

Нанокристаллизация аморфного сплава $Fe_{80}B_{20}$ под действием интенсивной пластической деформации

© Г.Е. Абросимова, А.С. Аронин, С.В. Добаткин*, И.И. Зверькова,
Д.В. Матвеев, О.Г. Рыбченко, Е.В. Татьянин**

Институт физики твердого тела Российской академии наук,
142432 Черноголовка, Московская обл., Россия

* Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова Российской академии наук,
119991 Москва, Россия

** Институт физики высоких давлений Российской академии наук,
142190 Троицк, Московская обл., Россия

E-mail: gea@issp.ac.ru

(Поступила в Редакцию 18 августа 2006 г.
В окончательной редакции 3 октября 2006 г.)

Исследована эволюция структуры аморфного сплава $Fe_{80}B_{20}$ под действием интенсивной пластической деформации при комнатной температуре и $200^{\circ}C$. Деформация приводит к образованию нанокристаллов α -Fe в аморфной фазе. При деформации при комнатной температуре нанокристаллы локализируются в полосах сдвига, после деформации при $200^{\circ}C$ распределение нанокристаллов в образце более равномерное. Обсуждены возможные причины кристаллизации аморфной фазы при действии интенсивной пластической деформации.

Авторы выражают благодарность РФФИ (грант № 06-02-16677) и ОФН РАН (программа „Новые материалы и структуры“) за финансовую поддержку работы.

PACS: 81.40.Lm, 62.20.Fe, 62.25.+g

Одной из наиболее многочисленных и интересных с точки зрения практического использования групп нанокристаллических материалов, полученных кристаллизацией аморфных сплавов, являются сплавы на основе железа. На сегодняшний день известен целый спектр магнитомягких и магнитомягких сплавов, полученных путем вариаций химического состава в таких системах, как (Fe–Zr–B–Cu) и (Fe–Cu–Nb–Si–B); это известные магнитомягкие сплавы Nanoperm ($Fe_{84}Zr_{3.5}Nb_{3.5}B_8Cu_1$) и Finemet ($Fe_{73.5}Cu_1Nb_3Si_{13.5}B_9$), магнитомягкие сплавы системы Fe–RE–B ($Fe_{82.3}Nd_{11.8}B_{5.9}$, $Fe_{88}Nb_2Pr_5B_5$) [1–3]. Эти материалы получают частичной кристаллизацией металлических стекол, а их структура, как правило, включает помимо нанокристаллической фазы аморфную составляющую. Требуемый размер нанокристаллов и их доля достигаются подбором оптимальных условий отжига металлического стекла [4]. Однако для образования нанокристаллической структуры существует ряд жестких требований к составу сплава, в результате чего в системах более простого состава получить нанокристаллическую структуру термической обработкой бывает просто невозможно. Другим способом влияния на структуру, образующуюся при кристаллизации аморфных сплавов, является применение различных типов деформации до и во время кристаллизации. Влияние разных типов деформации (механоактивация, прокатка, изгиб, растяжение, гидростатическое сжатие) на стабильность аморфного состояния и процесс кристаллизации изучалось на разных системах сплавов в ряде работ. В зависимости от уровня напряжений и типа

нагружения наблюдались ускорение и задержка кристаллизации [5–8]. Несмотря на достаточно большой объем имеющихся экспериментальных данных, полной ясности относительно механизмов влияния деформации на стабильность аморфного состояния и процесс кристаллизации на сегодняшний день нет. Неоднозначность в интерпретации экспериментальных результатов, по-видимому, связана с большим количеством факторов, определяющих механизм и параметры кристаллизации в каждом случае. К этим факторам относятся тип кристаллизации (первичная, эвтектическая, полиморфная); соотношение реальной температуры эксперимента и характеристических температур сплава, например температуры стеклования; протекание процессов структурной релаксации; тип, степень и скорость деформации и т.д. Еще одним способом воздействия на структуру стал развиваемый в последнее время метод интенсивной пластической деформации (ИПД). Этот вид воздействия может приводить к нанокристаллизации аморфных сплавов. Первые работы по получению нанокристаллического состояния в процессе ИПД сделаны на трех- и многокомпонентных сплавах [9–11]. Однако на сегодняшний день вопрос о механизме нанокристаллизации аморфного материала под действием интенсивной пластической деформации также остается открытым.

В настоящей работе сделана попытка получения нанокристаллической структуры и изучения механизма нанокристаллизации под действием ИПД в двухкомпонентном сплаве $Fe_{80}B_{20}$. Выбор этого сплава объясняется несколькими факторами. Во-первых, он содержит только два компонента, что облегчает трактовку эксперимен-

тальных результатов. Во-вторых, фазовые превращения при распаде аморфной фазы этого сплава изучены очень подробно [12–16], поэтому появляется возможность выделить именно роль ИПД. В-третьих, сплав $\text{Fe}_{80}\text{B}_{20}$ является базовым для создания многих аморфных сплавов, поэтому важно выяснить возможность формирования в нем нанокристаллической структуры, определить ее характеристики и их зависимость от условий воздействия. Этот сплав имеет заэвтектический состав и при нагреве кристаллизуется по эвтектическому механизму с образованием колоний размером $\sim 1 \mu\text{m}$, состоящих из $\alpha\text{-Fe}$ и метастабильного тетрагонального борида Fe_3B . Нанокристаллическую структуру, состоящую из $\alpha\text{-Fe}$ и Fe_3B (с размером зерна 20–40 nm), в сплавах близкого состава ($\text{Fe}_{82.5}\text{B}_{17.5}$) удавалось получить только в случае особой обработки, такой как импульсный нагрев электрическим током до температур выше температуры стеклования [17].

1. Методика эксперимента

Исходные аморфные образцы сплава $\text{Fe}_{80}\text{B}_{20}$ были получены методом скоростной закалки расплава на быстродвижущуюся поверхность и представляли собой ленты толщиной $30 \mu\text{m}$. Интенсивная пластическая деформация образцов проводилась методом интенсивного кручения под давлением, использовалось давление $P = 4 \text{ GPa}$. Образцы имели форму дисков диаметром 3 mm и толщиной 0.24 mm, которую получали сложением восьми исходных аморфных лент. Образец помещался между наковальнями, верхняя из которых вращалась. Обработки производились при комнатной температуре и 200°C . В качестве характеристики деформации мы использовали формулу

$$\gamma = \varphi r / l, \quad (1)$$

где φ — угол вращения наковальни в радианах, r — радиус образца, l — толщина диска. Формула (1) применяется для расчета сдвиговой деформации на расстоянии R от оси образца в форме диска при деформировании кручением [18]. В нашем случае величина γ составляла около 300. Для сопоставления степени деформации при кручении со степенью деформации при других схемах деформирования ее часто преобразовывают в эквивалентную деформацию ε . В соответствии с критерием Мизеса

$$\varepsilon = \gamma \sqrt{3}. \quad (2)$$

Структура и фазовый состав исходных и подвергнутых интенсивной пластической деформации образцов исследовались методами рентгенографии и просвечивающей электронной микроскопии. Рентгенографические исследования проводились на дифрактометре SIEMENS D-500 с использованием излучения FeK_α . При обработке спектров использовались специальные программы, позволяющие проводить сглаживание, коррекцию фона, разделение перекрывающихся максимумов.

Электронно-микроскопические исследования проводили на просвечивающем электронном микроскопе JEM-100 CXII. Образцы для электронной микроскопии готовили ионной полировкой. Исследовалась структура областей, расположенных на расстоянии 0.2–1 mm от центра образца.

Размеры нанокристаллов определялись по электронно-микроскопическим изображениям и по полуширине рентгеновских дифракционных линий с использованием формулы Селякова–Шеррера.

2. Экспериментальные результаты

Исходные образцы были аморфными. На рентгенограммах и электронограммах присутствуют только диффузные пики, характерные для аморфной фазы. На рис. 1 представлена дифрактограмма исходного аморфного сплава (кривая 1). Изотермические отжижки при T до 380°C в течение 1 h или нагрев со скоростью 20 K/min до $T = 420^\circ\text{C}$ не приводят к кристаллизации, структура образцов остается аморфной.

После ИПД структура образцов менялась. Деформация при обеих температурах приводила к образованию кристаллов $\alpha\text{-Fe}$. На рис. 2 представлена микроструктура сплава $\text{Fe}_{80}\text{B}_{20}$, подвергнутого интенсивной пластической деформации при комнатной температуре. На изображении отчетливо видны полосы сдвига. Ширина полос сдвига составляет 5–20 nm, что согласуется с литературными данными [19]. Из рис. 2 хорошо видно, что некоторые полосы сдвига пересекаются, некоторые изгибаются и прерываются, и их длина может составлять всего несколько десятков нанометров. Эти полосы объединены в зоны. Ширина зон меняется от нескольких нанометров до 100 nm и больше. Размер нанокристаллов на этом изображении составляет 3–15 nm. Нанокристаллы образуются в полосах сдвига, окружающая полосы

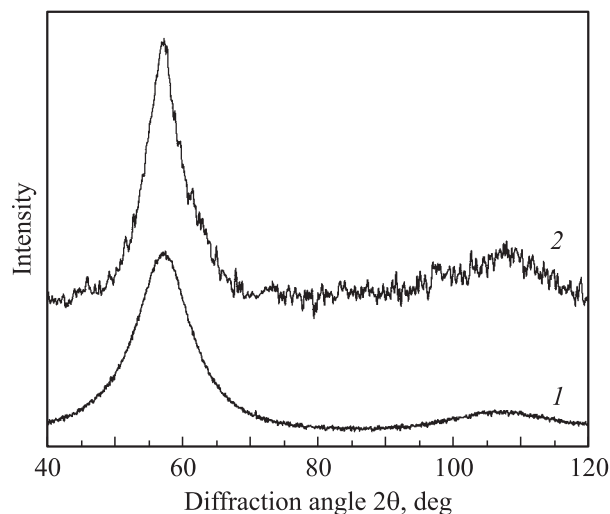


Рис. 1. Дифрактограммы исходного (1) и деформированного (2) образцов.

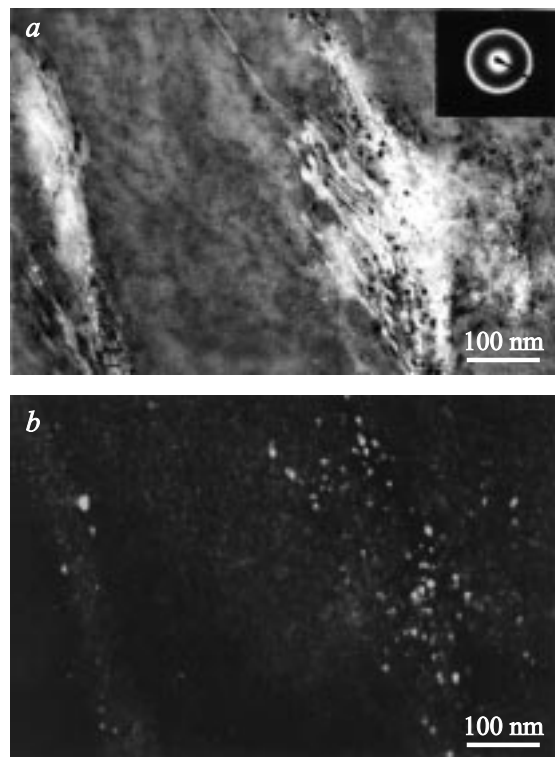


Рис. 2. Микроструктура сплава $Fe_{80}B_{20}$, деформированного при комнатной температуре. *a* — светлопольное ТЕМ-изображение и электронограмма (на вставке), *b* — темнопольное изображение в участке первого дифракционного кольца.

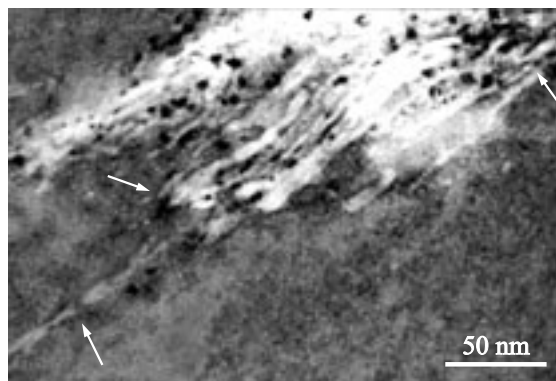


Рис. 3. Увеличенный участок изображения, представленного на рис. 2.

матрица остается аморфной. Детали структуры можно более легко различить на рис. 3, представляющем собой увеличенный участок изображения, показанного на рис. 2. Некоторые места пересечений полос скольжения и прерывания указаны стрелками.

Рентгенограмма от этого образца также представлена на рис. 1 (кривая 2). Наблюдаемое изменение формы пика обусловлено образованием нанокристаллов. В этом случае пик представляет собой суперпозицию диффузного максимума от аморфной фазы и дифракционного

пика от нанокристаллов. Для того чтобы провести анализ дифракционной картины, вначале были определены параметры гауссиана, описывающего диффузное гало от аморфной фазы. На рис. 4, *a* показана часть дифрактограммы исходного образца (область первого максимума), на которой представлена также гауссова кривая, описывающая его форму. Полученные параметры были использованы для описания максимума частично кристаллического образца. На рис. 4, *b* приведен аналогичный участок кривой для деформированного образца. Здесь наряду с экспериментальным спектром 4, разложенным на составляющие (дифракционный пик от нанокристаллов 1 и диффузный от аморфной фазы 2), приведена их суммарная кривая 3.

Таким образом, анализ рентгенограмм от деформированных образцов также показал, что они содержат аморфную фазу и нанокристаллы α -Fe с параметром ре-

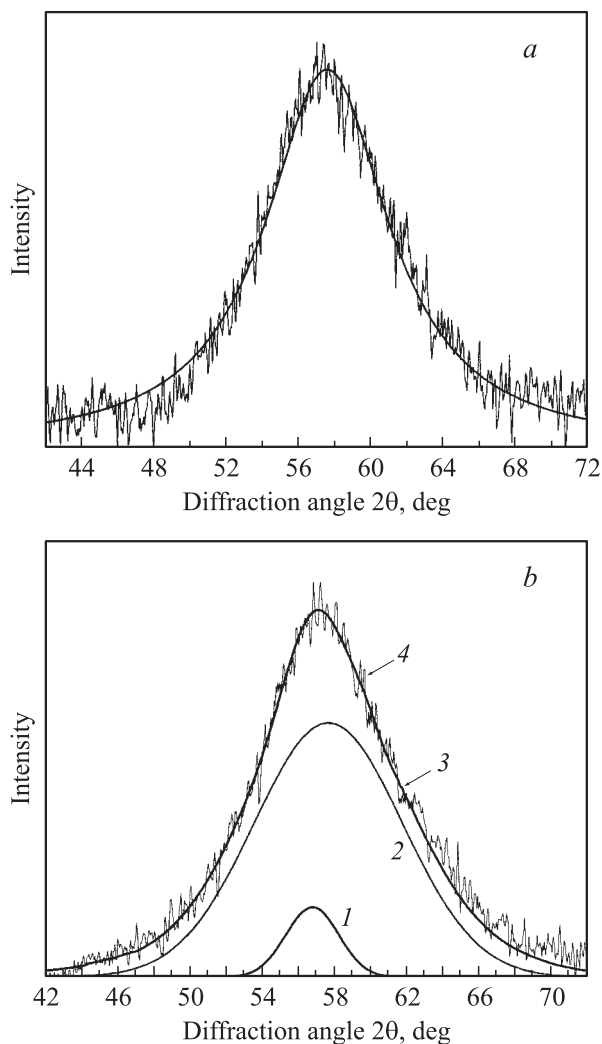


Рис. 4. Часть дифрактограммы. *a* — от исходного аморфного образца и гауссиан, описывающий форму максимума. *b* — от деформированного аморфного образца (кривые 1–3 соответствуют нанокристаллам α -Fe, аморфной фазе и их суммарной кривой, 4 — экспериментальный пик).

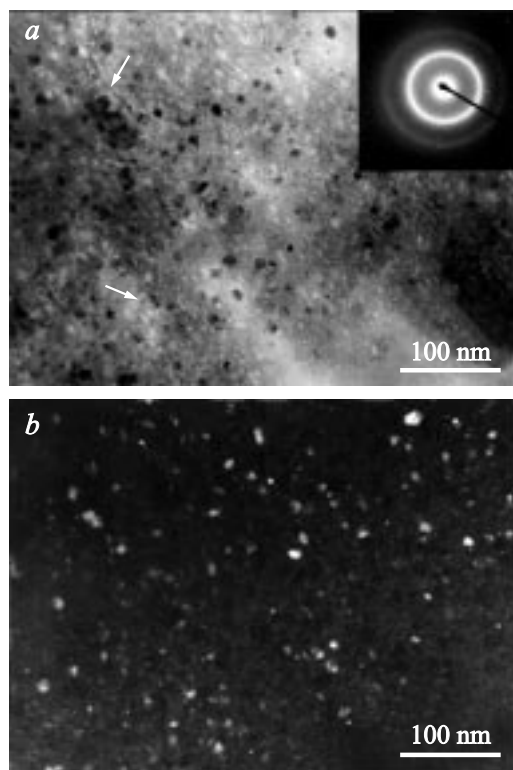


Рис. 5. Микроструктура сплава $\text{Fe}_{80}\text{B}_{20}$, деформированного при 200°C . *a* — светлопольное электронно-микроскопическое изображение и электронограмма (на вставке), *b* — темнопольное электронно-микроскопическое изображение, полученное в первом дифракционном кольце.

сетки $a = 2.866 \text{ \AA}$, что соответствует чистому ОЦК-Fe. Проведенное разложение экспериментального пика на составляющие позволило определить средний размер нанокристаллов, который был вычислен по формуле Селякова–Шеррера [20]

$$L = \lambda(1/\cos\theta)/\Delta(2\theta), \quad (3)$$

где L — размер кристаллов, λ — длина волны используемого излучения, θ — дифракционный угол, $\Delta(2\theta)$ — полуширина дифракционной линии.

Вычисленный по приведенной формуле средний размер нанокристаллов в образце, деформированном при комнатной температуре, составил 6 нм. Следует подчеркнуть, что таким способом определен средний размер нанокристаллов во всем образце, поскольку образец достаточно маленький и полностью освещался рентгеновским пучком.

На рис. 5 показана микроструктура образца, подвергнутого интенсивной пластической деформации при температуре 200°C . Она содержит множество нанокристаллических частиц в аморфной матрице. Расположение нанокристаллов в образце более равномерное, чем после деформации при комнатной температуре. Столь явно выраженной структуры полос сдвига в этом случае

не наблюдается, однако в аморфной матрице присутствуют неоднородности длиной 20–50 нм и шириной в несколько нанометров. Такие неоднородности указаны стрелками на рисунке. Эти неоднородности похожи на участки полос сдвига.

Как и в предыдущем случае, структура состоит из аморфной фазы, нанокристаллов α -Fe и, возможно, небольшого количества борида Fe_3B . Однако количество боридной фазы слишком мало, чтобы сделать окончательный вывод о ее структуре. Средний размер нанокристаллов, рассчитанный по рентгенограммам, составляет 5.5 нм. Таким образом, средний размер нанокристаллов, образующихся при деформации при 200°C , немного меньше, чем образующихся при комнатной температуре.

3. Обсуждение результатов

Таким образом, интенсивная пластическая деформация при 20 и 200°C приводит к нанокристаллизации аморфного сплава $\text{Fe}_{80}\text{B}_{20}$. Необходимо отметить ряд существенных моментов.

1) Наличие полос деформации и локализация кристаллизационного процесса в этих полосах в случае деформации при комнатной температуре.

2) Более равномерное распределение нанокристаллов в образце в случае обработки при 200°C .

3) Некоторое уменьшение среднего размера нанокристаллов, формирующихся при повышенной температуре деформации.

4) Изменение последовательности выделений фаз (образование α -Fe вместо одновременного выделения двух фаз с преобладанием в соответствии с составом сплава доли борида Fe_3B).

Проанализируем структурные изменения в случае деформации при комнатной температуре. Как было указано выше параметр решетки нанокристаллов соответствует чистому Fe, в то время как состав исходной аморфной фазы представляет собой 80 at.% Fe + 20 at.% B. Это означает, что при образовании и росте нанокристаллов происходит концентрационное перераспределение компонентов, т.е. механизм формирования нанокристаллов — диффузионный. Как было показано, кристаллизация происходит в областях локализации пластической деформации — в полосах сдвига. Для образования кристаллов диффузионная подвижность атомов в этих областях должна быть намного выше значений, типичных для аморфной фазы при комнатной температуре. Эти повышенные параметры диффузионного массопереноса могут быть связаны с действием двух факторов (как по отдельности, так и в сочетании): локального повышения температуры в местах кристаллизации и изменения структурных характеристик аморфной фазы в местах кристаллизации, приводящего к увеличению коэффициента диффузии.

Локальное повышение температуры при деформации возможно. Известен ряд работ, подтверждающих уве-

личение температуры в полосах деформации, причем по оценкам некоторых авторов это увеличение может достигать 2500 К [21]. Существуют и экспериментальные наблюдения повышения температуры в полосах сдвига. Прямое наблюдение с помощью системы инфракрасных детекторов дает значительно меньшие величины температур, однако, как правило, область, в которой регистрируется информация, превышает в несколько раз ширину полосы сдвига, т.е. захватывает и недеформированную матрицу, поэтому полученное значение температуры может оказаться заниженным. Тем не менее, несмотря на то что вопрос об абсолютном значении температуры в полосе деформации остается открытым, факт ее увеличения не вызывает сомнения.

Как уже указывалось, нанокристаллы образуются при диффузионном перераспределении компонентов, т.е. по механизму первичной кристаллизации. В этом случае размер нанокристаллов зависит от времени следующим образом:

$$R = (Dt)^{0.5}, \quad (4)$$

где R — радиус кристалла, D — коэффициент диффузии наименее подвижных атомов, t — время.

Используя эту формулу, можно оценить коэффициент диффузии, а зная его температурную зависимость [22], — и температуру. При этих оценках мы полагали лимитирующей стадией роста нанокристаллов диффузию в аморфной матрице наиболее крупного атома (Fe) [22].

Для наблюдаемых нанокристаллов максимального размера (15 nm) и времени обработки 3 min рассчитанный коэффициент диффузии составляет $D \sim 10^{-19} \text{ m}^2/\text{s}$. Используя температурную зависимость коэффициента диффузии [22], можно оценить температуру в полосе сдвига: она составляет 400–450°C. Это значение температуры близко к температуре кристаллизации сплава, и при ней возможно образование нанокристаллов в аморфной фазе по диффузионному механизму зарождения и роста. Эту оценку следует рассматривать как оценку снизу. Как известно, время распространения полос сдвига в аморфных образцах мало и не превышает нескольких миллисекунд [23]. Если учитывать такое время распространения полос сдвига и считать, что нанокристаллы растут только в течение этого времени, то температура полос превысит несколько тысяч градусов. В то же время мы наблюдали зоны полос сдвига, а также полосы сдвига, которые прерываются и пересекаются, что предполагает многократность процесса образования полос. В этом случае суммарное время образования и распространения полос может быть больше. Но в любом случае оно не может превосходить время деформации образца (180 s); следовательно, температура в полосе не может быть меньше приведенного выше значения. Даже эта величина температуры близка к температуре кристаллизации. Повторим, что эти оценки справедливы, если кристаллизация сплава в полосах сдвига обусловлена только повышением температуры в них.

С другой стороны, увеличение диффузионной подвижности атомов в полосе деформации может быть связано с изменением структуры аморфной фазы при деформации, в частности с увеличением свободного объема. Известно, что увеличение свободного объема приводит к ускорению диффузионных процессов [24]. Образующиеся при деформации полосы сдвига являются местами повышенной концентрации свободного объема (плотность аморфной фазы в них может понижаться на 20% [24]). Кроме того, структуру аморфной фазы в полосе деформации принято характеризовать как жидкоподобную, разупорядоченную и нерелаксированную [25,26]. Коэффициент диффузии в такой рыхлой структуре имеет повышенное значение по сравнению с обычной аморфной фазой и может быть достаточным для образования нанокристаллов по диффузионному механизму. Аналогичный подход к интерпретации результатов использовали авторы работы [27], которые объяснили наблюдаемое ими образование нанокристаллов в полосе сдвига, образующейся при деформировании изгибом аморфного сплава $Al_{90}Fe_5Gd_5$, повышением концентрации свободного объема.

Благодаря более высокой концентрации свободного объема коэффициент диффузии в полосе сдвига имеет повышенное значение. В то же время он может быть недостаточным для образования наблюдаемых нанокристаллов. Но в этом случае локальное повышение температуры в полосе сдвига, необходимое для соответствующего увеличения коэффициента диффузии, может быть меньшим, чем значение температуры, полученное выше без учета изменения структуры.

Очевидно, что к нанокристаллизации может приводить совокупное воздействие повышения температуры и изменения структуры аморфной фазы под действием деформации в полосе сдвига.

Как было отмечено выше, мы не наблюдали ярко выраженных полос сдвига при деформации при температуре 200°C, нанокристаллы располагались более-менее однородно в аморфной матрице. Средний размер нанокристаллов был немного меньше, чем при деформации при комнатной температуре. Следует отметить, что при 200°C в сплаве в процессе деформации может происходить структурная релаксация. Известно, что при структурной релаксации структура полос сдвига меняется [22] и становится более похожей на структуру оставшейся аморфной фазы (вокруг полос сдвига). Многократное повторение циклов образования и релаксации полос сдвига, а также возможная неполная аннигиляция свободного объема в случае деформации при повышенной температуре будут приводить к повышению общего уровня свободного объема в образце и, следовательно, к повышению параметров диффузионного массопереноса, которые могут оказаться достаточными для образования нанокристаллов, но в то же время являются более низкими, чем в полосе сдвига.

В принципе более равномерное распределение кристаллов при 200°C наводит на мысль о смене механизма

деформации с гетерогенного (в случае деформации при комнатной температуре, когда образуются полосы сдвига) на гомогенный. Рассмотрим этот вопрос более подробно. Гомогенная деформация наблюдается, как известно, при невысоких скоростях деформации и относительно высоких температурах, т.е. когда температура деформации выше чем $0.7T_g$ (где T_g — температура стеклования) [28]. В нашем случае скорость деформации для наблюдаемых участков образца, расположенных на расстоянии ~ 0.3 mm от центра образца, представляющего собой, как уже указывалось, диск диаметром 3 mm и толщиной 0.24 mm, определенная по формуле

$$d\epsilon/dt = \varphi r_l / lt \quad (5)$$

(φ — угол поворота при деформации верхней поверхности образца относительно нижней в радианах, r_l — расстояние от центра образца до исследуемой области, l — толщина диска, t — время деформации), была больше чем 0.1 s^{-1} . При этой оценке мы, скорее всего, даже занижали скорость деформации, поскольку, во-первых, считали ее пропорциональной расстоянию от центра образца и при его радиусе r , равном 1.5 mm, использовали только $r_l = 0.3$ mm. В то же время в эксперименте часто наблюдается усреднение деформации по всему образцу [29,30]. Во-вторых, в процессе деформации толщина образца уменьшалась от 0.24 до ~ 0.15 mm. Следовательно, оценки по формуле (5) опять оказывались заниженными. Тем не менее полученная (заниженная) величина скорости деформации (0.1 s^{-1}) представляет собой большую скорость деформации. Согласно [31], при такой скорости переход от гетерогенной деформации к гомогенной происходит при $T > T_g$. В исследуемом сплаве $\text{Fe}_{80}\text{B}_{20}$ температура стеклования выше температуры кристаллизации, которая в соответствии с проведенными нами DSC-измерениями составляет 420°C при скорости нагрева 20 K/min или 380°C при часовом отжиге. В любом случае она существенно (на несколько сотен градусов) выше используемой температуры деформации. Поэтому, видимо, при этих условиях основным механизмом деформации является гетерогенный механизм. На такой механизм деформации указывают и наблюдаемые в структуре аморфной матрицы неоднородности, похожие на участки полос сдвига (рис. 5).

Имеющихся в настоящее время данных недостаточно для однозначных заключений, однако выдвинутые предположения позволяют объяснить экспериментальные результаты. Например, образование при 200°C нанокристаллов с несколько меньшим средним размером, чем при комнатной температуре, может быть вызвано уменьшением коэффициента диффузии при этой температуре вследствие структурной релаксации. Уменьшение коэффициента диффузии при структурной релаксации хорошо известно [14].

Еще одной важной особенностью наблюдаемого превращения является изменение последовательности вы-

делений фаз, т.е. первичная кристаллизация (формирование $\alpha\text{-Fe}$ вместо одновременного образования двух фаз), причем в соответствии с диаграммой фазового состояния количество боридов должно быть больше (эвтектика в этих сплавах наблюдается примерно при 17 at.% B). Возможное объяснение этого факта связано с различием атомных объемов боридов и $\alpha\text{-Fe}$: они составляют 9.94 и $11.77 \text{ \AA}^3/\text{atom}$ соответственно (для сравнения средний атомный объем исходной аморфной матрицы равен $10.51 \text{ \AA}^3/\text{atom}$). Поскольку в образце при ИПД происходит повышение концентрации свободного объема (уменьшение плотности), первой образуется фаза с максимальным атомным объемом (Fe). Таким образом, воздействие ИПД не только приводит к изменению морфологии образующихся при кристаллизации фаз, но и открывает путь к управлению структурой в широких пределах путем изменения фазового состава образующихся нанокристаллических фаз.

Список литературы

- [1] Y. Yoshizawa, S. Ogurna, K. Yamauchi. *J. Appl. Phys.* **64**, 6044 (1988).
- [2] U. Köster, U. Schuhemann, M. Blank-Bewersdorf, S. Brauer, M. Sutton, G.P. Stephenson. *Mater. Sci. Eng. A* **133**, 611 (1991).
- [3] A. Inoue. *Mater. Sci. Eng. A* **179/180**, 57 (1994).
- [4] T. Kulik. *J. Non-Cryst. Sol.* **287**, 145 (2001).
- [5] W.C. Emmens, J. Vrijen, S. Radelaar. *J. Non-Cryst. Sol.* **18**, 299 (1975).
- [6] M. Cedergren, G. Backstrom. *J. Non-Cryst. Sol.* **30**, 69 (1978).
- [7] J. Patterson, D.R.H. Jones. *Scripta Met.* **13**, 947 (1979).
- [8] T. Kulik, H. Matyja. *J. Mater. Sci.* **15**, 3169 (1980).
- [9] R.Z. Valiev. In: Proc. of the Conf. „Nanomaterials by Severe Plastic Deformation — NANOSPD2“ / Eds M.J. Zehetbauer, R.Z. Valiev. Wiley-VCH Verlag, Weinheim (2004). P. 109.
- [10] D.V. Gunderov, A.G. Popov, N.N. Schegoleva, V.V. Stolyarov, A.R. Yavary. In: Proc. of the Conf. „Nanomaterials by Severe Plastic Deformation — NANOSPD2“ / Eds M.J. Zehetbauer, R.Z. Valiev. Wiley-VCH Verlag, Weinheim (2004). P. 165.
- [11] G.E. Abrosimova, A.S. Aronin, S.V. Dobatkin, S.D. Kaloshkin, D.V. Matveev, O.G. Rybchenko, E.V. Tatiyanin, I.I. Zverkova. *J. Metastable Nanocrystalline Mater.* **24–25**, 69 (2005).
- [12] U. Herold, U. Köster. *Z. Metallkunde* **69**, 326 (1978).
- [13] O.T. Inal, L. Keller, F.G. Yost. *J. Mater. Sci.* **15**, 1947 (1980).
- [14] U. Köster, U. Herold. *Glassy metals I. Ionic structure electronic transport and crystallization* / Eds H.-J. Guntherodt, H. Beck. Topics in Applied Physics. Vol. 46. Springer-Verlag, Berlin etc. (1981).
- [15] Г.Е. Абросимова, А.С. Аронин, А.В. Серебряков. *ФТТ* **29**, 1901 (1987).
- [16] Г.Е. Абросимова, А.С. Аронин. *Int. J. Rapid Solidif.* **6**, 29 (1991).
- [17] Г.Е. Абросимова, А.С. Аронин, В.А. Стельмух. *ФТТ* **33**, 3570 (1991).
- [18] Р.З. Валиев, И.В. Александров. *Наноструктурные материалы, полученные интенсивной пластической деформацией*. Логос, М. (2000). 272 с.

- [19] P.E. Donovan, W.M. Stobbs. *Acta Met.* **29**, 1419 (1981).
- [20] А.А. Русаков. Рентгенография металлов. Атомиздат, М. (1977). 480 с.
- [21] H. Chen, Y. He, G.J. Shiflet, S.J. Poon. *Nature* **367**, 541 (1994).
- [22] *Amorphous metallic alloys* / Ed. F.E. Luborsky. Butterworths, Boston (1987).
- [23] H. Neuhauser. *Scripta Met.* **12**, 471 (1978).
- [24] Физическое материаловедение / Под ред. Р. Кан. Мир, М. (1983). 330 с.
- [25] F. Spaepen, D. Turnbull. *Scripta Met.* **8**, 563 (1974).
- [26] F. Spaepen. *Acta Met.* **23**, 615 (1975).
- [27] W.H. Jiang, M. Atzmon. *Acta Mater.* **51**, 4095 (2003).
- [28] F. Spaepen. *J. Non-Cryst. Sol.* **31**, 207 (1978).
- [29] Г.В. Владимирова, В.А. Лихачев, В.В. Шпейзман, О.Н. Сеньков. *ФММ* **31**, 177 (1971).
- [30] R.Z. Valiev, Yu.V. Ivanisenko, E.F. Rauch, B. Baudelet. *Acta Mater.* **44**, 4705 (1997).
- [31] F. Spaepen. *Acta Met.* **25**, 407 (1977).