

УДК 539.213:539.26

ПОЛОСЫ СДВИГА В АМОРФНЫХ СПЛАВАХ И ИХ РОЛЬ В ОБРАЗОВАНИИ НАНОКРИСТАЛЛОВ

© 2024 г. А. С. Аронин^{а, *}, Н. А. Волков^а, Е. А. Першина^а

^аИнститут физики твердого тела им. Ю.А. Осипьяна РАН, Черноголовка, 142432 Россия

*e-mail: aronin@issp.ac.ru

Поступила в редакцию 21. 04. 2023 г.

После доработки 02.06.2023 г.

Принята к публикации 02.06.2023 г.

Исследованы процессы эволюции структуры и морфологии поверхности аморфных сплавов $\text{Al}_{87}\text{Ni}_8\text{La}_5$ и $\text{Fe}_{76}\text{Si}_{13}\text{B}_{11}$ при деформации. Показано, что деформация происходит путем образования и распространения полос сдвига, которые при выходе на поверхность образуют ступеньки. Отмечено образование нанокристаллов в полосах сдвига. Показано, что ступеньки на поверхности образуются при совокупном воздействии нескольких элементарных полос сдвига. Полосы сдвига имеют переменную толщину в диапазоне от 5 до 20 нм. Элементарная ступенька имеет толщину около 15 нм. Полосы сдвига могут объединяться в зоны. Поперечный размер зон около 1 мкм. Образование нанокристаллов в зонах может приводить к анизотропии в ориентации нанокристаллов в аморфной матрице. При увеличении степени деформации нанокристаллы формируются не только в полосах сдвига, но и в примыкающих к ним областях. Наблюдается разница в кинетике образования нанокристаллов в сплаве на основе алюминия и железа.

Ключевые слова: аморфные сплавы, деформация, полоса сдвига, нанокристалл, поверхность.

DOI: 10.31857/S1028096024010054, **EDN:** DPKZWJ

ВВЕДЕНИЕ

Аморфные и частично-кристаллические сплавы являются материалами, обладающими хорошим комплексом физических свойств [1–3]. Эти свойства могут быть существенно улучшены при образовании в аморфной матрице нанокристаллической фазы [4]. Образование кристаллической структуры возможно при нагреве или деформации. Объемная доля нанокристаллической фазы определяется химическим составом сплава, однако при деформации образуется более дисперсная структура и объемная доля нанокристаллов больше [5]. Деформация аморфных сплавов при низких температурах обычно происходит гетерогенно и осуществляется путем образования и распространения полос сдвига (ПС) [6–8]. Полоса сдвига является местом локализации пластической деформации. Структура аморфной фазы в полосе сдвига отличается от структуры аморфной матрицы. Основным отличием является повышенная концентрация свободного объема (т.е. пониженная плотность). По литературным данным разница в плотности

аморфной фазы в матрице и ПС составляет от 1 до 20%. Из-за разности в структурных характеристиках аморфной фазы в ПС и в окружающей матрице различаются также и свойства материала [9–12].

Степень изменения структуры в полосе сдвига зависит от величины, вида и условий деформации. При выходе полос сдвига на поверхность на ней возникают ступеньки. Величина ступенек зависит от вида и степени деформации, а также от материала.

Количественные характеристики ступенек, образуемых на поверхности образца полосами сдвига после кручения под давлением и прокатки, исследованы в [13–18]. Согласно ряду исследований толщина полос сдвига составляет 5–20 нм [7, 11, 12, 14, 16, 18]. Авторы [19] показали, что изменение структуры вокруг ПС может простирается на расстояние до 200 нм и саму ПС следует рассматривать как множество областей, в которых произошел локальный сдвиг. Согласно [20, 21] размеры ПС могут существенно превышать указанные выше значения, а толщина

и изменение плотности материала вдоль полосы зависят от положения полосы сдвига в образце. Кроме того, в ПС могут присутствовать области с повышенной плотностью [14, 22]. Исследования [21] показали, что структура ПС сложная, а изменения структуры матрицы вокруг полосы могут распространяться на десятки и даже сотни мкм. В [7] было высказано предположение, что в деформированном методом кручения под высоким давлением образце могут присутствовать многочисленные ПС. Было установлено, что формирование отдельной ПС может происходить скачкообразно. Целью настоящей работы являлось получение информации о структурных изменениях в существенно разных по свойствам аморфных сплавах $\text{Al}_{87}\text{Ni}_8\text{La}_5$ и $\text{Fe}_{76}\text{Si}_{13}\text{B}_{11}$ при деформации и их связи с характеристиками образующейся структуры.

МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТА

Образцы аморфных сплавов в виде лент были получены методом скоростной закалки расплава на вращающийся диск. Толщина лент аморфного сплава $\text{Fe}_{76}\text{Si}_{13}\text{B}_{11}$ после получения составляла 30 мкм, толщина лент аморфного сплава $\text{Al}_{87}\text{Ni}_8\text{La}_5$ — 50 мкм. Образцы лент были деформированы методами прокатки и кручения под высоким давлением (КВД). КВД осуществляли при комнатной температуре при давлении 4 ГПа, со скоростью 1 об./мин. Количество оборотов для разных образцов варьировали от 1 до 15. Поверхности образцов после деформации исследовали с помощью растровой электронной микроскопии (Zeis Supra 50VP), атомно-силовой микроскопии, (обработка данных с помощью пакета программного обеспечения Nova). Структуру и фазовый состав образцов изучали с помощью методов просвечивающей и высокоразрешающей электронной микроскопии (электронные микроскопы LEOL 100CX, JEOL 2100 C+), рентгеноструктурного анализа (Siemens D500).

Величину истинной деформации рассчитывали по формуле (1):

$$e = \ln \left(1 + \left(\frac{\varphi r}{h} \right)^2 \right)^{0.5} + \ln \left(\frac{h_0}{h} \right), \quad (1)$$

где r — радиус образца; φ — угол поворота пуансона; h_0 — начальная толщина образца; h — толщина образца после деформации. Образцы для электронной микроскопии после КВД готовили

методом ионного утонения с участков образца, соответствующих 0.5 радиуса.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

По результатам исследования с помощью электронной микроскопии и рентгеновской дифракции после получения все образцы были аморфными. На рентгенограммах и электронограммах не наблюдали никаких отражений от кристаллических фаз.

Сплав $\text{Al}_{87}\text{Ni}_8\text{La}_5$

На рис. 1 показана поверхность аморфного сплава $\text{Al}_{87}\text{Ni}_8\text{La}_5$ после прокатки. Величина деформации составляла $(h_0 - h)/h_0 = 0.05$. На изображении видны ступеньки, появившиеся в результате деформации. Расстояние между ступеньками было непостоянным и составляло в среднем около 1 мкм. Ступеньки образуются в результате выхода ПС на поверхность. Такая полоса сдвига изображена на рис. 2. Толщина ПС меняется от 4 до 30 нм. В ПС присутствуют отдельные нанокристаллы. Размер нанокристаллов, определенный по темнопольному изображению (рис. 2б), находится в диапазоне 4–8 нм. Нанокристаллы представляют собой частицы алюминия. На рис. 3 представлено полученное с помощью электронной микроскопии высокого разрешения изображение ПС с нанокристаллами Al размером приблизительно 5 нм, толщина ПС на этом участке также около 5 нм. Количество нанокристаллов в ПС невелико, наблюдаются участки полосы без нанокристаллов.

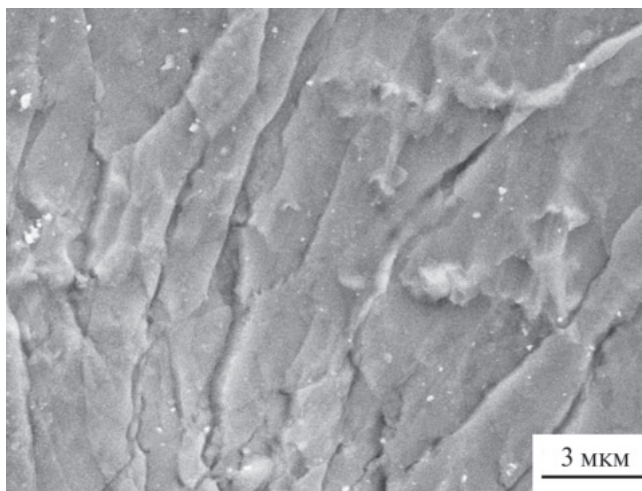


Рис. 1. Изображение поверхности аморфного сплава $\text{Al}_{87}\text{Ni}_8\text{La}_5$ после прокатки ($(h_0 - h)/h_0 = 0.05$).

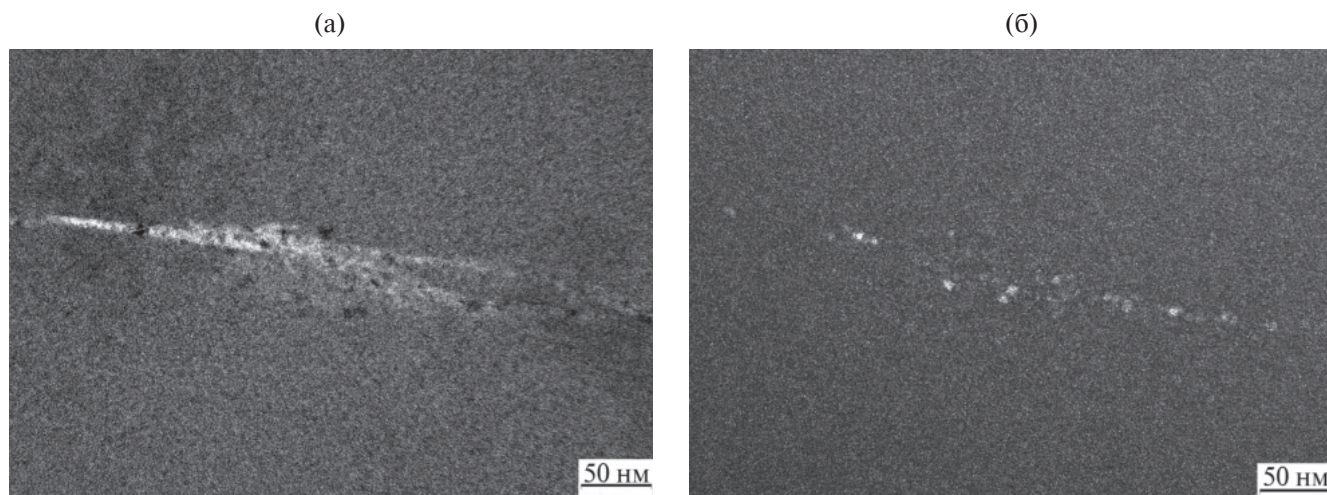


Рис. 2. Изображения полосы сдвига с нанокристаллами алюминия в аморфном сплаве $\text{Al}_{87}\text{Ni}_8\text{La}_5$ после прокатки ($(h_0 - h)/h_0 = 0.05$), полученные методом просвечивающей электронной микроскопии в режиме светлого (а) и темного поля (б).

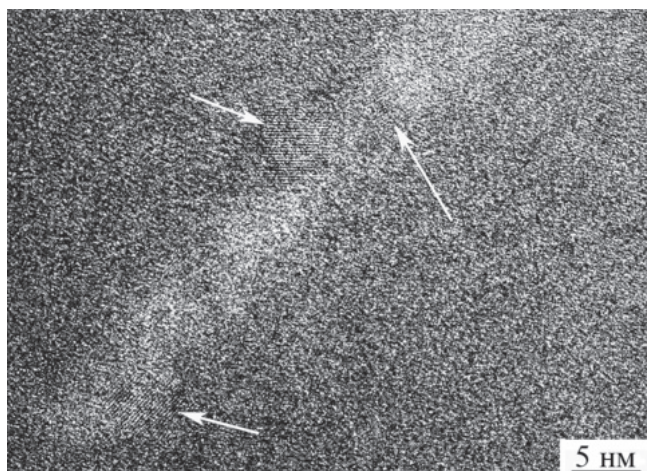
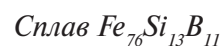


Рис. 3. Изображение ПС сплава $\text{Al}_{87}\text{Ni}_8\text{La}_5$ с нанокристаллами (указаны стрелками), полученное с помощью электронной микроскопии высокого разрешения.

При увеличении степени деформации количество нанокристаллов Al возрастает. Образующаяся при КВД ($e = 6.5$) структура показана на рис. 4. Видно, что нанокристаллы располагаются как в ПС, так и в области, примыкающей к ПС. На электронограмме (рис. 4в) присутствуют рефлексы от нанокристаллов Al, при ориентации образца в соответствии с одним из которых и было получено темнопольное изображение (рис. 4б).

На рис. 5 представлено изображение нанокристаллов алюминия размером менее 5 нм, полученное с помощью электронной микроскопии высокого разрешения. На рис. 6 показана соответствующая рентгенограмма. На рентгенограм-

ме представлены области основного диффузного максимума. Анализ рентгенограммы показал, что основной диффузный максимум представляет собой суперпозицию диффузных отражений от гетерогенной аморфной фазы (кривые 2 и 3) и дифракционных отражений (кривые, помеченные звездочками). Суммарная кривая (4) хорошо согласуется с экспериментальной (1). Таким образом, в результате деформации происходит образование гетерогенной аморфной структуры. Диффузное гало представляет собой суперпозицию двух диффузных максимумов, соответствующих аморфным фазам разного химического состава. В сплаве $\text{Al}_{87}\text{Ni}_8\text{La}_5$ наибольший размер имеет атом La, поэтому левый субмаксимум (кривая 2) соответствует аморфной фазе, в которой повышена концентрация лантана и которая имеет больший радиус первой координационной сферы. Правый субмаксимум (кривая 3) соответствует аморфной фазе, в которой концентрация лантана понижена, и она имеет меньший радиус первой координационной сферы. После КВД количество кристаллов существенно больше, чем при прокатке. Аналогичные изменения аморфной структуры в процессе деформации наблюдали в других сплавах на основе алюминия [23, 24].



В сплаве на основе железа ситуация другая. Деформации прокаткой и КВД ($e = 5.95$) не приводит к кристаллизации образцов сплава $\text{Fe}_{76}\text{Si}_{13}\text{B}_{11}$. После деформации структура остается аморфной. На соответствующей рентгенограм-

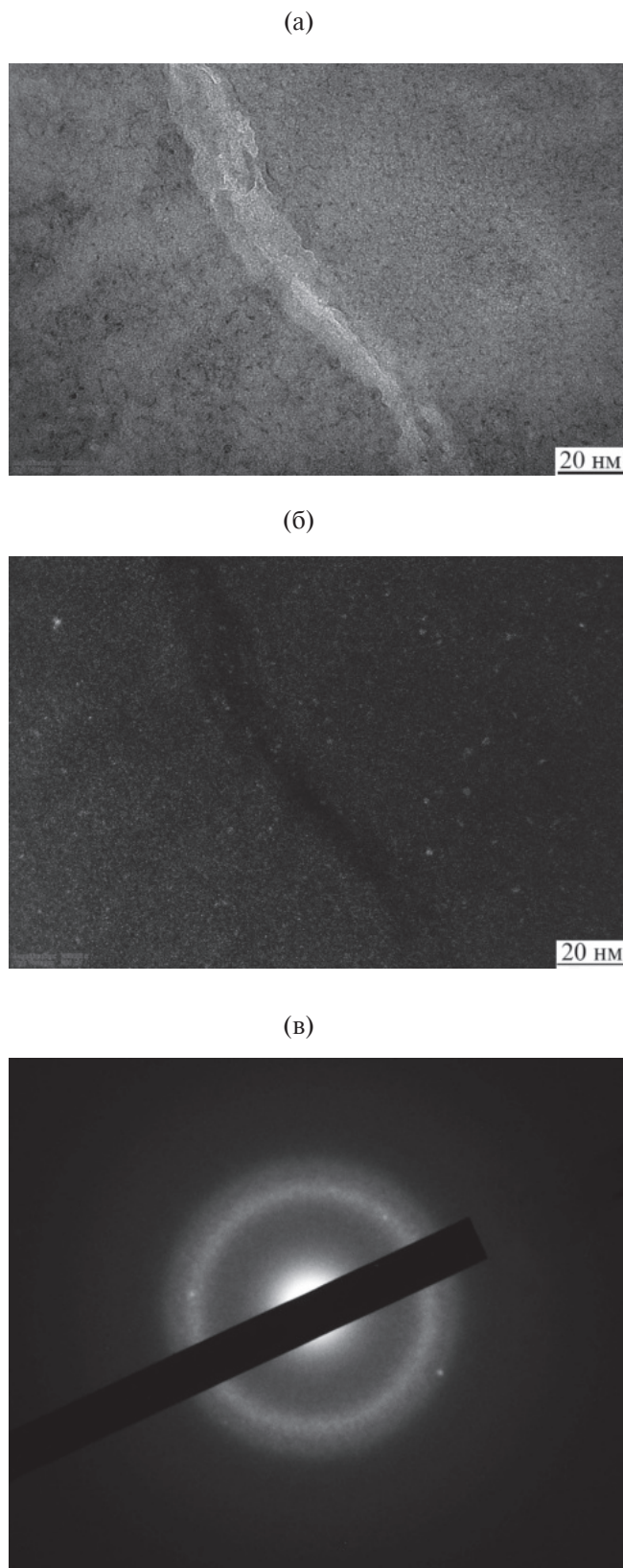


Рис. 4. Полоса сдвига и нанокристаллы в сплаве $\text{Al}_{87}\text{Ni}_8\text{La}_5$ после КВД: а – светлопольное изображение; б – темнопольное изображение; в – электронная дифракция.

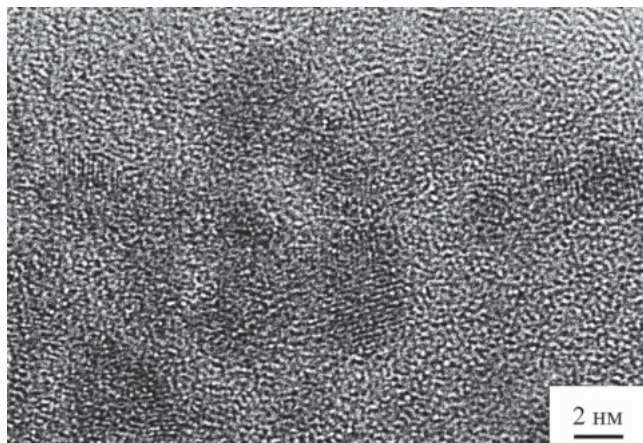


Рис. 5. Изображение сплава $\text{Al}_{87}\text{Ni}_8\text{La}_5$ после КВД ($e = 6.5$), полученное с помощью электронной микроскопии высокого разрешения.

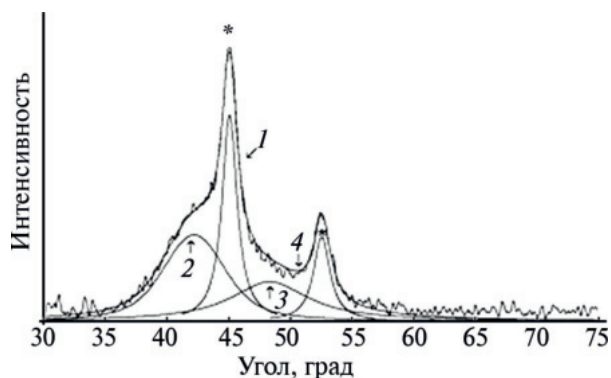


Рис. 6. Рентгенограмма сплава $\text{Al}_{87}\text{Ni}_8\text{La}_5$ после КВД ($e = 6.5$) в области первого диффузного максимума. Показаны: экспериментальная кривая (1); суперпозиция диффузных отражений от гетерогенной аморфной фазы (кривые 2 и 3) и дифракционных отражений (кривые, помеченные звездочками); суммарная кривая (4).

ме (рис. 7) присутствует только диффузный пик от аморфной фазы и отсутствуют отражения от кристаллических фаз.

На рис. 8 показано изображение поверхности после деформации методом КВД, полученное с помощью растрового электронного микроскопа. Видно, что на поверхности присутствуют многочисленные ступеньки. Ступеньки имеют неровную форму и разную высоту. Расстояние между ступеньками меняется от нескольких десятков нм до нескольких мкм.

Методом атомно-силовой микроскопии были получены изображения (рис. 9) с участков поверхности размером 4×4 мкм (512×512 точек). Расстояния между ближайшими точками составило 7.8 нм. Ступеньки на поверхности после

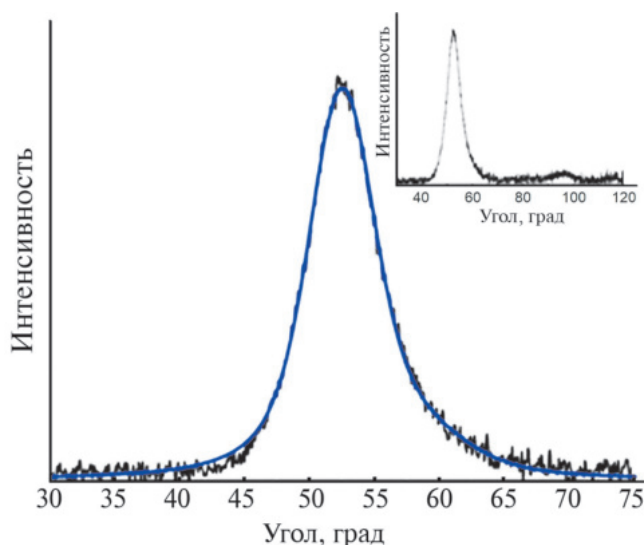


Рис. 7. Рентгенограмма образца аморфного сплава $\text{Fe}_{76}\text{Si}_{13}\text{B}_{11}$, деформированного методом КВД ($e = 5.95$): область первого диффузного максимума и полная рентгенограмма (на вставке). Черная кривая — экспериментальные данные, синяя — кривая, описывающая рассеяние от аморфной фазы.

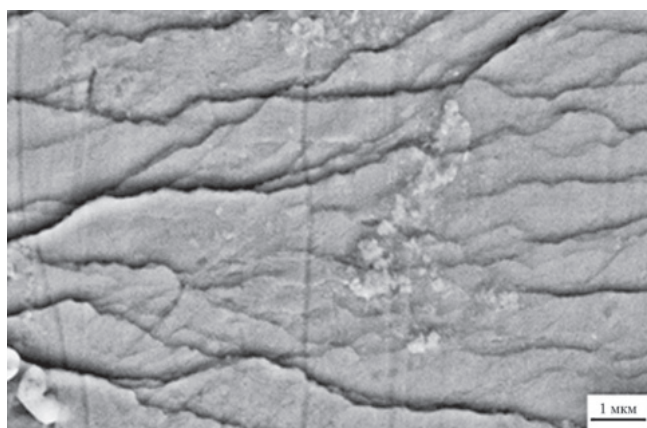


Рис. 8. Изображение поверхности сплава $\text{Fe}_{76}\text{Si}_{13}\text{B}_{11}$ после деформации КВД ($e = 5.95$), полученное методом растровой электронной микроскопии.

КВД имеют сложную форму. Эта форма напоминает форму изрезанного долинами горного хребта переменной высоты. Аналогичную форму ступенек наблюдали и при деформации аморфного сплава $\text{Al}_{87}\text{Ni}_8\text{La}_5$ [14]. На рис. 10 приведен профиль поперечного сечения образца после КВД. Видно, что поперечный размер минимальных (элементарных) ступенек составляет 16–18 нм и высота ступеньки — от нескольких десятых долей нм до 1.5 нм. Элементарные ступеньки объединяются, образуя большую ступеньку. Как видно, размер таких больших (они тоже могут быть разного размера) составных ступенек до-

вольно точно совпадают с размером некоторого целого количества элементарных ступенек.

Величина истинной деформации сдвига для самых больших ступенек, образовавшихся при деформации КВД, рассчитанная по формуле (1), составляет $e = 5.95$. Деформация прокаткой и КВД (до $e = 5.95$) не приводит к кристаллизации образцов на основе Fe. При такой деформации структура сплава остается аморфной.

Образование нанокристаллов в этом сплаве наблюдается при увеличении степени деформации. На рис. 11 показана структура образца после деформации методом КВД, степень деформации $e = 7.2$. Изображения получены методом просвечивающей электронной микроскопии. Видно, что сплаве $\text{Fe}_{76}\text{Si}_{13}\text{B}_{11}$ при деформации образовались нанокристаллы. Структура дефор-

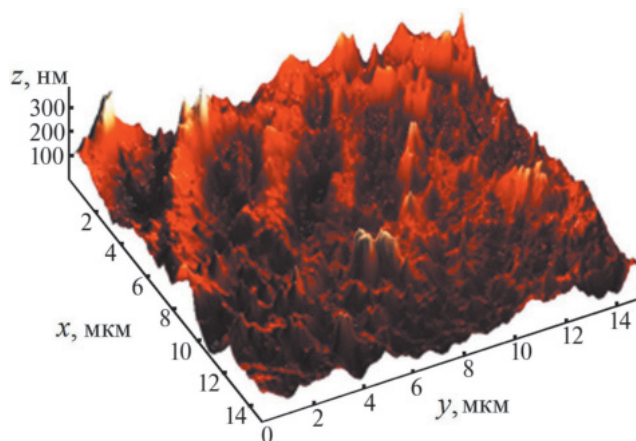


Рис. 9. Изображение поверхности $\text{Fe}_{76}\text{Si}_{13}\text{B}_{11}$ после деформации КВД ($e = 5.95$), полученное с помощью атомно-силовой микроскопии.

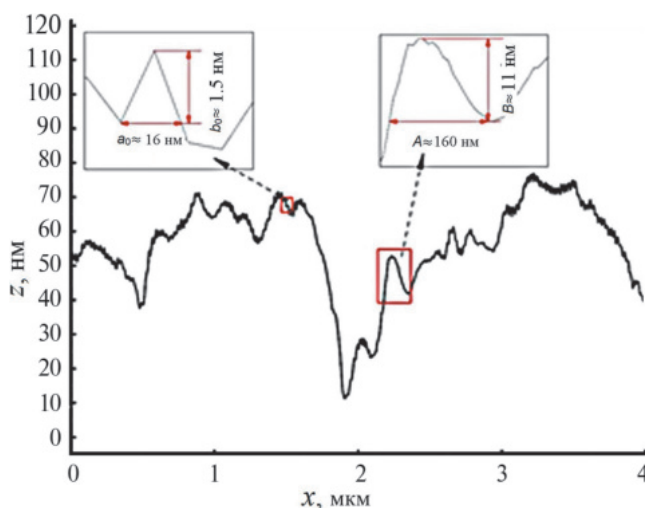


Рис. 10. Профиль поперечного сечения $\text{Fe}_{76}\text{Si}_{13}\text{B}_{11}$ после деформации КВД ($e = 5.95$).

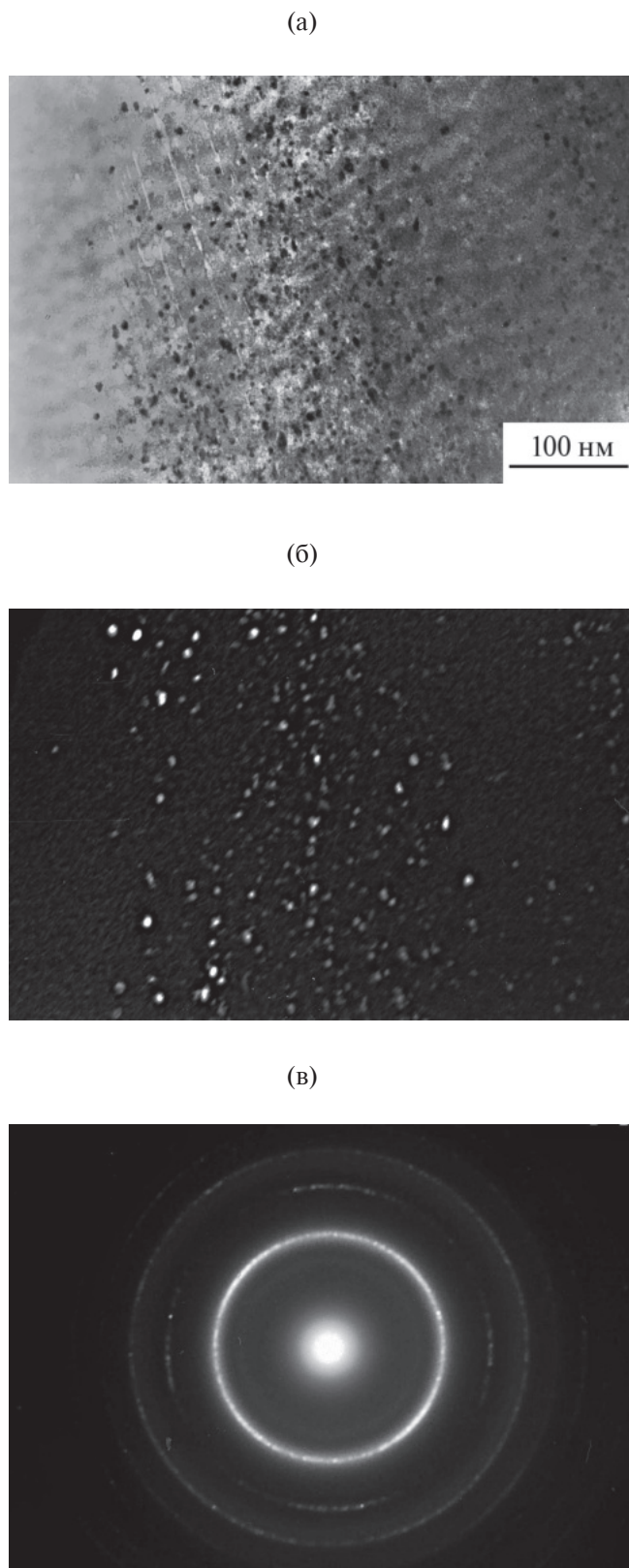


Рис. 11. Структура аморфного сплава $\text{Fe}_{76}\text{Si}_{13}\text{B}_{11}$ после деформации КВД ($\epsilon = 7.2$): а – светлопольное изображение; б – темнопольное изображение; в – электронная дифракция.

мированного образца сплава состоит из аморфной матрицы, в которой распределены нанокристаллы $\text{Fe}(\text{Si})$. Размер нанокристаллов находится в диапазоне 5–10 нм. На электронограмме (рис. 11в) присутствуют только остатки гало и отражения, соответствующие нанокристаллам. На изображениях (рис. 11а) наблюдаются также неравномерно расположенные полосы сдвига. Видно, что в областях с ПС присутствуют нанокристаллы. ПС расположены неравномерно, в образце наблюдаются зоны ПС. Толщина ПС не превышает 5 нм, расстояние между ПС в зоне с ПС составляет 10–30 нм. Полосы расположены параллельно друг другу. Поперечный размер зон с ПС составляет 100–500 нм. Между зонами ПС видны области с аморфной структурой без ПС и без нанокристаллов. Следует отметить также присутствие на электронограмме неоднородного распределения интенсивности отражений от нанокристаллов. Эта неоднородность свидетельствует о наличии текстуры в преимущественной кристаллографической ориентации выделившихся кристаллов. Наличие текстуры в ориентации нанокристаллов свидетельствует, что нанокристаллы образовывались в поле упругих напряжений, вызванных деформацией. Существенным фактором является также, что размер минимальных ступенек на поверхности (рис. 10) коррелирует с величиной толщины ПС с минимальным расстоянием между ними. Зоны ПС, образованные в результате совокупного действия нескольких ПС, приводят к образованию более крупных ступенек на поверхности, состоящих из элементарных ступенек.

Различия в поведении сплавов на основе алюминия и железа обусловлены несколькими причинами. Энергия активации кристаллизации в сплавах Al-Ni-La [25] составляет 311 ± 3 КДж/моль, а сплавов системы Fe-Si-B 341–351 КДж/моль [26]. Таким образом, энергия активации кристаллизации (образования кристаллов $\text{Fe}(\text{Si})$) в сплавах системы Fe-Si-B существенно выше (более чем на 10 %), чем в сплавах системы Al-Ni-La (при образовании кристаллов Al). В сплавах на основе железа также существенно выше температура кристаллизации 761 К и 515 К (при скорости 20 К/мин) в сплаве $\text{Al}_{87}\text{Ni}_8\text{La}_5$. В сплаве на основе железа предел текучести также существенно выше, чем в сплаве на основе алюминия. Все эти факторы приводят к тому, что образование нанокристаллической структуры в сплавах на основе железа должно происходить при более высоких степенях деформации, чем

в сплавах на основе алюминия, что и можно наблюдать экспериментально.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

В сплаве $\text{Al}_{87}\text{Ni}_8\text{La}_5$ при деформации образуются полосы сдвига, в которых формируются нанокристаллы. Количество нанокристаллов растет с увеличением степени деформации. ПС имеют переменную толщину в диапазоне от 5 до 20 нм. Выход ПС на поверхность приводит к образованию ступенек, размер и высота которых зависят от количества элементарных ступенек, участвующих в ее формировании. Элементарная ступенька имеет толщину около 15 нм. При увеличении степени деформации ($e = 6.5$) нанокристаллы формируются не только в полосах сдвига, но и в примыкающих к ним областях.

В аморфном сплаве $\text{Fe}_{76}\text{Si}_{13}\text{B}_{11}$ при деформации методом КВД ($e = 7.2$) происходит образование нанокристаллов $\text{Fe}(\text{Si})$, неоднородно распределенных в аморфной матрице. При прокатке нанокристаллы не образуются. Расположение нанокристаллов коррелирует с расположением полос сдвига: нанокристаллы формируются в областях, в которых присутствуют ПС. ПС распределены неравномерно и образуют зоны, в которых их концентрация повышена. В областях, не содержащих ПС (между зонами ПС), нанокристаллы первоначально не возникают. Толщина и расположение ПС коррелирует с характеристиками ступенек на поверхности.

БЛАГОДАРНОСТИ

Авторы выражают благодарность Российскому научному фонду за финансовую поддержку исследований (проект РНФ № 23-22-00122).

Конфликт интересов. Авторы заявляют, что у них нет конфликта интересов.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Inoue A., Ochiai T., Horio Y., Masumoto T. // Mater. Sci. Eng. 1994. V. 649. P. 649.
[https://doi.org/10.1016/0921-5093\(94\)90286-0](https://doi.org/10.1016/0921-5093(94)90286-0)
2. He G., Löser W., Eckert J. // Scripta Mater. 2003. V. 48. P. 1531.
[https://doi.org/10.1016/S1359-6462\(03\)00128-3](https://doi.org/10.1016/S1359-6462(03)00128-3)
3. Louzguine-Luzgin D.V., Seki I., Ketov S.V., Louzguina-Luzgina L.V., Polkin V.I., Chen N., Fecht H., Vasiliev A.N., Kawaji H. // J. Non-Cryst. Solids. 2015. V. 419. P. 12.
<https://doi.org/10.1016/j.jnoncrysol.2015.03.018>
4. Yoshizawa, Y., Oguma, S., Yamauchi, K. // J. Appl. Phys. 1988. V. 64. P. 6044.
<https://doi.org/10.1063/1.342149>
5. Aronin A., Budchenko A., Matveev D., Pershina E., Tkatch V., Abrosimova G. // Rev. Adv. Mater. Sci. 2016. V. 46. P. 53.
6. Chen Y.M., Ohkubo T., Mukai T., Hono K. // J. Mater. Res. 2009. V. 24 P. 1.
<https://doi.org/10.1557/jmr.2009.0001>
7. Greer A.L., Cheng Y.Q., Ma E. // Mater. Sci. Eng. R. 2013. V. 74 P. 71.
<https://doi.org/10.1016/j.mser.2013.04.001>
8. Hassanpour A., Vaidya M., Divinski S.V., Wilde G. // Acta Materialia. 2021. V. 209. P. 116785.
doi.org/10.1016/j.actamat.2021.116785
9. Rösner H., Peterlechner M., Kübel C., Schmidt V., Wilde G. // Ultramicroscopy. 2014. V. 142. P. 1.
<https://doi.org/10.1016/j.ultramic.2014.03.006>
10. Davani F.A., Hilke S., Rösner H., Geissler D., Gebert A., Wilde G. // J. Alloys Compd. V. 2020. V. 837. P. 155494.
<https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2020.155494>
11. Binkowski I., Shrivastav G.P., Horbach J., Divinski S. V., Wilde G. // Acta Materialia. 2016. V. 109. P. 330.
<https://doi.org/10.1016/j.actamat.2016.02.061>
12. Aronin A.S., Louzguine-Luzgin D.V. // Mechanics Mater. 2017. V. 113. P. 19.
<http://dx.doi.org/10.1016/j.mechmat.2017.07.007>
13. Постнова Е.Ю., Абросимова Г.Е., Аронин А.С. // Поверхность. Рентген., синхротр. и нейтрон. исслед. 2021. № 11. С. 5.
<https://doi.org/10.31857/S1028096021110169>
14. Aronin A.S., Aksenov O.I., Matveev D.V., Pershina E.A., Abrosimova G.E. // Mater. Lett. 2023. V. 344. P. 134478.
<https://doi.org/10.1016/j.matlet.2023.134478>
15. Glezer A.M., Louzguine-Luzgin D.V., Khriplivets I.A., Sundeev R.V., Gunderov D.V., Bazlov A.I., Pogozhev Y.S. // Mater. Lett. 2019 V. 256. P. 126631.
<https://doi.org/10.1016/j.matlet.2019.126631>
16. Mironchuk B., Abrosimova G., Bozhko S., Pershina E., Aronin A. // J. Non-Cryst. Solids. 2022. V. 577. P. 121279.
<https://doi.org/10.1016/j.jnoncrysol.2021.121279>
17. Mironchuk B., Abrosimova G., Bozhko S., Drozdenko A., Postnova E., Aronin A. // Mater. Lett. 2020. V. 273. P. 127941.
<https://doi.org/10.1016/j.matlet.2020.127941>
18. Maaß R., Samver K., Arnold W., Volkert C.F. // Appl. Phys. Lett. 2014. V. 105. P. 171902.
<https://doi.org/10.1063/1.4936388>
19. Liu C., Roddatis V., Kenesei P., Maaß R. // Acta Materialia. 2017. V. 140. P. 206.
<http://dx.doi.org/10.1016/j.actamat.2017.08.032>
20. Shahabi H.S., Scudino S., Kaban I., Stoica M., Escher B., Menzel S., Vaughan G.B.M., Kühn U., Eckert J. // Acta Materialia. 2016. V. 111. P. 187.
<http://dx.doi.org/10.1016/j.actamat.2016.03.035>

21. Pan J., Chen Q., Liu L., Li Y. // *Acta Materialia*. 2011. V. 59. P. 5146.
<https://doi.org/10.1016/j.actamat.2011.04.047>
22. Schmidt V., Rösner H., Peterlechner M., Wilde G. // *Phys. Rev. Lett.* 2015. V. 115. P. 035501.
<https://doi.org/10.1103/PhysRevLett.115.035501>
23. Abrosimova G., Aronin A., Budchenko A. // *Mater. Lett.* 2015. V. 139. P. 194.
<https://doi.org/10.1016/j.matlet.2014.10.076>
24. Abrosimova G., Aronin A., Fokin D., Orlova N., Postnova E. // *Mater. Lett.* 2019. V. 252 P. 114.
<https://doi.org/10.1016/j.matlet.2019.05.099>
25. Huang Z.H., Li J.F., Rao Q.L., Zhou Y.H. // *Mater. Sci. Engineer. A*. 2008. V. 489. P. 380.
<https://doi.org/10.1016/j.msea.2007.12.027>
26. Nunes E., Pereira R.D., Freitas J.C.C., Passamani E.C., Larica C., Fernandes A.A.R., Sanchez F.H. // *J. Mater. Sci.* 2006. V. 41. P. 1649.
<https://doi.org/10.1007/s10853-005-4229-0>

Shear Bands in Amorphous Alloys and Their Role in the Formation of Nanocrystals

A. S. Aronin^{1, *}, N. A. Volkov¹, E. A. Pershina¹

¹*Institute of Solid State Physics, Russian Academy of Sciences, Chernogolovka, 142432 Russia*

**e-mail: aronin@issp.ac.ru*

The processes of evolution of the structure and surface morphology of $\text{Al}_{87}\text{Ni}_8\text{La}_5$ and $\text{Fe}_{76}\text{Si}_{13}\text{B}_{11}$ amorphous alloys under deformation have been studied. It is shown that the deformation occurs through the formation and propagation of shear bands, which form steps when they reach the surface. The formation of nanocrystals in shear bands was noted. It is shown that steps on the surface are formed under the combined action of several elementary shear bands. Shear bands have a variable thickness in the range from 5 to 20 nm. An elementary step has a thickness of about 15 nm. Shear bands can be combined into zones. The transverse size of the zones is about 1 μm . The formation of nanocrystals in zones can lead to anisotropy in the orientational position of nanocrystals in an amorphous matrix. With an increase in the degree of deformation, nanocrystals are formed not only in shear bands, but also in areas adjacent to them. There is a difference in the kinetics of the formation of nanocrystals in an alloy based on aluminum and iron.

Keywords: amorphous alloys, deformation, shear band, nanocrystal, and surface.