

01,07

## Управление анизотропией дилатации в области мартенситного превращения в сплаве системы Ni-Mn-Ga-Si

© И.И. Мусабилов

Институт проблем сверхпластичности металлов РАН,  
Уфа, Россия

E-mail: irekmusabirov@mail.ru

Поступила в Редакцию 15 октября 2025 г.

В окончательной редакции 29 октября 2025 г.

Принята к публикации 30 октября 2025 г.

Мартенситное превращение в сплавах Гейслера может сопровождаться различными функциональными эффектами, перспективными для практического применения. Но этому препятствует высокая термоциклическая хрупкость в литом состоянии. В работе представлены результаты сравнения дилатационных свойств в области мартенситного превращения сплава Ni-Mn-Ga-Si в крупнозернистом состоянии и с бимодальной структурой, обладающей сниженной термоциклической хрупкостью. Показано, что в результате формирования бимодальной структуры горячей деформацией ковкой ( $700^\circ\text{C}$ ,  $\epsilon = 3.2$ ) возникают внутренние напряжения (микронапряжения) преимущественной ориентации, приводящие к образованию мартенситных двойников поперек оси сжатия последнего этапаковки. Образец в форме стржня, вырезанный вдоль этого направления, скачкообразно сжимается, а вырезанный поперек наоборот удлиняется в процессе прямого мартенситного превращения. Таким образом, с помощью горячей деформации ковкой возможно управление анизотропией дилатации в процессе мартенситного превращения сплавов Гейслера системы Ni-Mn-Ga-Si.

**Ключевые слова:** сплав Ni-Mn-Ga, сплав Гейслера, мартенситное превращение, дилатация, микронапряжения.

DOI: 10.61011/FTT.2025.10.61959.278-25

### 1. Введение

Сплавы Гейслера относятся к классу функциональных материалов с перспективой применения в различного рода устройствах на основе наблюдаемого эффекта магнитодеформации [1–4], магнитокалорического эффекта [5–8], эластокалорического эффекта [9–12] и др. В контексте магнитодеформационных свойств монокристаллические образцы демонстрируют величины деформации на порядок больше, чем поликристаллические. В сплавах системы Ni-Mn-Ga необратимая деформация может достигать почти 12% [13,14]. В то время как на не текстурированном поликристаллическом образце эти величины составляют менее 1% [15,16], а в текстурированном 2.6% [17]. Сравнительно большие трудозатраты изготовления монокристаллов заставляет ученых искать способы повысить функциональность поликристаллического материала. При этом необходимо решить проблему высокой термоциклической хрупкости [18,19]. Основные подходы повышения функциональности — это формирование кристаллографической текстуры деформационным способом [20–22], либо направленная кристаллизация расплава и формирование вытянутых кристаллов [23,24]. Оптимально создание текстуры в материале деформационным способом, который к тому же позволяет повысить механические свойства материала. В работе [25] показано, что формирование бимодальной структуры в сплаве Гейслера системы Ni-Mn-Ga-Si приводит к многократному росту функциональной уста-

лости. В функциональных материалах существует похожий способ снижения термоциклической хрупкости — формирование двухфазной структуры, где матричная фаза несет функциональную нагрузку, а вторичная фаза выполняет роль демпфера для внутренних напряжений фазового превращения [26–30]. При трансформации зеренной структуры деформационным способом необходимо установить влияние как размера кристаллитов, так и уровня дефектов и внутренних напряжений на физико-механические свойства материала. В работе представлены результаты исследования влияния внутренних напряжений (микронапряжений) на дилатационные свойства сплава системы Ni-Mn-Ga-Si в крупнозернистом (КЗ) состоянии и с бимодальной структурой.

### 2. Материал и методика исследований

Сплав  $\text{Ni}_{56.2}\text{Mn}_{18.8}\text{Ga}_{23.2}\text{Si}_{1.8}$  выплавлен из элементов Ni, Mn, Ga и Si высокой чистоты методом дуговой плавки. Методика предполагает выплавку на медном водоохлаждаемом тигле. В результате выплавки в слитке формируются крупные вытянутые кристаллиты до нескольких миллиметров в длину. Трансформация такой структуры в бимодальную деформационно-термическим методом не реализуема. Преобразование литой структуры выполнено вакуумной индукционной переплавкой в тигле с низкой теплопроводностью. В результате сформирована равноосная структура с размером зерен

порядка  $100\text{ }\mu\text{m}$ . Полученное состояние далее именуется как исходное состояние. В предыдущем исследовании этого сплава методом дифференциальной сканирующей калориметрии показано, что характеристические температуры мартенситного превращения имеют следующие значения:  $M_S = 75^\circ\text{C}$ ,  $M_F = 64^\circ\text{C}$ ,  $A_S = 73^\circ\text{C}$  и  $A_F = 87^\circ\text{C}$  для исходного состояния и  $M_S = 75^\circ\text{C}$ ,  $M_F = 52^\circ\text{C}$ ,  $A_S = 58^\circ\text{C}$  и  $A_F = 88^\circ\text{C}$  для кованого состояния [31]. При этом мартенситное превращение накладывается на магнитное превращение.

Всесторонняя изотермическая ковка (ВИК) выполнена при  $700^\circ\text{C}$  на прессе Schenck-Trebel RMC 100 последовательными осадками на 35–40% в направлениях  $OZ \rightarrow OX \rightarrow OY \rightarrow OX \rightarrow OY \rightarrow OX \rightarrow OY$ , где последние 4 прохода (протяжка) выполнены при кантовке образца вдоль оси  $OZ$  (рис. 1). Суммарная истинная степень деформации составила  $\epsilon = 3.2$ . Заготовка сплава в исходном состоянии имела цилиндрическую форму с размерами  $d = 16.3\text{ mm}$ ,  $h = 13.3\text{ mm}$ . В результатековки заготовка приняла формы вытянутого параллелепипеда с размерами  $11.0\text{ mm} \times 10.7\text{ mm} \times 23.8\text{ mm}$ .

Анализ параметров тонкой структуры образцов проводили при комнатной температуре методом рентгеноструктурного анализа. Микроструктура исследована на растровом электронном микроскопе Mira 3 LMN (Tescan) в режиме композиционного контраста. Кривые температурной зависимости термического расширения записаны на dilatометре индукционного типа. Во всех случаях измерение выполнено вдоль длинной стороны образцов размером  $7\text{ mm} \times 1\text{ mm} \times 1\text{ mm}$ .

### 3. Результаты и обсуждение

#### 3.1. Микроструктура

Исследование микроструктуры выполнено в режиме ориентационного контраста в плоскости  $YOX$  (рис. 1, *a*) при комнатной температуре, т.е. в мартенситном состоянии сплава. Структура исходного состояния представляет собой мартенситные колонии, занимающие весь объем зерен (рис. 2, *a*). По характерному изменению ориентировок мартенсита можно оценить размер кристаллитов, который составляет  $100\text{--}200\text{ }\mu\text{m}$ . Особо стоит отметить, что в результате вакуумной индукционной переплавки литые вытянутые кристаллы, характерные дуговой выплавке, трансформированы в равноосные зерна. Как показывают исследования кристаллографических ориентировок аналогично полученных сплавов, в зерне отсутствуют малоугловые границы. Это говорит о том, что структура исходного состояния является релаксированной с минимумом внутренних напряжений.

Микроструктура сплава после горячей деформации ковкой представлена на рис. 2, *b, c*. Как и в исходном состоянии, исследование выполнено в плоскости  $YOX$  (рис. 1, *b*). В деформированной заготовке это плоскость поперек оси протяжки. Вертикаль рисунка параллельна оси сжатия на финальном этапековки. Как видно

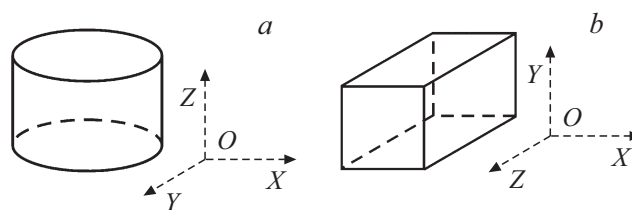
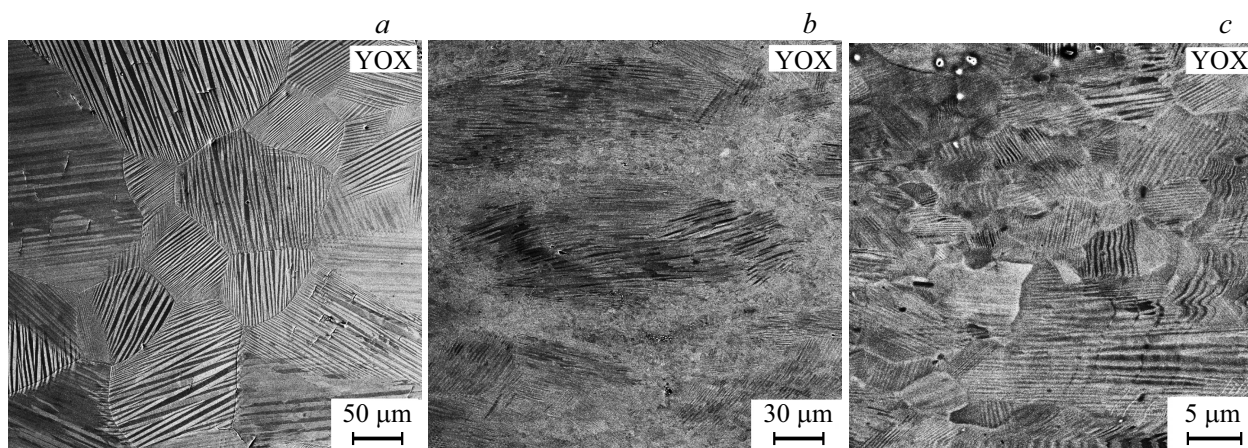


Рис. 1. Схема направлений заготовки в исходном и кованом состояниях.

структура представляет собой бимодальную структуру типа „ожерелье“. Весь объем занимают мартенситные колонии, по изменению ориентировок которых можно сделать заключение о размере кристаллитов. Исходные зерна размером около  $100\text{ }\mu\text{m}$  окружены прослойкой динамически рекристаллизованной мелкозернистой структуры. Размер рекристаллизованных зерен составляет около  $5\text{ }\mu\text{m}$ , а толщина прослойки  $20\text{--}30\text{ }\mu\text{m}$  (рис. 2, *c*). Ранее нами уже показана возможность получения такой структуры горячей деформацией ковкой в сплавах системы Ni-Mn-Ga-Si [32–35]. Формирование „ожерелья“ обусловлено тем, что в процессе горячей пластической деформации плотность дислокаций повышается и при определенной комбинации температуры, степени и скорости деформации на границе зерен плотность достигает критического порога, после чего начинается процесс динамической рекристаллизации. С увеличением истинной степени деформации происходит дальнейшее зарождение и рост новых зерен. Размер зерен в центре прослойки и на ее периферии практически одинаковый, что говорит об относительно медленной миграции границ новых зерен. В теле крупных зерен на фоне мартенситных колоний видно некоторое размытие контраста в теле двойников, свидетельствующее о наличии малоугловых разориентировок. Их наличие сказывается на характере двойниковых границ, которые в кованом состоянии не прямолинейные как в исходном состоянии, а несколько изгибаются на всем ее протяжении. Общий анализ структуры сплава показывает, что крупные зерна несколько сплюснены вдоль оси сжатия финального этапаковки. Металлографическая зеренная текстура с коэффициентом вытяжки около 3 формируется за счет протяжки и ориентирована вдоль ее оси. Ориентация плоскостей двойникования в крупных зернах имеет тенденцию к ориентировке поперек оси сжатия финального этапаковки. В прослойке мелкозернистой структуры мартенсит ориентирован хаотически.

#### 3.2. Параметры тонкой структуры сплава

Параметры тонкой структуры сплава определяли при комнатной температуре (мартенситное состояние) путем сравнительного анализа дифрактограмм. На рис. 3 представлены дифрактограммы сплава в исходном и кованом состояниях. Расшифровка дифрактограмм показала, что как исходный сплав представляет собой



**Рис. 2.** Микроструктура сплава  $\text{Ni}_{56.2}\text{Mn}_{18.8}\text{Ga}_{23.2}\text{Si}_{1.8}$  в исходном состоянии в плоскости  $YOX$  (a) и ковном состоянии в плоскости  $YOX$  (b, c).

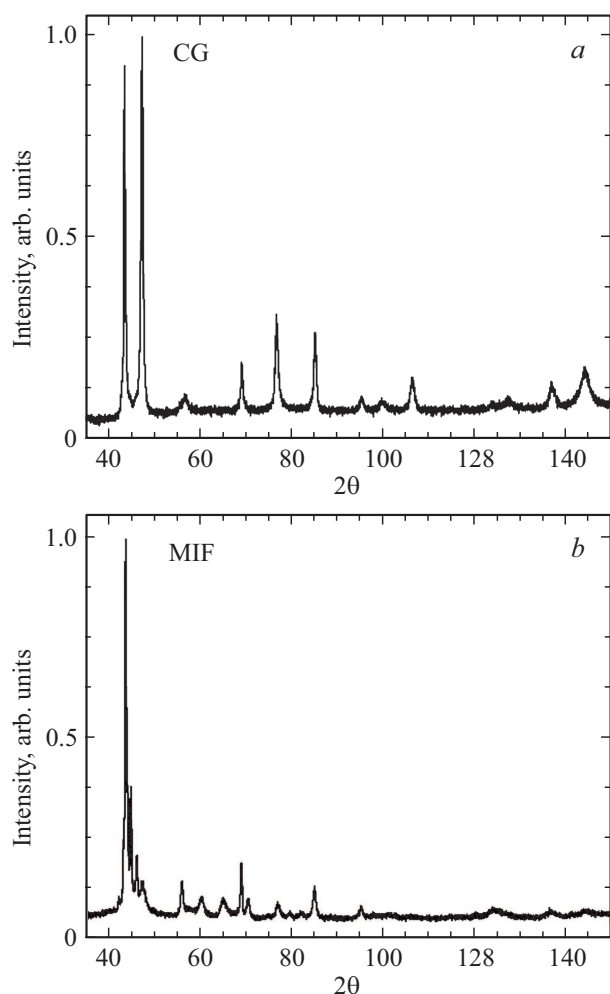
смесь двух фаз, одна из которых относится к тетрагональной (35 масс.%) решетке, а другая к орторомбической (65 масс.%). Тетрагональная решетка имеет

симметрию  $I4/mmm$  с параметрами  $a = b = 0.3881 \text{ nm}$  и  $c = 0.5963 \text{ nm}$ , а орторомбическая —  $Rmmm$  с параметрами  $a = 0.3719 \text{ nm}$ ,  $b = 0.4857 \text{ nm}$  и  $c = 0.5963 \text{ nm}$ . В результате горячей деформации ковкой массовое соотношение смеси фаз не изменилось.

Для определения микроискажений кристаллической решетки проанализированы уширения и позиции рефлексов методом модифицированного Вильямсона-Холла. Анализ показал, что в деформированном состоянии уровень микроискажений кристаллической решетки составляет 0.273 %, а в крупнозернистом состоянии 0.138 %. Ненулевое значение микроискажений кристаллической решетки в исходном состоянии обусловлено формированием двойниковой мартенситной структуры, которые согласно электронно-микроскопическим исследованиям имеют ширину порядка  $1 \mu\text{m}$ . В результате горячей деформации ковкой уровень микроискажений кристаллической решетки повышается примерно в два раза. Причинами, приводящими к росту величины микроискажений деформированного сплава, можно считать повышение плотности внесенных дислокаций в результатековки.

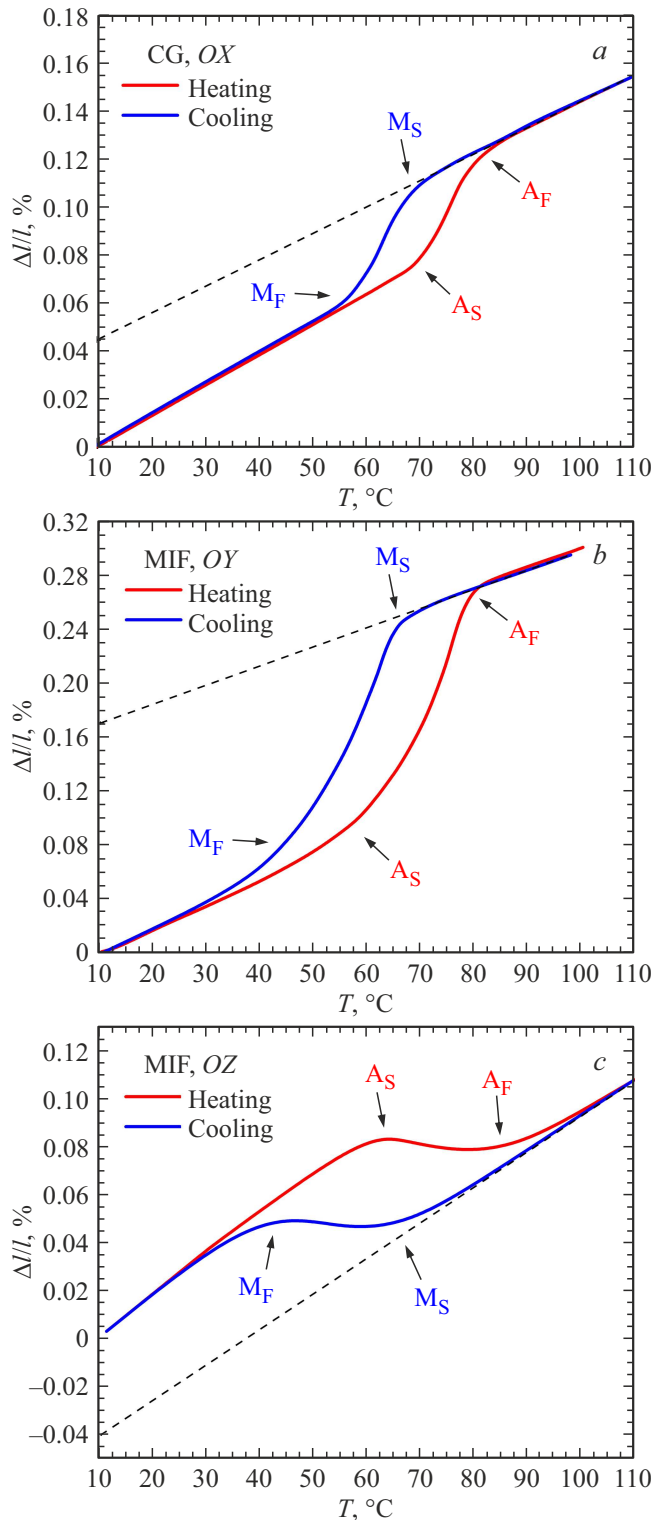
### 3.3. Дилатация сплава в различном состоянии

Исследование термического расширения сплава выполнено в интервале мартенситного превращения при нагреве и охлаждении образца. На рис. 4, a представлены дилатационные кривые для сплава в исходном крупнозернистом состоянии. В процессе прямого превращения наблюдается слабозаметное обратимое скачкообразное сокращение длины образца. Если провести прямую, параллельную ангармоническому изменению длины в аустенитной фазе, то ее пересечение с осью ординат покажет вклад мартенситного превращения в изменение длины. В данном случае величина обратимой деформации составляет  $\sim 0.04 \%$ . Несмотря на малую величину скачкообразного изменения длины в процессе фазового

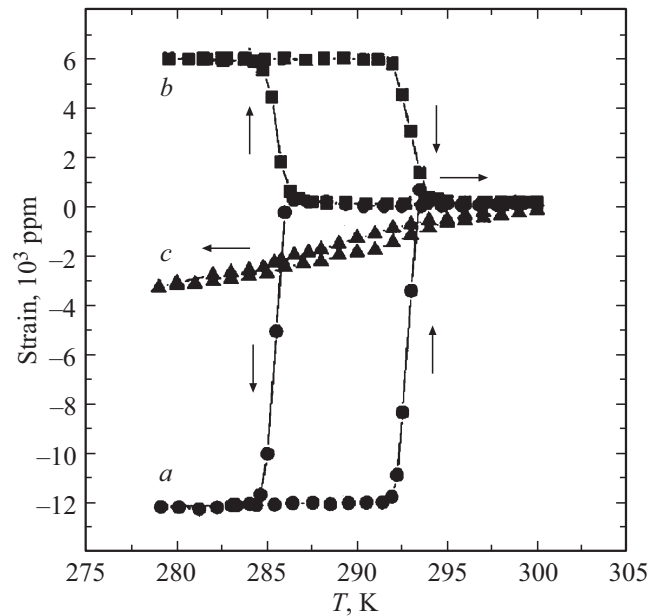


**Рис. 3.** Дифрактограммы сплава  $\text{Ni}_{56.2}\text{Mn}_{18.8}\text{Ga}_{23.2}\text{Si}_{1.8}$  в исходном (a) и ковном (b) состояниях.

превращения, можно оценить характеристические температуры мартенситного превращения. На рисунке они отмечены стрелочками. Температуры несколько отличаются от температур, определенных методом ДСК [31].



**Рис. 4.** Дилатационные кривые сплава  $\text{Ni}_{56.2}\text{Mn}_{18.8}\text{Ga}_{23.2}\text{Si}_{1.8}$  в исходном состоянии (a), в кованном состоянии на образце, вырезанном вдоль OY (b) и вдоль OZ (c).



**Рис. 5.** Кривые температурной зависимости термического расширения, измеренные вдоль кристаллографических направлений [001] (a) и [100] (b) монокристаллического образца и поликристалла (c) сплава  $\text{Ni}_{52}\text{Mn}_{24}\text{Ga}_{24}$  [36].

Это обусловлено тем, что в дилатационном эксперименте термопара расположена близко к образцу, в то время как в эксперименте по ДСК она касается исследуемого образца. Таким образом, в исходном состоянии с крупнозернистой равноосной зеренной структурой в процессе мартенситного превращения происходит близкое к ангармоническому изменение длины образца.

Измерение дилатационных свойств кованого состояния выполнено для образцов, вырезанных в двух взаимно перпендикулярных направлениях. Первый образец вырезан вдоль оси сжатия финального прохода при ковке (OY, рис. 1, b), второй вдоль оси протяжки (OZ, рис. 1, b). В случае обоих образцов наблюдается обратимое изменение длины в процессе фазового превращения. Первый образец, как и образец в исходном состоянии, в процессе прямого мартенситного превращения демонстрирует „скачек вниз“ на 0.17%. У второго образца скачкообразное сокращение длины в процессе прямого мартенситного превращения сменяется на скачкообразное удлинение („скачек вверх“) на 0.05%. Таким образом в состоянии послековки сплав в области мартенситного превращения демонстрирует анизотропию термического расширения, которая определяется направлением оси сжатия.

## 4. Обсуждение

Анизотропия термического расширения сплавов Гейслера часто наблюдаемое явление. Так монокристаллические образцы всегда демонстрируют анизотропию в



зависимости от направления измерения (рис. 5) [36–38]. Эффект обусловлен преимущественной выборкой направлений двойникования в монокристаллических образцах. При этом показано, что ненаправленные внутренние напряжения, сформированные при закалке образца с температуры отжига, способствуют резкому снижению величины „скачка“. Если при термообработке образец не подвергать отжигу при  $500^{\circ}\text{C}$ , то „скачек вниз“ снижается с 1.2 % (кривая *a*, рис. 5) до 0.4 %.

Поликристаллический образец в отличие от монокристалла содержит зерна с различной кристаллографической ориентацией. В таком образце не должно формироваться преимущественное направление двойников. И в процессе мартенситного превращения скачкообразного изменения длины образца происходить не должно. Однако в литературе встречаются работы, в которых показано как наличие, так и отсутствие скачкообразного изменения длины поликристаллических образцов при мартенситном превращении [36,39,40]. Если даже скачкообразное изменение длины поликристаллического образца в процессе структурного превращения присутствует, его величина несколько меньше, чем у монокристаллов.

Ранее автором было показано, что анизотропия термического расширения в области мартенситного превращения в поликристаллическом образце сплава Гейслера обусловлена формированием преимущественной ориентации мартенсита [41]. В литом сплаве  $\text{Ni}_{2.08}\text{Mn}_{0.96}\text{Ga}_{0.96}$  в структуре мартенситной фазы наблюдается преимущественная ориентация двойников превращения. Если вырезать образец размерами  $7\text{ mm} \times 1\text{ mm} \times 1\text{ mm}$  так чтобы мартенсит был преимущественно ориентирован поперек его длинной стороны, то образец в процессе прямого мартенситного превращения скачкообразно сокращается („скачек вниз“). Если вырезать так, что мартенсит вдоль длинной стороны, то образец, наоборот, удлиняется („скачек вверх“). В этом случае формирование преимущественной ориентации мартенсита было обусловлено наличием направленных внутренних напряжений, сформированных в процессе кристаллизации расплава при встречном росте кристаллов слитка в углубленном водоохлаждаемом тигле. Чтобы снять внутренние напряжения необходимо выполнить высокотемпературный отжиг. Для выбора температуры отжига необходимо знать температуру рекристаллизации сплава. Так в работе [42] показано, что в результате интенсивной пластической деформации кручением с истинной степенью деформации  $\epsilon = 6$  этого сплава отжиг при  $400^{\circ}\text{C}$  уже демонстрирует начало собирательной рекристаллизации. Но при температурах термообработки ниже  $400^{\circ}\text{C}$  может быть выполнено снятие внутренних напряжений только в материале с высоким уровнем плотности дефектов, сгенерированных очень высокой степенью деформации. В литом состоянии уровень явно ниже. Поэтому для снятия внутренних напряжений литого состояния выбрана более высокая температура. Отжиг литого образца

при  $650^{\circ}\text{C}$  в течение 2 часов привел к релаксации внутренних напряжений. В результате в процессе прямого мартенситного превращения сформировались двойники превращения с хаотической ориентацией и исчезло скачкообразное изменение длины образца.

В случае исследуемого в данной работе сплава направленные внутренние напряжения сформированы горячей деформацией ковкой при  $700^{\circ}\text{C}$  с истинной степенью деформации  $\epsilon = 3.2$ . Сравнительный анализ данных рентгеноструктурного анализа показывает, что уровень микронапряжений в релаксированной крупнозернистой и деформированной бимодальной структурах отличаются. Отметим, что исследования выполнены при комнатной температуре, т.е. в мартенситной фазе. Поэтому наличие двойников превращения размерами в поперечнике порядка  $1\text{ }\mu\text{m}$  вносят свой вклад в уровень микроискажений кристаллической решетки. Даже в крупнозернистой структуре он ненулевой, и составил 0.138 %. В кованном состоянии, так же в мартенситном состоянии он в два раза выше и составил 0.273 %. Как показали данные микроструктурного анализа, в крупнозернистом состоянии действительно наблюдается хаотическая ориентация двойников превращения, в то время как в кованном состоянии наблюдается некоторая их преимущественная ориентация. При вырезке образца длинной стороной вдоль оси сжатия финального этапаковки, в его структуре двойники в основном ориентированы поперек длины. И такой образец демонстрирует „скачек вниз“. Образец, вырезанный в перпендикулярном направлении и вдоль оси протяжки, демонстрирует „скачек вверх“. Направление сжатия формирует преимущественную ориентацию внутренних напряжений. Это приводит к уменьшению выборки направлений при двойниковании структуры в процессе прямого мартенситного превращения. Повышение уровня внутренних напряжений возможно двумя способами. Либо с помощью повышения степени деформации, либо снижение температуры деформации на последнем этапековки. Продолжение данного направления исследований предполагает реализацию обоих способов.

Таким образом, в работе установлены основные закономерности влияния внутренних напряжений (микронапряжений) на анизотропию термического расширения образца сплава системы в процессе мартенситного превращения. Показано, что ось сжатия на финальном этапе формирует преимущественную ориентацию внутренних напряжений, которая приводит к преимущественной ориентации мартенсита и как следствие к анизотропии изменения геометрии образца при фазовом превращении.

## 5. Заключение

В сплаве  $\text{Ni}_{56.2}\text{Mn}_{18.8}\text{Ga}_{23.2}\text{Si}_{1.8}$  в результате дуговой выплавки и последующей индукционной переплавки в кварцевом тигле литая структура с вытянутыми кристаллами трансформирована в равноосную крупнозер-

нистую структуру с размером кристаллитов порядка  $100\text{ }\mu\text{m}$ . В результате горячей деформации ковкой при  $700\text{ }^{\circ}\text{C}$  ( $\epsilon=3.2$ ) сформирована бимодальная структура типа „ожерелье“, в которой исходные крупные зерна окружены прослойкой динамически рекристаллизованной мелкозернистой структуры. В такой структуре уровень микроискажений кристаллической решетки превышает таковое значение для исходного сплава примерно в два раза. В бимодальной структуре формируется преимущественная ориентация двойников превращения и анизотропия термического расширения в области мартенситного превращения.

### Финансирование работы

Работа выполнена при финансовой поддержке государственного задания Института проблем сверхпластичности металлов РАН. Исследования выполнены на базе Центра коллективного пользования научным оборудованием Института проблем сверхпластичности металлов РАН „Структурные и физико-механические исследования материалов“.

### Конфликт интересов

Автор заявляет, что у него нет конфликта интересов.

### Список литературы

- [1] S. Tavares, K. Yang, M.A. Meyers. *Progress in Materials Science* **132**, 101017 (2023).
- [2] V. Chernenko. *Magnetostrictive Ni-Mn-based Heusler alloys. Encyclopedia of Smart Materials*. Elsevier (2022). С. 160–176.
- [3] Q. Yang, X. Wu, Y. Gu, Y. Shi. *J. Alloys Compd.* **1035**, 181559 (2025).
- [4] S.Y. Yu, A.J. Gu, S.S. Kang, S.J. Hu, Z.C. Li, S.T. Ye, H.H. Li, J.J. Sun, R.R. Hao. *J. Alloys Compd.* **681**, 1–5 (2016).
- [5] K. Ahn. *J. Alloys Compd.* **978**, 173378 (2024).
- [6] В.В. Соколовский, М.А. Загребин, В.Д. Бучельников, В.В. Марченков. *ФММ* **124**, 11, 1019–1024 (2023).
- [7] V.V. Sokolovskiy, A.P. Kamantsev, V.D. Buchelnikov, V.V. Marchenkov. *Physics of Metals and Metallography* **125**, 14, 1805–1813 (2024).
- [8] В.И. Вальков, А.В. Головчан, И.Ф. Грибанов, О.Е. Ковалев, В.И. Митюк. *ФТТ* **66**, 6, 988–999 (2024).
- [9] Y. Shen, W. Sun, Z.Y. Wei, Q. Shen, Y.F. Zhang, J. Liu. *Scripta Materialia* **163**, 14–18 (2019).
- [10] Z. Li, Z. Li, Y. Lu, X. Lu, L. Zuo. *Journal of Materials Science and Technology* **117**, 167–173 (2022).
- [11] C. Huang, Y. Wang, Z. Tang, X. Liao, S. Yang, X. Song. *J. Alloys Compd.* **630**, 244–249 (2015).
- [12] J. Yang, H. Wang, Z. Li, N. Zou, H. Yan, B. Yang, L. Zuo. *Acta Materialia* **263**, 119546 (2024).
- [13] R. Chulist, E. Pagounis, P. Czaja, N. Schell, H. Brokmeier. *Adv. Eng. Mater.* **23**, 2100131 (2021).
- [14] A. Sozinov, N. Lanska, A. Soroka, W. Zou. *Appl. Phys. Lett.* **102**, 2, 021902 (2013).
- [15] Z. Zhou, P. Wu, G. Ma, B. Yang, Z. Li, T. Zhou, D. Wang, Y. Du. *J. Alloys Compd.* **792**, 399–404 (2019).
- [16] S.Y. Yu, A.J. Gu, S.S. Kang, S.J. Hu, Z.C. Li, S.T. Ye, H.H. Li, J.J. Sun, R.R. Hao. *J. Alloys Compd.* **681**, 1–5 (2016).
- [17] A.A. Mendonca, J.F. Jurado, S.J. Stuard, L.E.L. Silva, G.G. Eslava, L.F. Cohen, L. Ghivelder, A.M. Gomes. *J. Alloys Compd.* **738**, 509–514 (2018).
- [18] W. Everhart, J. Newkirk. *Heliyon* **5**, 5, e01578 (2019).
- [19] Q. Xia, X. Tian, W. Zhao, C. Tan, K. Zhang. *Mater. Today Commun.* **38**, 108089 (2024).
- [20] R. Chulist, W. Skrotzki, C.-G. Oertel, A. Bohm, H.-G. Brokmeier, T. Lippmann. *Int. J. Mat. Research.* **103**, 5, 575–579 (2012).
- [21] L. Wei, X. Zhang, M. Qian, X. Cui, L. Geng, J. Sun, L.V. Panina, H.-X. Peng. *Mater. Design.* **112**, 339–344 (2016).
- [22] R. Chulist, A. Bohm, E. Rybacki, T. Lippmann, C.G. Oertel, W. Skrotzki. *Mater. Sci. Forum* **702–703**, 169–172 (2011).
- [23] L. Wei, X. Zhang, J. Liu, L. Geng. *AIP Advances* **8**, 5, 055312 (2018).
- [24] D. Li, Z. Li, J. Yang, Z. Li, B. Yang, H. Yan, D. Wang, L. Hou, X. Li, Y. Zhang, C. Esling, X. Zhao, L. Zuo. *Scripta Materialia* **163**, 116–120 (2019).
- [25] I.I. Musabirov, I.M. Safarov, R.M. Galeev, D.D. Afonichev, R.Y. Gaifullin, V.S. Kalashnikov, E.T. Dilmieva, V.V. Koledov, S.V. Taskaev, R.R. Mulyukov. *Trans. Indian Inst. Met.* **74**, 2481–2489 (2021).
- [26] I.D. Kurlevskaya, E.Y. Panchenko, A.B. Tokhmetova, E.I. Yanushonite, A.S. Eftifeeva, N.Yu. Surikov, E.E. Timofeeva, Yu.I. Chumlyakov. *Phys. Mesomech.* **27**, 398–408 (2024).
- [27] Е.Е. Тимофеева, Е.Ю. Панченко, М.С. Дмитриенко, Э.И. Янушоните, И.Д. Фаткуллин, Ю.И. Чумляков. *Письма в ЖТФ* **51**, 11, 46–51 (2025).
- [28] Z. Lin, X. Wang, F. Zhu, B. Li, S. Bi. *Mater. Today Commun.* **47**, 112952 (2025).
- [29] J. Meng, L. Xie, Q. Yu, J. Wang, C. Jiang. *Acta Materialia* **263**, 119469 (2024).
- [30] Q. Zhai, F. Bu, Y. Cheng, J. Zhang, Y. He. *J. Magn. Magn. Mater.* **629**, 173246 (2025).
- [31] Р.Ю. Гайфуллин, А.Б. Гаджиев, А.М. Алиев, С.В. Таскаев, И.И. Мусабилов. *Радиотехника и электроника* **68**, 4, 346–352 (2023).
- [32] И.И. Мусабилов, И.М. Сафаров, Р.М. Галеев, Р.А. Гайсин, В.В. Коледов, Р.Р. Мулюков. *ФТТ* **60**, 6, 1051–1057 (2018).
- [33] И.И. Мусабилов, И.М. Сафаров, Р.М. Галеев, Д.Д. Афоничев, Р.Ю. Гайфуллин, В.В. Коледов, С.В. Таскаев, Р.Р. Мулюков. *Челябинский физико-математический журнал* **5**, 4–2, 601–611 (2020).
- [34] I.I. Musabirov, R.Y. Gaifullin, A.B. Gadjiev, A.M. Aliev, E.T. Dilmieva, S. Krämer, Yu.S. Koshkid'ko. *J. Magn. Magn. Mater.* **594**, 171892 (2024).
- [35] И.И. Мусабилов, И.М. Сафаров, Р.М. Галеев, Д.Д. Афоничев, В.В. Коледов, А.И. Рудской, Р.Р. Мулюков. *Физика и механика материалов* **33**, 1, 124–136 (2017).
- [36] W.H. Wang, G.H. Wu, J.L. Chen, C.H. Yu, S.X. Gao, W.S. Zhan, Z. Wang, Z.Y. Gao, Y.F. Zheng, L.C. Zhao. *Appl. Phys. Lett.* **77**, 20, 3245–3247 (2000).

- [37] F. Xiong, Y. Liu, E. Pagounis. J. Magn. Magn. Mater. **285**, 410-416 (2005).
- [38] T. Liang, C. Jiang, H. Xu. Mater. Scien. Engineer. A. **402**, 5-8 (2005).
- [39] A.N. Vasilev, E.I. Estrin, V.V. Khovailo, A.D. Bozhko, R.A. Ischuk, M. Matsumoto, T. Takagi, J. Tani. Int. J. Appl. Electromagn. Mechan. **12**, 35-40 (2000).
- [40] Ю.В. Калетина, Е.Г. Герасимов, В.А. Казанцев, А.Ю. Калетин. ФТТ **59**, 10, 1978-1983 (2017).
- [41] И.И. Мусабилов, Х.Я. Мулюков, В.В. Коледов, В.Г. Шавров. ЖТФ **81**, 3, 108-111 (2011).
- [42] I.I. Musabirov, I.M. Safarov, R.R. Mulyukov, I.Z. Sharipov, V.V. Koledov. Letters on Materials **4**, 4(16), 265-268 (2014).

*Редактор Т.Н. Василевская*