01,07

Влияние пластической деформации на образование нанокристаллов в аморфных сплавах на основе кобальта

© Г.Е. Абросимова, Д.И. Хименез Ремаче, В.В. Чиркова, А.С. Аронин

Институт физики твердого тела РАН,
Черноголовка, Россия

E-mail: gea@issp.ac.ru

Поступила в Редакцию 25 ноября 2025 г.
В окончательной редакции 25 ноября 2025 г.
Принята к публикации 30 января 2026 г.

Методами рентгенографии, сканирующей и просвечивающей электронной микроскопии исследовано влияние деформации на процесс кристаллизации аморфного сплава $Co_{67}Si_{12}B_9Fe_7Nb_5$. Установлено, что деформация приводит к образованию гетерогенной аморфной структуры, состоящей из полос сдвига (областей пониженной плотности) и окружающей их недеформированной аморфной матрицы. Среднее изменение расстояния между атомами в деформированном аморфном сплаве по сравнению с недеформированным составляет 0.08 %. Образование областей пониженной плотности ускоряет процессы кристаллизации и позволяет получить материал с большей долей кристаллической фазы. Образование нанокристаллов с объемно-центрированной кубической (ОЦК) решеткой в аморфном сплаве на основе кобальта обсуждено в предположении о том, что зарождение кристаллов происходит на упорядоченных областях, ближний порядок в которых соответствует ближнему порядку формирующейся ОЦК-фазы.

Ключевые слова: аморфная фаза, полосы сдвига, нанокристаллизация, просвечивающая электронная микроскопия, рентгенография.

DOI: 10.61011/FTT.2026.02.62710.8823

1. Введение

Развитие способов формирования композитной аморфно-нанокристаллической структуры открывает новые пути создания полезных материалов. Образование нанокристаллов в аморфной фазе многих сплавов приводит к значительному улучшению их физико-химических свойств [1–6]. При формировании нанокристаллов в аморфных сплавах на основе железа и кобальта заметно улучшаются магнитные свойства, в сплавах на основе алюминия и циркония растет прочность при хорошей пластичности и т. д. Изменение может быть очень существенно. Например, в аморфном сплаве $Fe_{75}Si_{11}B_{10}Nb_3Sn_1$ коэрцитивная сила составляет 5 A/m и при отжиге до температуры 500 °C уменьшается, однако при дальнейшем увеличении температуры до 530 °C возрастает на три порядка величины, достигая значения 4.4 kA/m. Термообработки при более высоких температурах ведут к дальнейшему увеличению коэрцитивной силы, хотя и с меньшей скоростью [3]. Таким образом, структурная релаксация способствует смягчению магнитных характеристик аморфных сплавов, при кристаллизации наблюдается магнитное твердение, частично-кристаллические сплавы являются магнито-мягкими, а полностью закристаллизованные — магнито-твердыми. Сплав $Fe_{73.8}Cu_1Nb_{3.1}B_{9.1}Si_{13}$ в аморфном состоянии обладает положительной магнитострикцией насыщения (около $30 \cdot 10^{-6}$) [1]; при кристаллизации происходит образование нанокристаллов твердого раствора Si в Fe, обладающего отрицательной магнитострикцией, способствующего компенсации положительной магнитострикции аморфной матрицы. В конечном итоге это приводит к формированию материала со значением магнитострикции, близким к нулю. При образовании аморфно-нанокристаллической структуры в сплаве $Fe_{73.8}Cu_1Nb_{3.1}B_{9.1}Si_{13}$ наблюдается существенный рост магнитной проницаемости (до сотен тысяч единиц).

Примером кардинального изменения механических свойств могут служить результаты исследования массивного аморфного сплава $Zr_{50}Ti_{16.5}Cu_{14}Ni_{18.5}$ при нагреве *in situ*. При испытаниях на растяжение при нагреве *in situ* [7] напряжение течения и напряжение разрушения монотонно уменьшаются с ростом температуры, причем скорость уменьшения напряжения течения выше скорости уменьшения напряжения разрушения. При температуре ниже 325 K происходит хрупко-пластичный переход. При 775 K пластическая деформация достигает рекордного значения 335 %.

Для формирования композитной аморфно-нанокристаллической структуры обычно используют термообработку или деформацию [8–13]. Композитные аморфно-нанокристаллические структуры, образующиеся при термообработке и деформации, оказываются различными, причем наблюдаемые различия зависят как от условий внешних воздействий, так и от химического состава сплава.

Различие в фазовом составе аморфно-нанокристаллических сплавов, кристаллизующихся при термообработке и при деформировании, ярко проявляется на сплавах на основе циркония. При термообработке аморфного

сплава $Zr_{55}Cu_{30}Al_{15}Ni_5$ кристаллизация начинается с образования метастабильной фазы с гексагональной структурой пространственной группы $P6_3/mmc$ с параметрами $a = 8.66$ Å, $c = 14.99$ Å, а в случае деформации образуется равновесная кристаллическая фаза Zr_2Cu с решеткой пространственной группы Fd_3m [13]. Исследования кристаллизации аморфного сплава $Zr_{50}Ti_{16.5}Cu_{14}Ni_{18.5}$ в процессе растяжения при повышенных температурах показали, что доля кристаллической фазы растет при увеличении степени деформации [7].

Существенное различие наблюдается и в локализации нанокристаллов, формирующихся при нагреве и деформировании [8,11–15]: в аморфной фазе, подвергавшейся термообработке, нанокристаллы хаотически распределены более-менее однородно по образцу, а в случае деформирования расположены в области локализации деформации (в полосах сдвига и их окрестностях) [16–20]. При исследовании группы легких сплавов на основе алюминия было обнаружено, что в процессе пластической деформации образуются нанокристаллы меньших размеров, чем при термической обработке [21]. Для ряда аморфных сплавов была также установлена зависимость формирующейся наноструктуры от исходного состояния аморфной фазы перед началом кристаллизации: была ли аморфная структура гомогенной или гетерогенной.

Насколько типичными являются такие различия и являются ли они характерными для аморфных сплавов разного химического состава? Настоящая работа посвящена исследованию влияния деформирования на кристаллизацию аморфного сплава на основе кобальта. Интерес к этим сплавам обусловлен двумя причинами. Во-первых, аморфные сплавы на основе кобальта являются ферромагнетиками и обладают высокими магнитными свойствами. Они имеют меньшую намагниченность насыщения по сравнению со сплавами на основе железа, но более высокую температуру Кюри [22], что указывает на возможность их применения при более высоких температурах. Вторая причина связана с особенностью процессов кристаллизации этих сплавов. В соответствии с диаграммами фазового равновесия при первичной кристаллизации аморфных сплавов на основе кобальта естественно ожидать формирование кристаллов с гексагональной плотноупакованной (ГПУ) решеткой или метастабильную фазу с гранецентрированной кубической (ГЦК) решеткой (решетками кобальта), однако авторами [23] в сплавах на основе кобальта, легированных небольшим количеством компонентов с объемно-центрированной кубической (ОЦК) решеткой, было обнаружено образование ОЦК-фазы. Исследования, описанные в [23], касались кристаллизации аморфной фазы при термообработке. В связи с описанным выше различием в аморфно-кристаллической структуре, сформированной при термообработке и деформации, было интересно исследовать влияние деформации на кристаллизацию аморфного сплава на основе кобальта, легированного компонентами с ОЦК-решеткой.

2. Методика эксперимента

Исходный сплав $Co_{67}Si_{12}B_9Fe_7Nb_5$ был получен дуговой плавкой в очищенном аргоне из чистых ($> 99.9\,\%$) компонентов. Аморфный сплав в виде ленты толщиной $30\,\mu$m и шириной ~ 1 cm был получен методом скоростной закалки расплава, скорость охлаждения составляла 10^6 K/s. Состав закаленных лент контролировался методом локального рентгеновского микроанализа с помощью приставки для сканирующего электронного микроскопа ZeissSupra 50VP. Точность определения состава всех компонентов, кроме бора, составила около 0.1 %. Образцы подвергали термообработке и деформации. Термообработка (изотермические отжиги в течение 1 h при разных температурах) проводились в печи сопротивления СУОЛ, деформация осуществлялась методом многократной прокатки при комнатной температуре на лабораторном прокатном стане производства VEB Schwermaschinenbau. Степень деформации рассчитывалась по формуле

$$\varepsilon = (h_0 - h_1)/h_0,$$

где h_0 и h_1 — толщина образца до и после деформации соответственно.

Поверхность образцов исследовалась с помощью сканирующего электронного микроскопа (СЭМ) ZeissSupra 50VP. Рентгеноструктурные исследования проводились на рентгеновском дифрактометре Siemens D-500 с использованием излучения CoK_α-излучения. Микроструктура образцов исследовалась методом просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) на электронном микроскопе JEOL-100 CXII, фольги для электронно-микроскопических исследований готовились ионным утонением. Контроль структуры осуществлялся на каждом этапе обработки образцов (после закалки, отжигов и/или деформации), при проведении рентгеноструктурных исследований использовались специальные подложки, не дающие собственных отражений [24]. Для обработки спектров применялись программы, позволяющие проводить сглаживание, коррекцию фона и разделение перекрывающихся максимумов. Размер нанокристаллов оценивался по полуширине дифракционного максимума [25].

3. Экспериментальные результаты

После получения ленты были аморфными. На рис. 1 показана рентгенограмма исходного сплава, на которой присутствуют только диффузные отражения, характерные для аморфной фазы. На рис. 2 приведено электронно-микроскопическое изображение аморфного сплава непосредственно после получения.

Как отмечалось выше, образцы деформировались методом многократной прокатки при комнатной температуре. Изображение поверхности деформированного сплава, полученное методом сканирующей электронной

микроскопии, показано на рис. 3. На рисунке видны неровности рельефа — места выхода полос сдвига на поверхность образца.

Изменение структуры при деформировании аморфного сплава зависит от степени деформации. При небольшой деформации (2 %) положение диффузного максимума на рентгенограмме практически не отличается от

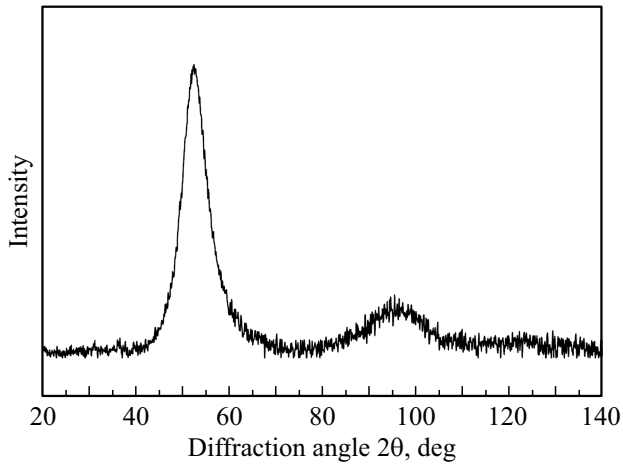

Рис. 1. Рентгенограмма исходного аморфного сплава.

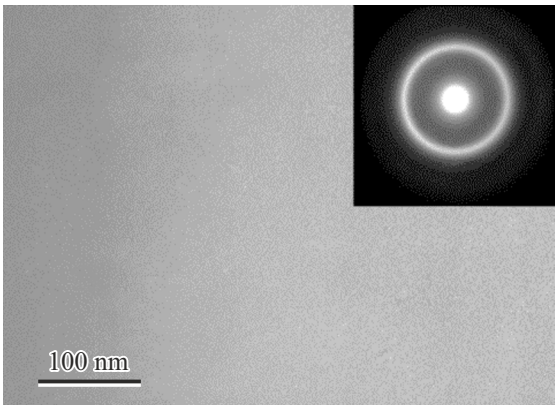

Рис. 2. ПЭМ-изображение исходного аморфного сплава.

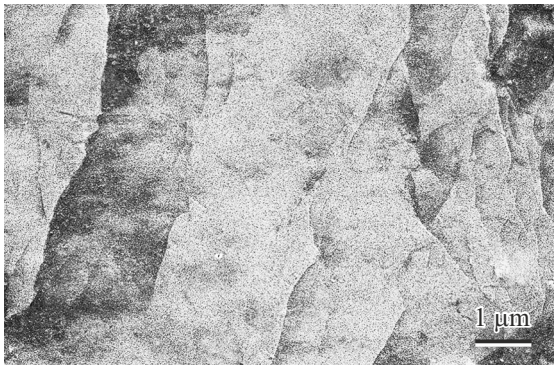

Рис. 3. СЭМ-изображение поверхности деформированного сплава.

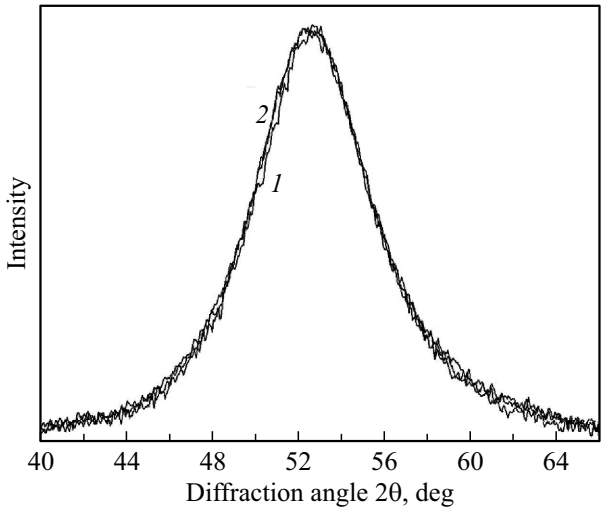

Рис. 4. Рентгенограммы образцов, деформированных на 2 % (кривая *1*) и 8 % (*2*).

его положения на рентгенограммах исходного недеформированного образца (смещение диффузного максимума в область меньших углов находится на грани точности измерения), с увеличением степени деформации это различие возрастает. На рис. 4 показаны рентгенограммы образцов, деформированных на 2 % (кривая *1*) и 8 % (кривая *2*) — для наглядности приведена только область первого диффузного максимума.

Следует отметить, что, несмотря на кажущиеся одинаковыми рентгенограммы, средний радиус первой координационной сферы (кратчайшее расстояние между атомами) различается.

Как известно, интенсивность рассеяния рентгеновских лучей аморфной фазой определяется формулой

$$I(\mathbf{S}) = NF^2(\mathbf{S})\Big\{1+\int\limits_0^\infty 4\pi R^2[\rho(R)-\rho_0]\sin(SR)/(SR)dR\Big\},$$

где N — полное число атомов в единице объема, $F(S)$ — амплитуда рассеяния, $\rho(R)$ — число атомов в единице объема, находящихся на расстоянии R от выбранного атома, ρ_0 — среднее число атомов в единице объема, S — параметр, связанный с волновым вектором [26]. Последовательность максимумов функции $I(S)$ определяется последовательностью максимумов функции $\sin(SR)/(SR)$. Эта функция имеет максимумы при значениях SR, равных 7.73, 14.06, 20.46 и т. д., при этом радиус первой координационной сферы R_1 равен

$$R_1 = 7.73/S_1 = 14.06/S_2 = 20.46/S_3 \ldots$$

Понятно, что значение радиуса первой координационной сферы может быть определено по величине волнового вектора, соответствующему любому максимуму кривой интенсивности рассеяния. Обычно для этого используется положение первого максимума, поскольку

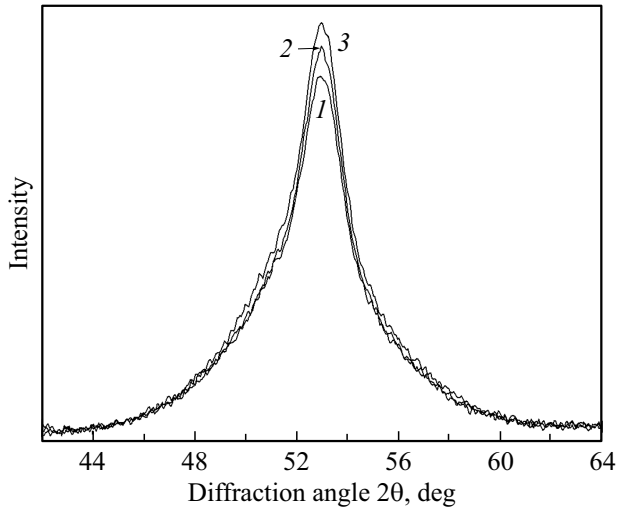

Рис. 5. Рентгенограммы исходного образца (кривая *1*) и деформированных на 2 % (*2*) и 8 % (*3*) после часового отжига при 460 °C.

он является наиболее интенсивным [27]. Согласно уравнению Эренфеста, значение R_1 составляет [26]

$$2R_1 \sin\theta = 1.23\lambda,$$

где λ — длина волны используемого излучения, θ — дифракционный угол.

Определенный таким образом радиус первой координационной сферы исходного образца составляет $R_{1,0} = 2.479$ Å, а деформированного — $R_{1,\mathrm{deform}} = 2.482$ Å. Это означает, что изменение расстояния между атомами при использованных условиях деформирования составляет $\Delta R_1 = R_{1,\mathrm{deform}} - R_{1,0} = 0.003$ Å, т. е. 0.12 %.

Используя эти значения, можно оценить изменение свободного объема ΔV в результате деформирования по формуле [27]

$$\Delta V = (R^3_{1,\mathrm{deform}} - R^3_{1,0})/R^3_{1,0} \cdot 100\,\%.$$

Это соответствует увеличению свободного объема ΔV на 0.36 %.

Исходные и деформированные образцы отжигались одновременно.

На рис. 5 показаны рентгенограммы сплавов после отжига при 460 °C в течение 1 h. Видно, что при предварительной деформации интенсивность максимума растет, а его полуширина уменьшается. Уменьшение полуширины диффузного максимума на рентгенограмме свидетельствует о появлении дифракционного вклада в кривую, т. е. появление кристаллов в аморфной фазе. Чтобы оценить долю нанокристаллов, проводилось разложение наблюдаемых максимумов на диффузную составляющую от аморфной фазы и дифракционную — от нанокристаллов. Для разложения применялась стандартная программа [20,27,28] с использованием функции Фогта, представляющей собой комбинацию функций Гаусса и Лоренца. На рис. 6 показаны разложения рентгенограмм отожженных образцов без предварительной деформации (рис. 6, *a*) и после предварительной деформации в 2 % (рис. 6, *b*) и 8 % (рис. 6, *c*). Кривая *1* — экспериментальная, *2* — кривая рассеяния аморфной фазой, *3* — дифракционное отражение от нанокристаллов, *4* — сумма кривых *2* и *3*.

Таблица 1. Доля нанокристаллической фазы в отожженных образцах в зависимости от степени предварительной деформации

Степень деформации, %	Доля нанокристаллической фазы, %
0	13
2	17
8	21

По значениям полуширин дифракционных пиков и формуле Селякова–Шеррера [25] были определены средние размеры кристаллов. Размер нанокристаллов в отожженном образце без предварительной деформации составляет 6 nm, а в деформированных на 2 и 8 % — 5.9 и 6 nm соответственно. В пределах точности эксперимента средний размер нанокристаллов одинаковый. В отличие от размера, доля нанокристаллов зависит от условий обработки. В табл. 1 показаны значения доли нанокристаллической фазы в зависимости от степени деформации.

Видно, что при увеличении степени деформации доля нанокристаллической фазы возрастает.

На рис. 7 и 8 приведены светлопольные и темнопольные электронно-микроскопические изображения отожженных образцов без предварительной деформации (рис. 7) и с предварительной деформацией 2 % (рис. 8). На вставках к светлопольным изображениям показаны соответствующие электронограммы, на которых видны как диффузное гало от аморфной фазы, так и точечные рефлексы от нанокристаллов.

С помощью темнопольных изображений по 500 измерениям был определен средний размер нанокристаллов, который составляет 6.2 и 6.1 nm для образца без деформаций и деформированного образца соответственно. Эти значения практически совпадают с результатами, полученными методом рентгенографии. Сравнительные значения средних размеров нанокристаллов, полученные разными методами, приведены в табл. 2.

При повышении температуры отжига доля кристаллической фазы возрастает. После отжига при 600 °C образцы содержат ГЦК-Co [29], ОЦК-фазу и $Co_{16}Nb_6Si_7$ (решетка пространственной группы $Fm\bar{3}m$ (225), $a = 11.235$ Å) [30], а также остатки аморфной фазы (диффузное гало в области $\sim 48-58°$). На рис. 9 показаны рентгенограммы образцов, отожженных при 600 °C в течение 1 h: без предварительной деформации (кривая *1*)

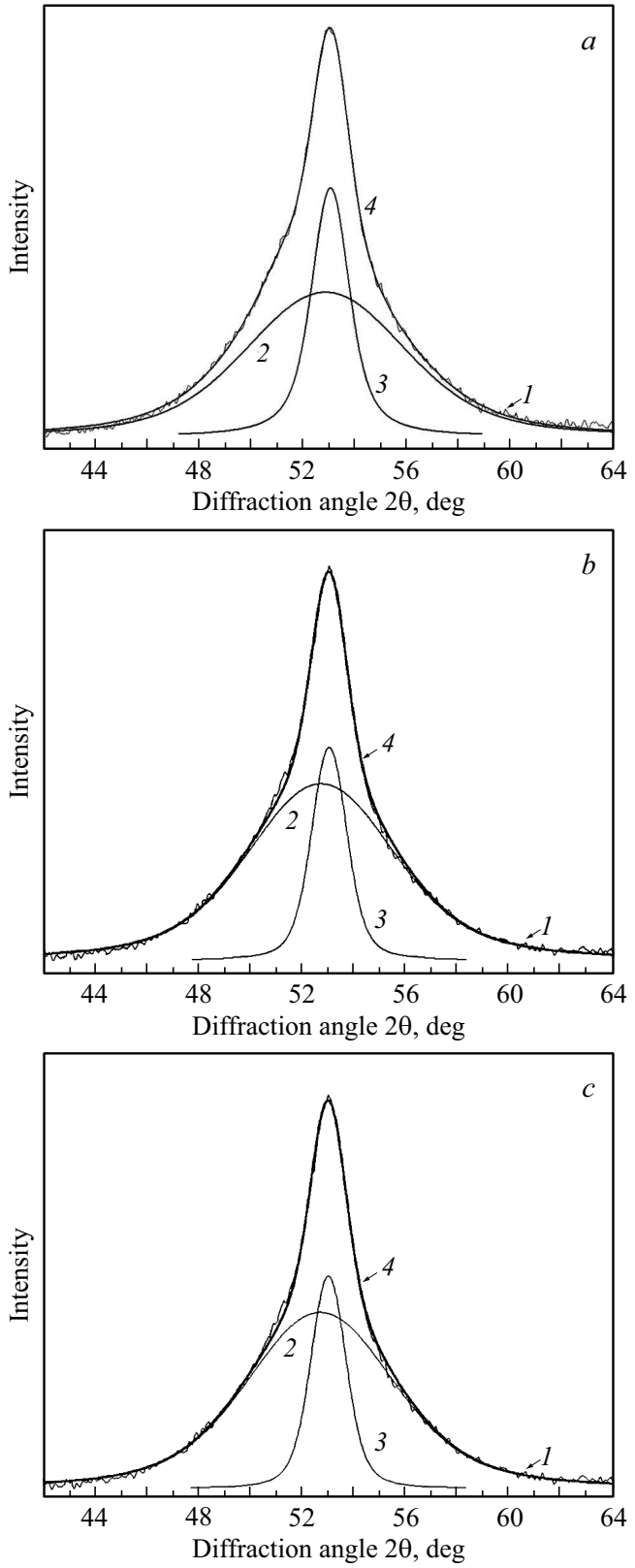

Рис. 6. *a* — рентгенограмма исходного образца после часового отжига при 460 °C; *b* — рентгенограмма образца, деформированного на 2 %, после часового отжига при 460 °C; *c* — рентгенограмма образца, деформированного на 8 %, после часового отжига при 460 °C.

и после деформации 2 % (*2*|/) и 8 % (*3*). ОЦК- и ГЦК-фазы фактически представляют собой твердые растворы компонентов сплава.

Фазовый состав отожженных образцов одинаков, однако доля кристаллической фазы в них разная. На вставке к рис. 9 показана область наиболее интенсивных отражений. Видно, что при увеличении степени деформации доля фазы $Co_{16}Nb_6Si_7$ возрастает. Увеличение интенсивности дифракционных отражений указывает также на уменьшение доли аморфной фазы в образце. Наибольшая доля кристаллической составляющей структуры наблюдается после деформации 8 %, наименьшая — в недеформированном образце. Как было показано выше, та же тенденция наблюдалась и после отжига при более низкой температуре (при 460 °C). Таким образом, предварительная деформация способствует ускорению процессов кристаллизации.

4. Обсуждение результатов

Полученные результаты можно условно разделить на три группы.

1) Даже при небольшой деформации аморфного сплава наблюдается смещение диффузного максимума на рентгенограммах в область меньших углов. Как было отмечено выше, изменение радиуса первой координационной сферы (расстояния между атомами) составляет около 0.12 %. Такое изменение свидетельствует о появлении в образце областей меньшей плотности — полос сдвига. Известно, что пластическая деформация в аморфных сплавах является сильно локализованной и приводит к образованию полос сдвига [8,31–37]. Толщина полос сдвига составляет 5–20 nm [32,35,37], их структура сложная, и изменения структуры аморфной фазы могут распространяться на большие расстояния от полосы сдвига, вплоть до 200 nm. Аморфная фаза в полосах сдвига имеет меньшую плотность по сравнению с окружающей аморфной матрицей [32], и разница в плотности может достигать 10 % [32,36]. В этих областях заметно облегчены процессы диффузионного массопереноса. Было обнаружено, что коэффициент диффузии в полосах сдвига при комнатной температуре на 5–6 порядков выше, чем в окружающей аморфной матрице [38], что может приводить к ускорению кристаллизации. Степень изменения структуры в полосе сдвига, естественно, зависит от условий деформации. Образование нанокристаллов начинается в полосах сдвига и их окружении [8]. При деформации нанокристаллы образуются даже в сплавах, где они не образуются при термической обработке. В результате деформирования структура аморфного сплава становится неоднородной и представляет собой своего рода наностекло; аморфная фаза состоит из областей разной плотности: областей полос сдвига (с меньшей плотностью) и недеформированной аморфной фазы (с большей плотностью).

Следовательно, в результате деформирования аморфная структура становится гетерогенной и состоит из

Таблица 2. Средний размер кристаллов, определенный методом просвечивающей электронной микроскопии и рентгеноструктурным анализом

Образец	Средний размер кристаллов d, nm	
	Просвечивающая электронная микроскопия	Рентгеноструктурный анализ
Отжиг без предварительной прокатки	6.2	6
Отожженный после деформации 2 %	6.1	5.9
Отожженный после после деформации 8 %	–	6

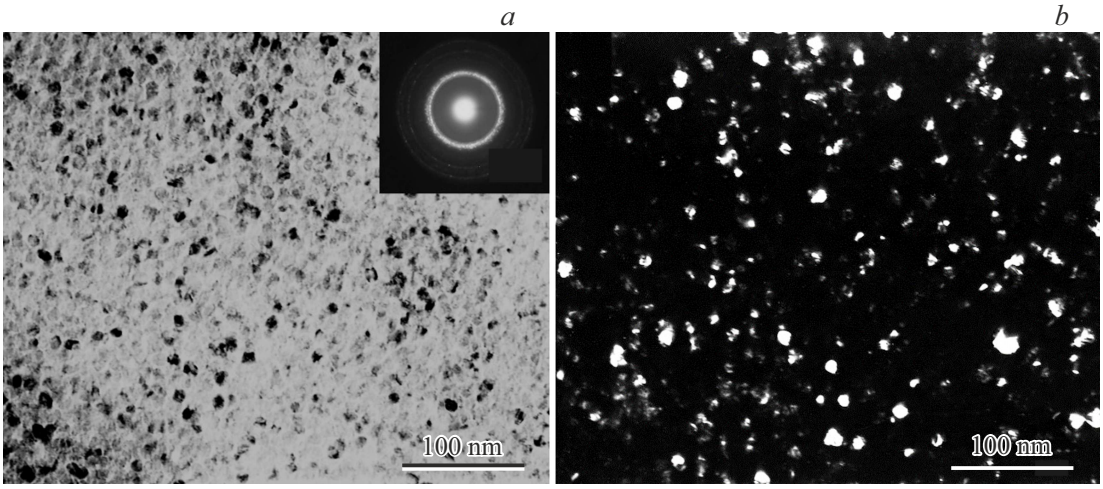

Рис. 7. Светлопольное (a) и темнопольное (b) электронно-микроскопические изображения отожженных образцов без предварительной деформации.

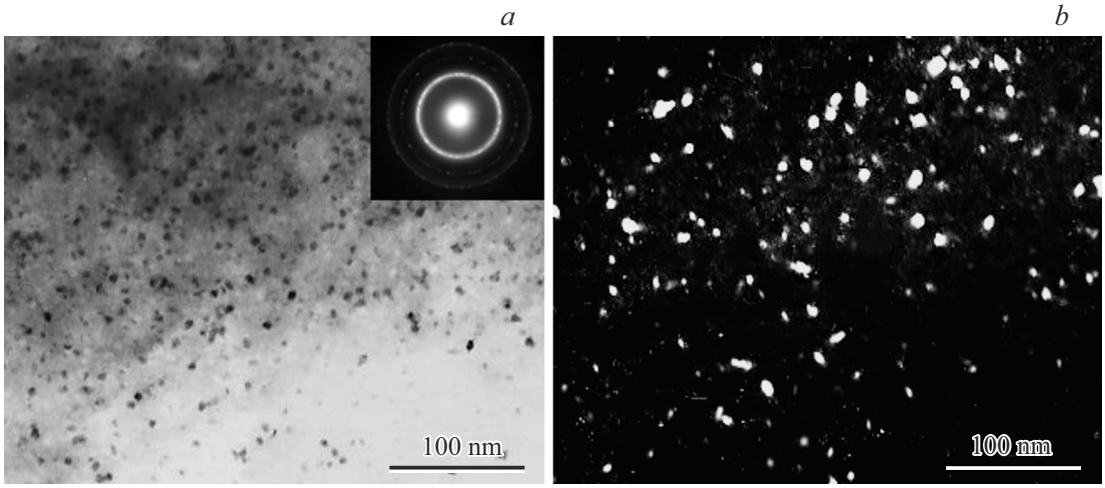

Рис. 8. Светлопольное (a) и темнопольное (b) электронно-микроскопические изображения образцов, отожженных после предварительной деформации 2 %.

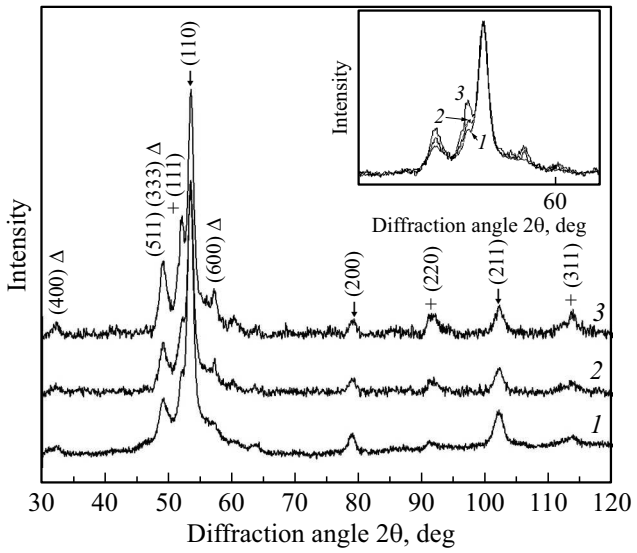

Рис. 9. Рентгенограммы образцов, отожженных при 600 °C в течение 1 h: без предварительной деформации (кривая *1*) и после деформации 2% (*2*) и 8% (*3*). Отражения от фазы $Co_{16}Nb_6Si_7$ обозначены треугольниками, от ОЦК-фазы — стрелками, от ГЦК-фазы — крестиками.

полос сдвига (областей пониженной плотности) и окружающих их областей недеформированной аморфной матрицы. Это означает, что наблюдаемые изменения радиуса первой координационной сферы представляют собой „среднюю“ величину по образцу. Величина R_1 является усредненным значением [27]

$$R_1 = (a \cdot R_{1,\text{specimen}} + b \cdot R_{1,\text{shear band}}),$$

где a и b — объемные доли неизменившейся аморфной фазы и полос сдвига соответственно. Поскольку объемная доля полос сдвига невелика, изменение среднего радиуса первой координационной сферы

$$\Delta R_1 = R_{1,\text{deform}} - R_{1,0}$$

должно быть небольшим, что и наблюдается экспериментально.

Таким образом, деформирование аморфного сплава приводит к образованию гетерогенной аморфной структуры, состоящей из областей разной плотности и, как следствие, с разными параметрами диффузионного массопереноса.

2) Как отмечалось выше, полосы сдвига являются местами пониженной плотности или, иначе говоря, областями с повышенным содержанием свободного объема. Свободный объем играет важную роль в процессах кристаллизации аморфной фазы. Закаленные сплавы наследуют плотность расплава, при структурной релаксации величина свободного объема уменьшается, а при деформации увеличивается [39,40]. Имеется много исследований, посвященных изменениям свободного объема при деформировании аморфных сплавов [32–34,38,40–45]. При наблюдаемой, кажущейся достаточно небольшой величине изменения расстояния между атомами и небольшом изменении свободного объема δV ($\sim 0.36\,\%$) этих изменений оказывается достаточно для ускорения процессов кристаллизации. Следует отметить, что влияние структуры аморфной фазы (гомогенная или гетерогенная) сохраняется и при повышении температуры отжига. На рис. 5 заметны различия в структуре отожженных при 460 °C образцов после разной степени деформации (кривые *2* и *3*). Видно, что с увеличением степени деформации доля кристаллической фазы возрастает. После отжига при более высокой температуре (600 °C, рис. 9) различие сохраняется: при одинаковом фазовом составе доля кристаллической составляющей структуры растет. Особенно хорошо это видно на отражениях фазы $Co_{16}Nb_6Si_7$ (рис. 9, вставка). С увеличением степени деформации (увеличением количества областей пониженной плотности и, следовательно, областей ускоренного массопереноса) количество кристаллической фазы растет. Важно также отметить, что размер нанокристаллов не зависит от степени деформации.

Гетерогенная аморфная структура в аморфных сплавах может формироваться как вследствие химического перераспределения компонентов (образование областей, обогащенных тем или иным компонентом сплава, при низкотемпературном отжиге, не приводящем к кристаллизации), так и в результате деформирования (образование областей разной плотности). Ранее при исследовании аморфных сплавов на основе алюминия было установлено, что доля нанокристаллов, образующихся в гетерогенной аморфной структуре при последующем отжиге, в предварительно деформированных образцах выше, чем в предварительно отожженных [21]. Та же закономерность наблюдается и в сплавах на основе кобальта (рис. 5 и 9, кривая *1* на обоих рисунках).

Таким образом, образование областей пониженной плотности в результате деформирования аморфной фазы способствует ускорению процессов кристаллизации и позволяет получить материал с большей долей кристаллической фазы.

3) Известно, что кристаллизация аморфных сплавов группы металл–металлоид доэвтектического состава обычно начинается с образования кристаллов основного компонента сплава или твердого раствора на его основе. Как отмечалось выше, недавно было обнаружено, что в сплавах системы Co-Si-B-M (где M = Fe, Nb) кристаллизация начинается с выделения ОЦК-фазы вместо ожидаемых кристаллов с ГЦК- или ГПУ-решеткой, соответствующих кристаллическим модификациям кобальта. Образование ОЦК-фазы наблюдалось в аморфном сплаве на основе кобальта, легированном компонентами с ОЦК-решеткой [23]. Ранее образование ОЦК-фазы, типичной для сплавов на основе Fe, в сплавах на основе Co наблюдалось только при достаточно большой концентрации железа (при соотношении Co:Fe не менее 2:1, например, 65 % Co и 35 % Fe [46,47]), однако в последних исследованиях концентрация Fe была 5–10 at. % и не превышала

16 at. %. Проведенные исследования [23,48,49] позволили установить зависимость условий формирования ОЦК-фазы от концентрации легирующих компонентов с ОЦК-решеткой и показали, что параметры наноструктуры (размер и доля нанокристаллов) зависят от их концентрации. В [23,48,49] исследования проводились при термической обработке аморфных сплавов. В настоящей работе исследовалась кристаллизация аморфных сплавов, подвергнутых пластической деформации. Было обнаружено, что фазовый состав сплавов, отожженных после деформирования и без предварительного деформирования, одинаков; различается только доля кристаллической фазы. Причины формирования при термообработке нетипичной для сплавов на основе кобальта структуры подробно обсуждались в [23,48,49]. Было показано, что зарождение и рост кристаллов происходит на упорядоченных областях, обогащенных легирующими компонентами с ОЦК-решеткой (Fe, Nb), ближний порядок в которых соответствует ближнему порядку ОЦК-фазы.

5. Заключение

Исследования влияния деформирования методом холодной прокатки на процесс кристаллизации аморфного сплава $Co_{67}Si_{12}B_9Fe_7Nb_5$ показали, что

• деформирование аморфного сплава приводит к образованию гетерогенной аморфной структуры, состоящей из полос сдвига (областей пониженной плотности) и окружающих их областей недеформированной аморфной матрицы; среднее изменение расстояния между атомами в деформированном аморфном сплаве по сравнению с недеформированным составляет 0.12 %;

• при использованных условиях деформации изменение свободного объема ΔV составляет 0.36 %; образование областей пониженной плотности в результате деформирования способствует ускорению процессов кристаллизации и позволяет получить материал с большей долей кристаллической фазы;

• влияние состояния аморфной фазы (гомогенная или гетерогенная структура) перед началом кристаллизации сохраняется и при отжиге при повышенных температурах (вплоть до 600 °C);

• образование нанокристаллов с ОЦК-решеткой в аморфном сплаве на основе кобальта обсуждено в предположении о том, что зарождение кристаллов происходит на упорядоченных областях, ближний порядок в которых соответствует ближнему порядку формирующейся ОЦК-фазы.

Финансирование работы

Работа выполнена в рамках госзадания ИФТТ РАН.

Конфликт интересов

Авторы заявляют, что у них нет конфликта интересов.

Список литературы

[1] G. Herzer. Physica Scripta **1993**, *T49A*, 307 (1993). https://doi.org/10.1088/0031-8949%2F1993%2FT49A%2F054
[2] G. Herzer. J. Magn. Magn. Mater. **294**, *2*, 99 (2005). https://doi.org/10.1016/j.jmmm.2005.03.020
[3] V. Cremanshi, B. Arcondo, H. Sirkin, M. Vazquez, F. Asenjo, J.M. Garcia, G. Abrosimova, A. Aronin. J. Mater. Res. **15**, *9*, 1936 (2000).
[4] H. Chiriac, T.A. Óvári. Progr. Mater Sci. **40**, *5*, 333 (1996). https://doi.org/10.1016/S0079-6425(97)00001-7
[5] Zs. Kovács, P. Henits, S. Hóbor, Ó. Róvósz. Rev. Adv. Mater. Sci. **18**, *7*, 593 (2008).
[6] Н.Н. Ситников, А.В. Шеляков, Р.В. Сундеев, И.А. Хабибуллина. ФТТ **62**, *5*, 649 (2020). https://doi.org/10.21883/FTT.2020.05.49223.14M [N.N. Sitnikov, A.V. Shelyakov, R.V. Sundeev, I.A. Khabibullina. Phys. Solid State **62**, *5*, 733 (2020).]
[7] G.E. Abrosimova, A.S. Aronin, D.V. Matveev, I.I. Zver'kova, V.V. Molokanov, S. Pan, A. Slipenyuk. J. Mater. Sci. **36**, *16*, 3933 (2001).
[8] A.L. Greer, Y.Q. Cheng, E. Ma. Mater. Sci. Eng.: R: Rep. **74**, *4*, 71 (2013). https://doi.org/10.1016/j.mser.2013.04.001
[9] N. Boucharat, R. Hebert, H. Rösner, R.Z. Valiev, G. Wilde. J. Alloys. Compd. **434–435**, 252 (2007). https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2006.08.128
[10] J. Eckert, M. Calin, P. Yu, L.C. Zhang, S. Scudino, C. Duhamel. Rev. Adv. Mater. Sci. **18**, *2*, 169 (2008). https://www.ipme.ru/e-journals/RAMS/no_21808/eckert.pdf
[11] G. Wilde, H. Rösner. Appl. Phys. Lett. **98**, *25*, 251904 (2011). https://doi.org/10.1063/1.3602315
[12] G.Z. Ma, K.K. Song, B.A. Sun, Z.J. Yan, U. Kühn, D. Chen, J. Eckert. J. Mater. Sci. **48**, *19*, 6825 (2013). https://doi.org/10.1007/s10853-013-7488-1
[13] N. Boucharat, R. Hebert, H. Rösner, R. Valiev, G. Wilde. Scripta Materialia **53**, *7*, 823 (2005). https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2005.06.004
[14] J. Pan, Q. Chen, L. Liu, Y. Li. Acta Materialia **59**, *13*, 5146 (2011). https://doi.org/10.1016/j.actamat.2011.04.047
[15] R.J. Hebert, N. Boucharat, J.H. Perepezko, H. Rösner, G. Wilde. J. Alloys Compd. **434–435**, 18 (2007). https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2006.08.134
[16] R. Maaß, J.F. Löffler. Adv. Funct. Mater. **25**, *16*, 2353 (2015). https://doi.org/10.1002/adfm.201404223
[17] S.J. Kang, Q.P. Cao, J. Liu, Y. Tang, X.D. Wang, D.X. Zhang, I.S. Ahn, A. Caron, J.Z. Jiang. J. Alloys. Compd. **795**, 493 (2019). https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2019.05.026
[18] D. Şopu, S. Scudino, X.L. Bian, C. Gammer, J. Eckert. Scripta Materialia **178**, 57 (2020). https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2019.11.006
[19] A. Hassanpour, M. Vaidya, S.V. Divinski, G. Wilde. Acta Materialia **209**, 116785 (2021). https://doi.org/10.1016/j.actamat.2021.116785
[20] G. Abrosimova, B. Gnesin, D. Gunderov, A. Drozdenko, D. Matveev, B. Mironchuk, E. Pershina, I. Sholin, A. Aronin. Metals **10**, *10*, 1329 (2020). https://doi.org/10.3390/met10101329
[21] A. Aronin, A. Budchenko, D. Matveev, E. Pershina, G. Tkatch, G. Abrosimova. Rev. Adv. Mater. Sci. **46**, *1*, 53 (2016).
[22] D. Huang, Y. Li, Y. Yang, Z. Zhu, W. Zhang. J. Alloys. Compd. **843**, 154862 (2020). https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2020.154862

[23] G.E. Abrosimova, N.A. Volkov, E.A. Pershina, V.V. Chirkova, I.A. Sholin, A.S. Aronin. J. Non Cryst. Solids **565**, 120864 (2021). https://doi.org/10.1016/j.jnoncrysol.2021.120864
[24] Г.Е. Абросимова, И.М. Шмытько. Заводская лаборатория. Диагностика материалов **84**, *6*, 34 (2018). https://doi.org/10.26896/1028-6861-2018-84-6-34-37
[25] A. Guinier. Théorie et Technique de La Radiocristallographie. Dunod, Paris (1956).
[26] А.Ф. Скрышевский. Структурный анализ жидкостей и аморфных тел. Высшая школа, М. (1980). 328 с.
[27] Г.Е. Абросимова, В.В. Астанин, Н.А. Волков, Д.В. Гундеров, Е.Ю. Постнова, А.С. Аронин. ФММ **124**, *7*, 622 (2023). https://doi.org/10.31857/S001532302 3600521
[28] G. Abrosimova, N. Volkov, T.V. Tuan, E. Pershina, A. Aronin. Mater. Lett. **240**, 150 (2019). https://doi.org/10.1016/j.matlet.2018.12.131
[29] PAULING FILE / Ed. P. Villars. In: Inorganic Solid Phases, Springer Materials (online database). Springer-Verlag GmbH, Heidelberg (2024). https://materials.springer.com/isp/crystallographic/docs/sd_0261115sd_0261115
[30] PAULING FILE / Ed. P. Villars. In: Inorganic Solid Phases, Springer Materials (online database). (Springer-Verlag GmbH, Heidelberg (2024). https://materials.springer.com/isp/crystallographic/docs/sd_1006167sd_1006167
[31] W.H. Jiang, M. Atzmon. Acta Materialia **51**, *14*, 4095 (2003). https://doi.org/10.1016/S1359-6454(03)00229-5
[32] H. Rösner, M. Peterlechner, C. Kübel, V. Schmidt, G. Wilde. Ultramicroscopy **142**, 1 (2014). https://doi.org/10.1016/j.ultramic.2014.03.006
[33] R. Maaß, P. Birckigt, C. Borchers, K. Samwer, C.A. Volkert. Acta Materialia **98**, 94 (2015). https://doi.org/10.1016/j.actamat.2015.06.062
[34] V. Schmidt, H. Rösner, M. Peterlechler, G. Wilde, P.M. Voyles. Phys. Rev. Lett. **115**, *3*, 035501 (2015). https://doi.org/10.1103/PhysRevLett.115.035501
[35] J. He, I. Kaban, N. Mattern, K. Song, B. Sun, J. Zhao, D.H. Kim, J. Eckert, A.L. Greer. Sci. Rep. **6**, *1*, 25832 (2016). https://doi.org/10.1038/srep25832
[36] C. Liu, V. Roddatis, P. Kenesei, R. Maaß. Acta Materialia **140**, 206 (2017). https://doi.org/10.1016/j.actamat.2017.08.032
[37] J. Li, Z.L. Wang, T.C. Hufnagel. Phys. Rev. B **65**, *14*, 144201 (2002). https://doi.org/10.1103/PhysRevB.65.144201
[38] A.S. Aronin, D.V. Louzguine-Luzgin. Mech. Mater. **113**, 19 (2017). https://doi.org/10.1016/j.mechmat.2017.07.007
[39] A.R. Yavari, A.L. Moulec, A. Inoue, N. Nishiyama, N. Lupu, E. Matsubara, W.J. Botta, G. Vaughan, M.D. Michiel, Å. Kvick. Acta Materialia **53**, 1611 (2005).
[40] S. Chen, D. Xu, X. Zhang, X. Chen, Y. Liu, T. Liang, Z. Yin, S. Jiang, K. Yang, J. Zeng, H. Lou, Z. Zeng, Q. Zeng. Phys. Rev. B **105**, *14*, 14420 (2022). https://doi.org/10.1103/PhysRevB.105.144201
[41] Y.M. Chen, T. Ohkubo, T. Mukai, K. Hono. J. Mater. Res. **24**, 1 (2009). https://doi.org/10.1557/jmr.2009.0001
[42] F. Meng, K. Tsuchiya, S. Li, Y. Yokoyama. Appl. Phys. Lett. **101**, *12*, 121914 (2012). http://dx.doi.org/10.1063/1.4753998
[43] Г.Е. Абросимова, Н.А. Волков, А.С. Аронин. Поверхность. Рентгеновские, синхротронные и нейтронные исследования **10**, *10*, 3 (2024). [G.E. Abrosimova, N.A. Volkov, A.S. Aronin. J. Surf. Investigation: X-ray, Synchrotron. Neutron Techniques **18**, *5*, 1155 (2024). https://doi.org/10.1134/S1027451024700964]
[44] E.V. Boltynjuk, D.V. Gunderov, E.V. Ubyivovk, M.A. Monclús, L.W. Yang, J.M. Molina-Aldareguia, A.I. Tyurin, A.R. Kilmametov, A.A. Churakova, A.Yu. Churyumov, R.Z. Valiev. J. Alloys. Compd. **747**, 595 (2018). http://dx.doi.org/10.1016/j.jallcom.2018.03.018
[45] D. Gunderov, V. Astanin, A. Churakova, V. Sitdikov, E. Ubyivovk, A. Islamov, J.T. Wang. Metals **10**, *11*, 1433 (2020). https://doi.org/10.3390/met10111433
[46] R. Xiang, S. Zhou, B. Dong, G. Zhang, Z. Li, Y. Wang, C. Chang. Progr. Natural Sci. Mater. Intern. **24**, *6*, 649 (2014).
[47] C.F. Conde, J.S. Blazquez, A. Conde. In: Properties and Application of Nanocrystalline Alloys from Amorphous Precursor / Ed. B. Idzikowski. Kluwer Academic Publ., The Netherlands (2005). P. 111.
[48] N. Volkov, G. Abrosimova, A. Aronin. Mater. Lett. **265**, 127431 (2020). https://doi.org/10.1016/j.matlet.2020.127431
[49] Г.Е. Абросимова, А.С. Аронин, Н.А. Волков. ФТТ **61**, *7*, 1352 (2019). [G.E. Abrosimova, A.S. Aronin, N.A. Volkov. Phys. Solid State **61**, 1294 (2019). https://doi.org/10.1134/S1063783419070023]

Редактор Е.В. Толстякова