с формулой (1) находится в интервале 4,0–4,2. Это значение очень близко к тому, которое реализуется при КВД в камере Бриджмена при $n \approx 1/4$ для геометрических размеров образца, использованных в нашем эксперименте. Таким образом, в процессе КВД образец претерпевает большую пластическую деформацию, которая является следствием образования в аморфной матрице деформационных «зарядов» очень большой мощности.

ОБСУЖДЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ

В экспериментах было использовано три схемы напряженного состояния: сжатие, КВД и прокатка. Оказалось, что в каждом из этих случаев формируется доминирующая система полос сдвига. В случае сжатия это система грубых полос сдвига типа СС-I ($\varphi=0$), в случае КВД – две системы тонких и «кристаллографических» полос сдвига типа СС-II ($\varphi=45^\circ$ и 135°), а в случае прокатки – система полос сдвига с аномально высокой объемной плотностью. При этом для КВД увеличение общей деформации e приводит главным образом к возрастанию мощности полос сдвига и в меньшей степени – к возрастанию объемной плотности полос сдвига. Более того, при прокатке плотность полос сдвига оказалась максимальной при минимальном значении e . По-видимому, плотность полос сдвига зависит от природы материала и параметров пластического деформирования.

Дизайн профилограмм на рис. 2 показывает, что знак поверхностных ступенек может быть как положительным, так и отрицательным (показаны стрелками на рис. 2 с). По существу, это означает, что полосы сдвига по аналогии с дислокациями обладают способностью осуществлять различные по знаку локальные деформации (со знаком «+» или со знаком «-»). Наличие полос сдвига с противоположным направлением сдвига

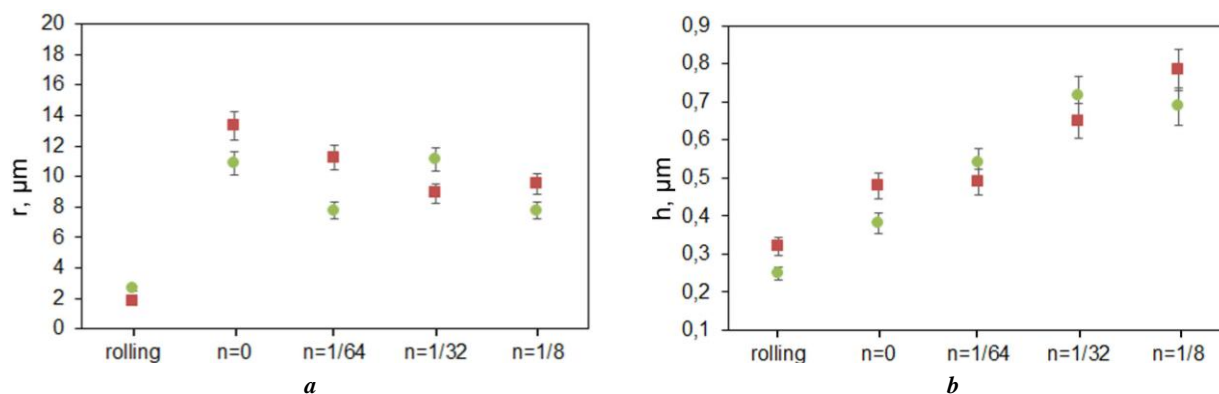


Рис. 3. Зависимости средних значений (■) и значений мод (●) для параметров ПС r (а) и h (б) в случае прокатки и КВД (для различных значений n)

Fig. 3. Dependences of mean values (■) and mode values (●) for the r (а) and h (б) SB parameters in the cases of rolling and HPT (for various n values)

существенно повышает степень аккомодации далекодействующих полей напряжений и способствует более высокой пластичности аморфных сплавов.

ОСНОВНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ И ВЫВОДЫ

Дизайн полос сдвига в массивном аморфном сплаве $Zr_{60}Ti_2Nb_2Cu_{18,5}Ni_{7,5}Al_{10}$ зависит от способа деформирования (одноосное сжатие, кручение под высоким давлением (КВД), прокатка). Переход от деформации при прокатке с обжатием 35 % к мегапластической деформации (МПД) при КВД ($n=1/8$) приводит примерно к трехкратному увеличению высоты ступенек (мощности) полос сдвига и расстояния между ними и снижению их объемной плотности. Максимальное значение высоты ступеньки полос сдвига, обнаруженное в процессе КВД, составляет 2,6–2,9 мкм, что соответствует мощности полосы сдвига, равной $e_{ПС}=4,0-4,2$. Величина деформации при МПД оказывает определяющее влияние на мощность полос сдвига. В то же время объемная плотность полос сдвига определяется, по-видимому, природой материала и условиями его деформирования. Полосы сдвига в аморфной матрице по аналогии с дислокациями в кристаллах способны осуществлять пластический сдвиг в двух взаимно противоположных по знаку направлениях.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

- Greer A.L., Cheng Y.Q., Ma E. Shear bands in metallic glasses // *Materials Science and Engineering R-Reports*. 2013. Vol. 74. № 4. P. 71–132. DOI: [10.1016/j.mser.2013.04.001](https://doi.org/10.1016/j.mser.2013.04.001).
- Zhang Q.S., Zhang W., Xie G.Q., Louzguine-Luzgin D.V., Inoue A. Stable flowing of localized shear bands in soft bulk metallic glasses // *Acta Materialia*. 2010. Vol. 58. № 3. P. 904–909. DOI: [10.1016/j.actamat.2009.10.005](https://doi.org/10.1016/j.actamat.2009.10.005).
- Donovan P.E., Stobbs W.M. The structure of shear bands in metallic glasses // *Acta Metallurgica*. 1981. Vol. 29. № 8. P. 1419–1436.
- Zhang Y., Greer A.L. Thickness of shear bands in metallic glasses // *Applied Physics Letters*. 2006. Vol. 89. № 7. Article number 071907.
- Masumoto T., Maddin R. The mechanical properties of palladium 20 at/o silicon alloy quenched from the liquid state // *Acta Metallurgica*. 1971. Vol. 19. № 7. P. 725–741. DOI: [10.1016/0001-6160\(71\)90028-9](https://doi.org/10.1016/0001-6160(71)90028-9).
- Rösner H., Peterlechner M., Kübel C., Schmidt V., Wilde G. Density changes in shear bands of a metallic glass determined by correlative analytical transmission electron microscopy // *Ultramicroscopy*. 2014. Vol. 142. P. 1–9. DOI: [10.1016/j.ultramic.2014.03.006](https://doi.org/10.1016/j.ultramic.2014.03.006).
- Glezer A.M., Kozlov E.V., Koneva N.A., Popova N.A., Kurzina I.A. Plastic deformation of nanostructured materials. Boca Raton: CRC Press, 2017. 320 p.
- Abrosimova G., Aronin A., Fokin D., Orlova N., Postnova E. The decrease of Young's modulus in shear bands of amorphous Al₈₇Ni₈La₅ alloy after deformation // *Materials Letters*. 2019. Vol. 252. P. 114–116. DOI: [10.1016/j.matlet.2019.05.099](https://doi.org/10.1016/j.matlet.2019.05.099).
- Gunderov D., Astanin V. Influence of HPT deformation on the structure and properties of amorphous alloys //

- Metals*. 2020. Vol. 10. № 3. Article number 415. DOI: [10.3390/met10030415](https://doi.org/10.3390/met10030415).
- Maass R., Samver K., Arnold W., Volkert C.A. A single shear band in a metallic glass: Local core and wide soft zone // *Applied Physics Letters*. 2014. Vol. 105. № 17. Article number 171902.
- Louzguine-Luzgin D.V., Zadorozhnyy V.Yu., Chen N., Ketov S.V. Evidence of the existence of two deformation stages in bulk metallic glasses // *Journal of Non-Crystalline Solids*. 2014. Vol. 396–397. P. 20–24.
- Glezer A.M., Louzguine-Luzgin D.V., Khriplivets I.A., Sundeev R.V., Gunderov D.V., Bazlov A.I., Pogozhev Y.S. Effect of high-pressure torsion on the tendency to plastic flow in bulk amorphous alloys based on Zr // *Materials Letters*. 2019. Vol. 256. Article number 126631. DOI: [10.1016/j.matlet.2019.126631](https://doi.org/10.1016/j.matlet.2019.126631).
- Mazilkin A., Straumal B., Kilmametov A., Straumal P., Baretzky B. Phase transformations induced by severe plastic deformation // *Materials Transactions*. 2019. Vol. 60. № 8. P. 1489–1499. DOI: [10.2320/matertrans.MF201938](https://doi.org/10.2320/matertrans.MF201938).
- Glezer A.M., Plotnikova M.R., Sundeev R.V., Shurygina N.A. Self-Blocking of shear bands and delocalization of plastic flow in amorphous alloys upon megaplastic deformation // *Bulletin of the Russian Academy of Sciences: Physics*. 2013. Vol. 77. № 11. P. 1391–1396. DOI: [10.3103/S1062873813110129](https://doi.org/10.3103/S1062873813110129).
- Conner R.D., Johnson W.L., Paton N.E., Nix W.D. Shear bands and cracking of metallic glass plates in bending // *Journal of applied physics*. 2003. Vol. 94. № 2. P. 904–911.
- Conner R.D., Li Y., Nix W.D., Johnson W.L. Shear band spacing under bending of Zr-based metallic glass plates // *Acta Materialia*. 2004. Vol. 52. № 8. P. 2429–2434.
- He Q., Xu J. Locating Malleable Bulk Metallic Glasses in Zr–Ti–Cu–Al Alloys with Calorimetric Glass Transition Temperature as an Indicator // *Journal of Materials Science and Technology*. 2012. Vol. 28. № 12. P. 1109–1122.
- Flores K.M., Dauskardt R.H. Local heating associated with crack tip plasticity in Zr–Ti–Ni–Cu–Be bulk amorphous metals // *Journal of Materials Research*. 1999. Vol. 14. № 3. P. 638–643.
- Wright W.J., Saha R., Nix W.D. Deformation mechanisms of the Zr₄₀Ti₁₄Ni₁₀Cu₁₂Be₂₄ bulk metallic glass // *Materials Transactions*. 2001. Vol. 42. № 4. P. 642–649.
- 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).

REFERENCES

- Greer A.L., Cheng Y.Q., Ma E. Shear bands in metallic glasses. *Materials Science and Engineering R-Reports*, 2013, vol. 74, no. 4, pp. 71–132. DOI: [10.1016/j.mser.2013.04.001](https://doi.org/10.1016/j.mser.2013.04.001).
- Zhang Q.S., Zhang W., Xie G.Q., Louzguine-Luzgin D.V., Inoue A. Stable flowing of localized shear bands in soft bulk metallic glasses. *Acta Materialia*, 2010, vol. 58, no. 3, pp. 904–909. DOI: [10.1016/j.actamat.2009.10.005](https://doi.org/10.1016/j.actamat.2009.10.005).

3. Donovan P.E., Stobbs W.M. The structure of shear bands in metallic glasses. *Acta Metallurgica*, 1981, vol. 29, no. 8, pp. 1419–1436.
4. Zhang Y., Greer A.L. Thickness of shear bands in metallic glasses. *Applied Physics Letters*, 2006, vol. 89, no. 7, article number 071907.
5. Masumoto T., Maddin R. The mechanical properties of palladium 20 at/o silicon alloy quenched from the liquid state. *Acta Metallurgica*, 1971, vol. 19, no. 7, pp. 725–741. DOI: [10.1016/0001-6160\(71\)90028-9](https://doi.org/10.1016/0001-6160(71)90028-9).
6. Rösner H., Peterlechner M., Kübel C., Schmidt V., Wilde G. Density changes in shear bands of a metallic glass determined by correlative analytical transmission electron microscopy. *Ultramicroscopy*, 2014, vol. 142, pp. 1–9. DOI: [10.1016/j.ultramicro.2014.03.006](https://doi.org/10.1016/j.ultramicro.2014.03.006).
7. Glezer A.M., Kozlov E.V., Koneva N.A., Popova N.A., Kurzina I.A. *Plastic deformation of nanostructured materials*. Boca Raton, CRC Press Publ., 2017. 320 p.
8. Abrosimova G., Aronin A., Fokin D., Orlova N., Postnova E. The decrease of Young's modulus in shear bands of amorphous Al₈₇Ni₈La₅ alloy after deformation. *Materials Letters*, 2019, vol. 252, pp. 114–116. DOI: [10.1016/j.matlet.2019.05.099](https://doi.org/10.1016/j.matlet.2019.05.099).
9. Gunderov D., Astanin V. Influence of HPT deformation on the structure and properties of amorphous alloys. *Metals*, 2020, vol. 10, no. 3, article number 415. DOI: [10.3390/met10030415](https://doi.org/10.3390/met10030415).
10. Maass R., Samver K., Arnold W., Volkert C.A. A single shear band in a metallic glass: Local core and wide soft zone. *Applied Physics Letters*, 2014, vol. 105, no. 17, article number 171902.
11. Louzguine-Luzgin D.V., Zadorozhnyy V.Yu., Chen N., Ketov S.V. Evidence of the existence of two deformation stages in bulk metallic glasses. *Journal of Non-Crystalline Solids*, 2014, vol. 396-397, pp. 20–24.
12. Glezer A.M., Louzguine-Luzgin D.V., Khriplivets I.A., Sundeev R.V., Gunderov D.V., Bazlov A.I., Pogozhev Y.S. Effect of high-pressure torsion on the tendency to plastic flow in bulk amorphous alloys based on Zr. *Materials Letters*, 2019, vol. 256, article number 126631. DOI: [10.1016/j.matlet.2019.126631](https://doi.org/10.1016/j.matlet.2019.126631).
13. Mazilkin A., Straumal B., Kilmametov A., Straumal P., Baretzky B. Phase transformations induced by severe plastic deformation. *Materials Transactions*, 2019, vol. 60, no. 8, pp. 1489–1499. DOI: [10.2320/matertrans.MF201938](https://doi.org/10.2320/matertrans.MF201938).
14. Glezer A.M., Plotnikova M.R., Sundeev R.V., Shurygina N.A. Self-Blocking of shear bands and delocalization of plastic flow in amorphous alloys upon megaplastic deformation. *Bulletin of the Russian Academy of Sciences: Physics*, 2013, vol. 77, no. 11, pp. 1391–1396. DOI: [10.3103/S1062873813110129](https://doi.org/10.3103/S1062873813110129).
15. Conner R.D., Johnson W.L., Paton N.E., Nix W.D. Shear bands and cracking of metallic glass plates in bending. *Journal of applied physics*, 2003, vol. 94, no. 2, pp. 904–911.
16. Conner R.D., Li Y., Nix W.D., Johnson W.L. Shear band spacing under bending of Zr-based metallic glass plates. *Acta Materialia*, 2004, vol. 52, no. 8, pp. 2429–2434.
17. He Q., Xu J. Locating Malleable Bulk Metallic Glasses in Zr–Ti–Cu–Al Alloys with Calorimetric Glass Transition Temperature as an Indicator. *Journal of Materials Science and Technology*, 2012, vol. 28, no. 12, pp. 1109–1122.
18. Flores K.M., Dauskardt R.H. Local heating associated with crack tip plasticity in Zr–Ti–Ni–Cu–Be bulk amorphous metals. *Journal of Materials Research*, 1999, vol. 14, no. 3, pp. 638–643.
19. Wright W.J., Saha R., Nix W.D. Deformation mechanisms of the Zr₄₀Ti₁₄Ni₁₀Cu₁₂Be₂₄ bulk metallic glass. *Materials Transactions*, 2001, vol. 42, no. 4, pp. 642–649.
20. 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).

The influence of rolling and high-pressure torsion in the Bridgman chamber on the quantitative characteristics of shear bands in an amorphous Zr-based alloy

© 2021

Irina A. Khriplivets, postgraduate student of Chair of Physical Materials Science
National University of Science and Technology MISIS, Moscow (Russia)

* E-mail: misshriplivets@mail.ruORCID: <https://orcid.org/0000-0002-9494-9000>

Abstract: Amorphous alloys based on metal components demonstrate a unique ability to realize plastic deformation under the influence of external mechanical stresses. Influenced by substantial degrees of plastic deformation in alloys, one can observe shear bands (SB) in the form of rough lines on the polished surface of the sample. The concept of shear band formation in amorphous metallic glasses varies greatly from plastic deformation processes in crystalline metals and alloys. Unlike crystalline metals, amorphous metallic glasses can exist in a spectrum of structural states with accompanying mechanical, thermodynamic, and physical properties of materials. The formation and evolution of shear bands control the fluidity and plasticity of almost all metallic glasses at room temperature, and in many cases, the formation of dominant shear bands rapidly leads to failure. The literature does not contain any rigorous quantitative description of SB main parameters, which could adequately describe in the analytical form the process of plastic deformation of amorphous alloys, similar to the dislocation and disclination theories of plastic deformation of crystals. An open question remains how the transition from macroscopic deformation to severe plastic deformations of amorphous alloys affects the key SB characteristics. In this work, using the method of optical profilometry, the author studied in detail the quantitative characteristics

of the steps formed by shear bands on the surface of deformed samples of the massive amorphous alloy $Zr_{60}Ti_2Nb_2Cu_{18.5}Ni_{7.5}Al_{10}$ after high-pressure torsion (HPT) and after rolling. The study identified that the design of shear bands depends on the deformation method and showed that the magnitude of deformation had the controlling effect on the shear bands thickness (the height of the steps). The transition from deformation by rolling ($e=0.4$) to plastic deformation during HPT ($e=2.6$) leads to the threefold increase in the power of shear bands and the average distance between them.

Keywords: amorphous alloys; shear bands; SPD; Bridgman chamber; plastic deformation; rolling; HPT.

Acknowledgments: The study is carried out with the financial support of the Russian Foundation for Basic Research (grant 20-32-90014).

The paper was written on the reports of the participants of the X International School of Physical Materials Science (SPM-2021) with elements of a scientific school for young adults, Togliatti, September 13–17, 2021.

For citation: Khriplivets I.A. The influence of rolling and high-pressure torsion in the Bridgman chamber on the quantitative characteristics of shear bands in an amorphous Zr-based alloy. *Vektor nauki Tolyattinskogo gosudarstvennogo universiteta*, 2021, no. 2, pp. 67–74. DOI: 10.18323/2073-5073-2021-2-67-74.