

УДК 539.213:539.26

ИЗМЕНЕНИЕ СТРУКТУРЫ АМОРФНОЙ ФАЗЫ ПРИ ТЕРМООБРАБОТКЕ И ДЕФОРМАЦИИ

© 2024 г. Г. Е. Абросимова*

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

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

Поступила в редакцию 29.03.2023 г.

После доработки 29.05.2023 г.

Принята к публикации 29.05.2023 г.

Исследовано влияние термообработки и деформации на изменение структуры аморфных сплавов $\text{Co}_{67}\text{Fe}_7\text{Si}_{12}\text{B}_9\text{Nb}_5$, $\text{Al}_{87}\text{Ni}_8\text{Y}_5$, $\text{Al}_{88}\text{Ni}_6\text{Y}_6$, $\text{Al}_{87}\text{Ni}_8\text{Gd}_5$, $\text{Al}_{87}\text{Ni}_8\text{La}_5$, $\text{Zr}_{50}\text{Cu}_{15}\text{Ti}_{16}\text{Ni}_{19}$, полученных методом скоростной закалки расплава. Установлено, что и термообработка, и деформация ведут к образованию гетерогенной структуры, а неоднородности структуры могут быть обусловлены как разной концентрацией компонентов (при термообработке), так и разной плотностью (концентрацией свободного объема). На ранних стадиях кристаллизации фазовый состав формирующейся системы зависит от типа воздействия на аморфную структуру и параметров обработки (температура, вид и степень деформации). Размеры нанокристаллов и доля нанокристаллической составляющей зависят от предыстории образца.

Ключевые слова: аморфные сплавы, деформация, кристаллизация, нанокристаллы.

DOI: 10.31857/S1028096024010017, **EDN:** DRJGUN

ВВЕДЕНИЕ

Аморфные металлические сплавы вызывают интерес как, собственно, твердые тела с неупорядоченной структурой, так и как объекты, являющиеся прекурсорами для создания нанокристаллических материалов. В результате довольно долгих исследований структуры аморфной фазы металлических сплавов, ее эволюции в пределах аморфного состояния в процессе ее превращения в равновесную кристаллическую структуру, был установлен ряд закономерностей, которые позволили наметить пути воздействия на аморфную структуру сплавов с целью получения новых материалов со структурой, обеспечивающей улучшенные физико-химические свойства. Аморфные металлические сплавы обычно получают методом скоростной закалки расплава. Было установлено, что и формирующаяся аморфная структура, и особенности ее кристаллизации зависят не только от химического состава сплава, но и от скорости охлаждения расплава, температуры расплава перед закалкой, атмосферы, в которой осуществлена закалка, материала подложки, на которую выливают расплав и т.д. [1, 2]. В свою очередь, формирующаяся при кри-

сталлизации структура существенно зависит от вида и параметров воздействия на аморфную фазу. При термообработке такими параметрами являются температура и скорость нагрева, а также температурный интервал воздействия: выше или ниже температуры стеклования происходит кристаллизация. В настоящее время установлено, что при кристаллизации аморфной фазы в разных температурных областях (выше и ниже температуры стеклования) происходит образование разных кристаллических фаз [3, 4]. В аморфных сплавах и температура кристаллизации, и температура стеклования являются кинетическими параметрами, но их зависимость от скорости нагрева разная. Для многих металлических стекол температура стеклования оказывается выше температуры кристаллизации, поэтому для них осуществление процесса кристаллизации выше температуры стеклования возможно только при скоростном нагреве (например, путем прямого пропускания тока) [5].

При деформировании изменение структуры сплава зависит от способа деформации (прокатка, кручение, кручение под давлением, экструзия и пр.) и его параметров (температура, нагрузка,

скорость деформирования, продолжительность, анизотропия воздействия и т.д.) [6–13]. Естественно, значительную роль играют и характеристики материала — модули Юнга, сдвига. Важно отметить и следующее: деформация аморфных сплавов и кристаллических материалов происходит по-разному, поскольку дислокаций — носителей деформации в кристаллах — в аморфной фазе нет. Как известно, при упругой деформации удлинение линейно зависит от напряжения. При увеличении напряжения эта зависимость отклоняется от линейного закона и для кристаллических, и для аморфных сплавов. Если при снятии нагрузки форма образца полностью не восстанавливается, возникает петля механического гистерезиса, что соответствует неупругой деформации материала. Энергия, соответствующая площади этой петли, расходуется на смещение атомов, находящихся в неустойчивых положениях. Величина таких смещений в аморфных сплавах, как правило, примерно на порядок больше, чем в кристаллических материалах. Дальнейшая пластическая деформация аморфных сплавов осуществляется путем образования и распространения полос сдвига. Важной особенностью пластической деформации в аморфных сплавах является увеличение среднего расстояния между атомами в полосах сдвига (рост свободного объема) [13–15].

Поскольку большинство физических свойств материалов являются структурно-чувствительными, для создания материалов с определенными свойствами необходимо знать процессы, ведущие к формированию той или иной структуры. В настоящей работе рассмотрены некоторые примеры изменения структуры аморфных сплавов в процессе термического или деформационного воздействия. Исследования проведены на сплавах разных групп: ферромагнитные (на основе Co), высокопрочные (на основе Al), массивные (на основе Zr).

МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТА

Аморфные сплавы $\text{Co}_{67}\text{Fe}_7\text{Si}_{12}\text{B}_9\text{Nb}_5$, $\text{Al}_{87}\text{Ni}_8\text{Y}_5$, $\text{Al}_{88}\text{Ni}_6\text{Y}_6$, $\text{Al}_{87}\text{Ni}_8\text{Gd}_5$, $\text{Al}_{87}\text{Ni}_8\text{La}_5$, $\text{Zr}_{50}\text{Cu}_{15}\text{Ti}_{16}\text{Ni}_{19}$ были получены методом скоростной закалки расплава. Слитки сплавов номинального состава готовили дуговой плавкой в очищенном аргоне, после чего расплавляли и подвергали закалке, скорость охлаждения составляла около $10^{60}\text{C}/\text{с}$. Для определения химического состава использовали метод локального рентгеноспектрального анализа на приставке к сканирующему электронному микроскопу Zeiss Supra 50VP.

Отжиг проводили в печи сопротивления, для деформирования образцов использовали методы кручения под высоким давлением, многократной прокатки и барической обработки. Деформирование методом кручения под давлением осуществляли по стандартной методике [16] при давлении 4–6 ГПа при комнатной температуре. Деформирование прокаткой проводили на четырехвалковом стане VEB Schwermaschinenbau. При барической обработке образцы последовательно закладывали в ячейку высокого давления; средой, передающей давление, служил порошок гексагонального нитрида бора.

Структуру образцов исследовали методами просвечивающей электронной микроскопии и рентгенографии на рентгеновском дифрактометре SIMENS D-500 с использованием CoK_α -излучения. В ряде случаев проводили съемку с эталоном. Размер образующихся нанокристаллов определялся по рентгенограммам с использованием формулы Селякова–Шеррера и по темнопольным изображениям, полученным с помощью электронного микроскопа.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

Полученные результаты и их сравнение с известными литературными данными касаются трех аспектов исследования: образование гетерогенной аморфной структуры (фазовое расслоение в пределах аморфного состояния), особенностей параметров формирующейся при кристаллизации структуры, а также фазового состава сплавов после нагрева и после деформации.

Расслоение аморфной фазы при нагреве и деформации

После закалки все исследованные сплавы были аморфными и однородными. На рентгенограммах наблюдали типичные для металлических сплавов картины: интенсивный широкий диффузный максимум и серия более слабых максимумов, интенсивность которых падает с ростом угла рассеяния. На рис. 1 показана рентгенограмма отожженного сплава $\text{Al}_{88}\text{Ni}_6\text{Y}_6$. При нагреве вид рентгенограмм заметно меняется: происходит искажение формы первого максимума — появление плеча со стороны больших углов (показано стрелкой на рисунке).

В этом случае диффузный максимум представляет собой суперпозицию двух диффузных максимумов, соответствующих аморфным областям с разными радиусами первой координационной сферы (разными кратчайшими

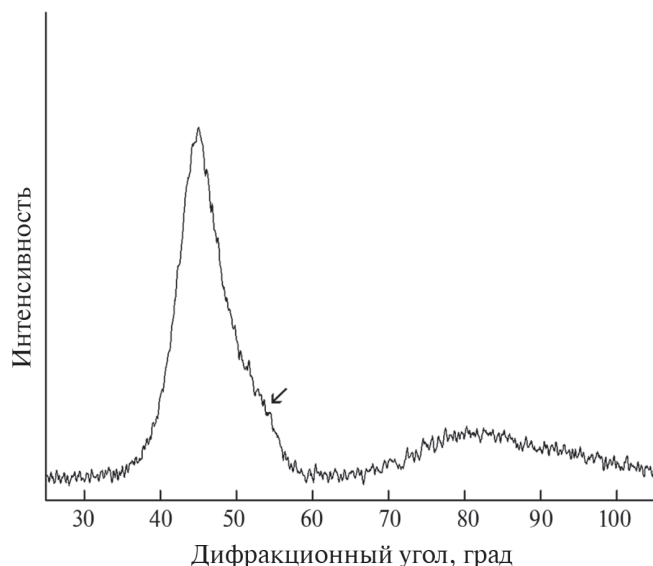


Рис. 1. Рентгенограмма сплава $\text{Al}_{88}\text{Ni}_6\text{Y}_6$ после отжига. Стрелкой показана область искажения формы первого максимума.

расстояниями между атомами). Такая рентгенограмма соответствует неоднородной аморфной фазе, состоящей из областей, различающихся по химическому составу. Аналогичные изменения наблюдали и в других сплавах. На рис. 2 показаны рентгенограммы нескольких отожженных аморфных сплавов. На вставке показано разложение диффузного максимума на составляющие, соответствующие двум аморфным фазам.

Было обнаружено, что подобные изменения картин рассеяния рентгеновских лучей наблюдаются и после деформации. На рис. 3 приведены рентгенограммы отожженного аморфного сплава $\text{Al}_{88}\text{Ni}_6\text{Y}_6$, представленного на рис. 1, и деформированного прокаткой аморфного сплава $\text{Al}_{88}\text{Ni}_6\text{Y}_6$.

Следует отметить, что образование областей неоднородности при термообработке наблюдали в аморфных сплавах: Pd-Au-Si [16], $(\text{Mo}_{0.6}\text{Ru}_{0.4})_{100-x}\text{B}_x$ [17], Ni-Mo-P [18] и ряде других [19–27] исследований образования неоднородной аморфной структуры при деформации заметно меньше. Среди них следует отметить работу [27], авторы которой обнаружили расслоение в металлическом стекле $\text{Ce}_{55}\text{Al}_{45}$ под действием гидростатического давления. Характерной особенностью такого перехода было значительное увеличение плотности материала при сжатии и гистерезис при приложении–снятии давления. Аналогичное явление полиаморфизма наблюдали и в других стеклах (например,

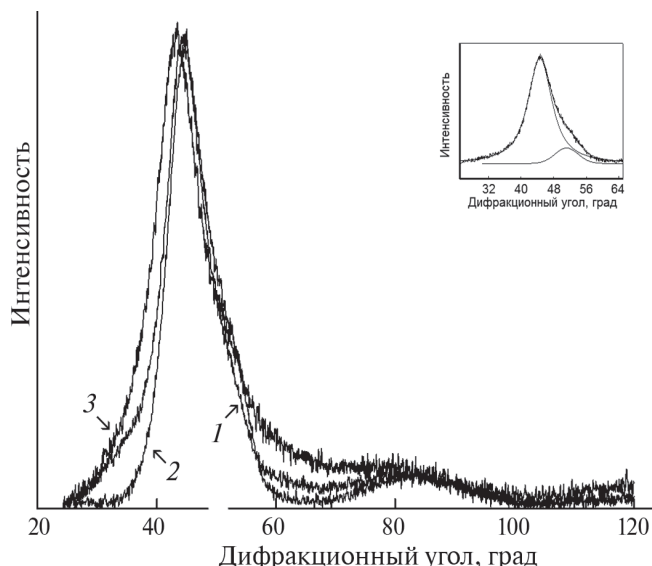


Рис. 2. Рентгенограммы отожженных аморфных сплавов $\text{Al}_{87}\text{Ni}_8\text{Y}_5$ (1), $\text{Al}_{87}\text{Ni}_8\text{Gd}_5$ (2 и на вставке) и $\text{Al}_{87}\text{Ni}_8\text{La}_5$ (3).

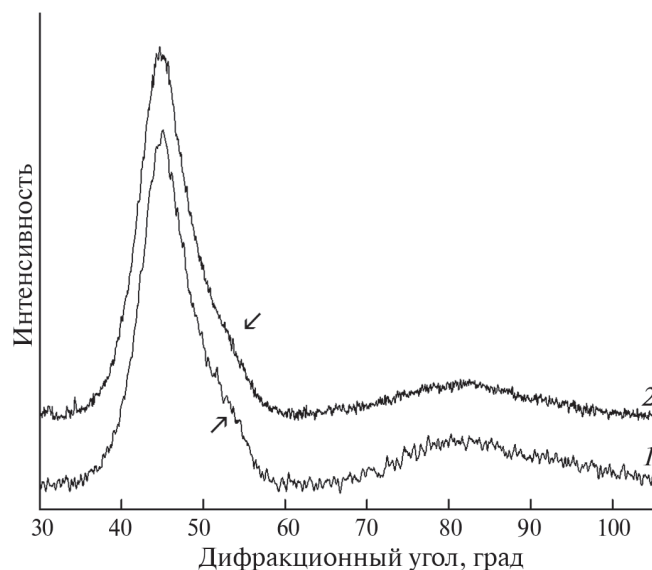


Рис. 3. Рентгенограммы сплава $\text{Al}_{88}\text{Ni}_6\text{Y}_6$ после отжига (1) и прокатки (2). Стрелками показана область искажения формы первого максимума.

в La-Ce-Al [28]). Как отмечено выше, изменения структуры при термообработке связаны с образованием неоднородностей разного химического состава. В упомянутых выше сплавах $\text{Ce}_{55}\text{Al}_{45}$, La-Ce-Al наблюдаемые изменения связаны с образованием областей разной плотности. Это означает, что в деформированных аморфных сплавах существуют еще и области, состав которых не отличается от состава матрицы, а расстояния между атомами увеличены по сравнению с матрицей. Такими областями

являются области локализации пластической деформации или полосы сдвига.

Для анализа изменений структуры, связанных полосами сдвига, исследовали деформированные образцы сплавов системы, в которых не обнаружено расслоения при термообработке. Образцы деформировали методами кручения под давлением (КВД), многократной прокатки (МП) и обработки давлением без кручения. В табл. 1 приведены значения радиуса первой координационной сферы аморфной фазы R_1 и полуширины диффузного максимума b . Видно, что после деформации среднее значение межатомных расстояний увеличивается, что свидетельствует об образовании областей повышенного свободного объема. Следует отметить, что при деформировании увеличивается и полуширина диффузного максимума, что свидетельствует о появлении областей с разным радиусом первой координационной сферы. Характерно, что даже в случае обработки давлением, когда радиус первой координационной сферы явно не увеличивается, полуширина диффузного максимума также заметно возрастает. Эти значения хорошо согласуются с известными литературными данными [29, 30].

Согласно работам [9, 31], плотность аморфной фазы в полосах сдвига меньше плотности аморфной фазы в остальной матрице на 10%, а коэффициент диффузии больше примерно на 6 порядков [32], что способствует облегчению процессов кристаллизации.

Кристаллизация аморфной фазы при нагреве и деформации

Изменение структуры аморфной фазы в пределах аморфного состояния, естественно, должно оказывать влияние и на процессы кристаллизации. На рис. 4а, 4б показаны рентгенограммы сплава $\text{Co}_{67}\text{Fe}_{7.5}\text{Si}_{12.5}\text{B}_9\text{Nb}_5$, отожженного при 420°C в течение 1 ч после предварительной прокатки и без предварительной обработки.

При кажущемся сходстве рентгенограмм, анализ интегральной интенсивности дифракционных максимумов (кривая 3) показал, что доля нанокристаллов в отожженном образце с предварительной прокаткой примерно на 15% больше по сравнению с образцом без предварительной обработки. Размер нанокристаллов в обоих случаях был одинаков и составлял 7.5 нм.

Таким образом, при отжиге сплава, подвергнутого предварительной деформации, доля образовавшихся нанокристаллов оказывается больше, чем в сплаве без предварительной обработки. Аналогичные результаты наблюдали в [33] для сплавов на основе алюминия. Следует также отметить, что кристаллизация широко исследованного магнитного сплава Fe–Si–В при термообработке приводит к формированию крупнокристаллической структуры, а при деформации – к образованию нанокристаллической [34].

Фазовый состав частично кристаллизованных сплавов

Проведенные исследования показали, что в ряде аморфных сплавов кристаллизующиеся при термообработке и деформации фазы оказываются разными. Образцы аморфного сплава $\text{Zr}_{50}\text{Cu}_{15}\text{Ti}_{16}\text{Ni}_{19}$ деформировали растяжением в вакууме при повышенных температурах. При температуре деформации выше 611°C происходит кристаллизации аморфной фазы. На рис. 5 показаны рентгенограммы разных участков деформированного образца. Рентгенограмма 1 соответствует части образца, находившейся при деформировании в захватах. Эту часть нагревали, но не деформировали. Рентгенограмма 2 соответствует центральной части деформированного образца. Эта часть находилась при той же температуре, что и часть образца в захватах, и была подвергнута деформации. Интенсивность линий заметно отличается, понятно, что кристаллизация этой области начинается раньше.

Таблица 1. Условия обработки образцов, значения радиуса первой координационной сферы аморфной фазы R_1 и полуширины диффузного максимума b

Состав	Обработка	R_1 , Å	b , град
$\text{Fe}_{78.5}\text{B}_9\text{Si}_{12.5}$	Исходный	2.491	4.693
$\text{Fe}_{78.5}\text{B}_9\text{Si}_{12.5}$	Кручение под давлением 4ГПа; 20°C; 1 оборот	2.497	4.864
$\text{Fe}_{77}\text{Si}_{13}\text{B}_{10}$	Исходный	2.482	4.25
$\text{Fe}_{77}\text{Si}_{13}\text{B}_{10}$	Многократная прокатка	2.483	4.59
$\text{Fe}_{77}\text{Si}_{13}\text{B}_{10}$	Давление 50 кбар, 1 ч	2.482	4.31

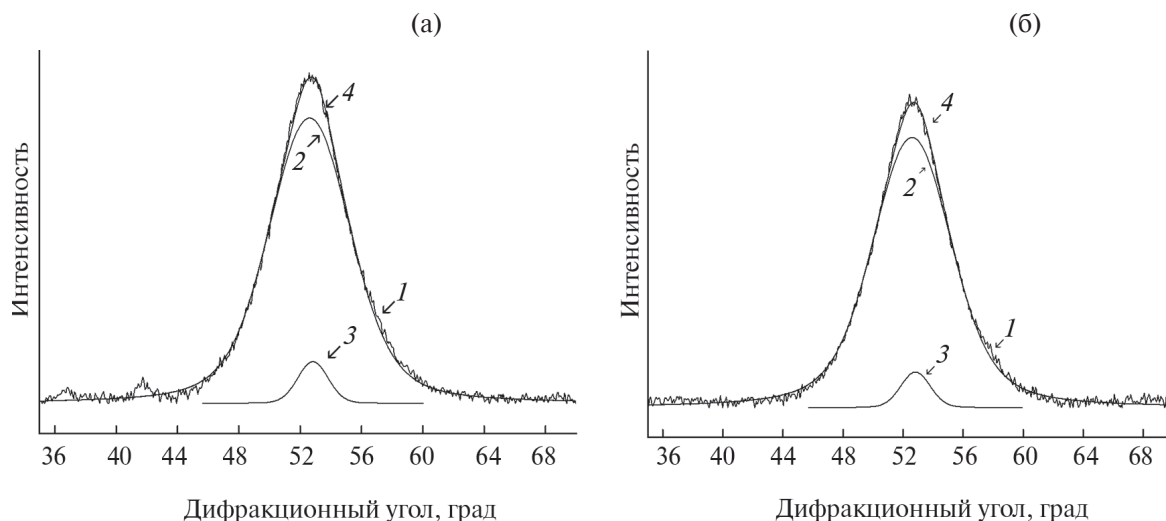


Рис. 4. Рентгенограммы сплава $\text{Co}_{67}\text{Fe}_7\text{Si}_{12}\text{B}_9\text{Nb}_5$, отожженного при 420°C в течение 1 ч после предварительной прокатки (а) и без предварительной обработки (б).

Сравнение полученных данных с результатами исследований процесса кристаллизации сплава $\text{Zr}_{50}\text{Cu}_{15}\text{Ti}_{16}\text{Ni}_{19}$ при термообработке показали следующее. При термообработке сплава на первой стадии кристаллизации формируются фаза $\text{Zr}_{47}\text{Ti}_{16}\text{Cu}_{14}\text{Ni}_{23}$ со структурой типа Zr_6CoAl_2 с решеткой, соответствующей пространственной группе $P62m$ с параметрами $a = 7.93 \text{ \AA}$, $c = 3.31 \text{ \AA}$; позже, с повышением температуры, образуются фазы $\text{Zr}_{49}\text{Ti}_6\text{Ni}_{34}\text{Cu}_{11}$ со структурой типа MgZn_2 и квазикристаллическая фаза состава $\text{Zr}_{65}\text{Cu}_{10.5}\text{Ni}_{21.5}\text{Ti}_3$. При деформации кристаллизация начинается с образования квазикристаллической фазы и гексагональной фазы $\text{ZrTi}(\text{Ni}, \text{Cu})$; в дальнейшем образуется небольшое количество фазы типа Zr_6CoAl_2 .

Ранее нами было установлено, что при кристаллизации аморфного сплава $\text{Zr}_{55}\text{Cu}_{30}\text{Al}_{15}\text{Ni}_5$ фазовый состав тоже зависит от вида воздействия: нагрев или деформация [35]. На рис. 6 показаны рентгенограммы сплава после деформации и после нагрева до температуры, соответствующей первой стадии кристаллизации.

На первой стадии кристаллизации при термообработке происходит образование метастабильной фазы с гексагональной структурой (пространственная группа $P6_3/mmc$, $a = 8.66 \text{ \AA}$, $c = 14.99 \text{ \AA}$). При кристаллизации в процессе деформации формируется фаза Zr_2Cu с решеткой, соответствующей пространственной группе $Fd3m$. Для наглядности на рис. 6 положения дифракционных отражений от фазы Zr_2Cu помечены вертикальными линиями. Следует отметить, что

фаза Zr_2Cu , образующаяся при деформировании сплава, присутствует преимущественно в приповерхностной области, подвергнутой наибольшей деформации.

Таким образом, проведенные исследования показали следующее. И при термообработке, и при деформировании в аморфном образце может происходить образование гетерогенной структуры, а неоднородности структуры могут быть обусловлены как разной концентрацией компонентов (при термообработке), так и разной плотностью (концентрацией свободного объема). На начальном этапе кристаллизации фазовый состав зависит от типа воздействия на аморфную структуру сплава. Размеры нанокри-

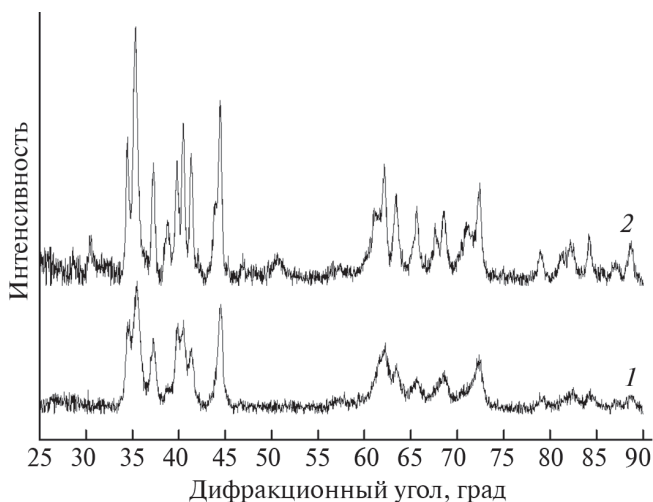


Рис. 5. Рентгенограммы разных участков деформированного образца: 1 – область в захватах; 2 – центральный участок образца.

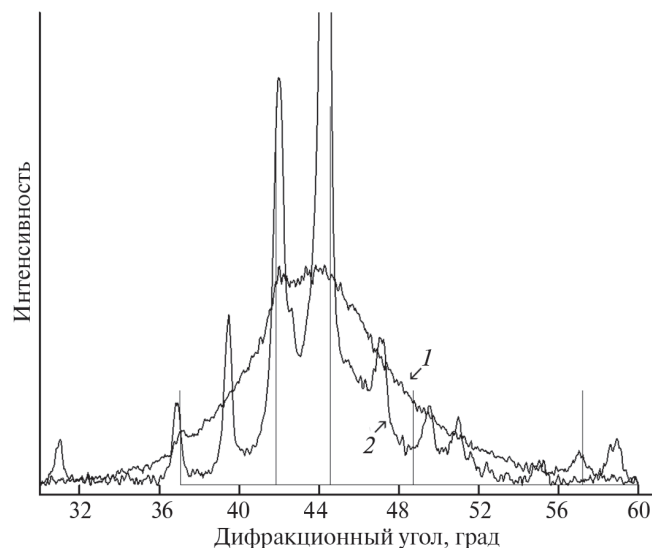


Рис. 6. Рентгенограммы сплава $Zr_{55}Cu_{30}Al_{15}Ni_5$ после деформации (1) и после нагрева (2).

сталлов и доля нанокристаллической составляющей также зависят от предыстории образца.

Причины такого различия в настоящее время не установлены, процессы кристаллизации аморфной фазы при нагреве и деформации исследуют на разных материалах. На сегодняшний день рассматривают ряд особенностей, обуславливающих процессы кристаллизации в разных условиях.

При термообработке основными параметрами, определяющими процесс кристаллизации, являются скорость нагрева и температурный интервал кристаллизации (выше или ниже температуры стеклования) [4]. При кристаллизации неоднородной аморфной структуры в образце могут быть как “вмороженные” центры кристаллизации, так и упорядоченные области, обогащенные тем или иным компонентом сплава, имеющие отличный от матрицы ближний порядок. Кристаллизация таких областей может быть облегченной. В отсутствие медленно диффундирующих компонентов при кристаллизации образуются кристаллы большого размера. Например, размер кристаллов, образующихся в сплаве Fe–Si–B, значительно больше, чем в сплаве Fe–Si–B–Cu–Nb, содержащем Nb — компонент с относительно низкой скоростью диффузии.

Кристаллизация при деформировании начинается в областях сдвига и их окрестностях. Эти участки характеризуются повышенным содержанием свободного объема, коэффициент диффузии в полосах сдвига примерно на 6 по-

рядков больше, чем в аморфной матрице [32], что свидетельствует о большой концентрации свободного объема в полосах. Это означает, что при деформации коэффициенты диффузии имеют такую величину, которая обеспечивает образование и рост нанокристаллов при комнатной температуре в течение реального времени. В ряде работ было показано, что основной причиной кристаллизации, индуцированной деформацией, является увеличение концентрации свободного объема в полосах сдвига и, как следствие, увеличение подвижности атомов.

Локализация энергии деформации происходит неоднородно. Она локализуется большей частью в полосах сдвига, зонах трансформации сдвигом (STZ-области) и т.д. Образование таких неоднородностей (с энергетической точки зрения) приводит к увеличению концентрации центров зарождения кристаллов и, таким образом, повышению скорости зародышеобразования. Увеличение скорости зародышеобразования вполне может приводить к образованию более многочисленных кристаллов, чем в случае термообработки. Спецификой таких областей неоднородности (участков локализации деформации), может являться также то, что они ограничены в размерах. Так, области трансформации сдвигом имеют размер порядка 1 нм, а толщина полос сдвига тоже составляет несколько нанометров. За пределами этих областей находится аморфная матрица, которая имеет совсем другие параметры массопереноса, и скорость роста кристаллов в которых может быть существенно ниже. Этот фактор также может способствовать образованию более дисперсной структуры сплава при деформации.

Еще одним фактором может быть объемный эффект кристаллизации. Если плотность возникающих кристаллов отличается от плотности аморфной матрицы, то возникающие при росте кристаллов механические напряжения тормозят процесс кристаллизации и способствуют образованию более мелкой кристаллической структуры. Этот процесс более ярко выражен при низких температурах, когда не происходит существенной релаксации напряжений. Таким образом, именно деформация при температурах существенно ниже температуры стеклования может приводить к образованию нанокристаллической структуры, объемная доля которой выше, чем при нагреве, а размер кристаллов меньше. Следует отметить и еще один факт. Наличие напряжений, связанных с объемным не-

соответствием аморфной фазы и образующихся кристаллов, может приводить к изменению не только типа формирующихся кристаллических фаз, но и их морфологическим особенностям. Так авторы [36] при исследовании кристаллизации аморфного сплава Al–Ge *in situ* непосредственно в колонне электронного микроскопа наблюдали образование мелких кристаллов Al и Ge, которые очень быстро коагулировали с образованием крупнокристаллической структуры Al + Ge. При кристаллизации аморфного сплава Ni–Zr, содержащего 33 ат. % Ni, на начальном этапе кристаллизации образовывалась метастабильная фаза, а не NiZr₂, как следовало бы ожидать, исходя их химического состава сплава [37]. Образование на ранней стадии распада аморфной структуры метастабильной фазы с решеткой более низкой симметрии, чем равновесная фаза, может быть обусловлено меньшей величиной ее плотности по сравнению с плотностью равновесной фазы.

В заключение нужно отметить, что аморфные сплавы являются чрезвычайно сложным объектом, поэтому однозначно объяснить наблюдаемые эффекты на данном этапе не представляется возможным, поскольку ряд описанных и других факторов могут действовать параллельно.

БЛАГОДАРНОСТИ

Автор выражает благодарность Российскому научному фонду за финансовую поддержку исследований (проект 23–23–00171).

Конфликт интересов. Автор заявляет, что у него нет конфликта интересов.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Yavari A.R. // *Acta Metall.* 1988. V. 36. P. 1863.
2. Abrosimova G.E., Aronin A.S., Pankratov S.P., Serebryakov A.V. // *Scr. Metall.* 1980. V.14. P. 967.
3. Altounian Z., Batalla E., Strom-Olsen J.O., Walter J.L. // *J. Appl. Phys.* 1987. V. 61. P. 149.
4. Abrosimova G., Aronin A., Ignatieva E. // *Mater. Sci. Eng. A.* 2007. V. 449–451. P. 485.
<https://doi.org/10.016/j.msea.2006.02.344>
5. Абросимова Г.Е., Аронин А.С., Стельмух В.А. // *ФТТ.* 1991. Т. 33. С. 3570.
6. Jiang, W.H., Atzmon, M. // *Acta Mater.* 2003. V. 51. Iss. 14. P. 4095.
[https://doi.org/10.1016/S1359-6454\(03\)00229-5](https://doi.org/10.1016/S1359-6454(03)00229-5)
7. Pan J., Chen Q., Liu L., Li Y. // *Acta Mater.* 2011. V. 59. P. 5146.
<https://doi.org/10.1016/j.actamat.2011.04.047>
8. Maaß R., Samwer K., Arnold W., Volkert C.A. // *Appl. Phys. Lett.* 2014. V. 10. P. 17190.
<https://doi.org/10.1063/1.4900791>
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. Greer A.L., Cheng Y.Q., Ma E. // *Mater. Sci. Eng. R.* 2013. V. 74. Iss. 4. P. 71.
<https://doi.org/10.1016/j.mser.2013.04.001>
11. Csontos A.A., Shiflet G.J. // *Nano Struct. Mater.* 1997. V. 9. P. 281.
12. Georgarakis K., Aljerf M., Li Y., LeMoulec A., Charlot F., Yavari A.R., Chornokhovenko K., Tabachnikova E., Evangelakis G.A., Miracle D.B., Greer A.L., Zhang T. // *App. Phys. Lett.* 2008. V. 93. P. 031907.
<https://doi.org/10.1063/1.2956666>
13. Jiang W.H., Atzmon M. // *Acta Mater.* 2003. V. 51. P. 4095.
[https://doi.org/10.1016/S1359-6454\(03\)00229-5](https://doi.org/10.1016/S1359-6454(03)00229-5)
14. Schmidt V., Rösner H., Peterlechner M., Wilde G. // *Phys. Rev. Lett.* 2015. V. 115. P. 035501.
<https://doi.org/10.1103/PhysRevLett.115.035501>
15. Seleznev M., Vinogradov A. // *Metals.* 2020. V. 10. P. 374.
<https://doi.org/10.3390/Met10030374>
16. Valiev R.Z., Islamgaliev R.K., Alexandrov I.V. // *Prog. Mater. Sci.* 2000. V. 45. P. 103.
17. Chen H.S., Turnbull D. // *Acta Metal.* 1969. V. 17. P. 1021.
18. Mehra M., Schulz R., Johnson W.L. // *J. Non-Cryst. Solids.* 1984. V. 61–62. P. 859.
19. Osamura K. // *Colloid. Polymer Sci.* 1981. V. 259. P. 677
20. Mak A., Samwer K., Johnson W.L. // *Phys. Lett.* 1093. V. 98A. P. 353.
21. Hermann H., Mattern N., Kuhn U., Heinemann A., Lazarev N. // *J. Non-Cryst. Solids.* 2003. V. 317. P. 91.
[https://doi.org/10.1016/S0022-3093\(02\)019-87-7](https://doi.org/10.1016/S0022-3093(02)019-87-7)
22. Terauchi H. // *J. Phys. Soc. Jpn.* 1983. V. 52. P. 3454.
23. Osamura K.J. // *Mater. Sci.* 1984. V. 19. P. 1917.
24. Yavari A.R. // *Inter. J. Rapid Solidi.* 1986. V. 2. P. 047.
25. Inoue A., Yamamoto M., Kimura H.M., Masomoto T. // *J. Mater. Sci.*
26. Abrosimova G.E., Aronin A.S., Ignat'eva E.Yu., Molokanov V.V. // *JMMM.* 1999. V. 203. P. 169.
[https://doi.org/10.1016/S0304-8853\(99\)00216-4](https://doi.org/10.1016/S0304-8853(99)00216-4)
27. Zeng Q.S. // *Proc. Nat. Acad. Sci. USA.* 2007. V. 104. P. 13565.
28. Naudon A., Flank V. // *J. Non-Cryst. Solids.* 1984. V. 61–62. P. 355.
29. Gunderov D., Astanin V., Churakova A., Sitdikov V., Ubyivovk E., Islamov A., Jing Tao Wang. // *Metals.* 2020. V. 10. P. 1433.
<https://doi.org/10.3390/met10111433>
30. Abrosimova G., Gunderov D., Postnova E., Aronin A. // *Materials.* 2023. V. 16. P. 1321.
<https://doi.org/10.3390/ma16031321>
31. 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>

32. Aronin A.S., Louzguine-Luzgin D.V. // *Mechanics Mater.* 2017. V. 10. P. 19.
<https://doi.org/10.1016/j.mechmat.2017.07.007>
33. Aronin A., Budchenko A., Matveev D., Pershina E., Tkatch V., Abrosimova G. // *Rev. Adv. Mater. Sci.* 2016. V. 46. P. 53.
www.ipme.ru/e-journals/RAMS/no_14616/05_14616_aronin.pdf
34. Aronin A., Abrosimova G., Matveev D., Rybchenko O. // *Rev. Adv. Mater. Sci.* 2010. V. 25. P. 52.
35. Abrosimova G., Gnesin B., Gunderov D., Drozdenko A., Matveev D., Mironchuk B., Pershina E., Sholin I., Aronin A. // *Metals*. 2020. V. 10. P. 1329.
<https://doi.org/10.3390/met10101329>
36. Barkalov O.I., Aronin A.S., Abrosimova G.E., Ponyatovsky E.G. // *J. Non-Cryst. Solids*. 1996. V. 202. P. 262.
37. Абросимова Г.Е., Аронин А.С., Гантмахер В.Ф., Левин Ю.Б., Ошеров М.В. // *ФТТ*. 1988. Т. 30. С. 1424.

Changes in the Structure of the Amorphous Phase under Heat Treatment and Deformation

G. E. Abrosimova*

Institute of Solid State Physics RAS, Chernogolovka, 142432 Russia

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

The influence of heat treatment and deformation on the change in the structure of amorphous alloys $\text{Co}_{67}\text{Fe}_7\text{Si}_{12}\text{B}_9\text{Nb}_5$, $\text{Al}_{87}\text{Ni}_8\text{Y}_5$, $\text{Al}_{88}\text{Ni}_6\text{Y}_6$, $\text{Al}_{87}\text{Ni}_8\text{Gd}_5$, $\text{Al}_{87}\text{Ni}_8\text{La}_5$, $\text{Zr}_{50}\text{Cu}_{15}\text{Ti}_{16}\text{Ni}_{19}$ obtained by melt quenching has been studied. It has been established that both heat treatment and deformation lead to the formation of a heterogeneous structure, while structure inhomogeneities can be due to formation the regions both with different concentrations of components (during heat treatment) or/and with different density (free volume concentration). At the early stages of crystallization, the phase composition of the emerging structure depends on the type of impact on the amorphous structure and processing parameters (temperature, type and degree of deformation). The sizes of nanocrystals and the fraction of the nanocrystalline component depend on the prehistory of the sample.

Keywords: amorphous alloys, deformation, crystallization, nanocrystals.