

УДК 539.213

ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНЫЕ ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И ВЛИЯНИЕ ТЕРМООБРАБОТКИ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА АМОРФНОГО СПЛАВА $\text{Co}_{67}\text{Si}_{12}\text{B}_9\text{Fe}_7\text{Nb}_5$

© 2026 г. Д. И. Хименез Ремаче^{а, *}, Г. Е. Абросимова^а,
В. В. Чиркова^а, А. С. Аронин^а

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

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

Поступила в редакцию 11.03.2025 г.

После доработки 02.06.2026 г.

Принята к публикации 04.06.2026 г.

Методами рентгенографии и просвечивающей электронной микроскопии исследованы фазовые превращения в аморфном сплаве $\text{Co}_{67}\text{Si}_{12}\text{B}_9\text{Fe}_7\text{Nb}_5$ при отжиге при температурах до 950°C. Установлено, что в температурном диапазоне 700–950°C происходит расщепление дифракционных отражений от твердого раствора на основе ГЦК-Со. Расщепление дифракционных отражений увеличивается при повышении температуры отжига до 950°C, свидетельствуя о протекании распада твердого раствора на основе ГЦК-Со на две фазы с той же решеткой. Выдвинуто предположение о возможном механизме наблюдаемого превращения. Обнаружено, что при высокотемпературном отжиге образуется также небольшое количество фазы на основе ГПУ-Со. Определено влияние термической обработки на механические свойства сплава: микротвердость сплава на начальных стадиях кристаллизации увеличивается, а после отжига при 900 и 950°C микротвердость образцов значительно падает; образцы становятся пластичными, легко меняющими свою форму без разрушения. Такое изменение микротвердости может быть связано с формированием более стабильной равновесной структуры с увеличенным размером кристаллов, что подтверждается данными электронной микроскопии.

Ключевые слова: аморфные сплавы, фазовые превращения, термическая обработка, кристаллизация, микротвердость, просвечивающая электронная микроскопия, рентгенография.

DOI: 10.7868/S3034573126080142

ВВЕДЕНИЕ

Нанокристаллические металлические материалы, полученные контролируемой кристаллизацией металлических стекол и представляющие собой композитную аморфно-нанокристаллическую структуру, обладают рядом высоких физико-химических свойств [1–3]. Формирование нанокристаллов в изотропной аморфной матрице при разных типах воздействия (термообработке, деформировании, облучении) может приводить к созданию кардинально разной структуры: однородному распределению нанокристаллов в аморфной матрице, образованию слоистой структуры, зарождению нанокристаллов в выде-

ленных областях, например, в областях локализации пластической деформации (полосах сдвига) [4–7]. При этом сами нанокристаллы могут быть равноосными со случайной ориентацией, определенным образом ориентированными, столбчатыми, дендритными и т.д. Следствием этого являются разные физические свойства. Среди аморфно-нанокристаллических материалов есть сплавы с рекордными прочностными свойствами и сплавы с магнитомягкими или магнитотвердыми свойствами [8–12]. Например, прочность аморфных сплавов на основе алюминия, содержащих 6–15% переходного металла (Fe, Co, Ni) и несколько процентов редкоземельного металла, достигает ~1.6 ГПа [13]. Такие значения

прочности сопоставимы с прочностью инструментальной стали, а их удельный вес примерно в 2.5 раза меньше. Нанокристаллические сплавы на основе железа, кобальта характеризуются высокими магнитными свойствами [14–18]. В этой группе особенно привлекательными являются сплавы на основе Co-Fe-B , характеризующиеся хорошими магнитомягкими свойствами [19]. Они обладают высокой температурой Кюри и отличаются сохранением высокой индукции насыщения при повышенных температурах, превосходя показатели многих аналогов на основе железа [20–23]. Нанокристаллические сплавы этой группы могут обладать и хорошими прочностными свойствами.

Известно, что прочностные свойства твердых тел существенно зависят от их структуры [24–26]. В работе [27] было показано, что в сплаве $\text{Al}_{88}\text{Ni}_6\text{Y}_6$ зависимость микротвердости от размера нанокристаллов в диапазоне размеров от 5 до 15 нм подчиняется обратному закону Петча–Холла. Такое поведение микротвердости может быть обусловлено взаимодействием нанокристаллов с полосами сдвига, поскольку нанокристаллы могут служить барьерами для их движения [28]. Как следствие, степень влияния нанокристаллов на прочностные свойства материала зависит и от их количества [29–32]. В работе [33] было показано, что микротвердость сплавов $\text{Al}_{90}\text{Y}_{10}$ и $\text{Al}_{87}\text{Ni}_8\text{Gd}_5$ растет с увеличением доли нанокристаллической фазы. Прочностные характеристики могут существенно изменяться и при изменении фазового состава [34]. В работе [35] было обнаружено немонотонное изменение пластической деформации сплава $\text{Zr}_{50}\text{Ti}_{16.5}\text{Cu}_{14}\text{Ni}_{18.5}$ при растяжении *in situ* при повышенных температурах. При температуре ниже 325 К в образцах наблюдался хрупко-пластичный переход; с повышением температуры пластическая деформация резко возрастала, и происходил переход от гетерогенной к однородной деформации. Затем при 685 К пластическая деформация достигала промежуточного максимума 140%, при дальнейшем повышении температуры пластичность уменьшалась (до 80%), после чего вновь росла до 335% при 775 К. Эти изменения свойств были связаны и с изменениями структуры: на ранней стадии кристаллизации наблюдалось образование метастабильных фаз; после деформирования при 723 К сплав имел нанокристаллическую структуру с нанокристаллами размером 20–30 нм, равномерно распределенными в аморфной матрице. Таким образом, изменения и параметров структуры (размера нанокристаллов и их количества, морфологии кристаллов), и фазового состава оказывают решающее влияние на изменение физических свойств.

Как отмечалось выше, нанокристаллические сплавы на основе Co-Fe-B , характеризуются высокой температурой Кюри и высокой индукцией насыщения при повышенных температурах, что дает возможность использования этих материалов в широком температурном диапазоне. Кроме того, ранее проведенные исследования показали, что сплавы этой группы могут обладать и хорошими прочностными свойствами. Поэтому одной из важных задач является исследование формирования нанокристаллической структуры с определенными структурными параметрами, что возможно лишь при наличии полной картины фазовых превращений, происходящих при переходе из аморфного состояния в равновесное кристаллическое. Целью настоящей работы является исследование фазовых превращений при кристаллизации аморфного сплава $\text{Co}_{67}\text{Si}_{12}\text{B}_9\text{Fe}_7\text{Nb}_5$.

МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТА

Аморфный сплав $\text{Co}_{67}\text{Si}_{12}\text{B}_9\text{Fe}_7\text{Nb}_5$ был получен скоростной закалкой расплава по одновалковой схеме, скорость охлаждения составляла 10^6 К/с. Слиток предварительно выплавлялся дуговой плавкой в очищенном аргоне, чистота исходных компонентов составляла $> 99.9\%$. Закаленные образцы представляли собой ленту толщиной 30 нм и шириной ~ 1 см. Состав закаленных лент контролировался методом локального рентгеноспектрального микроанализа с помощью приставки для сканирующего электронного микроскопа ZeissSupra 50VP. Точность определения состава всех компонентов, кроме бора, составила около 0.1 ат. %.

Образцы подвергали изотермическому отжигу в печи сопротивления СУОЛ в температурном интервале 500–950°C, продолжительность отжига составляла один час. Исследования структуры проводились методами рентгенографии и просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ). Рентгеноструктурные исследования проводились на рентгеновском дифрактометре ДРОН-8 с использованием CoK_α -излучения. При съемке использовалась система быстрой регистрации с линейным стриповым позиционно-чувствительным детектором Mythen 2R 1D (время считывания 89 мкс). При использованных условиях шаг съемки составлял 0.014° , а при съемке эталонного образца — 0.005° . Электронно-микроскопические исследования осуществлялись на электронном микроскопе JEOL-100 CXII, фольги для электронно-микроскопических исследований готовились ионным тонением.

Контроль структуры осуществлялся на каждом этапе обработки образцов (непосредственно после закалки и после каждой термообработки), для рентгеноструктурных исследований использовались специальные подложки, не дающие собственных отражений [36]. При обработке спектров применялись программы, позволяющие проводить сглаживание, коррекцию фона и разделение перекрывающихся максимумов. При исследовании частично-кристаллических образцов проводилось разделение экспериментальных максимумов на рентгенограммах на дифракционную составляющую (от нанокристаллов) и диффузную (рассеяние от аморфной фазы). Для разложения применялась стандартная программа [37] с использованием функции Фойгта, представляющей собой комбинацию функций Гаусса и Лоренца. Размер нанокристаллов оценивался по полуширине дифракционного максимума [38].

Микротвердость измеряли на приборе ИТВ-1-И-МС (ООО “Метротест”, Россия), оснащенного камерой МС-5.3 с программным обеспечением “ЛОМО-Microsystems MCview”. Нагрузка составляла 25 и 50 г. Микротвердость определяли по результатам 10 измерений на каждом образце. Случайная погрешность измерений оценивалась с помощью критерия Стьюдента. Доверительный интервал был рассчитан с доверительной вероятностью $P = 0.95$.

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ

Стадии кристаллизации аморфного сплава $\text{Co}_{67}\text{Si}_{12}\text{B}_9\text{Fe}_7\text{Nb}_5$ подробно были исследованы в [39]. Было установлено, что кристаллизация начинается с образования нанокристаллов фазы с ОЦК-решеткой. При повышении температуры отжига происходило образование известных кристаллических фаз: $\text{Co}_{16}\text{Nb}_6\text{Si}_7$, ГЦК-фаза на основе кобальта, Co_{23}B_6 и Co_2Si . При этом наблюдалось уменьшение параметра решетки ОЦК-фазы, что может быть связано с уменьшением концентрации ниобия в твердом растворе.

В настоящей работе основное внимание было уделено фазовым превращениям, происходящим при высоких температурах и ведущим к образованию равновесной кристаллической структуры, а также изменению механических свойств (микротвердости). На рис. 1 показаны рентгенограммы сплава $\text{Co}_{67}\text{Si}_{12}\text{B}_9\text{Fe}_7\text{Nb}_5$, отожженного в течение одного часа при 900°C (кривая 1) и 950°C (кривая 2). Для наглядности кривые смещены относительно друг друга вдоль оси ординат.

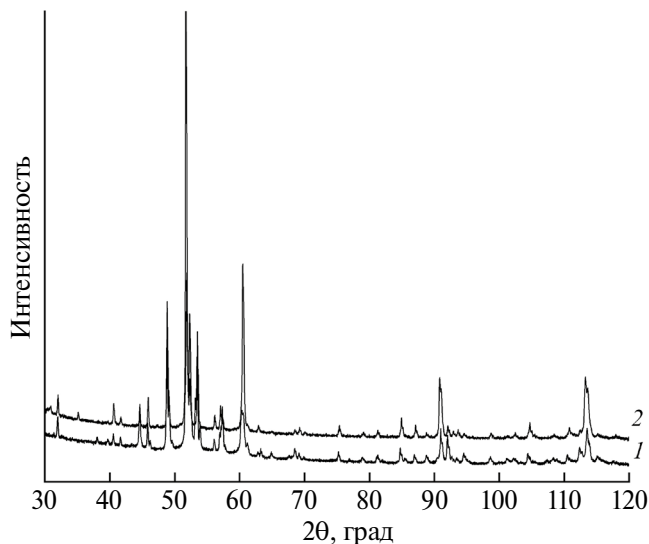


Рис. 1. Рентгенограммы сплава $\text{Co}_{67}\text{Si}_{12}\text{B}_9\text{Fe}_7\text{Nb}_5$, отожженного в течение одного часа при 900°C (кривая 1) и 950°C (кривая 2).

На первый взгляд кривые выглядят примерно одинаковыми, за исключением снижения интенсивности некоторых слабых рефлексов (например, на углах 57.3° , 68.6° , 89° , 92° и др.). Однако при более подробном анализе обнаруживается более существенное различие, а именно: расщепление рефлексов, относящихся к ГЦК-фазе — твердому раствору компонентов в ГЦК-Со. На рис. 2 на примере отражения (200) показано типичное разложение дифракционной линии: приведены экспериментальный пик (1), составные его части (2, 3) и суммарная кривая (4 — сумма отражений 2 и 3).

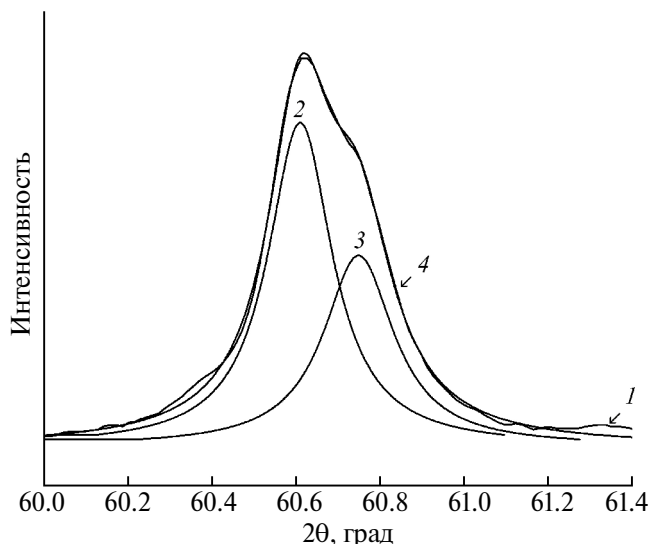


Рис. 2. Отражение (200) рентгенограммы образца, отожженного при 950°C .

Расщепление дифракционных линий присутствует для всех рефлексов ГЦК-фазы, но с увеличением угла дифракции эти изменения становятся более наглядными. На рис. 3, 4 приведены результаты разложений отражений (220) и (311) образцов, отожженных при указанных температурах. Как и в предыдущем случае, кривая 1 – экспериментальный пик, кривые 2 и 3 – составные его части. На этих рисунках кривая 4 (суммарная) не приведена, чтобы не загромождать рисунки. На ряде рисунков (3а, 3б, 4а, 4б, 5) стрелками указаны отражения или участки (ветви) близко расположенных отражений других фаз. Большая их часть находится на рентгенограммах образца, отожженного при 900°C. Поскольку образец содержит пять компонентов, а структура явля-

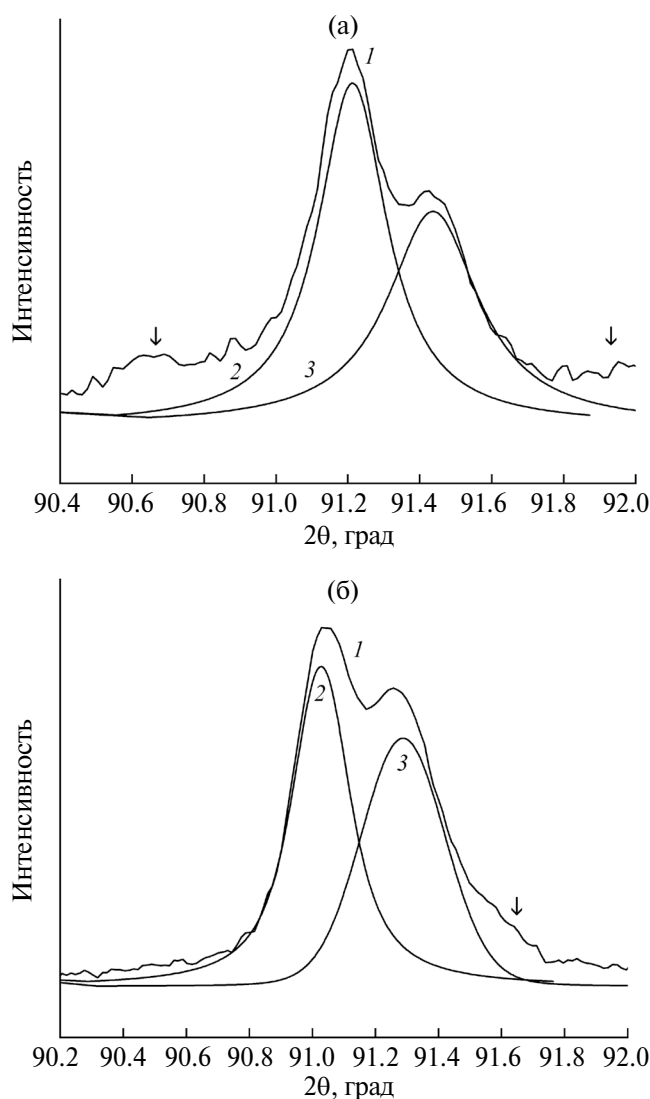


Рис. 3. Отражение (220) рентгенограмм образцов, отожженных в течение одного часа при 900°C (а) и 950°C (б).

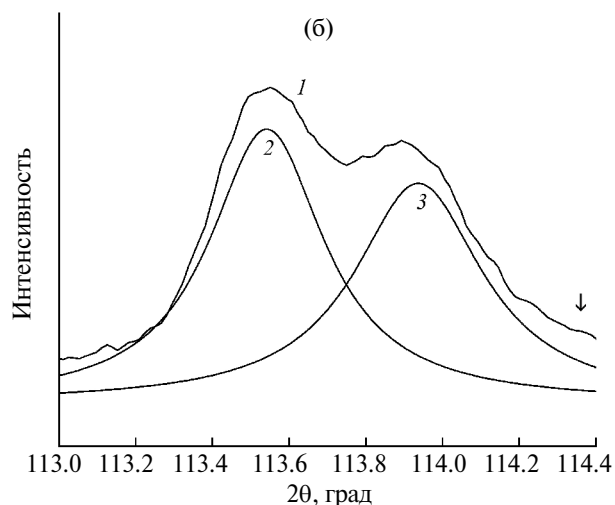
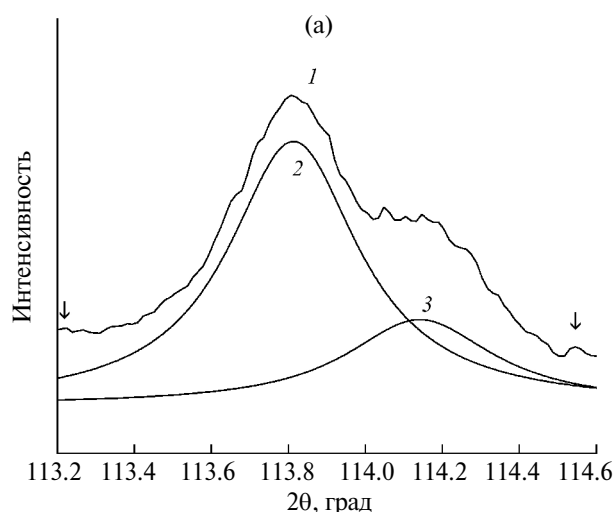


Рис. 4. Отражение (311) рентгенограмм образцов, отожженных в течение одного часа при 900°C (а) и 950°C (б).

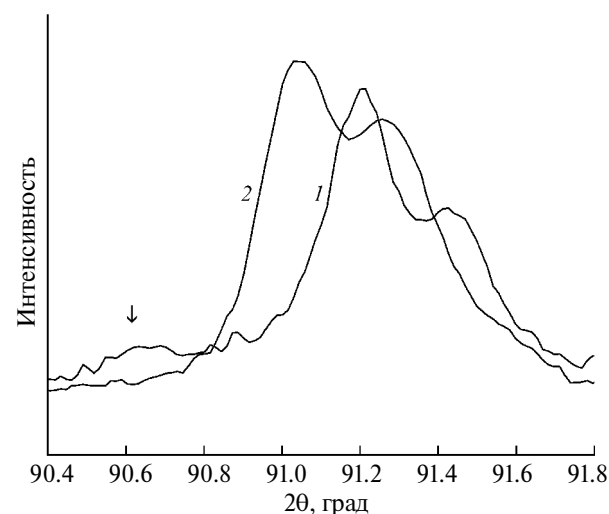


Рис. 5. Отражение (220) рентгенограммы образца, отожженного в течение одного часа при 900°C (кривая 1) и 950°C (кривая 2).

ется многофазной, заметная часть отражений от разных фаз накладывается друг на друга. При разложении отражений на составляющие (левый и правый субпики) вклад отражений (или их частей), указанных стрелками, учитывался, но на рисунках они не показаны, чтобы не загромождать картину.

Данные расчетов приведены в табл. 1. Из анализа полученных данных следует:

- с повышением температуры отжига дифракционные отражения, соответствующие ГЦК-фазе, смещаются в сторону меньших углов дифракции;

- с повышением температуры левый субпик смещается в сторону меньших углов дифракции, изменения правого субпика незначительны (рис. 5, кривая 1 соответствует отжигу 900°C, а кривая 2 — 950°C);

- полуширина правого субпика больше, чем левого ($b_1 < b_2$);

- после повышения температуры отжига происходит перераспределение интегральной интенсивности субпиков.

Таким образом, при повышении температуры отжига от 900 до 950°C продолжаются трансформации структуры сплава. Уменьшение интенсивности ряда отражений особенно хорошо заметно на рис. 3, 4, на которых видно уменьшение интенсивности пиков, отмеченных стрелками. Для проверки смещения дифракционных отражений от ГЦК-фазы проводился анализ положения дифракционных линий других кристаллических фаз, присутствующих в образце. При повышении температуры отжига от 900 до 950°C никаких изменений в положении дифракционных линий, соответствующих другим кристаллическим фазам, не наблюдалось. Смещение отражений от ГЦК-фазы является небольшим. Оно проявляется и при более низких температурах отжига (800°C); изменение межплоскостных расстояний при этой температуре находится вблизи предела точности измерения. Изменение межплоскостных расстояний является монотонным и растет с повышением температуры отжига. Смещение

дифракционных отражений, соответствующих ГЦК-фазе, в сторону меньших углов дифракции (отражающее увеличение межплоскостных расстояний и, естественно, параметра решетки ГЦК-фазы) указывает на распад твердого раствора или, точнее, уменьшение в ГЦК-фазе компонентов с меньшим размером атомов. В данном сплаве такими компонентами являются Fe, Si и В. Следует отметить, что после отжига при 950°C положение левого субпика практически соответствует чистому ГЦК-Co.

Очень важным моментом является не просто смещение отражений ГЦК-фазы, но и их расщепление (рис. 2, 3, 4). Это расщепление заметно и на рис. 1, особенно в области больших углов, но более явно выражено на рис. 2, 3, 4. Такое изменение рентгенограмм наблюдалось и при более низких температурах (после отжига при 800°C и даже 700°C), но в этих случаях оно находилось на грани точности измерения. Разделение дифракционных максимумов и увеличение этого разделения в процессе фазового превращения указывают на возможность протекания этого превращения по типу спинодального распада, как, например, в [40]. Полуширина правых субпиков больше, чем левых, что указывает на меньшие размеры кристаллов фазы с меньшим значением параметра решетки.

Важно отметить следующее. В процессе фазовых превращений в структуре отожженного сплава появляется равновесная фаза ГПУ-Co. Часть отражений ГЦК-Co и ГПУ-Co очень близки и можно было бы предположить, что происходит не спинодальный распад твердого раствора компонентов сплава в ГЦК-Co, а увеличение количества ГПУ-Co. Действительно, часть межплоскостных расстояний этих фаз таковы, что это предположение кажется вполне возможным: например, $d_{111\text{-ГЦК}}$ (2.046 Å) немного больше $d_{002\text{-ГПУ}}$ (2.030 Å), $d_{220\text{-ГЦК}}$ (1.253 Å) немного больше $d_{110\text{-ГПУ}}$ (1.251 Å), $d_{311\text{-ГЦК}}$ (1.069 Å) немного больше $d_{112\text{-ГПУ}}$ (1.065 Å). Но расщепление дифракционного отражения (200) ГЦК-Co (рис. 2) исключает такое предположение, поскольку соответствующего близкого отражения в структуре ГПУ-Co нет.

Таблица 1. Некоторые результаты разложения дифракционных отражений ГЦК-фазы

Дифрак. пик	900°C					950°C				
	$2\theta_1$	$\Delta 2\theta$	$d_1, \text{\AA}$	$d_2, \text{\AA}$	b_1/b_2	$2\theta_1$	$\Delta 2\theta$	$d_1, \text{\AA}$	$d_2, \text{\AA}$	b_1/b_2
220	91.21	0.23	1.252	1.249	0.13/0.16	91.03	0.26	1.254	1.251	0.15/0.19
311	113.81	0.33	1.068	1.066	0.21/0.24	113.54	0.40	1.069	1.067	0.20/0.21

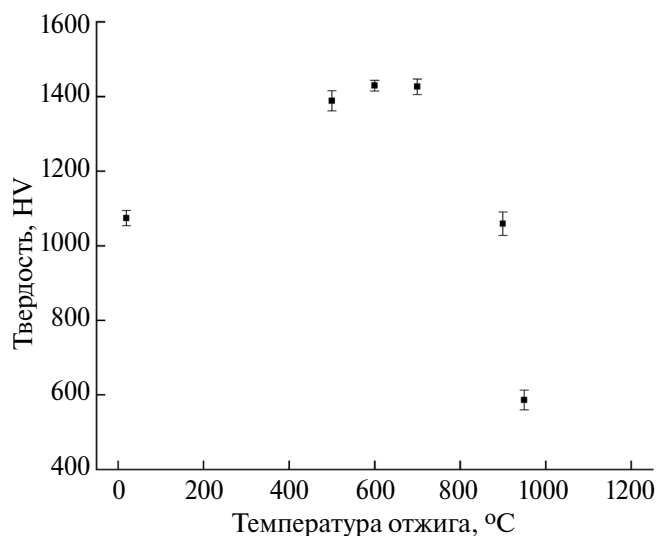


Рис. 6. Зависимость микротвердости сплава $\text{Co}_{67}\text{Si}_{12}\text{B}_9\text{Fe}_7\text{Nb}_5$ от температуры отжига.

Микротвердость сплава изменялась с температурой отжига [41–45]. Полученная зависимость микротвердости от температуры отжига аморфного сплава $\text{Co}_{67}\text{Si}_{12}\text{B}_9\text{Fe}_7\text{Nb}_5$ показана на рис. 6. Микротвердость значительно возрастает после отжига при 500°C. Значение микротвердости около 1400 HV остается приблизительно постоянным вплоть до температуры отжига 700°C. Однако микротвердость образца, отожженного при 900°C, демонстрирует значительное изменение, снижаясь до 1050 HV.

После отжига при 950°C микротвердость уменьшается еще более существенно, понижаясь до ~590 HV, что соответствует примерно половине микротвердости исходного аморфного сплава. Сплав после такого отжига становится пластичным и легко меняет свою форму под внешним воздействием (например, при изгибе). Структура

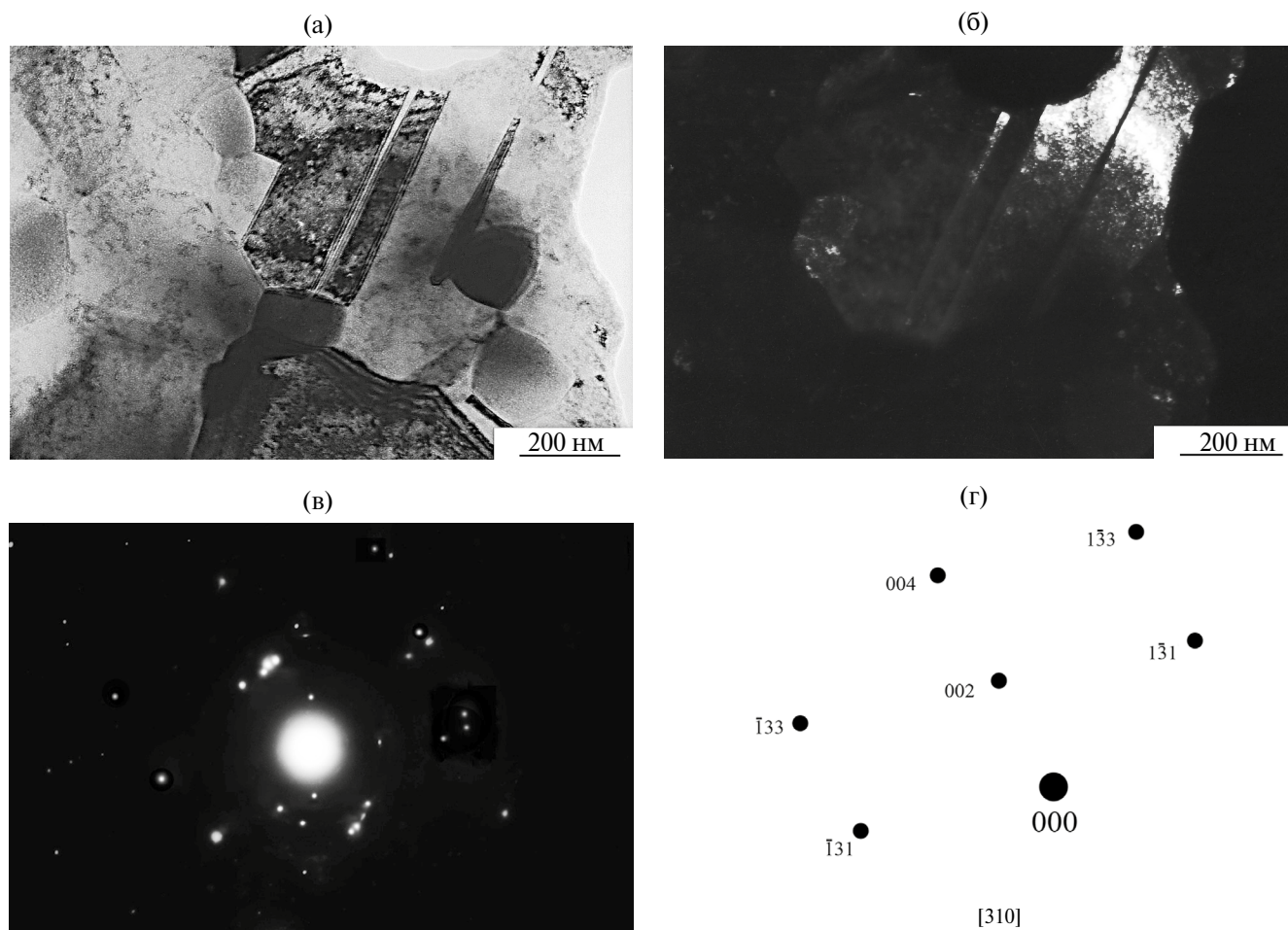


Рис. 7. Электронная микроскопия сплава $\text{Co}_{67}\text{Si}_{12}\text{B}_9\text{Fe}_7\text{Nb}_5$, отожженного в течение одного часа при 950°C: светлоспольное изображение (а), темнопольное изображение (б), электронограмма (в), схема электронограммы с проиндексированными рефлексами от ГЦК-фазы (г).

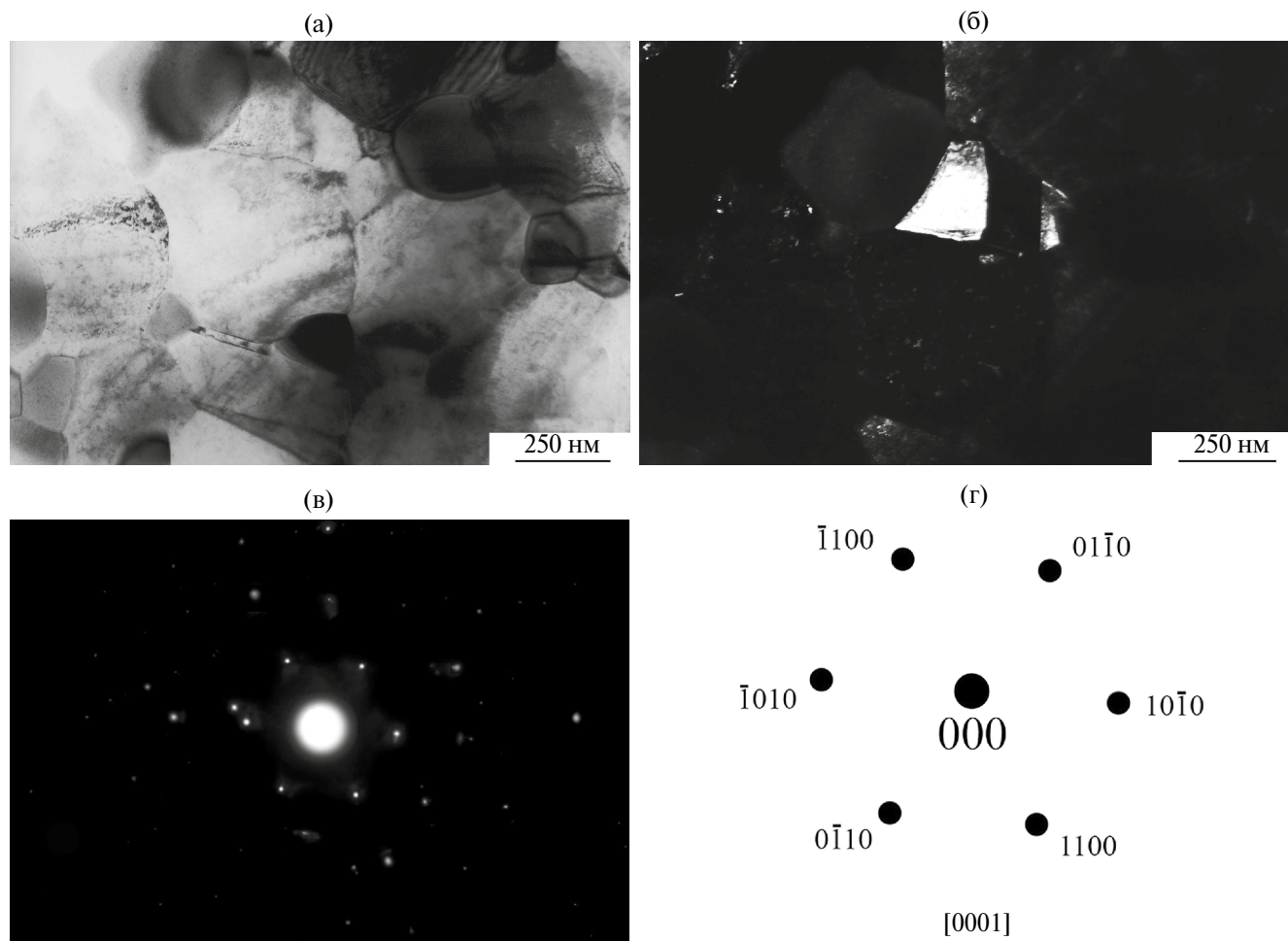


Рис. 8. Электронная микроскопия сплава $\text{Co}_{67}\text{Si}_{12}\text{B}_9\text{Fe}_7\text{Nb}_5$, отожженного в течение одного часа при 950°C : светлопольное изображение (а), темнопольное изображение (б), электронограмма (в), схема электронограммы с проиндексированными рефлексами от ГПУ-фазы (г).

такого отожженного сплава состоит из зерен размером $0.1\text{--}1\text{ мкм}$. Зерна в основном имеют правильную форму. В зернах ГЦК-фазы наблюдаются также двойники отжига. Пример такой структуры показан на рис. 7а, на рис. 7в показана соответствующая электронограмма, а на рис. 7г ее схема, на которой проиндексированы рефлексы от ГЦК-фазы. Темнопольное изображение в рефлексе ГЦК-Co (002) показано на рис. 7б.

Следует также отметить, что в образце присутствуют зерна ГПУ-Co; соответствующие электронно-микроскопические изображения (светлопольное и темнопольное в рефлексе ГПУ-Co) и электронограмма приведены на рис. 8. На рис. 8б (темнопольное изображение образца в рефлексе (1100)) показана область, соответствующая ГПУ-фазе кобальта. Стоит отметить, что количество образовавшегося ГПУ-кобальта намного

меньше количества ГЦК-фазы, что объясняет отсутствие характерных пиков на рентгенограммах.

Эволюция структуры при нагреве исследуемого сплава протекает в несколько стадий. На начальных стадиях кристаллизации образование нанокристаллов на основе кобальта сопровождается перераспределением компонентов в аморфной матрице и, как следствие, изменением его состава. Это приводит к повышению твердости аморфного сплава (рис. 6), например, после отжига при 500°C , микротвердость возрастает до $\sim 1400\text{ HV}$. Такое повышение микротвердости характерно для аморфных сплавов на основе переходных металлов [46, 47]. По мере продолжения процесса кристаллизации образуются другие интерметаллические фазы, в данном случае $\text{Co}_{16}\text{Si}_7\text{Nb}_6$, что приводит к повышению микротвердости. После отжига при 900 и 950°C резкое снижение твердости может быть связано

с выравниванием структуры и увеличением размера кристаллов после завершения процесса кристаллизации.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Исследования фазовых превращений в аморфном сплаве $\text{Co}_{67}\text{Si}_{12}\text{B}_9\text{Fe}_7\text{Nb}_5$ при высоких температурах до 950°C показали, что:

— в температурном диапазоне $700\text{--}950^\circ\text{C}$ происходит расщепление дифракционных отражений от твердого раствора на основе ГЦК-Со, которое усиливается с повышением температуры, что свидетельствует о процессе распада твердого раствора на основе ГЦК-Со и образовании двух фаз с той же решеткой, выдвинуто предположение о возможном механизме наблюдаемого превращения;

— при высокотемпературном отжиге образуется небольшое количество фазы на основе ГПУ-Со.

Установлено, что микротвердость сплава на начальных стадиях кристаллизации увеличивается, после отжигов при 900 и 950°C микротвердость образцов значительно падает, образцы становятся пластичными, легко меняющими свою форму без разрушения. Наблюдаемое уменьшение микротвердости может быть связано с формированием более стабильной равновесной структуры с увеличенным размером кристаллов.

ФИНАНСИРОВАНИЕ РАБОТЫ

Работа выполнена в рамках госзадания ИФТТ РАН.

КОНФЛИКТ ИНТЕРЕСОВ

Авторы данной работы заявляют, что у них нет конфликта интересов.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Qi X., You J., Zhou J., Qiu K., Cui X., Tian J., Li B. // *Phys. Status Solidi A*. 2023. V. 220. № 14. 2300079. <https://doi.org/10.1002/pssa.202300079>
2. Han J., Kwon S., Sohn S., Schroers J., Choi-Yim H. // *Metals*. 2020. V. 10. № 10. 1297. <https://doi.org/10.3390/met10101297>
3. Jin Y., Inoue A., Kong F.L., Zhu S.L., Al-Marzouki F., Greer A.L. // *J. Alloys Compd.* 2020. V. 832. 154997. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2020.154997>
4. Anghelus A., Avettand-Fènoël M.-N., Cordier C., Taillard R. // *J. Alloys Compd.* 2015. V. 651. P. 454. <http://dx.doi.org/10.1016/j.jallcom.2015.08.102>
5. Wilde G., Rösner H. // *Appl. Phys. Lett.* 2011. V. 98. № 25. 251904. <http://dx.doi.org/10.1063/1.3602315>
6. Yan Z., Song K., Hu Y., Dai F., Chu Z., Eckert J. // *Sci. Rep.* 2016. V. 6. 19358. <http://dx.doi.org/10.1038/srep19358>
7. Qin W., Nagase T., Umakoshi Y. // *Acta Mater.* 2009. V. 57. № 4. P. 1300. <http://dx.doi.org/10.1016/j.actamat.2008.11.009>
8. Kim Y.-H., Inoue A., Masumoto T. // *Mater. Trans., JIM*. 1991. V. 32. № 7. P. 599. <https://doi.org/10.2320/matertrans1989.32.599>
9. Rizzi P., Battezzati L. // *J. Non-Cryst. Solids*. 2004. V. 344. № 1–2. P. 94. <https://doi.org/10.1016/j.jnoncrystol.2004.07.022>
10. Herzer G. // *Phys. Scr.* 1993. V. T49. P. 307. <https://doi.org/10.1088/0031-8949/1993/T49A/054>
11. Inoue A., Takeuchi A., Makino A., Masumoto T. // *Mater. Trans., JIM*. 1995. V. 36. № 7. P. 962. <https://doi.org/10.2320/matertrans1989.36.962>
12. Zhou X., Zhou H., Zhao Z., Liu R., Zhou Y. // *J. Alloys Compd.* 2012. V. 539. P. 210. <http://dx.doi.org/10.1016/j.jallcom.2012.06.035>
13. Kim Y.-H., Inoue A., Masumoto T. // *Mater. Trans., JIM*. 1991. V. 32. № 4. P. 331. <https://doi.org/10.2320/matertrans1989.32.331>
14. Yoshizawa Y., Oguma S., Yamauchi K. // *J. Appl. Phys.* 1988. V. 64. № 10. P. 6044. <https://doi.org/10.1063/1.342149>
15. Ding J., Xu H., Shi Z., Li X., Zhang T. // *J. Non-Cryst. Solids*. 2021. V. 571. 121079. <https://doi.org/10.1016/j.jnoncrystol.2021.121079>
16. Chunchu V., Markandeyulu G. // *J. Appl. Phys.* 2013. V. 113. № 17. 17A321. <http://dx.doi.org/10.1063/1.4795800>
17. Nowosielski R., Zajdel A., Lesz S., Kostrubiec B., Stokłosa Z. // *Arch. Mater. Sci. Eng.* 2007. V. 28. № 3. P. 141. http://www.amse.acmsse.h2.pl/vol28_3/2832.pdf
18. Nowosielski R., Zajdel A., Lesz S., Kostrubiec B., Stokłosa Z. // *J. Achiev. Mater. Manuf. Eng.* 2008. V. 27. № 2. P. 147. http://jamme.acmsse.h2.pl/papers_vol27_2/2728.pdf
19. Kim S., Kim Y.J., Kim Y.K., Choi-Yim H. // *Curr. Appl. Phys.* 2017. V. 17. № 4. P. 548. <http://dx.doi.org/10.1016/j.cap.2017.01.025>
20. McHenry M.E., Willard M.A., Laughlin D.E. // *Prog. Mater. Sci.* 1999. V. 44. № 4. P. 291. [https://doi.org/10.1016/S0079-6425\(99\)00002-X](https://doi.org/10.1016/S0079-6425(99)00002-X)
21. Wang Y., Leary A., Baltrus J., Ohodnicki P. // *JOM*. 2024. V. 76. P. 4998. <https://doi.org/10.1007/s11837-024-06705-0>
22. Herzer G. // *Acta Mater.* 2013. V. 61. № 3. P. 718. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2012.10.040>
23. Morón C., Cabrera C., Morón A., García A., González M. // *Sensors*. 2015. V. 15. № 11. P. 28340. <https://doi.org/10.3390/s151128340>

24. *Lu K.* // Mater. Sci. Eng. R Rep. 1996. V. 16. № 4. P. 161.
[https://doi.org/10.1016/0927-796X\(95\)00187-5](https://doi.org/10.1016/0927-796X(95)00187-5)
25. *Meyers M.A., Mishra A., Benson D.J.* // Prog. Mater. Sci. 2006. V. 51. № 4. P. 427.
<https://doi.org/10.1016/j.pmatsci.2005.08.003>
26. *Базлов А.И., Убийвовк Е.В., Занаева Э.Н., Пархоменко М.С., Табачкова Н.Ю.* // Физ. мезомех. 2026. Т. 29. № 1. С. 52.
https://doi.org/10.55652/1683-805X_2026_29_1_52-65
27. *Abrosimova G., Aronin A.* // Mater. Lett. 2017. V. 206. P. 64.
<http://dx.doi.org/10.1016/j.matlet.2017.06.098>
28. *Glezer A.M., Permyakova I.E., Manaenkov S.E.* // Bull. Russ. Acad. Sci.: Phys. 2008. V. 72. № 9. P. 1265.
<https://doi.org/10.3103/S1062873808090268>
29. *Kim H.S., Warren P.J., Cantor B., Lee H.R.* // Nanostruct. Mater. 1999. V. 11. № 2. P. 241.
[https://doi.org/10.1016/S0965-9773\(99\)00037-9](https://doi.org/10.1016/S0965-9773(99)00037-9)
30. *Gloriant T.* // J. Non-Cryst. Solids. 2003. V. 316. № 1. P. 96.
[https://doi.org/10.1016/S0022-3093\(02\)01941-5](https://doi.org/10.1016/S0022-3093(02)01941-5)
31. *Baricco M., Castellero A., Di Chio M., Kovacs Zs., Rizzi P., Satta M., Ziggotti A.* // J. Alloys Compd. 2007. V. 434–435. P. 183.
<http://dx.doi.org/10.1016/j.jallcom.2006.08.110>
32. *Jeon C., Jo M.C., Lee J., Park E.S., Park J., Shin S.Y.* // Met. Mater. Int. 2019. V. 26. P. 1144.
<https://doi.org/10.1007/s12540-019-00412-1>
33. *Abrosimova G., Matveev D., Pershina E., Aronin A.* // Mater. Lett. 2016. V. 183. P. 131.
<http://dx.doi.org/10.1016/j.matlet.2016.07.053>
34. *Salehi M., Shabestari S.G.* // J. Non-Cryst. Solids. 2022. V. 589. 121663.
<https://doi.org/10.1016/j.jnoncrysol.2022.121663>
35. *Abrosimova G., Aronin A.S., Kir'janov Yu.V., Matveev D.V., Zver'kova I.I., Molokanov V.V., Pan S., Slipenyuk A.* // J. Mater. Sci. 2001. V. 36. № 16. C. 3933.
36. *Абросимова Г.Е., Шмытько И.М.* // Завод. лаб. Диагностика матер. 2018. V. 84. № 6. С. 34.
<https://doi.org/10.26896/1028-6861-2018-84-6-34-37>
37. *Abrosimova G., Gnesin B., Gunderov D., Drozdenko A., Matveev D., Mironchuk B., Pershina E., Sholin I., Aronin A.* // Metals. 2020. V. 10. № 10. 1329.
<https://doi.org/10.3390/met10101329>
38. *Guinier A.* Théorie et Technique de La Radiocristallographie. Paris: Dunod, 1956. 736 p.
39. *Jimenes Remache D.I., Abrosimova G., Aronin A.* // Mater. Lett. 2026. V. 407. 140008.
<https://doi.org/10.1016/j.matlet.2025.140008>
40. *Абросимова Г.Е., Аронин А.С.* // ФТТ. 1998. Т. 40. № 10. С. 1769.
<https://journals.ioffe.ru/articles/viewPDF/34122>
41. *Бойчишин Л., Ковбуз М., Герцик О., Носенко В., Котур Б.* // ФТТ. 2013. Т. 55. № 2. P. 209.
<https://journals.ioffe.ru/articles/viewPDF/914>
42. *Salehi M., Shabestari S.G., Dadashi M.* // J. Therm. Anal. Calorim. 2025. V. 150. P. 1657.
<https://doi.org/10.1007/s10973-024-13948-1>
43. *Spriano S., Antonione C., Doglione R., Battezzati L., Cardoso S., Soares J.C., Da Silva M.F.* // Philos. Mag. B. 2006. V. 76. № 4. P. 529.
<https://doi.org/10.1080/01418639708241119>
44. *Xing L.Q., Eckert J., Löser W., Schultz L.* // Appl. Phys. Lett. 1999. V. 74. № 5. P. 664.
<https://doi.org/10.1063/1.122980>
45. *Игревская А.Г., Базлов А.И., Табачкова Н.Ю., Лузгин Д.В., Золоторевский В.С.* // Изв. вузов. Цвет. Металлургия. 2018. Т. 4. С. 60.
<https://doi.org/10.17073/0021-3438-2018-4-60-67>
46. *Liu C., Inoue A., Kong F.L., Zanaeva E., Bazlov A., Churyumov A., Zhu S.L., Al-Marzouki F., Shull R.D.* // J. Non-Cryst. Solids. 2021. V. 554. 120606.
<https://doi.org/10.1016/j.jnoncrysol.2020.120606>
47. *Wang F., Inoue A., Kong F., Zhu S., Xie C., Zhao C., Botta W.J., Chang C.* // J. Mater. Res. Technol. 2023. V. 26. P. 1050. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2023.07.255>

High-Temperature Phase Transformations and the Effect of Heat Treatment on the Mechanical Properties of the Amorphous Alloy $\text{Co}_{67}\text{Si}_{12}\text{B}_9\text{Fe}_7\text{Nb}_5$

D. I. Jimenez Remache^{1, *}, G. E. Abrosimova¹, V. V. Chirkova¹, A. S. Aronin¹

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

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

Phase transformations in the amorphous $\text{Co}_{67}\text{Si}_{12}\text{B}_9\text{Fe}_7\text{Nb}_5$ alloy were studied using X-ray diffraction and transmission electron microscopy during annealing at temperatures up to 950°C. It was found that splitting of diffraction peaks from the FCC-Co solid solution occurs in the temperature range of 700–950°C. The splitting of diffraction peaks increases with increasing annealing temperature to 950°C, indicating decomposition of the FCC-Co solid solution into two phases with the same lattice. A possible mechanism for the observed transformation is proposed. A small amount of the HCP-Co phase was also found to form during high-temperature annealing. The effect of heat treatment on the mechanical properties of the alloy was determined: the alloy's microhardness increases during the initial stages of crystallization. After annealing at 900 and 950°C, the microhardness of the samples drops significantly, and the samples become ductile, easily changing shape without fracture. This change in microhardness may be related to the formation of a more stable equilibrium structure with increased crystal size, as confirmed by electron microscopy data.

Keywords: amorphous alloys, phase transformations, heat treatment, crystallization, microhardness, transmission electron microscopy, X-ray diffraction.