

СТРУКТУРА,
ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И ДИФФУЗИЯ

УДК 669.24'74'871:539.89

ДЕФОРМАЦИОННО-ИНДУЦИРОВАННОЕ
АТОМНОЕ РАЗУПОРЯДОЧЕНИЕ И ОЦК → ГЦК-ПРЕВРАЩЕНИЕ
В СПЛАВЕ ГЕЙСЛЕРА $Ni_{54}Mn_{21}Ga_{25}$, ПОДВЕРГНУТОМ
МЕГАПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ КРУЧЕНИЕМ
ПОД ВЫСОКИМ ДАВЛЕНИЕМ

© 2020 г. В. Г. Пушин^{a, b, *}, Н. Н. Куранова^{a, b}, Е. Б. Марченкова^a, А. В. Пушин^{a, b}

^aИнститут физики металлов УрО РАН, ул. С. Ковалевской, 18, Екатеринбург, 620108 Россия

^bУральский федеральный университет им. первого Президента России Б.Н. Ельцина,
ул. Мира, 19, Екатеринбург, 620002 Россия

*e-mail: pushin@imp.uran.ru

Поступила в редакцию 30.07.2019 г.

После доработки 29.10.2019 г.

Принята к публикации 11.11.2019 г.

Методами *in situ* фазового рентгеноструктурного анализа, просвечивающей и растровой электронной микроскопии впервые систематически исследована микроструктура и фазовые превращения в сплаве Гейслера с $L2_1$ -структурой $Ni_{54}Mn_{21}Ga_{25}$, подвергнутом мегапластической деформации кручением под высоким давлением. Установлено, что сдвиговая деформация кручением приводит к измельчению поликристаллической структуры сплава до нанокристаллического и частично аморфизированного состояния. При этом обнаружено, что по мере роста давления (от 3 до 5 ГПа) и степени деформации (от 2 до 5 оборотов) происходит тотальное атомное разупорядочение и ступенчатая структурно-фазовая трансформация по схеме $B2(\text{ОЦК}) \rightarrow A2(\text{ОЦК}) \rightarrow A1(\text{ГЦК})$. Показано, что отжиг при температуре 573 К вызывает расстекловывание аморфной фазы, а при 623 К и выше восстановление $L2_1$ -структуры. Обнаружен размерный эффект подавления мартенситного превращения в наноструктурном аустенитном сплаве с размером зерен менее 80 нм при охлаждении до 120 К.

Ключевые слова: сплавы Гейслера, мегапластическая деформация, наноструктура, атомное разупорядочение, аморфизация, физические свойства

DOI: 10.31857/S0015323020040129

ВВЕДЕНИЕ

Интеллектуальные (или smart) сплавы, испытывающие термоупругие мартенситные фазовые превращения (ТМП), вызывают неослабевающий интерес исследователей. Эти материалы обладают большим инновационным потенциалом для разнообразного конструкционного и функционального применения благодаря присущим им эффектам памяти формы (ЭПФ), гигантской сверхупругости, магнитокалорическому и ряду других эффектов [1–10]. К наиболее практически важным относятся атомноупорядоченные высокопрочные $B2$ -сплавы на основе $TiNi$ [1–3, 6–10] и магнитные $L2_1$ -сплавы Гейслера типа Ni_2MnGa [4, 5]. Уникальная специфическая особенность ферромагнитных сплавов Гейслера заключается в возможности 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]. Но исключает

широкое практическое применение катастрофическая хрупкость крупнозернистых поликристаллических сплавов Гейслера [4, 5].

Известным эффективным способом получения сплавов на основе никелида титана с ЭПФ в высокопрочном и пластичном мелко- (МЗ) и ультрамелкозернистом (УМЗ) состоянии являются технологии мегапластической деформации (МПД) с использованием холодной прокатки или волочения, равноканального углового прессования и ряда других в сочетании с термообработкой [11–21]. Наиболее высокие степени накопленной деформации при сохранении цельных образцов для изучения в лабораторных условиях обеспечивает метод кручения под высоким давлением (КВД). В результате МПД сплавы никелида титана не только разупорядочиваются и приобретают нанокристаллическое состояние, но и аморфизируются [11–16, 22]. Первые работы по созданию МЗ- и УМЗ-структур, используя такой метод экстре-

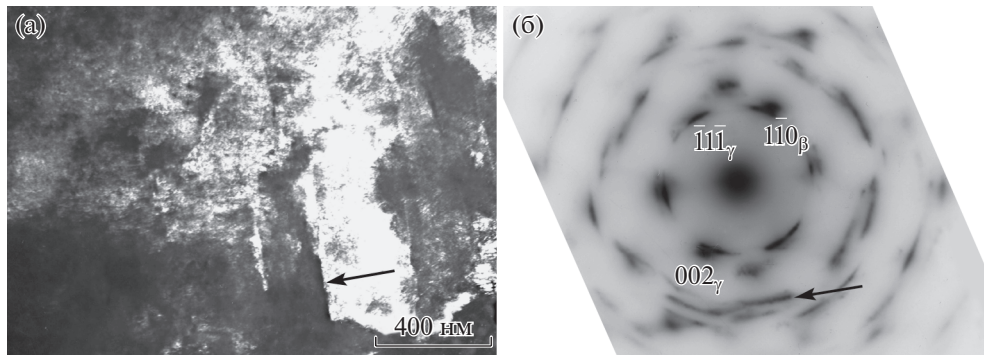


Рис. 1. Темнопольное ПЭМ-изображение микроструктуры (а – в близко расположенных рефлексах $\bar{1}10_{\beta}$ и 002_{γ}) сплава $\text{Ni}_{54}\text{Mn}_{21}\text{Ga}_{25}$, подвергнутого КВД $n = 2$, $P = 3$ ГПа, и соответствующая микроэлектронграмма (б – ось зоны $[111]_{\beta} // [110]_{\gamma}$). Стрелками обозначены пластинчатые γ -кристаллы (а) и диффузные штрихи (б).

мального внешнего воздействия, каким является МПД, были выполнены и на сплавах Гейслера [15, 23–26]. Однако их структурные исследования практически отсутствуют и результаты противоречивы. Данная статья посвящена комплексному систематическому анализу структурно-фазовых превращений в трехкомпонентном сплаве $\text{Ni}_{54}\text{Mn}_{21}\text{Ga}_{25}$ с ЭПФ, подвергнутом кручению под высоким давлением, а также последующей термической обработке.

МАТЕРИАЛ И МЕТОДЫ ИЗУЧЕНИЯ

Сплав $\text{Ni}_{54}\text{Mn}_{21}\text{Ga}_{25}$ выплавлен из никеля, марганца, галлия чистотой 99.99% в 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 Ni 20.87 ат. % – Mn 25.16 ат. % – Ga. Образцы для проведения КВД имели форму дисков диаметром 10 мм и толщиной 0.5 мм. КВД выполняли на $n = 2, 3$ и 5 оборотов под давлением 3 или 5 ГПа при комнатной температуре. Величина истинной деформации на 5 оборотов $e = 7$. Последующий изотермический изохронный отжиг проводили в течение 10 мин при различных температурах. Для определения способности к пластической деформации образцы подвергали деформации на изгиб. Фазовый состав и структурно-фазовые превращения изучали методами рентгеновского фазового структурного анализа (РФСА) на аппарате ДРОН-3М в монохроматизированном CuK_{α} -излучении (с применением низкотемпературной приставки), просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) (в том числе *in situ* при нагреве или охлаждении) на оборудовании ЦКП ИФМ УрО РАН. Температуры начала и конца прямого M и обратного A мартенситных

превращений сплава составляли: $M_s = 315$ К, $M_f = 280$ К, $A_s = 315$ К, $A_f = 335$ К [27].

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

Исходный сплав $\text{Ni}_{54}\text{Mn}_{21}\text{Ga}_{25}$ после синтеза находился в двухфазном аустенитно-мартенситном состоянии [27]. КВД на 2 оборота под давлением 3 ГПа приводит к сильной фрагментации сплава с азимутальной разориентацией наноразмерных ячеек на 20–30° по данным микроэлектронграмм (рис. 1). На приведенной в качестве примера микроэлектронграмме наряду с кольцевым азимутальным размытием брэгговских отражений наблюдаются диффузные штрихи вдоль определенных направлений обратной решетки (о. р.). Расшифровка показала, что матрица сплава, которой отвечали наиболее сильные рефлексы, имеет β -ОЦК-решетку и может быть описана возможными структурными типами $L2_1$, $B2$ или $A2$. Часть более слабых рефлексов, в том числе подобных отмеченным на рис. 1 б как 002_{γ} со стороны больших углов дифракции от рефлексов типа 110_{β} , определяют размерно-ориентационную связь β -матрицы и γ -кристаллов в соответствии с соотношением типа Курдюмова–Закса: $\{111\}_{\beta} // \{110\}_{\gamma}$; $\langle \bar{1}10 \rangle_{\beta} // \langle \bar{1}11 \rangle_{\gamma}$. На темнопольном ПЭМ-снимке наряду с равноосными ячеистыми фрагментами субструктуры присутствуют изображения пластинчатых кристаллов (отмечены стрелкой) с габитусами, близкими к $\{110\}_{\beta}$, параллельными плоскостям $\{111\}_{\gamma}$. С учетом наличия прямолинейных диффузных штрихов по направлениям типа $\langle 110 \rangle_{\beta}^* // \langle 111 \rangle_{\gamma}^*$ о. р. на рис. 1 б (отмечены стрелкой) они свидетельствуют о деформационно-индуцированном появлении тонких кристаллов γ -ГЦК мартенсита. Вместе с тем дифракционные признаки исходного 10М- или 14М-мартенсита не были обнаружены.

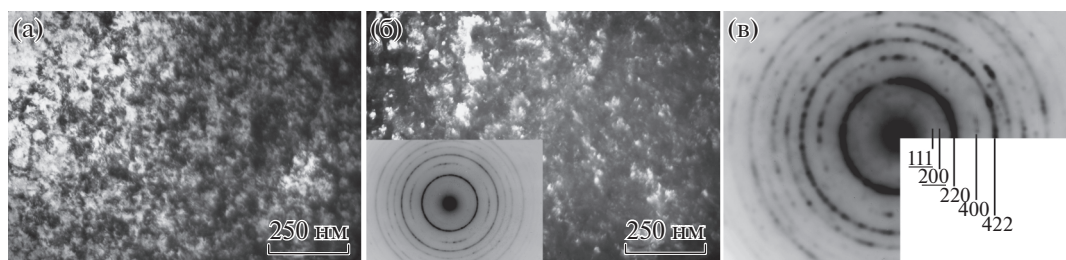


Рис. 2. Светлопольное (а) и темнопольное (б – в близко расположенных рефлексах типа 110_{β} первого кольца) ПЭМ-изображения микроструктуры и соответствующие микроэлектронogramмы β -фазы, преимущественно $L2_1$ и $B2$ (в) или $A2$ (б, на вставке) сплава $Ni_{54}Mn_{21}Ga_{25}$, подвергнутого КВД $n = 5$, $P = 3$ ГПа.

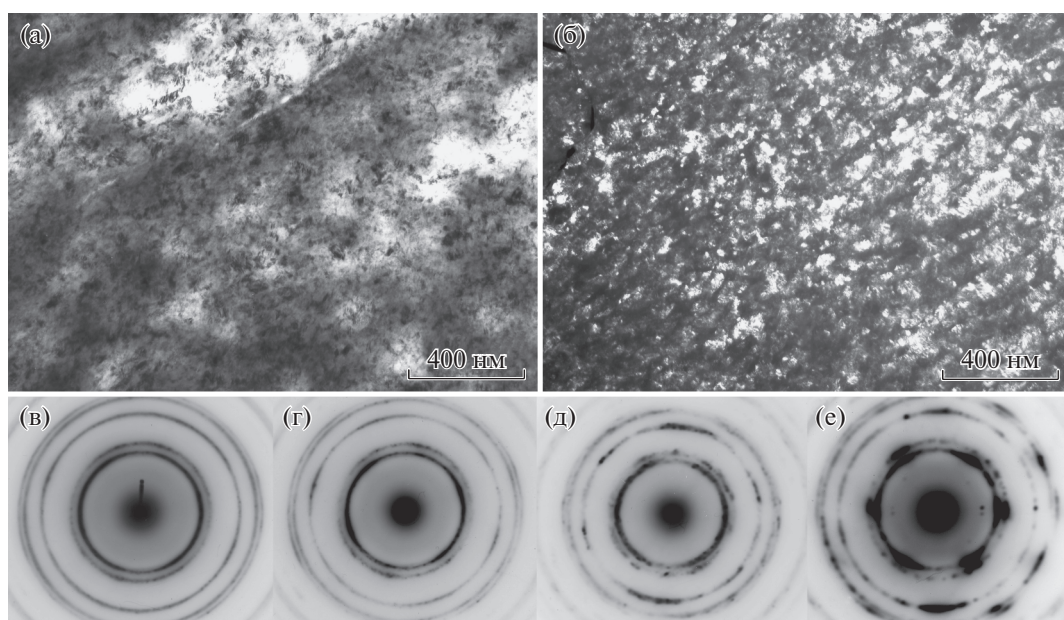


Рис. 3. Светлопольное (а) и темнопольное (б – в близко расположенных рефлексах 111_{γ} и 200_{γ} первого и второго колец) ПЭМ-изображения микроструктуры и микроэлектронogramмы (в–е) γ -фазы при комнатной температуре (в, д) и при 120 К (г; е) (д, е – при использовании селективной диафрагмы диаметром 0.3 мкм, в, г – диаметром 1.0 мкм) сплава $Ni_{54}Mn_{21}Ga_{25}$, подвергнутого КВД $n = 5$, $P = 5$ ГПа.

КВД на 5 оборотов под давлением 3 ГПа радикально изменило структуру сплавов (рис. 2). По данным светло- и темнопольных ПЭМ-изображений в сплаве образовалось нанокристаллитное гетерогенное состояние с нанокристаллитами размерами 10–20 нм, имеющими β -структуру возможных типов $L2_1$, $B2$ и $A2$. В этом случае на микроэлектронogramмах наблюдаются распределенные по кольцам рефлексы с индексами hkl (от центра $L2_1$: 111 , 200 , 220 , 400 , 422 и др. или $B2$: 100 , 110 , 200 , 211 и др.). Кроме того, судя по появлению более слабых сплошных диффузных колец – гало внутри первого кольца наиболее интенсивных брэгговских рефлексов сплав находился частично в аморфном состоянии (см. микроэлектронogramмы на рис. 2). Наличие $L2_1$ - и $B2$ -сверхструктуры выявило применение малой селективной диа-

фрагмы с более высоким разрешением (диаметром 0.3 мкм, рис. 2в), чем при обычной диафрагме (диаметром 1.0 мкм, вставка на рис. 2а). Методически сложное разделение и идентификацию слабых сверхструктурных рефлексов типа 111 и 200 $L2_1$ и 100 $B2$ на микроэлектронogramмах, что, например, видно на рис. 2в. При охлаждении до 120 К *in situ* в ПЭМ описанное структурно-фазовое состояние сплава сохранилось.

После КВД на 5 оборотов под давлением 5 ГПа наблюдали аналогичные ПЭМ-изображения наноструктурного состояния сплава, но принципиально изменился вид микроэлектронogramм (рис. 3). По результатам их расшифровки сплав вплоть до 120 К имеет γ -ГЦК (типа $A1$: индексы hkl 111 , 200 , 220 , 311 и др.). Можно полагать, что аморфная состав-

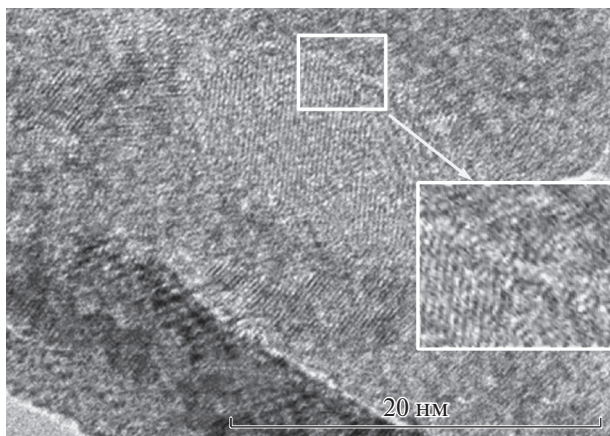


Рис. 4. ПЭМ-изображение прямого разрешения структуры при комнатной температуре сплава $Ni_{54}Mn_{21}Ga_{25}$, подвергнутого КВД $n = 5, P = 5$ ГПа.

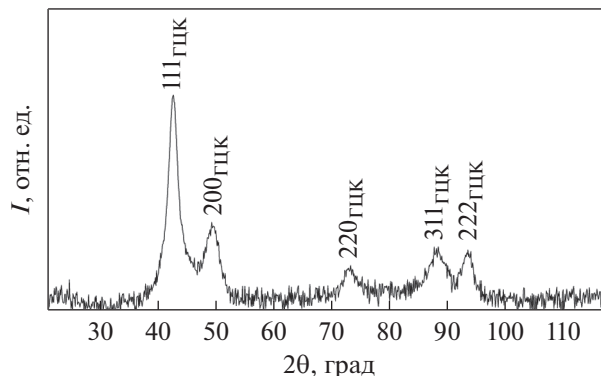


Рис. 5. Рентгенограмма γ -ГЦК сплава $Ni_{54}Mn_{21}Ga_{25}$, подвергнутого КВД $n = 5, P = 5$ ГПа, полученная при комнатной температуре.

ляющая, выявляемая по сплошным диффузным гало, локализуется на размытых извилистых межкристаллитных интерфейсах γ -нанокристаллов, визуализируемых на изображениях прямого атомного разрешения сплава (рис. 4).

РФСА показал, что сплав $Ni_{54}Mn_{21}Ga_{25}$, подвергнутый КВД $n = 5, P = 5$ ГПа, в согласии с ПЭМ, имеет ГЦК-структуру типа $A1$ с параметром $a_\gamma \approx 0.3659$ нм (рис. 5), которая практически не изменилась при охлаждении *in situ* вплоть до 120 К.

Отжиг при 473 К также не изменил описанное γ -наносостояние КВД сплава, хотя дифракцион-

ный ПЭМ контраст стал четче (рис. 6). После отжига при 573 К диффузное гало на электронограммах уже не наблюдалось, свидетельствуя о расстекловывании аморфной составляющей (рис. 7).

Рекристаллизационный отжиг при 623 К привел к более заметным структурным изменениям в сплаве (рис. 8). Вследствие первичной рекристаллизации несколько увеличились размеры нанозерен в пределах 40–80 нм. По результатам расшифровки микроэлектронограмм сплав имеет $L2_1$ -структуру со следами γ -ГЦК фазы, о чем свидетельствует наличие ее отдельных слабых рефлексов, например, типа 111 (рис. 8а, вставка, в). Струк-

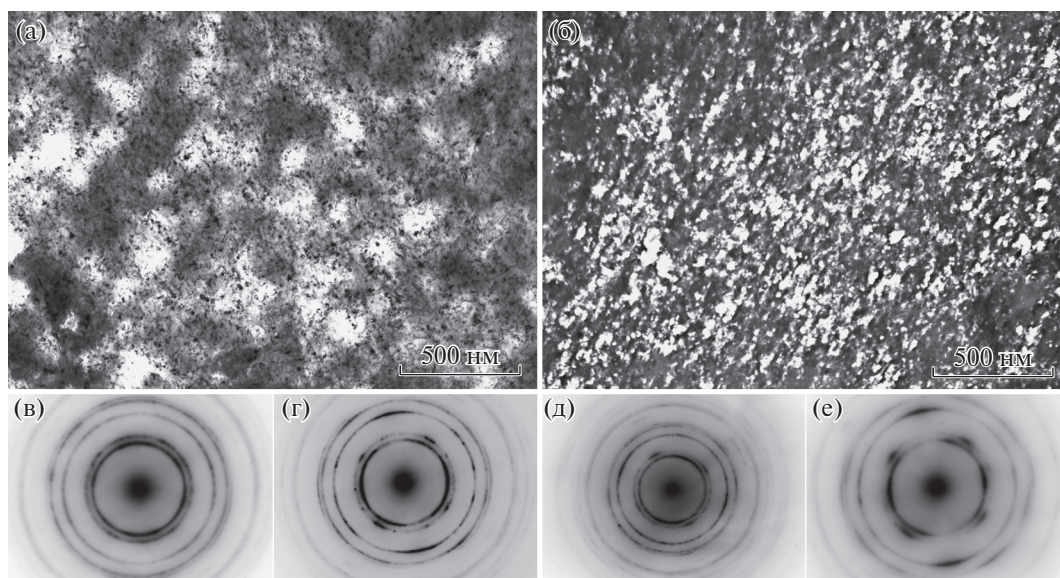


Рис. 6. Светлопольное (а) и темнопольное (б – в близко расположенных рефлексах 111 $_\gamma$ и 200 $_\gamma$ первого и второго колец) ПЭМ-изображения микроструктуры и соответствующие микроэлектронограммы (в–е) γ -фазы при комнатной температуре (в, г) и 120 К (д, е) (г, е – диафрагма 0.3 мкм) сплава $Ni_{54}Mn_{21}Ga_{25}$, подвергнутого КВД $n = 5, P = 5$ ГПа и отжигу при 473 К.

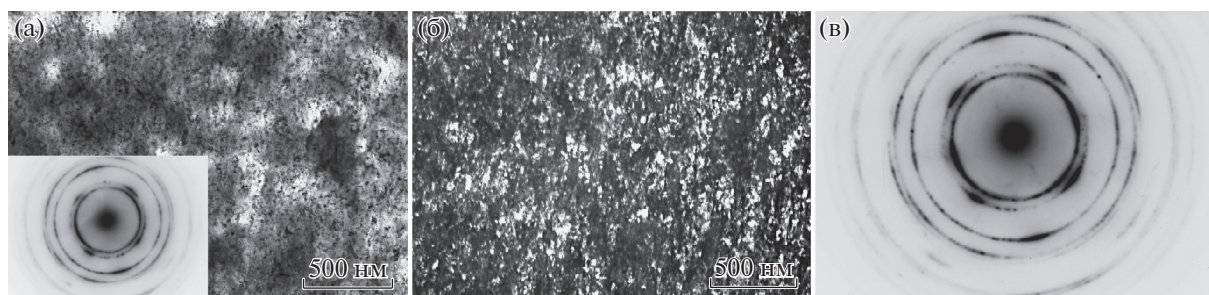


Рис. 7. Светлопольное (а) и темнопольное (б – в близко расположенных рефлексах 111_γ первого кольца) ПЭМ-изображения при 120 К микроструктуры и соответствующие микроэлектронogramмы γ -фазы при комнатной температуре (а, на вставке) и 120 К (в – диафрагма 0.3 мкм) сплава $\text{Ni}_{54}\text{Mn}_{21}\text{Ga}_{25}$, подвергнутого КВД $n = 5$, $P = 5$ ГПа и отжигу при 573 К.

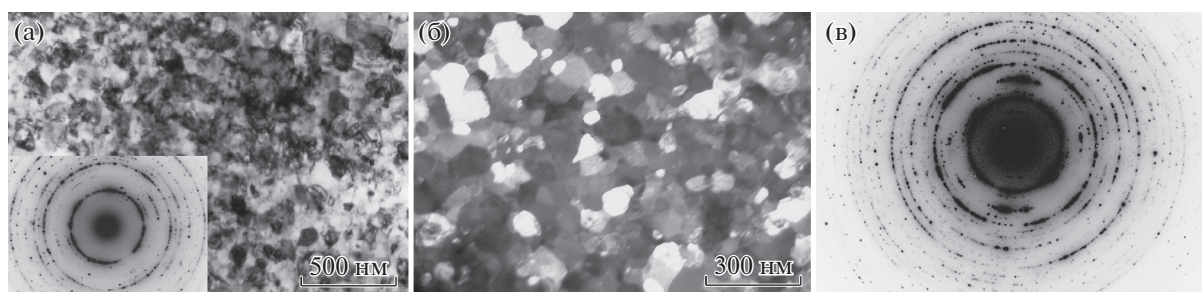


Рис. 8. Светлопольное (а) и темнопольное (б – в рефлексах $220 L_{21}$) ПЭМ-изображения при 120 К микроструктуры и соответствующие микроэлектронogramмы L_{21} -фазы при комнатной температуре (а, на вставке) и 120 К (в – диафрагма 0.3 мкм) сплава $\text{Ni}_{54}\text{Mn}_{21}\text{Ga}_{25}$, подвергнутого КВД $n = 5$, $P = 5$ ГПа и отжигу при 623 К.

турно-фазовых изменений при охлаждении до 120 К методами РФСА и ПЭМ выявлено не было.

Как уже отмечалось, при определении способности полученных образцов к пластической деформации их подвергали деформации на изгиб. Установлено, что КВД сплав во всех изученных фазовых наноструктурных состояниях (как после КВД, так и после КВД и отжигов при температурах вплоть до 623 К) отличается, как и исходный литой сплав – прототип, высокой механической хрупкостью и изломом по механизму хрупкого скола без вязкой составляющей.

ОБСУЖДЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ

Ранее в работах [15, 23–26] уже обсуждали наблюдаемую наноразмерную диспергизацию при КВД и размерный эффект стабилизации ТМП в данных сплавах Гейслера. В настоящей работе обнаружено, что по мере роста давления и сдвиговой деформации происходит не только атомное разупорядочение и, как следствие, ступенчатое структурно-фазовое превращение по схеме $B2 \rightarrow A2 \rightarrow A1$. Обнаружен также деформационно-индуцированный эффект стабилизации наноструктурного $A1$ -ГЦК (после КВД и отжига при 473 и 573 К), но и L_{21} -аустенита (после отжига при

температуре 623 К при размере зерен менее 80 нм) сплава по отношению к ТМП при охлаждении вплоть до 120 К. Очевидными причинами подавления ТМП в сплавах Гейслера на основе Ni–Mn–Ga и им подобных, как и в сплавах никелида титана, являются: деформационно-индуцированные уменьшение размера нанозерен ниже критического, атомное разупорядочение и возможная аморфизация, а также обнаруженный последовательный фазовый переход $B2 \rightarrow A2 \rightarrow A1$.

Из сравнения удельных объемных эффектов $\Delta V/V$ обнаруженных фазовых переходов следует, что они происходили вначале под влиянием КВД на 2–5 оборотов при 3 ГПа в $B2$ - и $A2$ -ОЦК фазы высокого давления, так как $\Delta V/V = -0.2\%$. Однако при повышении давления до 5 ГПа ($n = 5$) следующий деформационно-индуцированный переход в разупорядоченную $A1$ -ГЦК-фазу происходил, напротив, с увеличением $\Delta V/V = +0.6\%$. Т.е. появление данной γ -фазы обусловлено уже не столько давлением, сколько собственно истинной сдвиговой МПД ($e = 7$).

Для более полной физической интерпретации впервые полученных данных о деформационных структурно-фазовых превращениях в сплаве $\text{Ni}_{54}\text{Mn}_{21}\text{Ga}_{25}$ рассмотрим результаты температурных измерений его электросопротивления $\rho(T)$

после КВД исходного литого сплава [25] или КВД после быстрой закалки из расплава [24]. Во-первых, после КВД изменился вид зависимости $\rho(T)$. Все образцы, подвергнутые КВД в разных условиях, имели высокие значения ρ в пределах (125–200) мкОм см ниже 650 К и отличались наличием аномального отрицательного температурного коэффициента сопротивления по сравнению с нормальным для сплава – прототипа в исходном литом состоянии или после быстрой закалки из расплава [24, 25]. Величина их остаточного электросопротивления ρ_0 , определенного при температуре 4.2 К, в исследованных КВД образцах возрастает на порядок. Так, в литом сплаве $\text{Ni}_{54}\text{Mn}_{21}\text{Ga}_{25}$ величина ρ_0 составляет 21.2 мкОм см, а после КВД на 5 оборотов при $P = 5$ ГПа $\rho_0 = 190.5$ мкОм см [25]. В КВД сплаве на кривых $\rho(T)$ не наблюдали характерные аномалии, присущие ТМП и магнитному превращению.

При анализе результатов измерений магнитных свойств сплава $\text{Ni}_{54}\text{Mn}_{21}\text{Ga}_{25}$, прежде всего обращает на себя внимание, что КВД привело к резкому уменьшению как низкополевой (измеренной при $H = 80$ кА/м) намагниченности, так и измеренной в более сильных полях до $H = 4$ МА/м [24, 25]. Из кривых намагничивания, снятых при температурах 250 К и 4.2 К (для исходного сплава $T_C = 330$ К), следует также, что КВД не привело к формированию немагнитного аморфного состояния. Т.е. основной объем в сплаве после КВД занимает, в согласии с данными РФСА и ПЭМ, нанокристаллическая магнитоупорядоченная γ -ГЦК-фаза. Но ее намагниченность уменьшилась практически на порядок по сравнению с величиной, например, исходного крупнозернистого сплава (составляющей более 80 А м²/кг) [25]. Таким образом, на основании совместного анализа данных структурных исследований и физических измерений установлено, что при понижении температуры ниже комнатной в КВД γ -сплаве, несмотря на значительно меньшую величину намагниченности, происходит переход в магнитоупорядоченное ГЦК-состояние, генетически связанное с точкой Кюри исходного сплава с $L2_1$ структурой [24–27].

ВЫВОДЫ

При комплексном систематическом изучении влияния МПД, используя КВД, на сплаве $\text{Ni}_{54}\text{Mn}_{21}\text{Ga}_{25}$ были получены следующие новые результаты:

– установлено, что КВД приводит к измельчению поликристаллической структуры до нанокристаллического и частично аморфизированного состояния;

– обнаружено, что по мере роста давления (до 5 ГПа) и степени деформации ($e = 7$ при КВД на 5 оборотов) происходит деформационно-индуциро-

ванное атомное разупорядочение, сопровождаемое ступенчатой трансформацией типа структуры по схеме $B2(\text{ОЦК}) \rightarrow A2(\text{ОЦК}) \rightarrow A1(\text{ГЦК})$;

– показано, что отжиг при температуре 573 К и выше приводит к расстекловыванию аморфной фазы;

– выявлено, что вследствие размерного эффекта при размере зерен менее 80 нм в аустенитном сплаве подавляется ТМП при охлаждении вплоть до 120 К и сохраняется его механическая хрупкость.

Работа выполнена в рамках госзадания МИНОБРНАУКИ РФ (тема “Структура” № АААА-А18-118020190116-6) и совместной лаборатории ИФМ УрО РАН и УрФУ.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. *Ооцука К., Симидзу К., Судзуки Ю., Сэкигучи 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. Лихачева В.А. СПб.: Изд-во НИИХ СПбГУ. В 4-х томах, 1997, 1998.
3. *Pushin V.G.* Alloys with a Thermomechanical Memory: structure, properties and application // *Phys. Met. Metal.* 2000. V. 90. Suppl. 1. P. S68–S95.
4. *Васильев А.Н., Бучельников В.Д., Тагаки Т., Ховайло В.В., Эстрин Э.И.* Ферромагнетики с памятью формы // *УФН.* 2003. Т. 173. № 6. С. 577–608.
5. *Cesare R., Pons J., Santamarta R., Segui C., Chernenko V.A.* Ferromagnetic shape memory alloys: an overview // *Arch. Metall. Mater.* 2004. V. 49. P. 779–789.
6. *Brailevski V., Khmelevskaya I.Yu., Prokoshkin S.D., Pushin V.G., Ryklina E.P., Valiev R.Z.* Foundation of heat and thermomechanical treatments and their on the structure and properties of titanium nickelide-based alloys // *Phys. Met. Metallography.* 2004. V. 97. Suppl. 1. P. S3–S55.
7. *Prokoshkin S.D., Pushin V.G., Ryklina E.P., Khmelevskaya I.Yu.* Application of titanium nickelide-based alloys in medicine // *Phys. Met. Metallography.* 2004. V. 97. Suppl. 1. P. S56–S96.
8. *Wilson J., Weselowsky M.* Shape memory alloys for seismic response modification: A state-of-the-art review // *Earthquake spectra.* 2005. V. 21. P. 569–601.
9. *Yoneyama T., Miyazaki S.* Shape memory alloys for medical applications // *Wordhead publishing.* Cambridge. 2009.
10. *Dong J., Cai C., O’Keil A.* Overview of potential and existing applications of shape memory alloys in bridges // *J. Bridge Eng.* 2011. V. 16. № 2. P. 305–315.
11. *Pushin V.G., Stolyarov V.V., Valiev R.Z., Kourov N.I., Kuranova N.N., Prokofiev E.A., Yurchenko L.I.* Features of structure and phase transformations in shape memory TiNi-based alloys after severe plastic deformation // *Annales de Chimie Science des Materiaux.* 2002. V. 27. № 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.* Devel-

- opment of methods of severe plastic deformation for the production of high-strength alloys based on titanium nickelide with a shape memory effect // *Phys. Met. Metal.* 2002. V. 94. Suppl. 1. P. S54–S68.
13. *Валиев Р.З., Пушин В.Г., Гундеров Д.В., Попов А.Г.* Использование интенсивных деформаций для получения объемных нанокристаллических материалов из аморфных сплавов // *ДАН.* 2004. Т. 398. № 1. С. 54–56.
 14. *Прокошкин С.Д., Хмелевская И.Ю., Добаткин С.В., Трубицина И.Б., Татьяна Е.В., Столяров В.В., Прокофьев Е.А.* Эволюция структуры при интенсивной пластической деформации сплавов с памятью формы на основе никелида титана // *ФММ.* 2004. Т. 97. № 6. С. 84–90.
 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.* Severe Plastic Deformation of Melt-Spun Shape Memory Ti_2NiCu and Ni_2MnGa Alloys // *Mater. Trans.* 2006. V. 47. № 3. P. 546–549.
 16. *Tsuchiya K., Hada Y., Koyano T., Nakajima K., Ohnuma M., Koike T., Todaka Y., Umemoto M.* Production of TiNi amorphous/nanocrystalline wires with high strength and elastic modulus by severe cold drawing // *Scripta Mater.* 2009. V. 60. P. 749–752.
 17. *Zhang Y., Jiang S., Hu L., Liang Y.* Deformation mechanism of NiTi shape memory alloy subjected to severe plastic deformation at low temperature // *Mater. Sci. Eng.: A.* 2013. V. 559. P. 607–614.
 18. *Prokoshkin S., Brailovski V., Korotitskiy A., Dubinskiy S., Filonov M., Petrzhik M.* Formation of nanostructures in thermomechanically-treated Ti–Ni and Ti–Nb–(Zr,Ta) SMAs and their roles in martensite crystal lattice changes and mechanical behavior // *J. Alloys and Comp.* 2013. V. 577. Suppl. 1. P. S418–S422.
 19. *Prokoshkin S., Dubinskiy S., Brailovski V., Korotitskiy A., Konopatsky A., Sheremeteyev V., Blinova E.* Nanostructures and stress-induced phase transformation mechanism in titanium nickelide annealed after moderate cold deformation // *Mater. Letters.* 2017. V. 192. P. 111–114.
 20. *Tulic S., Kerber M., Waitz T., Matsuda M.* Phase transformations of severely plastically deformed Ti–Ni–Pd high-temperature shape memory alloys // *Functional materials letters.* 2017. V. 10. № 1. P. 1740012(8).
 21. *Prokoshkin S., Dubinskiy S., Korotitskiy A., Konopatsky A., Sheremeteyev V., Shchetinin I., Glezer A., Brailovski V.* Nanostructure features and stress-induced transformation mechanisms in extremely fine-grained titanium nickelide // *J. Alloys Compounds.* 2019. V. 779. P. 667–685.
 22. *Sundeev R.V., Shalimova A.V., Glezer A.M., Pechina E.A., Gorshenkov M.V., Nosova G.I.* In situ observation of the “crystalline \Rightarrow amorphous state” phase transformation in Ti_2NiCu upon high-pressure torsion // *Mater. Sci. Eng.: A.* 2017. V. 679. P. 1–6.
 23. *Имашев Р.Н., Мулюков Х.Я., Шарипов И.З., Шавров В.Г., Коледов В.В.* Мартенситное превращение и электрические свойства сплава $Ni_{2.14}Mn_{0.81}Fe_{0.05}Ga$ в различных структурных состояниях // *ФТТ.* 2005. Т. 47. № 3. С. 536–539.
 24. *Коуров Н.И., Пушин В.Г., Королев А.В., Казанцев В.А., Марченкова Е.Б., Уксусников А.Н.* Влияние интенсивной пластической деформации на структуру и свойства сплава $Ni_{2.16}Mn_{0.84}Ga$ // *ФММ.* 2007. Т. 103. № 3. С. 280–287.
 25. *Коуров Н.И., Пушин В.Г., Королев А.В., Марченков В.В., Марченкова Е.Б., Казанцев В.А., Вебер Н.В.* Влияние интенсивной пластической деформации кручением на свойства и структуру сплавов $Ni_{54}Mn_{21}Ga_{25}$ и $Ni_{54}Mn_{20}Fe_1Ga_{25}$ // *ФТТ.* 2011. Т. 53. С. 89–96.
 26. *Musabirov I.I., Safarov I.M., Mulyukov R.R., Sharipov I.Z., Koledov V.V.* Development of martensitic transformation induced by severe plastic deformation and subsequent heat treatment in polycrystalline $Ni_{52}Mn_{24}Ga_{24}$ alloy // *Letters on materials.* 2014. № 4. P. 265–268.
 27. *Пушин В.Г., Марченкова Е.Б., Королев А.В., Коуров Н.И., Белослудцева Е.С., Пушин А.В., Уксусников А.Н.* Магнитоуправляемые термоупругие мартенситные превращения и свойства мелкозернистого сплава $Ni_{54}Mn_{21}Ga_{25}$ // *ФТТ.* 2017. Т. 59. Вып. 7. С. 1297–1306.