

УДК 538.911

ДЕВИТРИФИКАЦИЯ ГЕТЕРОГЕННЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СТЕКОЛ

© 2021 г. Г. Е. Абросимова*

Институт физики твердого тела РАН, Московская область, Черноголовка, 142432 Россия

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

Поступила в редакцию 02.04.2021 г.

После доработки 21.05.2021 г.

Принята к публикации 25.05.2021 г.

Исследовано влияние структуры легирующих элементов и их растворимости в основном компоненте сплава на образование нанокристаллов в аморфной фазе. Рассмотрен механизм формирования нанокристаллов, базирующийся на сходстве ближнего порядка в упорядоченных областях гетерогенно-аморфной структуры и структуры кристаллизующейся фазы. Показано, что наличие структурно-связанных упорядоченных областей обеспечивает большое количество мест потенциального зарождения нанокристаллов и облегчает процесс нанокристаллизации. Поскольку доля кристаллической фазы, образующейся по первичной реакции кристаллизации, определяется диаграммой фазового равновесия, при увеличении количества таких областей образуется структура с меньшим размером нанокристаллов. Параметры образующейся наноструктуры зависят от типа легирующего элемента, его концентрации, а также растворимости в основном металлическом компоненте сплава. Полученные результаты свидетельствуют о возможной реализации механизма образования нанокристаллов на упорядоченных областях в гетерогенной аморфной фазе металлических стекол.

Ключевые слова: аморфная структура, кристаллизация, наноструктуры, рентгенография, просвечивающая электронная микроскопия, фазовые превращения.

DOI: 10.31857/S1028096021110030

ВВЕДЕНИЕ

Аморфные металлические материалы или металлические стекла представляют собой широкий класс объектов, интерес к которым обусловлен рядом причин. В качестве основных нужно отметить следующие:

1. Необычность структуры: отсутствие периодичности в расположении атомов в, казалось бы, традиционных по составу материалах и, как следствие, необычные физические свойства: высокая прочность при малом удельном весе (сплавы на основе Al, Mg), рекордные магнитные свойства (сплавы на основе Co, Fe и др.), высокая коррозионная стойкость из-за отсутствия границ зерен и пр.

2. Особенности кристаллизации, отличающие этот процесс от кристаллизации и жидкости, и твердой фазы. Так, например, при кристаллизации из расплава при небольшом переохлаждении процесс кристаллизации может прекратиться из-за выделения теплоты превращения; в случае кристаллизации металлического стекла выделяющаяся теплота разогревает окрестности растущего кристалла, процесс кристаллизации ускоряется и при определенных условиях может носить взрывной характер. В случае кристаллизации из аморфной фазы (превращение в твердом состоянии) рост кристалла сопровождается ростом на-

пряжений вокруг него, обусловленных разницей в плотности кристалла и аморфной фазы, наследующей плотность расплава. При росте кристалла в жидкости такого процесса не происходит из-за более легкой перегруппировки атомов.

3. Аморфная фаза может являться прекурсором для формирования нанокристаллической структуры, причем характеристики формирующейся структуры зависят от множества факторов, в число которых входят параметры внешних воздействий (температура, давление, деформация, скорости их изменения), а также состояние аморфной фазы перед началом кристаллизации.

Последнее, а именно состояние аморфной фазы перед началом кристаллизации неожиданно оказалось одной из наиболее существенных характеристик аморфной матрицы, влияющей как на процесс кристаллизации, так и на параметры формирующейся микроструктуры и на свойства материала.

Почему это важно? Еще в середине прошлого века [1, 2] было установлено, что прочность материалов растет с уменьшением размера зерна (прочность обратно пропорциональна корню квадратному из диаметра зерна). Поэтому при создании высокопрочных материалов значительное внимание исследователей было сосредоточено на

методах воздействия на структуру, способствующих измельчению структурных составляющих. Однако при исследовании нанокристаллических материалов было обнаружено, что эта зависимость в наноструктурах не работает: при размере нанокристаллов менее 50 нм она становится немонотонной [3]. Введение небольших добавок к базовому составу может существенно изменить и процесс кристаллизации материала, и его свойства. Например, добавление меди и ниобия к базовому составу сплава на основе Fe приводит к ухудшению магнитных свойств, добавление кобальта – к улучшению высокочастотных свойств и температуры Кюри [4, 5], частичная замена железа на марганец способствует заметному повышению температуры кристаллизации [6], а замещение железа никелем ведет к увеличению среднего размера кристаллов [7, 8]. Все это указывает на необходимость исследования закономерностей формирования наноструктур в аморфной фазе.

Важным аспектом формирования наноструктур является состояние аморфной фазы перед началом кристаллизации. В настоящее время известно, что аморфная фаза не является чем-то застывшим, а представляет собой эволюционирующую систему, которая может меняться при разных воздействиях, может быть гомогенной или гетерогенной, состоящей из областей разного состава и/или с разным типом ближнего порядка (наностекло). Исследования показали, что характеристики областей неоднородности и их происхождение могут существенно различаться: в аморфной фазе могут наблюдаться упорядоченные области, ближний порядок в которых распространяется на несколько координационных сфер [9]. Оказалось, что в гетерогенной аморфной фазе процесс кристаллизации протекает быстрее, чем в гомогенной, а характеристики формирующейся микроструктуры зависят не только от наличия областей неоднородности, но и от того, каким образом они возникли [10, 11]. Естественно, и размер нанокристаллов, и прочностные характеристики в таких материалах разные.

Как известно, кристаллизация аморфных сплавов может происходить по механизму зарождения и роста или путем спинодального распада. В абсолютном большинстве случаев кристаллизация происходит путем зарождения и роста кристаллов. Образование нанокристаллов обычно происходит путем первичной кристаллизации, когда состав формирующегося кристалла отличается от состава окружающей аморфной матрицы. Исследованию процессов кристаллизации металлических стекол посвящено много работ [12–15]. Обычно при этом рассматривается гомогенная аморфная фаза. Для формирования наноструктуры необходимо обеспечить высокую скорость зарождения кристаллов и низкую скорость их роста. Одна из

первых работ, посвященных формированию нанокристаллов в аморфной фазе, была выполнена на сплаве системы Fe–Si–B [16]. При обычной термообработке в этом сплаве образуются крупные кристаллы. Для обеспечения указанных выше условий в сплав было добавлено 3 ат. % Nb и 1 ат. % Cu (сплав Finemet). Атомы меди образовывали кластеры, которые служили местами зарождения кристаллов, а ниобий, характеризующийся низким коэффициентом диффузии, способствовал замедлению их роста. Подобное добавление легирующих компонентов было позже использовано в ряде систем для получения нанокристаллической структуры.

Анализ большого количества экспериментальных данных показал, что такой путь формирования наноструктур в металлических стеклах является не единственным. Ряд известных экспериментальных данных указывал на то, что все может происходить иначе. Некоторые из этих данных:

1. Изменение ближнего порядка в аморфной фазе в зависимости от состава или с изменением температуры [17–20].

2. Присутствие упорядоченных областей, ближний порядок которых распространяется на несколько координационных сфер [9, 21].

3. Формирование на начальной стадии кристаллизации метастабильных фаз, ближний порядок которых близок к ближнему порядку аморфной фазы непосредственно перед началом кристаллизации [22].

4. Предшествующее кристаллизации расслоение аморфной фазы: образование гетерогенной структуры с областями разного состава и с разным типом ближнего порядка [23–25].

5. Независимая друг от друга кристаллизация аморфных областей с разным типом ближнего порядка в гетерогенной аморфной структуре (наностекле) [22, 26].

6. Зависимость степени совершенства образующихся нанокристаллов от их размера и химического состава [27, 28].

Образование метастабильных фаз, “наследующих” ближний порядок аморфной матрицы, образование разных фаз в разных областях наностекол и ряд других факторов указывают на возможность формирования нанокристаллов на упорядоченных областях гетерогенной структуры. Исследованию возможности такого механизма кристаллизации посвящена данная работа.

МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТА

Аморфные сплавы систем Fe–Si–B и Co–Si–B, легированные Nb, Ti, Cu, Ni, Mn были получены в виде лент методом скоростной закалки расплава со скоростью охлаждения $\sim 10^6$ К/с. Состав сплавов контролировался методом локального микрорентгеноспектрального анализа. После полу-

чения сплавы подвергались изотермическим отжигам в температурном интервале 400–700°C и нагревам с постоянной скоростью (20°C/мин) в дифференциальном сканирующем калориметре. Структура образцов исследовалась методами рентгеноструктурного анализа, просвечивающей и высокоразрешающей растровой электронной микроскопии. Образцы для электронно-микроскопических исследований готовились ионным утонением. Размер образующихся нанокристаллов определялся по рентгенограммам с использованием формулы Селякова–Шеррера [29] и по темнопольным электронно-микроскопическим изображениям.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

Как было сказано выше, образование кристаллов в аморфной фазе чаще всего происходит по механизму зарождения и роста, при этом зарождение может быть гомогенным или гетерогенным. Гетерогенное зарождение может быть двух типов:

1. Гетерогенное зарождение нанокристаллов на неоднородностях (частицах второй фазы, поверхностях, кластерах и пр.). Такое зарождение нанокристаллов осуществляется в аморфных сплавах типа Finemet, когда зарождение кристаллов происходит на кластерах меди (местах неоднородности), и зарождающиеся кристаллы ОЦК фазы никак структурно не связаны с медными кластерами.

2. Зарождение нанокристаллов на упорядоченных областях, имеющих тот же тип ближнего порядка, что и аморфная фаза в данном месте (структурно-связанные области). Примером подобного зарождения может служить кристаллизация сплава Ni–Mo–V при температурах выше температуры стеклования [22]: образование трех фаз Ni, твердого раствора Ni(Mo) и Ni₃V происходит в разных местах гетерогенной аморфной фазы, причем рост этих кристаллов проходит независимо друг от друга.

Если такой механизм реализуется, то можно ожидать, что образование нанокристаллов с той или иной структурой, а также параметры формирующейся наноструктуры будут зависеть от типа кристаллической решетки и количества легирующего компонента. Для проверки этого положения исследовались сплавы на основе Fe и Co, легированные элементами с разным типом решетки Nb (ОЦК), Mn(ОЦК), Ti(ГПУ), Cu(ГЦК), Ni(ГЦК).

Сплавы системы Fe–Si–B

Исследования проводили на сплавах системы Fe–Si–B базового состава Fe₇₃Si₁₃B₉, легированных Nb (1–3 ат. %) и (0–1 ат. %). На рис. 1 показаны

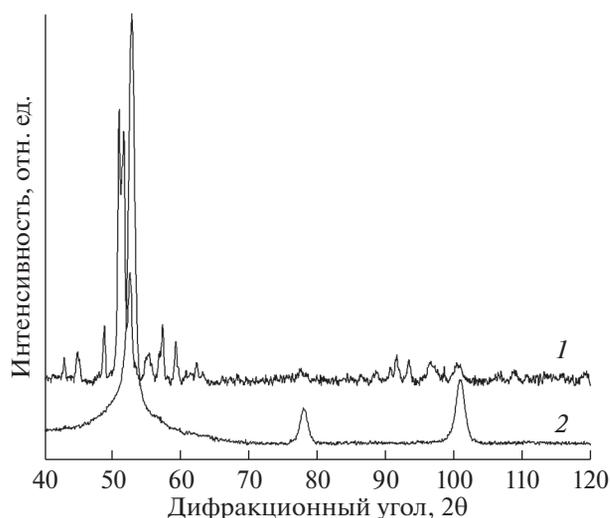


Рис. 1. Рентгенограммы сплавов на основе железа, отожженных при температуре 550°C в течение 1 часа (1 – 0.3 ат. % Cu, 2 – 1 ат. % Cu).

рентгенограммы сплавов, содержащих 3 ат. % Nb и 0.3 ат. % (1) и 1 ат. % Cu (2) после окончания первой стадии кристаллизации. Видно, что структура сплавов после окончания первой стадии кристаллизации существенно зависит от концентрации легирующих компонентов. В сплаве, содержащем небольшое количество меди (0.3 ат. %), образуется многофазная структура. Структура сплава с 1 ат. % Cu после окончания первой стадии кристаллизации состоит из аморфной фазы и нанокристаллов с ОЦК-решеткой. Как было показано в работе [30], для образования наноструктуры в сплавах этой системы необходимо содержание не менее 0.45 ат. % меди и не менее 1 ат. % ниобия. Размер нанокристаллов ОЦК-фазы уменьшается при увеличении концентрации легирующих компонентов.

Сплавы системы Co–Si–B

Влияние концентрации легирующих элементов. Как показано выше, образование нанокристаллической структуры в сплавах на основе железа зависит от концентрации легирующего элемента. Аналогичная ситуация наблюдается в сплавах на основе кобальта. На рис. 2 показаны рентгенограммы сплавов Co₇₂Fe₇Si₁₂B₉ и Co₆₇Fe₇Si₁₂B₉Nb₅ после окончания первой стадии кристаллизации. В сплаве без ниобия наноструктура не образуется, образец является многофазным. При добавлении Nb начинается образование ОЦК-нанокристаллов, размер которых уменьшается с увеличением концентрации Nb.

Исследования показали [30], что наноструктура не образуется и при значительном уменьшении содержания железа. На рис. 3 показана рентгено-

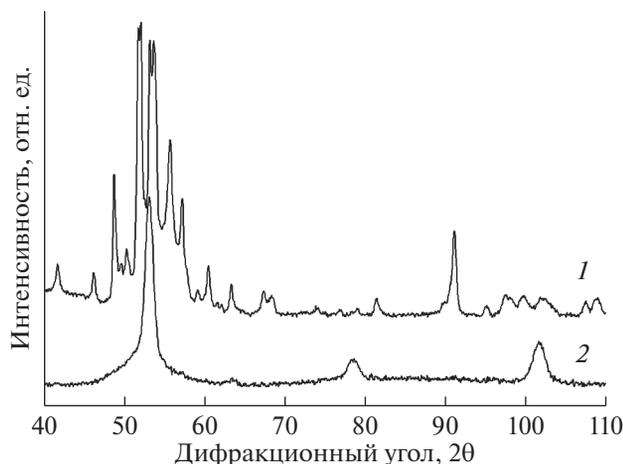


Рис. 2. Рентгенограммы сплавов на основе кобальта, отожженных при температуре 550°C в течение 1 часа (1 – 0 ат. % Nb, 2 – 5 ат. % Nb).

грамма сплава $\text{Co}_{75.3}\text{Si}_{12}\text{B}_9\text{Fe}_{0.7}\text{Nb}_3$ после часового отжига при температуре 550°C. После начала кристаллизации образец содержит кристаллы ГЦК-Co (отражения на рентгенограмме помечены крестиками) и ГПУ-Co (отражения помечены кружочками), нанокристаллов ОЦК-фазы нет.

Согласно полученным результатам, вероятность образования нанокристаллов ОЦК-фазы растет при увеличении концентрации и Nb, и Fe (компонентов с ОЦК-решеткой), что согласуется с предположением об образовании нанокристаллов на упорядоченных областях в аморфной матрице. Чем выше концентрация этих компонентов, тем больше вероятность образования в гетерогенной аморфной структуре областей с ближним порядком типа ОЦК, тем больше мест потенциально зарождения нанокристаллов с такой решеткой.

Влияние структуры легирующих элементов. Оказывает ли тип решетки легирующего компонента влияние на структуру формирующихся нанокристаллов? Для ответа на этот вопрос была исследована структура сплавов с одинаковой концентрацией компонентов, но с разным типом легирующего компонента: $\text{Co}_{56}\text{Fe}_{16}\text{B}_{20}\text{Nb}_8$ и $\text{Co}_{56}\text{Fe}_{16}\text{B}_{20}\text{Ti}_8$. Как известно, ниобий имеет ОЦК-решетку, титан – ГПУ. На рис. 4 приведены рентгенограммы этих сплавов после часового отжига при температуре 550°C. Структура сплава с Nb после отжига состоит из ОЦК-нанокристаллов (отражения помечены звездочками) и аморфной фазы. На рентгенограмме присутствует также небольшое количество очень слабых отражений, указывающих на наличие незначительного количества других кристаллических фаз. Рентгенограмма сплава с титаном свидетельствует об образовании многофазной кристаллической структуры, она содержит кристаллы ГЦК-Co (крестики),

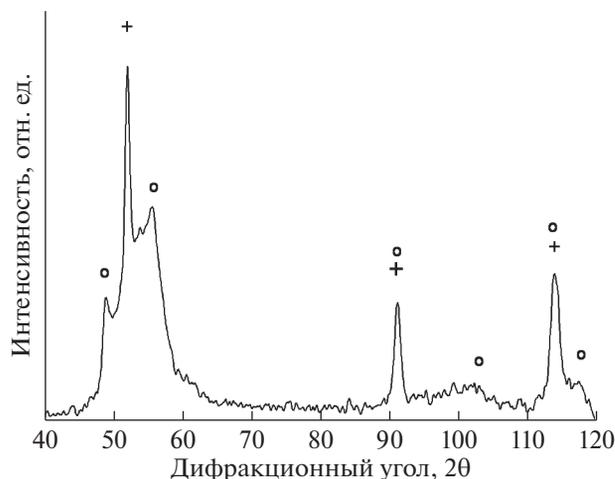


Рис. 3. Рентгенограмма сплава $\text{Co}_{75.3}\text{Si}_{12}\text{B}_9\text{Fe}_{0.7}\text{Nb}_3$ после часового отжига при температуре 550°C.

фазу с ОЦК-решеткой (звездочки), а также фазу со структурой типа Co_{23}B_6 . Присутствие фазы с ОЦК-решеткой, очевидно, обусловлено достаточно высокой концентрацией железа (16 ат. %). Размер кристаллов фазы с объемно-центрированной решеткой в этом сплаве больше, чем в сплаве с ниобием. Если зарождение нанокристаллов происходит на аморфных областях, упорядоченных по типу этой решетки, то понятно, что в сплаве с ниобием таких областей должно быть больше из-за более высокой концентрации ОЦК-компонента (16 ат. % Fe + 8 ат. % Nb = 24 ат. % ОЦК). При одинаковой общей доле кристаллической фазы в обоих сплавах размер нанокристаллов в сплаве с ниобием должен быть меньше, что и наблюдается экспериментально.

Проведенный анализ показал, что облегченное зарождение нанокристаллов на упорядоченных аморфных областях обусловлено как одинаковым типом ближнего порядка в формирующейся фазе и в Nb и Fe, так и наличием близких или одинаковых межплоскостных расстояний в этих структурах. Примером таких расстояний могут быть следующие: $d_{(220)\text{Nb}} = 1.169 \text{ \AA}$ и $d_{(211)\text{Fe}} = 1.167 \text{ \AA}$; $d_{(310)\text{Nb}} = 1.045 \text{ \AA} = d_{(220)\text{ОЦК}}$ и др. Поскольку разница в параметрах решетки кристаллизующейся фазы (2.835 Å) и $\alpha\text{-Fe}$ (2.866 Å) составляет около 1%, создаются условия для эпитаксиального роста кристаллов ОЦК-фазы на упорядоченных областях. Очевидно, это процесс не эпитаксиального, а гетероэпитаксиального роста, поскольку химический состав кристаллизующейся фазы и упорядоченных областей несколько различается. Важно, что упорядоченные области, ближний порядок которых распространяется на несколько координационных сфер, могут служить местами облегченного зарождения кристаллов.

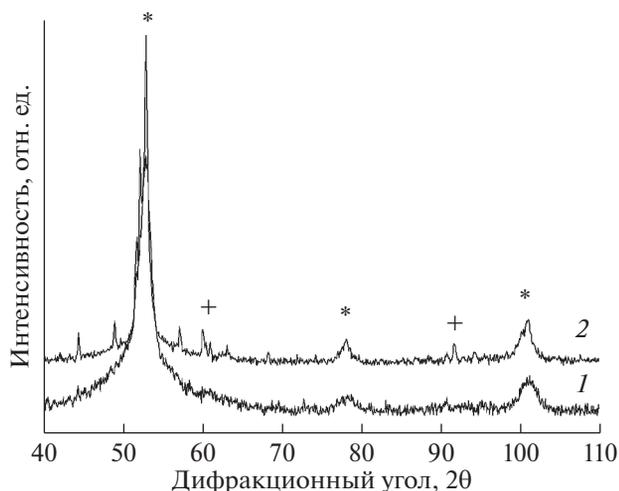


Рис. 4. Рентгенограмма сплавов $\text{Co}_{56}\text{Fe}_{16}\text{B}_{20}\text{Nb}_8$ (1) и $\text{Co}_{56}\text{Fe}_{16}\text{B}_{20}\text{Ti}_8$ (2) после часового отжига при температуре 550°C .

Влияние размера элементарной ячейки легирующего компонента. Поскольку зарождение нанокристаллов на упорядоченных областях предполагает наличие в аморфной матрице областей с ближним порядком, соответствующим структуре легирующего элемента, важно проверить, влияют ли на этот процесс размеры элементарной ячейки. Объемы элементарных ячеек Nb и Fe различаются незначительно (36.15 и 23.54 \AA^3 соответственно), поэтому в качестве еще одного легирующего элемента был выбран марганец с

существенно большей элементарной ячейкой (707.82 \AA^3). На рис. 5 приведена рентгенограмма сплава $\text{Co}_{74}\text{Si}_{13}\text{B}_9\text{Fe}_1\text{Mn}_3$ после часового отжига при 550°C . Видно, что структура отожженного сплава $\text{Co}_{74}\text{Si}_{13}\text{B}_9\text{Fe}_1\text{Mn}_3$ является многофазной и содержит ГЦК-Со (отражения помечены крестиками на рентгенограмме), ГПУ-Со (кружочками), Co_3V (стрелочки) и Co_2Si (ромбики). Однако, в отличие от легирования сплава ниобием или железом в сплаве с Mn образования ОЦК-фазы не происходит.

Поскольку кристаллизация происходит путем зарождения и роста кристаллов, важным фактором является величина критического зародыша. Минимальным размером критического зародыша является размер его элементарной ячейки. Чем больше элементарная ячейка элемента, тем большая флуктуация состава (при первичной кристаллизации) и ближнего порядка необходима для образования критического зародыша. Понятно, что при такой большой разнице в размерах элементарных ячеек вероятность зарождения ОЦК-фазы со структурой типа $\alpha\text{-Mn}$ ($I43m$) существенно ниже, чем со структурой ниобия или железа ($Im3m$). Таким образом, размер элементарной ячейки, несомненно, влияет на вероятность зарождения нанокристаллов на упорядоченных областях в аморфной фазе.

Следует также отметить, что хотя кристаллические решетки всех фаз (Nb, Fe и Mn) являются объемно-центрированными, ближний порядок в них различается. Ближний порядок в решетках Nb и Fe такой же, как в кристаллизующейся ОЦК-фазе,

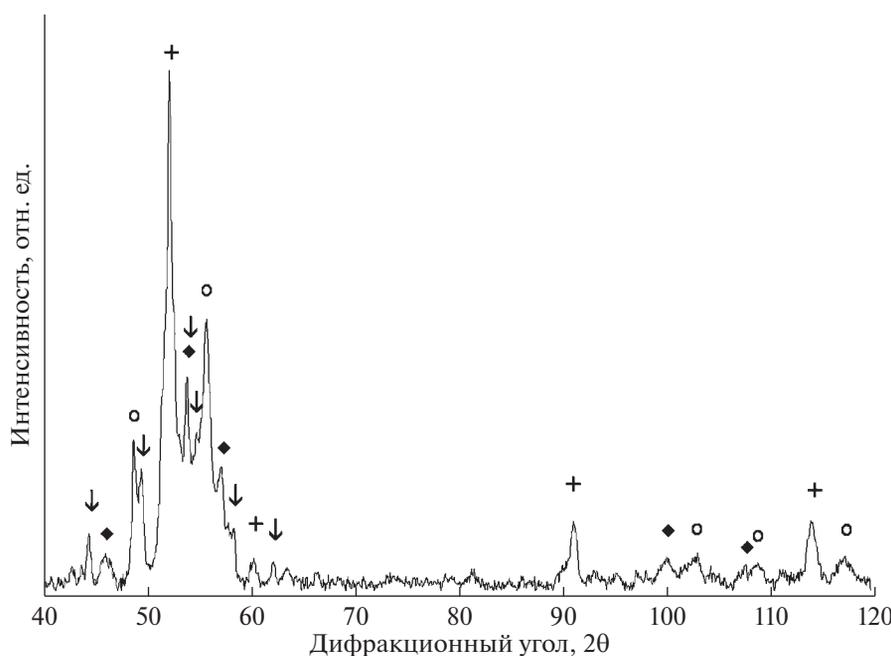


Рис. 5. Рентгенограмма отожженного сплава $\text{Co}_{74}\text{Si}_{13}\text{B}_9\text{Fe}_1\text{Mn}_3$.

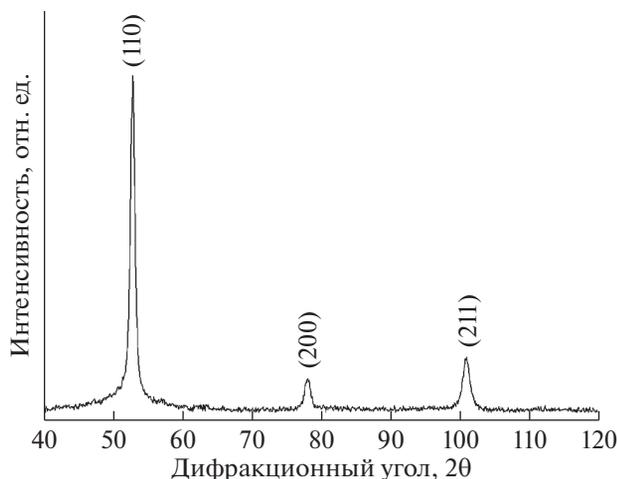


Рис. 6. Рентгенограмма отожженного сплава $\text{Co}_{57}\text{Si}_{11}\text{B}_{17}\text{Fe}_5\text{Ni}_{10}$.

и отличается от ближнего порядка в решетке α -Mn. Это также объясняет многофазную кристаллизацию аморфного сплава $\text{Co}_{74}\text{Si}_{13}\text{B}_9\text{Fe}_1\text{Mn}_3$.

Влияние растворимости легирующего компонента в основном компоненте сплава. При анализе возможности образования гетерогенной аморфной фазы и, в частности, образования в ней упорядоченных областей важной характеристикой является взаимная растворимость компонентов сплава и, главное, растворимость легирующих компонентов в основном металлическом компоненте сплава. Поэтому в качестве еще одного легирующего элемента был выбран никель. С одной стороны, никель имеет ГЦК решетку и, исходя из описанного выше подхода, можно было бы ожидать кристаллизации фазы с такой решеткой, но с другой стороны, его растворимость в кобальте составляет 100%.

Для проверки влияния растворимости было исследовано несколько сплавов содержащих никель. На рис. 6 приведена рентгенограмма отожженного сплава $\text{Co}_{57}\text{Si}_{11}\text{B}_{17}\text{Fe}_5\text{Ni}_{10}$. После окончания первой стадии кристаллизации образцы содержат только ОЦК-фазу. Как отмечено выше, кобальт и никель неограниченно растворимы друг в друге, образуя непрерывный ряд твердых растворов [31]. В этом случае трудно ожидать образования кластеров никеля. В то же время в сплаве присутствуют Fe и Si, которые обычно образуют ОЦК твердый раствор Fe(Si). Судя по полученным результатам, в этом сплаве местами потенциального зарождения нанокристаллов могут быть области, упорядоченные по типу Fe(Si).

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Полученные в результате исследований данные свидетельствуют о возможной реализации

механизма образования нанокристаллов на упорядоченных областях в гетерогенной аморфной фазе металлических стекол. Ранее для сплавов типа Finemet рассматривался механизм зарождения нанокристаллов на кластерах меди, которые не связаны структурно с формирующимися нанокристаллами. На основании полученных результатов можно сделать заключение о существовании другого механизма зарождения нанокристаллизации: зарождении нанокристаллов на упорядоченных областях в аморфной матрице. В этом случае наличие ориентационных соотношений между решетками легирующего элемента и образующейся кристаллической фазы носит принципиальный характер. Присутствие структурно-связанных упорядоченных областей обеспечивает большое количество мест потенциального зарождения нанокристаллов и облегчает процесс нанокристаллизации. Поскольку доля кристаллической фазы, образующейся по первичной реакции кристаллизации, определяется диаграммой фазового равновесия, при увеличении количества таких областей образуется структура с меньшим размером нанокристаллов. Параметры образующейся наноструктуры зависят от типа легирующего элемента, его концентрации, а также растворимости в основном металлическом компоненте сплава.

БЛАГОДАРНОСТИ.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФТТ РАН.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Hall E.O. // Proc. Phys. Soc. London Sect. B. 1951. V. 5. P. 747. <https://doi.org/10.1088/0370-1301/64/9/303>
2. Petch N.J. // J. Iron Steel Inst. 1953. V. 174. P. 25. <http://garfield.library.upenn.edu/classics1982/A1982NM35100001.pdf>.
3. Lu K. // Mater. Sci. Eng. 1996. V. R16. P. 161.
4. Gheiratmand T., Madaah Hosseini H.R., Davami P., Gjoka M., Loizos G., Aashuri H. // J. Alloy Compd. 2014. V. 582. P. 79. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2013.08.038>
5. Hossein A.S., Samadi M., Alihosseini H., Madaah Hosseini H.R. // Thermochimica Acta. 2014. V. 575. P. 64. <https://doi.org/10.1016/j.tca.2013.10.022>
6. Bayri N., Izgi T., Gencer H., Sovak P., Gunes M., Atalay S. // J. Non-Cryst. Solids. 2009. V. 355. P. 12. <https://doi.org/10.1016/j.jnoncrysol.2008.09.037>
7. Yoshizawa Y., Fujii S., Ping D.H., Ohnuma M., Hono K. // Scr. Mater. 2003. V. 48. P. 863 (2003).
8. Agudo P., Vázquez M. // J. Appl. Phys. 2005. V. 97. P. 023901. <https://doi.org/10.1063/1.1825633>
9. Hirata A., Guan P., Fujita T., Hirotsu Y., Inoue A., Yavary A., Sakurai T., Chen M. // Nature Mater. 2011.

- V. 10. P. 28.
<https://doi.org/10.1038/nmat2897>
10. *Abrosimova G., Matveev D., Pershina E., Aronin A.* // Mater. Letters. 2016. V. 183. P. 131.
<https://doi.org/10.1016/j.matlet.2016.07.053>
 11. *Aronin A., Matveev D., Pershina E., Tkatch V., Abrosimova G.* // J. Alloy. Compd. 2017. V. 715. P. 176.
<https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2017.04.305>
 12. *Foley J.C., Allen D.R., Perepezko J.H.* // Scripta Mater. 1996. V. 35. P. 655.
 13. *Boucharat N., Hebert R., Rösner H., Valiev R., Wilde G.* // Scr. Mater. 2005. V. 53. P. 823.
<https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2005.06.004>
 14. *Wilde G., Rösner H.* // Appl. Phys. Lett. 2011. V. 98. P. 251904.
<https://doi.org/10.1063/1.3602315>
 15. *Louzguine-Luzgin D.V.* // J. Alloys Comp. 2014. V. 686. P. 52.
 16. *Yoshizawa Y., Oguma S., Yamauchi K.* // J. Appl. Phys. 1988. V. 64. P. 6044.
<https://doi.org/10.1063/1.342149>
 17. *Mehra M., Schulz R., Johnson W. L.* // J. Non-Cryst. Solids. 1984. V. 61–62. P. 859.
[https://doi.org/10.1016/0022-3093\(84\)90650-1](https://doi.org/10.1016/0022-3093(84)90650-1)
 18. *Nagarajan T., Asari U.Ch., Srinivasan S., Sridharan V., Narayanasamy A.* // Hyperfine Interactions. 1987. V. 34. P. 491. <https://link.springer.com/search?query=Nagarajan&search-within=Journal&facet-journal-id=10751>
 19. *Pokatilov V.S.* // Doklady Akademii Nauk SSSR. 1984. V. 275. P. 79.
 20. *Abrosimova G.E., Aronin A.S.* // Int. J. Rapid Solidif. 1991. V. 6. P. 29.
 21. *Абросимова Г.Е., Аронин А.С., Асадчиков В.Е., Серебряков А.В.* // ФММ. 1986. Т. 62. С. 496.
 22. *Abrosimova G., Aronin A., Ignatieva E.* // Mater. Sci. Eng. 2007. V. A449–A451. P. 485.
<https://doi.org/10.016/j.msea.2006.02.344>
 23. *Inoue A., Bizen Y., Kimura H.M., Yamamoto Y., Tsai A.P.* // J. Mater. Sci. Letters. 1987. V. 6. P. 811.
 24. *Kündig A.A., Ohnuma M., Ping D.H., Ohkubo T., Hono K.* // Acta Materialia. 2004. V. 52. P. 2441.
<https://doi.org/10.1016/j.actamat.2004.01.036>
 25. *Mattern N., Kühn U., Gebert A., Gemming T., Zinkevich M., Wendrock H., Schultz L.* // Scripta Mater. 2005. V. 53. P. 271.
<https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2005.04.018>
 26. *Han J.H., Mattern N., Vainio U., Shariq A., Sohn S.W., Kim D.H., Eckert J.* // Acta Mater. 2014. V. 66. P. 262.
<https://doi.org/10.1016/j.actamat.2013.11.013>
 27. *Абросимова Г.Е., Аронин А.С.* // ФТТ. 2008. Т. 50. С. 154.
<https://doi.org/10.1134/S1063783408010289>
 28. *Абросимова Г.Е., Аронин А.С.* // ФТТ. 2009. Т. 51. С. 1665.
 29. *A. Guinier.* Theorie et technique de la radiocristallographie. Paris: Dumond, 1956. 200 p.
 30. *Абросимова Г.Е., Аронин А.С., Волков Н.А.* // ФТТ. 2019. Т. 61. С. 1352.
<https://doi.org/10.21883/FTT.2019.07.47850.415>
 31. *Elliot P.R.* Constitution of Binary Alloys. First Supplement. NY: McGraw-Hill Book Company, 1970. 472 p.

Devitrification of Heterogeneous Metallic Glasses

G. E. Abrosimova*

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

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

The effect of the structure of alloying elements and their solubility in the main component of the alloy on the formation of nanocrystals in the amorphous phase has been investigated. The mechanism of the formation of nanocrystals based on the similarity of short-range order in ordered regions of a heterogeneous amorphous structure and the structure of a crystallizing phase is considered. It is shown that the presence of structurally related ordered regions provides a large number of potential nucleation sites for nanocrystals and facilitates the process of nanocrystallization. Since the fraction of the crystalline phase formed by the primary crystallization reaction is determined by the phase equilibrium diagram, an increase in the number of such regions leads to the formation of a structure with a smaller nanocrystal size. The parameters of the resulting nanostructure depend on the type of alloying element, its concentration, and also the solubility in the main metal component of the alloy. The results obtained indicate the possible realization of the mechanism of the formation of nanocrystals on ordered regions in the heterogeneous amorphous phase of metallic glasses.

Keywords: amorphous structure, crystallization, nanostructures, X-ray diffraction, transmission electron microscopy, phase transformations.