

05

Атомное разупорядочение и ОЦК → ГЦК превращение в сплаве Гейслера $\text{Ni}_{54}\text{Mn}_{20}\text{Fe}_1\text{Ga}_{25}$, подвергнутом мегапластической деформации кручением под высоким давлением

© В.Г. Пушин,^{1,2} Н.Н. Куранова,^{1,2} Е.Б. Марченкова,¹ А.В. Пушин^{1,2}

¹ Институт физики металлов УрО РАН,
620990 Екатеринбург, Россия

² Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина,
620002 Екатеринбург, Россия
e-mail: pushin@imp.uran.ru, svirid2491@rambler.ru

Поступило в Редакцию 30 сентября 2019 г.

В окончательной редакции 30 сентября 2019 г.

Принято к публикации 21 октября 2019 г.

Сплав Гейслера со структурой $L2_1$ $\text{Ni}_{54}\text{Mn}_{20}\text{Fe}_1\text{Ga}_{25}$, подвергнутый мегапластической деформации кручением под высоким давлением, впервые был систематически исследован методами *in situ* фазового рентгеноструктурного анализа, просвечивающей и растровой электронной микроскопии. Установлено, что сдвиговая деформация кручением при комнатной температуре измельчает поликристаллическую структуру сплава до нанокристаллического и частично аморфизированного состояния. Обнаружено, что по мере роста величины давления (от 3 до 5 GPa) и степени деформации (от 2 до 5 оборотов) происходит тотальное атомное разупорядочение и последовательная структурно-фазовая трансформация по схеме $B2(\text{ОЦК}) \rightarrow A2(\text{ОЦК}) \rightarrow A1(\text{ГЦК})$. Показано, что отжиг при температурах 570 К и ниже вызывает расстекловывание аморфной фазы, а при 620 К и выше — восстановление $L2_1$ -структуры. При этом обнаружен размерный эффект подавления термоупругого мартенситного превращения в наноструктурном аустенитном $L2_1$ -сплаве с размером зерен менее 80 nm при охлаждении до 120 К. Восстанавливается способность к термоупругому мартенситному превращению и эффекту памяти формы в субмикроструктурном ультрамелкозернистом сплаве после рекристаллизационного отжига при температурах, превышающих 600 К.

Ключевые слова: сплавы Гейслера, мегапластическая деформация, наноструктура, атомное разупорядочение, аморфизация, расстекловывание при нагреве, ультрамелкозернистая структура, термоупругое мартенситное превращение, физические свойства.

DOI: 10.21883/JTF.2020.04.49088.318-19

Введение

Интеллектуальные (или smart) сплавы, испытывающие термоупругие мартенситные фазовые превращения (ТМП), привлекают неослабевающее внимание благодаря их большому инновационному потенциалу для разнообразного конструкционного и функционального применения с использованием присущих им уникальным эффектам памяти формы (ЭПФ), гигантской сверхупругости, магнитокалорического и ряда других эффектов [1–10]. К наиболее практически важным материалам среди них относятся атомно-упорядоченные высокопрочные $B2$ -сплавы на основе TiNi [1–3,6–10] и магнитные $L2_1$ -сплавы Гейслера типа Ni_2MnGa [4,5]. Уникальной специфической особенностью данных ферромагнитных сплавов Гейслера является возможность управления ТМП и ЭПФ магнитным полем [4,5], а не только температурой и внешними механическими усилиями, как в сплавах никелида титана [1–3,6–10]. Вместе с тем катастрофическая хрупкость крупнозернистых поликристаллических сплавов Гейслера исключает их широкое практическое использование [4,5].

Как известно, в качестве одного из немногих эффективных способов получения легированных сплавов на основе никелида титана с ЭПФ в высокопрочном и достаточно пластичном мелко- (МЗ) и ультрамелкозернистом (УМЗ) состояниях могут быть использованы технологии многопроходной мегапластической деформации (МПД), включая холодное волочение или прокатку, равноканальное угловое прессование и ряд других, в сочетании с термообработкой [11–22]. Достигнуть наиболее высоких степеней накопленной деформации при сохранении цельных образцов для исследований в лабораторных условиях позволяет метод кручения под высоким давлением (КВД). При этом оказалось, что данные сплавы не только разупорядочиваются и переходят в нанокристаллическое состояние, но и аморфизируются [11–16,23]. Первые работы по созданию МЗ и УМЗ структур с использованием такого метода экстремального внешнего воздействия, каким является КВД, были выполнены и на сплавах Гейслера [15,24–26]. Однако их структурные исследования практически не проводились, а те, что имеются, весьма неполны и противоречивы.

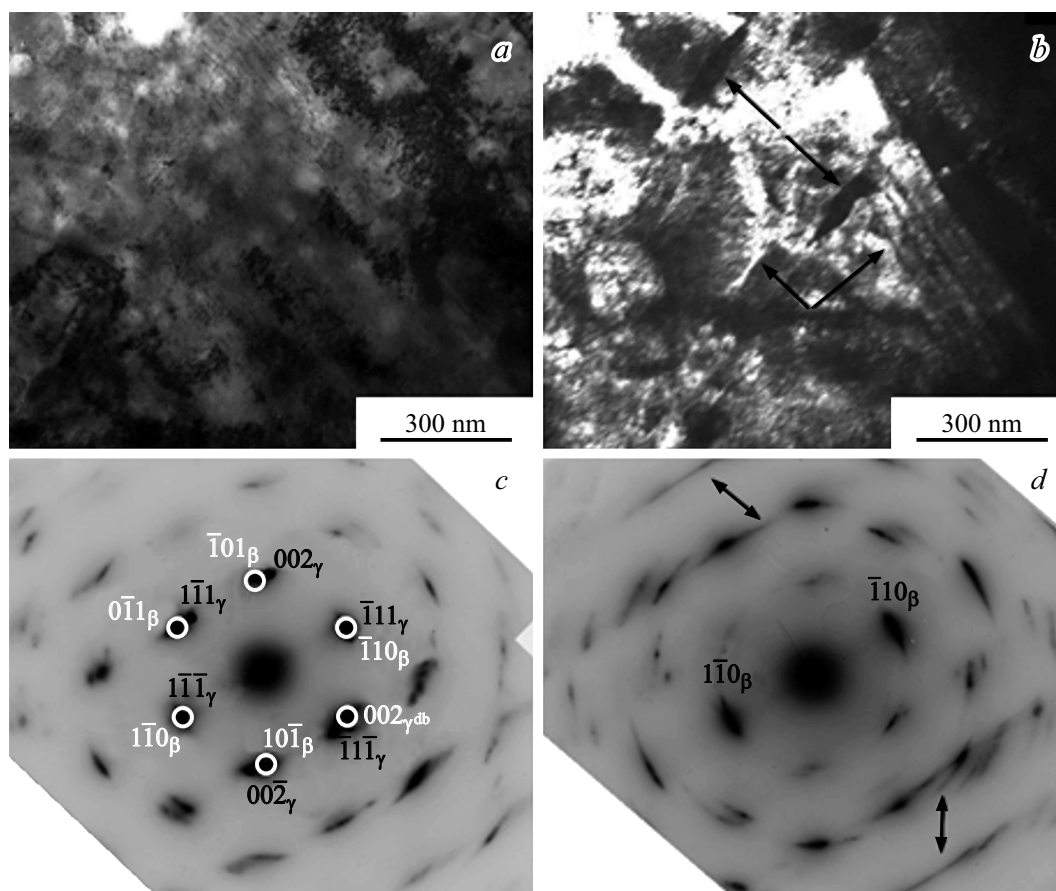


Рис. 1. Светло- (*a*) и темнопольное (*b*) ПЭМ-изображения микроструктуры сплава $\text{Ni}_{54}\text{Mn}_{20}\text{Fe}_1\text{Ga}_{25}$, подвергнутого КВД $n = 2$, $P = 3$ ГПа, и соответствующие составные микроэлектронogramмы (*c, d* — ось зоны $[111]_{\beta}$ близка $[110]_{\gamma}$). На изображениях отмечены одинарными стрелками планарные тонкие кристаллиты, на микроэлектронogramмах двойными стрелками — диффузные штрихи.

Настоящая работа посвящена комплексному систематическому изучению структурно-фазовых превращений в четырехкомпонентном сплаве $\text{Ni}_{54}\text{Mn}_{20}\text{Fe}_1\text{Ga}_{25}$ с ЭПФ, подвергнутом МПД, а также последующей термообработке.

Материал и методики экспериментов

Сплав $\text{Ni}_{54}\text{Mn}_{20}\text{Fe}_1\text{Ga}_{25}$ выплавляли из высокочистых компонентов: никеля, марганца, галлия (чистотой 99.99%) и железа (99.95%) в вакуумной электродуговой печи в атмосфере гелия с трехкратным переплавом и последующим длительным отжигом в вакууме в интервале температур 1073–1173 К. Химический состав сплава по данным микроанализа с использованием растровой электронной микроскопии (РЭМ) составил 53.74 at.% Ni–19.94 at.% Mn–1.32 at.% Fe–25.00 at.% Ga. Образцы для КВД изготавливали в форме дисков диаметром 10 мм и толщиной 0.5 мм при комнатной температуре. КВД выполняли на 2 оборота при 3 ГПа и 5 оборотов при 3 и 5 ГПа (в последнем случае при 5 оборотах истинная деформация ϵ близка 7.0). Последующий изохронный отжиг проводили в течение 10 min при различных тем-

пературах. Исследования фазового состава, структуры и фазовых превращений выполняли методами рентгеновского фазового структурного анализа (РФСА) в монохроматизированном CuK_{α} -излучении и просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ), в том числе *in situ* при нагреве или охлаждении, используя научное оборудование ЦКП ИФМ УрО РАН. Температуры начала (M_s, A_s) и конца (M_f, A_f) прямого (M_s, M_f) и обратного (A_s, A_f) ТМП сплава после МПД и отжига при 873 К составляли: $M_s = 208$ К, $M_f = 265$ К, $A_s = 275$ К, $A_f = 290$ К [25, 27].

Результаты и их обсуждение

Исходный литой сплав $\text{Ni}_{54}\text{Mn}_{20}\text{Fe}_1\text{Ga}_{25}$ после синтеза находился в двухфазном состоянии $L2_1$ -аустенита и мартенсита попарно-двойникованной пакетной морфологии [27]. КВД на 2 оборота под давлением 3 ГПа приводит к сильной фрагментации сплава с азимутальной разориентацией наноразмерных ячеек на 15–20° по данным микроэлектронogramм (рис. 1, *c, d*). На приведенных в качестве примера микроэлектронogramмах видно, что, наряду с кольцевым (азимутальным) размы-

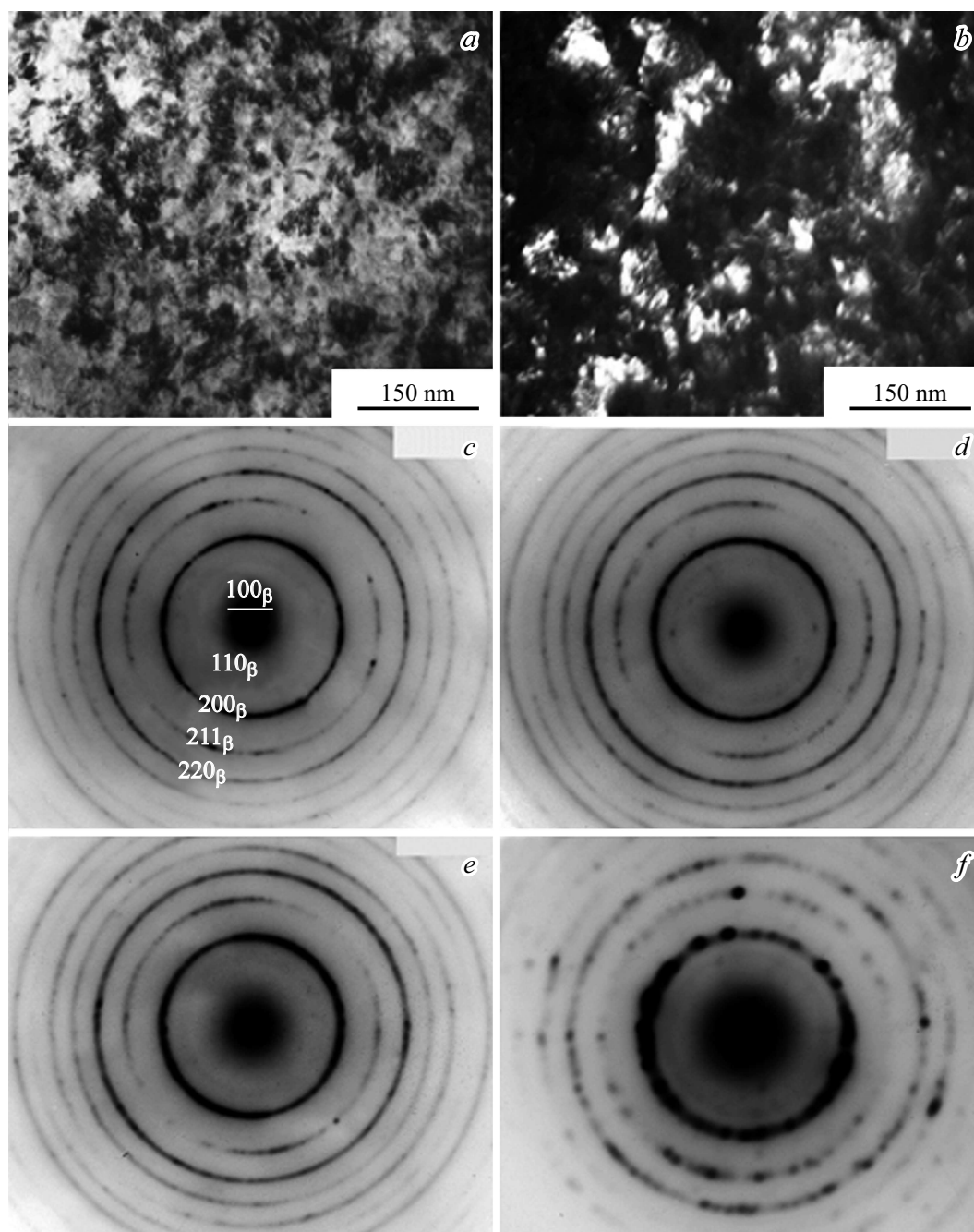


Рис. 2. Светло- (*a*) и темнопольное (*b*) ПЭМ-изображения микроstructures сплава $Ni_{54}Mn_{20}Fe_1Ga_{25}$, подвергнутого КВД $n = 5$, $P = 3$ GPa, и соответствующие кольцевые микроэлектроннограммы β -фазы при комнатной температуре (*c, d*) и 120 К (*e, f*); *f* — микроэлектроннограмма получена при использовании малой селективной диафрагмы диаметром $0.3 \mu m$, остальные — при диафрагме диаметром $1.0 \mu m$; *c* — отмечены индексы hkl брэгговских отражений β -фазы, в том числе слабых сверхструктурных отражений типа 100.

тием брэгговских отражений, присутствуют нерадиальные диффузные тяжи вдоль определенных направлений обратной решетки (ОР), близких $\langle 110 \rangle_{BCC}^*$. Расшифровка микроэлектроннограмм показала, что матрица сплава, которой отвечали наиболее сильные рефлексы, имеет β -ОЦК решетку и может быть описана возможными структурными типами $L2_1$, $B2$ или $A2$ (на рис. 1, *c* они

отмечены кружками). Часть более слабых по интенсивности рефлексов, обозначенных на рис. 1, *c* как 002_γ (или $002_{\gamma tw}$), со стороны несколько больших углов 2θ от рефлексов типа 101_β (или 011_β) обнаруживают размерную и ориентационную связи β -матрицы и кристаллов с γ -ГЦК решеткой (структурный тип $A1$) в соответствии с соотношением типа Курдюмова–Закса: $\{111\}_\beta // \{110\}_\gamma$;

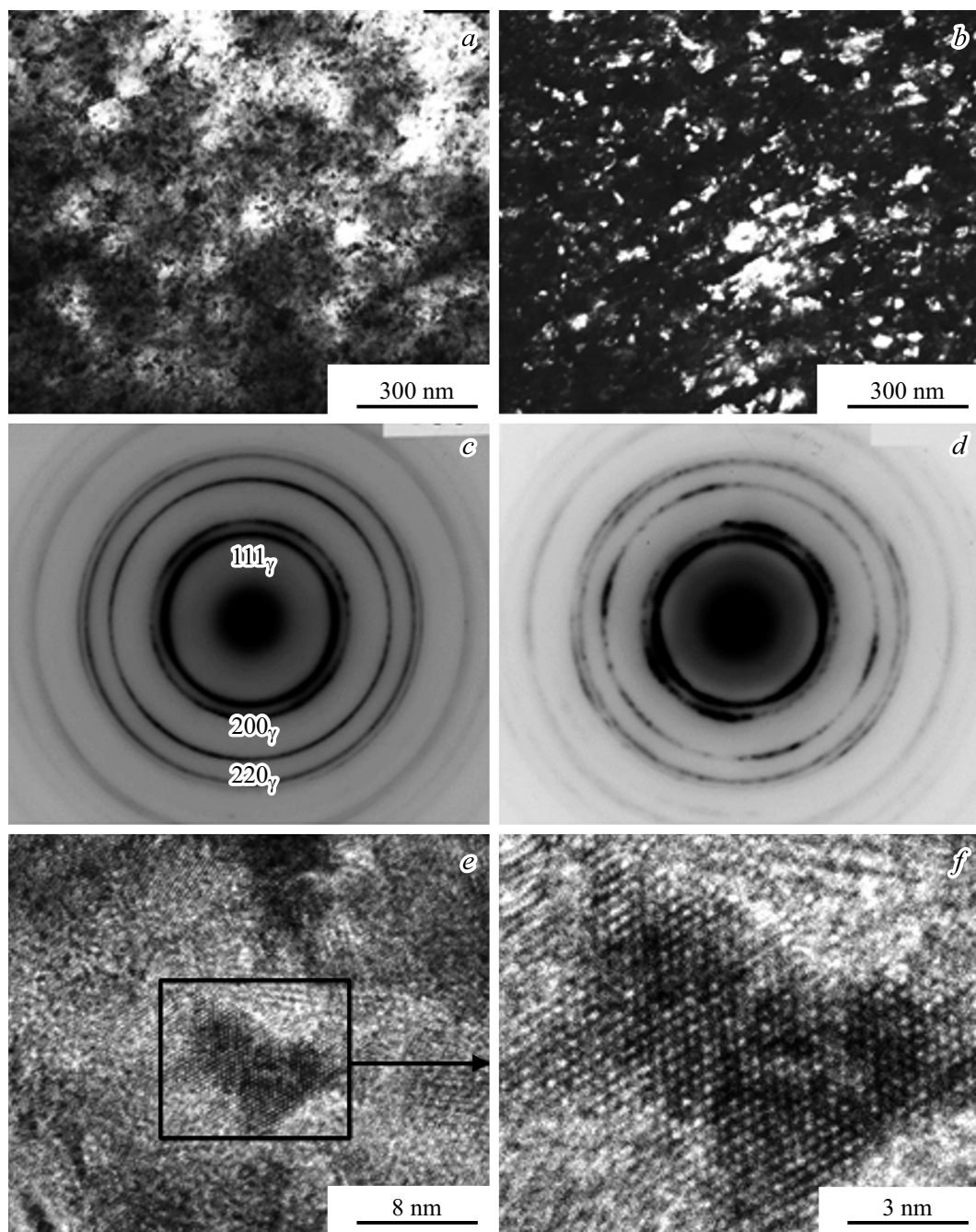


Рис. 3. Светло- (*a*) и темнопольное (*b*) ПЭМ-изображения микроструктуры сплава $\text{Ni}_{54}\text{Mn}_{20}\text{Fe}_1\text{Ga}_{25}$, подвергнутого КВД $n = 5$, $P = 5$ ГПа, соответствующие микроэлектронogramмы γ -фазы при комнатной температуре (*c*) и 120 К (*d* — диафрагма $0.3 \mu\text{m}$), а также ПЭМ-изображения микроструктуры методом прямого разрешения сплава $\text{Ni}_{54}\text{Mn}_{20}\text{Fe}_1\text{Ga}_{25}$, подвергнутого КВД $n = 5$, $P = 5$ ГПа (*e, f*).

$\langle \bar{1}10 \rangle_{\beta} // \langle \bar{1}11 \rangle_{\gamma}$. На темнопольном ПЭМ-изображении (в совпадающих рефлексах $1\bar{1}0_{\beta}$ и $1\bar{1}\bar{1}_{\gamma}$), наряду с равноосными ячеистыми фрагментами субструктуры, визуализируются пластинчатые кристаллы двух типов (отмечены стрелками) с габитусами, близкими $\{110\}_{\beta}$, параллельными плоскостям $\{111\}_{\gamma}$. С учетом наличия прямолинейных диффузных штрихов по $\langle 110 \rangle_{\beta}^*$ ОР на микроэлектронogramме на рис. 1, *d* (отмечены двойны-

ми стрелками) они могут быть интерпретированы как результат деформационно-индуцированного появления тонких пластинчатых кристаллов γ -мартенсита.

КВД на 5 оборотов под давлением 3 ГПа радикально изменило структуру сплавов (рис. 2). По данным светлого и темнопольного (в рефлексах типа 110_{β} первого сильного кольца брэгговских отражений) ПЭМ-изображений и микроэлектронogramм в сплаве образовалось нанофаз-

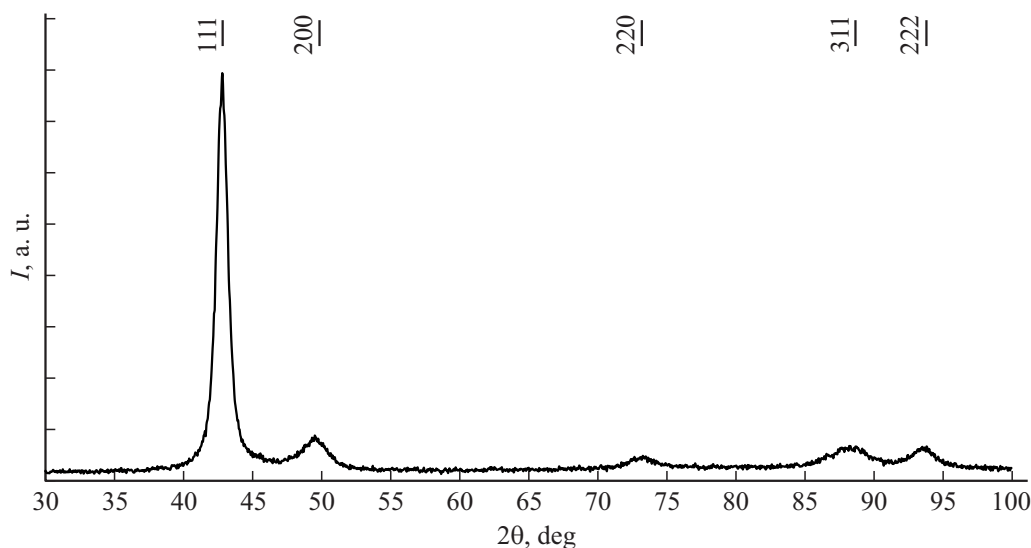


Рис. 4. Рентгеновский дифракционный спектр сплава $Ni_{54}Mn_{20}Fe_1Ga_{25}$, подвергнутого КВД $n = 5$, $P = 5$ ГПа в состоянии γ -ГЦК фазы ($a_\gamma = 0.3659$ nm), и соответствующая штрих-диаграмма с индексами hkl γ -фазы.

ное гетерогенное состояние с нанокристаллитами размерами 10–30 nm. Они имели β -структуру типа $L2_1$, $B2$ и $A2$, о чем свидетельствует расшифровка кольцевых распределений рефлексов на микроэлектронограммах. Кроме того, судя по появлению внутри первого брэгговского кольца более слабых сплошных диффузных колец — гало, сплав частично находился в аморфном состоянии (см. микроэлектронограммы на рис. 2). При охлаждении *in situ* методом ПЭМ до 120 К описанное структурно-фазовое состояние сплава сохранилось (рис. 2, *e, f*). При использовании селекторной диафрагмы более высокого разрешения (с меньшим диаметром 0.3 μm), кроме рефлексов типа 100_β , 110_β и других, присущих β -фазе, брэгговских отражений иных фаз выявлено не было (рис. 2, *f*).

КВД на 5 оборотов под давлением 5 ГПа при наблюдении качественно аналогичных ПЭМ-изображений (рис. 3, *a, b*), напротив, вызвало принципиальную трансформацию микроэлектронограмм (рис. 3, *c, d*). По результатам их расшифровки сплав имел γ -ГЦК наноструктуру (структурный тип $A1$) при наличии аморфной составляющей, сопровождаемой появлением сплошных диффузных гало (рис. 3, *c, d*) и, по-видимому, образующей размытые межкристаллитные интерфейсы между γ -нанокристаллами. Сделанный вывод хорошо согласуется с картинками прямого разрешения наноструктуры сплава, полученными методом ПЭМ (рис. 3, *e, f*).

По данным *in situ* РФСА сплав $Ni_{54}Mn_{20}Fe_1Ga_{25}$, подвергнутый КВД $n = 5$, $P = 5$ ГПа, в согласии с ПЭМ, имел γ -ГЦК структуру типа $A1$ с параметром $a_\gamma \approx 0.3659$ nm (рис. 4), которая не изменилась при охлаждении вплоть до 120 К. Все брэгговские отражения на рентгенограммах были заметно уширены. Изотермический отжиг при 473 К также не изменил описанное наноструктурное γ -состояние КВД сплава (рис. 5).

Вместе с тем после отжига при 573 К диффузное гало на микроэлектронограммах уже практически не наблюдалось, что свидетельствовало о развитии процесса расстекловывания аморфной составляющей (рис. 6).

Наконец, отжиг при 623 К привел к существенным структурно-морфологическим изменениям в сплаве (рис. 7). Во-первых, вследствие процесса первичной рекристаллизации несколько увеличились (в пределах 40–100 nm) размеры нанозерен. Во-вторых, при расшифровке микроэлектронограмм обнаружено, что в сплаве восстановилось основное структурное состояние $L2_1$ (и, возможно, частично $B2$, поскольку их различить затруднительно) со следами γ -фазы (рис. 7, *d, e*). Каких-либо структурных и фазовых изменений при охлаждении до 120 К методами РФСА и ПЭМ практически выявлено не было (рис. 7, *c, e, f*). Таким образом, был установлен размерный эффект стабилизации наноструктурного $L2_1$ аустенита исследованного сплава (при размере зерен менее 100 nm) по отношению к ТМП при охлаждении вплоть до 120 К. Очевидными причинами подавления ТМП в сплавах со структурой типа Гейслера, как и в сплавах никелида титана, являются критическая дисперсность нанозерен, атомное разупорядочение и возможная аморфизация.

Анализ температурных измерений электросопротивления $\rho(T)$ сплава $Ni_{54}Mn_{20}Fe_1Ga_{25}$ показал, что вид зависимости $\rho(T)$ после КВД изменился [25]. Все наноструктурные образцы после КВД в разных условиях отличали высокие значения $\rho(T)$, более $200 \mu\Omega \cdot cm$ ниже 850 К и более $300 \mu\Omega \cdot cm$ ниже 300 К, и характеризовались наличием отрицательного температурного коэффициента сопротивления в отличие от сплава-прототипа в исходном литом состоянии или после быстрой закалки из расплава [25, 27]. Наклон кривых $\rho(T)$ при $T < 300$ К не изменялся. При этом величина остаточного сопротив-

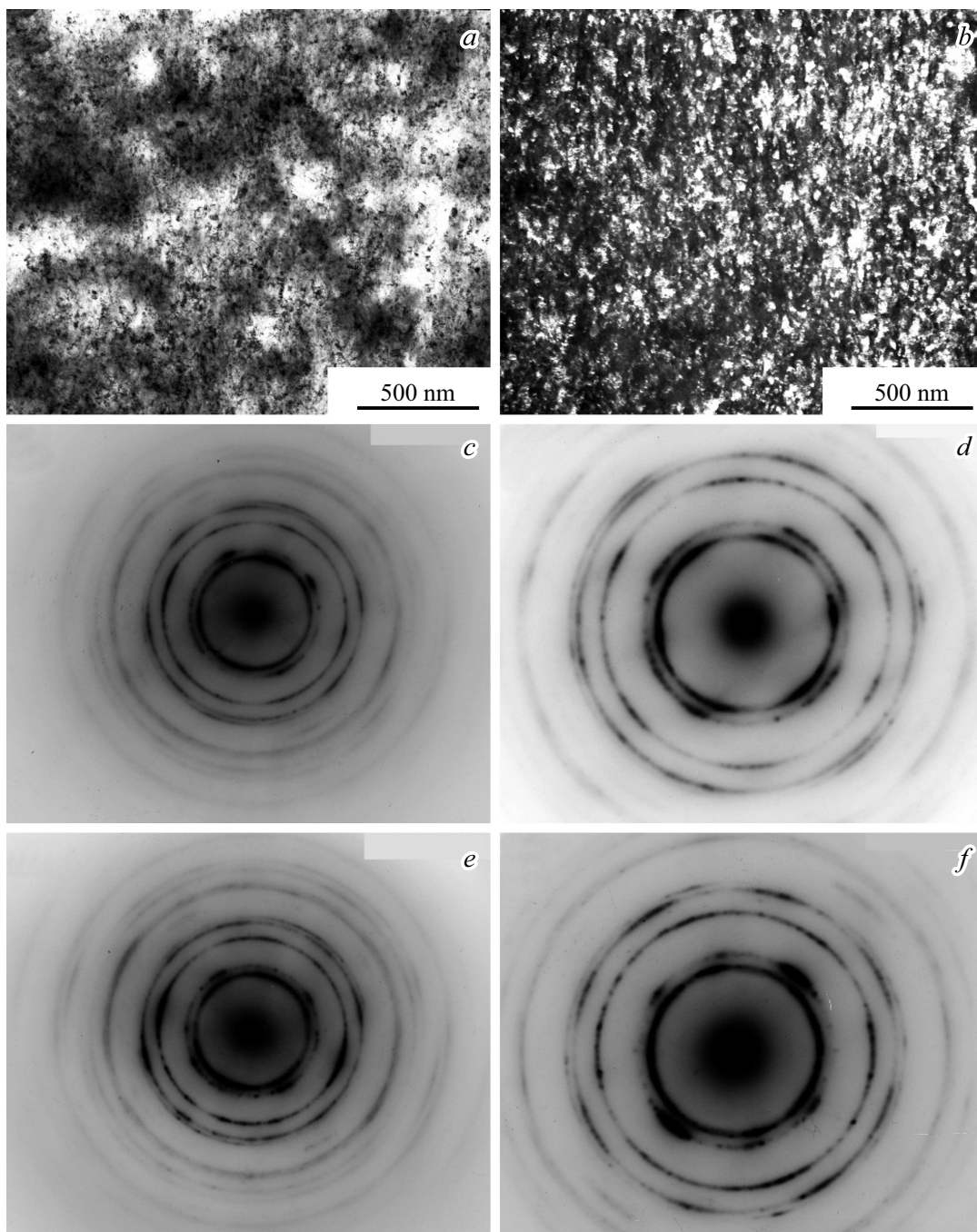


Рис. 5. Светло- (*a*) и темнопольное (*b*) ПЭМ-изображения микроструктуры сплава $\text{Ni}_{54}\text{Mn}_{20}\text{Fe}_1\text{Ga}_{25}$, подвергнутого КВД $n = 5$, $P = 5 \text{ GPa}$ и отжигу при 473 K , и соответствующие микроэлектронogramмы γ -фазы (*c–f*) при комнатной температуре (*c, d*) и 120 K (*e, f*); *d, f* — диафрагма $0.3 \mu\text{m}$.

ления ρ_0 , определенного при температуре жидкого гелия ($T = 4.2 \text{ K}$), в исследованных КВД образцах возросла в 8 раз по сравнению с ρ_0 сплава-прототипа. Кроме того, в КВД сплаве на кривых $\rho(T)$ отсутствовали аномалии, характерные при наличии мартенситного или магнитного превращений. При низкотемпературных магнитных измерениях было установлено магнитоупорядоченное состояние данного аустенитного ГЦК сплава [25].

Отжиг при 773 K вызвал более заметный рост зерен и полное восстановление $L2_1$ -сверхструктуры (рис. 8). Вместе с тем при смене наноструктурного состояния на субмикроструктурное (при размерах зерен, не превышающих $0.5 \mu\text{m}$ (рис. 8)) метастабильное состояние $L2_1$ -фазы в сплаве, характеризуемое твидовым контрастом на ПЭМ изображениях (рис. 8, *a*) [26], сохранилось при охлаждении практически вплоть до комнатной

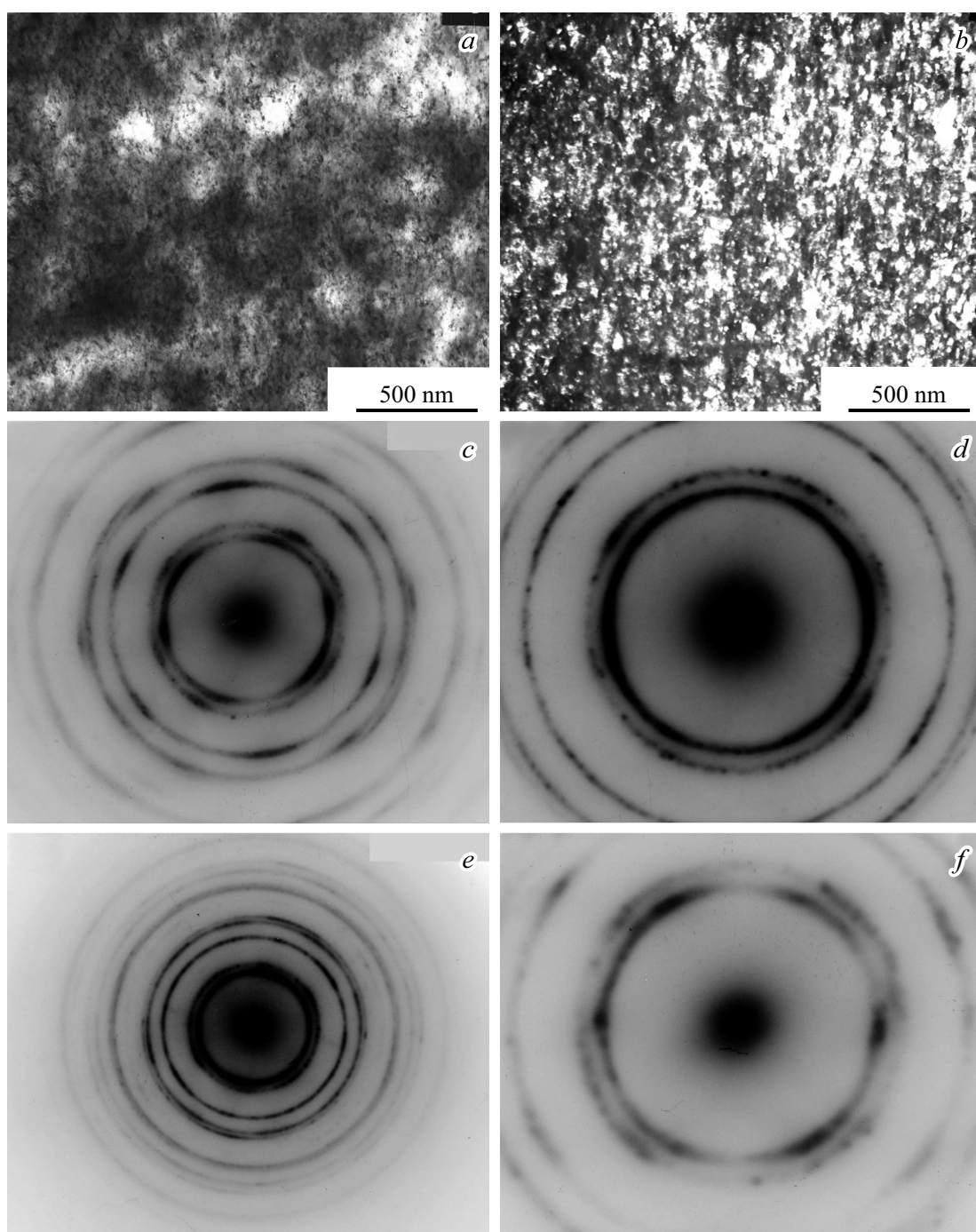


Рис. 6. Светло- (*a*) и темнопольное (*b*) ПЭМ-изображения микроструктуры сплава $Ni_{54}Mn_{20}Fe_1Ga_{25}$, подвергнутого КВД $n = 5$, $P = 5$ ГПа и отжигу при 573 К, и соответствующие микроэлектронogramмы γ -фазы (*c-f*) при комнатной температуре (*c, d*) и 120 К (*e, f*); *d, f* — диафрагма $0.3 \mu m$.

температуры. Однако при *in situ* охлаждении методом ПЭМ в сплаве было обнаружено ТМП с образованием длиннопериодных мартенситных фаз: при температуре, близкой 250 К, 10М (рис. 8, *c, d*), а при охлаждении до 220 К — 14М (рис. 8, *e, f*). Морфология тонкодвойникового мартенсита отличалась исключительной однопакетностью в пределах зерен УМЗ структуры спла-

ва. При этом размер субмикроструктурных зерен не превышал $200\text{--}300 \mu m$. Все образцы, подвергнутые КВД, при изгибе разрушались хрупко. Однако после отжига в интервале температур 773–873 К образцы сплава при изгибе в мартенситном состоянии стали достаточно пластичными и после соответствующего нагрева в аустенитное состояние демонстрировали обра-

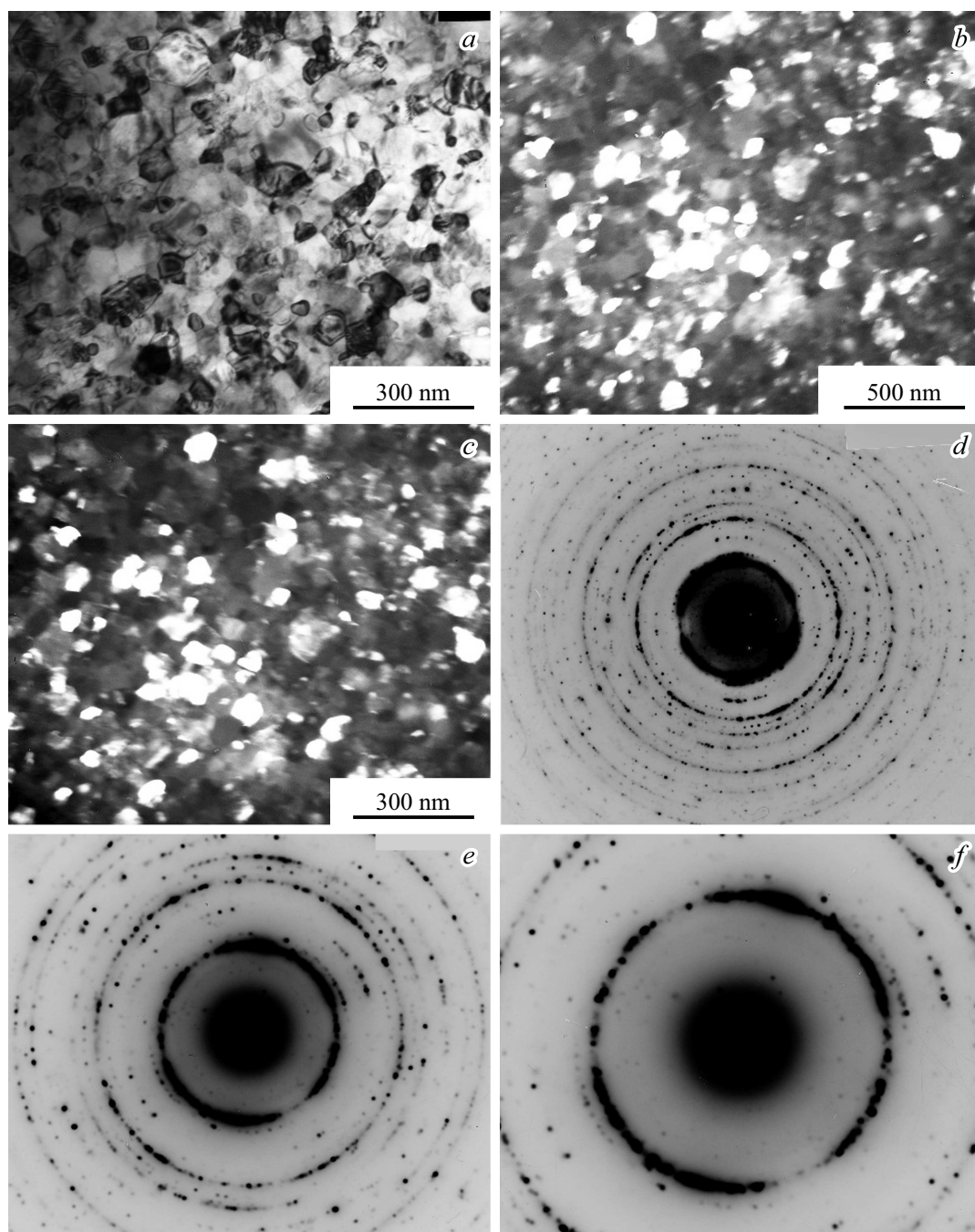


Рис. 7. Светло- (*a*) и темнопольные (*b, c*) ПЭМ-изображения микроструктуры сплава $\text{Ni}_{54}\text{Mn}_{20}\text{Fe}_1\text{Ga}_{25}$, подвергнутого КВД $n = 5$, $P = 5 \text{ GPa}$ и отжигу при 623 K , и соответствующие микроэлектронogramмы (*d-f*); *a, b, d* — при комнатной температуре; *c, e, f* — при 120 K , *f* — диафрагма $0.3 \mu\text{m}$.

тимую деформацию (до 2% на изгиб), обеспечивающую восстановление их плоской формы.

Заключение

Таким образом, в настоящей работе при изучении влияния мегапластической деформации с использованием кручения под высоким давлением в сплаве Гейслера

$\text{Ni}_{54}\text{Mn}_{20}\text{Fe}_1\text{Ga}_{25}$ со структурой $L2_1$ были получены следующие новые результаты.

1. Установлено, что кручение под высоким давлением измельчает поликристаллическую структуру до нанокристаллического и частично аморфизированного состояний.

2. Обнаружено, что при истинной деформации сдвигом на 5 оборотов ($e = 7.0$) под давлением 3 и 5 GPa

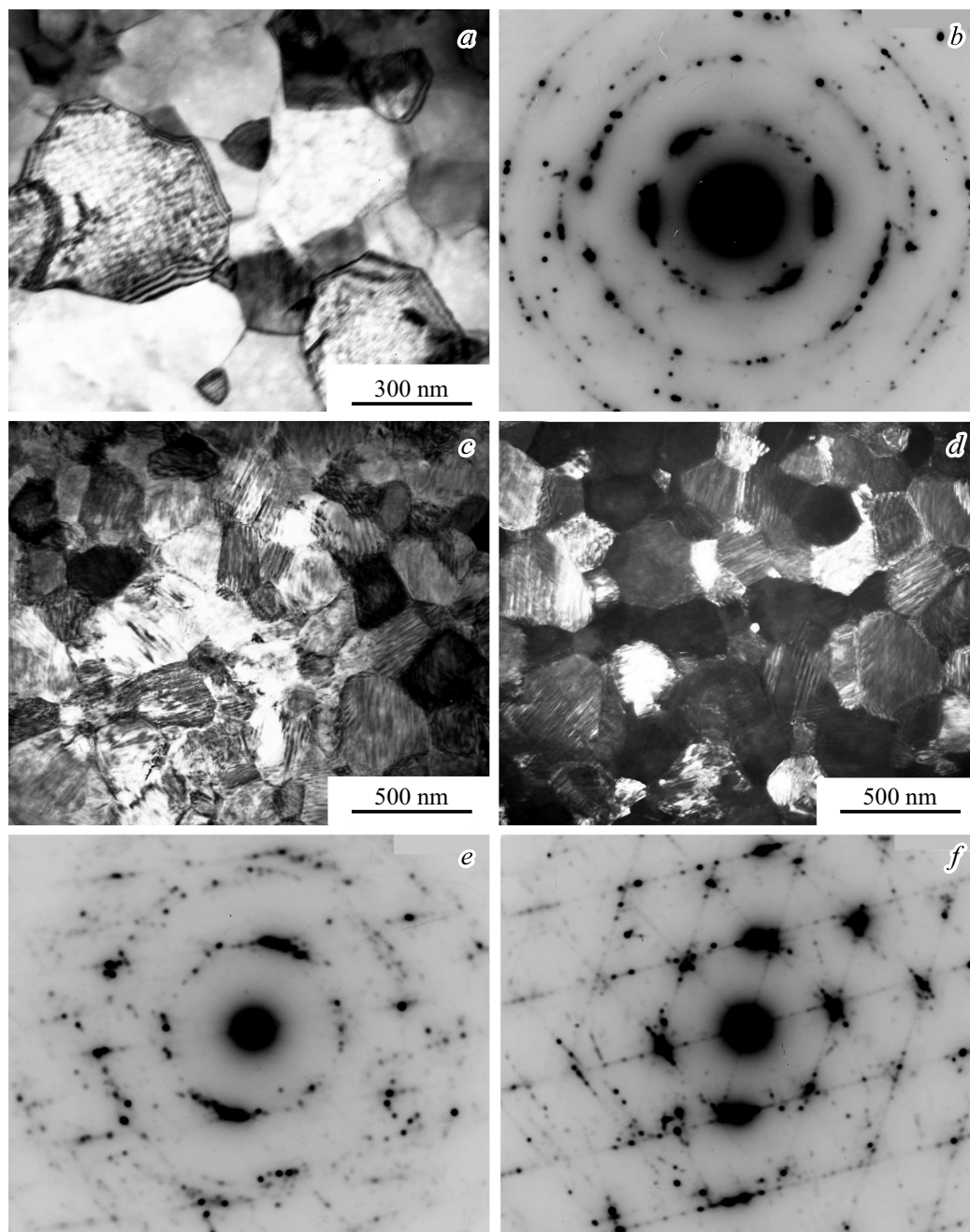


Рис. 8. Светло- (*a, c*) и темнопольное (*d*) ПЭМ-изображения микроstructures сплава $Ni_{54}Mn_{20}Fe_1Ga_{25}$, подвергнутого КВД $n = 5$, $P = 5$ ГПа и отжигу при 773 К, и соответствующие микроэлектронogramмы (*b, e, f*), при комнатной температуре (*b*), охлаждении *in situ* до 250 К (*c, e*) и 220 К (*d, f*).

в сплаве происходит тотальное атомное разупорядочение и трансформация типа структуры по схеме $B2(\text{ОЦК}) \rightarrow A2(\text{ОЦК}) \rightarrow A1(\text{ГЦК})$.

3. Показано, что отжиг при температурах 570 К и ниже вызывает расстекловывание аморфной фазы.

4. Выявлено, что при размере L_{21} зерен менее 100 нм реализуется размерный эффект стабилизации наноструктурного аустенита по отношению к термоупругому мартенситному превращению при охлаждении вплоть до 120 К.

5. Обнаружено, что отжиг при температурах, превышающих 770 К, после кручения под высоким давлением посредством первичной рекристаллизации восстанавливает L_{21} -сверхструктуру сплава в субмикроструктурном УМЗ, пластичном при изгибе состоянии и соответственно способность сплава к термоупругому мартенситному превращению с образованием $10M$ и $14M$ и связанными с ними эффектами памяти формы.

6. Показано, что после пластической деформации кручением под высоким давлением γ -ГЦК сплав имеет

высокоомное состояние и отрицательный температурный коэффициент электросопротивления, а при низких температурах — магнитоупорядоченное состояние.

Финансирование работы

Работа выполнена в рамках государственного задания Министерства образования и науки РФ (тема Структура Гр. № АААА-А18-118020190116-6) и совместной лаборатории Федерального государственного бюджетного учреждения науки Института физики металлов им. М.Н. Михеева Уральского отделения Российской академии наук и Федерального государственного автономного образовательного учреждения высшего образования „Уральского федерального университета имени первого Президента России Б.Н. Ельцина“.

Конфликт интересов

Авторы заявляют, что у них нет конфликта интересов.

Список литературы

- [1] Ооцука К., Симидзу К., Судзуки Ю., Сэкигити Ю., Табаки Ц., Хомма Т., Миядзаки С. Сплавы с эффектом памяти формы. М.: Металлургия, 1990. 224 с.
- [2] Материалы с эффектом памяти формы / Под ред. В.А. Лукачева. СПб.: Изд-во НИИХ СПбГУ, в 4-х т. 1997. 1998.
- [3] Pushin V.G. // Phys. Met. Metallograph. 2000. Vol. 90. Suppl. 1. P. S68–S95.
- [4] Васильев А.Н., Бучельников В.Д., Тагаки Т., Ховайло В.В., Эстрин Э.И. // УФН. 2003. Т. 173. № 6. С. 577–608.
- [5] Cesare R., Pons J., Santamarta R., Segui C., Chernenko V.A. // Arch. Metall. Mater. 2004. Vol. 49. P. 779–789.
- [6] Brailovski V., Khmelevskaya I.Yu., Prokoshkin S.D., Pushin V.G., Ryklina E.P., Valiev R.Z. // Phys. Met. Metallograph. 2004. Vol. 97. Suppl. 1. P. S3–S55.
- [7] Prokoshkin S.D., Pushin V.G., Ryklina E.P., Khmelevskaya I.Yu. // Phys. Met. Metallograph. 2004. Vol. 97. Suppl. 1. P. S56–S96.
- [8] Wilson J., Weselowsky M. // Earthquake Spectra. 2005. Vol. 21. P. 569–601.
- [9] Yoneyama T., Miyazaki S. Shape Memory Alloys for Medical Applications. Cambridge: Wordhead publishing, 2009.
- [10] Dong J., Cai C., O'Keil A. // J. Bridge Eng. 2011. Vol. 16. N 2. P. 305–315. DOI: 10.1061/(ASCE)BE.1943-5592.0000145
- [11] Pushin V.G., Stolyarov V.V., Valiev R.Z., Kourov N.I., Kuranova N.N., Prokofiev E.A., Yurchenko L.I. // Annales de Chimie Science des Matériaux. 2002. Vol. 27. N 3. P. 77–88.
- [12] Pushin V.G., Stolyarov V.V., Valiev R.Z., Kourov N.I., Kuranova N.N., Prokofiev E.A., Yurchenko L.I. // Phys. Met. Metallograph. 2002. Vol. 94. Suppl.1. P. S54–S68.
- [13] Валиев Р.З., Пушин В.Г., Гундеров Д.В., Попов А.Г. // ДАН. 2004. Т. 398. № 1. С. 54–56. [Valiev R.Z., Pushin V.G., Gunderov D.V., Popov A.G. // Doklady Physics. 2004. Vol. 49. N 9. P. 519–521.]
- [14] Прокошкин С.Д., Хмелевская И.Ю., Добаткин С.В., Трубицина И.Б., Татьяна Е.В., Столяров В.В., Прокофьев Е.А. // ФММ. 2004. Т. 97. № 6. С. 84–90. [Prokoshkin S.D., Khmelevskaya I.Yu., Dobatkin S.V., Trubitsyna I.B., Tat'yanin E.V., Stolyarov V.V., Prokof'ev E.A. // Phys. Met. Metallogr. 2004. Vol. 97. N 6. P. 619–625.]
- [15] Pushin V.G., Valiev R.Z., Zhu Y.T., Gunderov D.V., Korolev A.V., Kourov N.I., Kuntsevich T.E., Valiev E.Z., Yurchenko L.I. // Mater. Transactions. 2006. Vol. 47. N 03. P. 546–549. DOI: 10.2320/matertrans.47.546
- [16] Tsuchiya K., Hada Y., Koyano T., Nakajima K., Ohnuma M., Koike T., Todaka Y., Umemoto M. // Scripta Mater. 2009. Vol. 60. P. 749–752. DOI: 10.1016/j.scriptamat.2008.12.058
- [17] Aili K.C., Karaman I., Noebe R.D., Garg A., Chumlyakov Y.I., Kireeva I.V. // Acta Mater. 2011. Vol. 59. P. 4747–4760. DOI: 10.3390/ma12050798
- [18] Zhang Y., Jiang S., Hu L., Liang Y. // Mater. Sci. Engineer. A. 2013. Vol. 559. P. 607–614. DOI: 10.1016/j.msea.2012.08.149
- [19] Prokoshkin S., Brailovski V., Korotitskiy A., Dubinskiy S., Filonov M., Petrzhik M. // J. Alloys Comp. 2013. Vol. 577. Suppl. 1. P. S418–S422. DOI: 10.1016/j.jallcom.2011.12.153
- [20] Prokoshkin S., Dubinskiy S., Brailovski V., Korotitskiy A., Konopatsky A., Sheremetyev V., Blinova E. // Mater. Lett. 2017. Vol. 192. P. 111–114. DOI: 10.1016/j.matlet.2016.12.046
- [21] Tulic S., Kerber M., Waitz T., Matsuda M. // Functional Mater. Lett. 2017. Vol. 10. N 1. P. 1740012-1–1740012-8.
- [22] Prokoshkin S., Dubinskiy S., Korotitskiy A., Konopatsky A., Sheremetyev V., Shchetinin I., Glezer A., Brailovski V. // J. Alloys Comp. 2019. Vol. 779. P. 667–685. DOI: 10.1016/j.jallcom.2018.11.180
- [23] Sundeev R.V., Shalimova A.V., Glezer A.M., Pechina E.A., Gorshenkov M.V., Nosova G.I. // Mater. Sci. Engineer. A. 2017. Vol. 679. P. 1–6. DOI: 10.1016/j.msea.2016.10.028
- [24] Коуров Н.И., Пушин В.Г., Королев А.В., Казанцев В.А., Марченкова Е.Б., Уксусников А.Н. // ФММ. 2007. Т. 103. № 3. С. 280–287. [Kourov N.I., Pushin V.G., Kazantsev V.A., Marchenkova E.B., Uksusnikov A.N. // Phys. Met. Metallograph. 2007. Vol. 103. N 3. P. 270–277.]
- [25] Коуров Н.И., Пушин В.Г., Королев А.В., Марченков В.В., Марченкова Е.Б., Казанцев В.А., Вебер Н.В. // ФТТ. 2011. Т. 53. С. 89–96. [Kourov N.I., Pushin V.G., Korolev A.V., Marchenkov V.V., Marchenkova E.B., Kazantsev V.A., Weber H.W. // Physics Solid State. 2011. Vol. 53. N 1. P. 91–99.]
- [26] Musabirov I.I., Safarov I.M., Mulyukov R.R., Sharipov I.Z., Koledov V.V. // Lett. Mater. 2014. N 4. P. 265–268.
- [27] Марченкова Е.Б., Пушин В.Г., Казанцев В.А., Королев А.В., Коуров Н.И., Пушин А.В. // ФММ. 2018. Т. 119. № 10. С. 992–1001. DOI: 10.1134/S0015323018100091 [Marchenkova E.B., Pushin V.G., Kazantsev V.A., Korolev A.V., Kourov N.I., Pushin A.V. // Phys. Met. Metallogr. 2018. Vol. 119. N 10. P. 936–945.]