

УДК 67.017:620.22

КРИСТАЛЛОГРАФИЧЕСКАЯ ТЕКСТУРА И ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ СВОЙСТВА ПОРОШКОВЫХ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ ПОСЛЕ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ

© 2023 г. Г. В. Маркова^а, *, Т. И. Иванкина^б, **, Д. М. Левин^а, С. С. Володько^а, ***

^аТулский государственный университет, Тула, 300012 Россия

^бЛаборатория нейтронной физики им. И.М. Франка, Объединенный институт ядерных исследований, Дубна, 141980 Россия

*e-mail: galv.mark@rambler.ru

**e-mail: iti@jinr.ru

***e-mail: volodko.sv@yandex.ru

Поступила в редакцию 16.07.2022 г.

После доработки 26.10.2022 г.

Принята к публикации 26.10.2022 г.

Установлена связь между кристаллографической текстурой, формирующейся при разной термомеханической обработке, и функциональными свойствами сплавов на основе титана, в частности, никелида титана, полученного спеканием гидридно-кальциевого порошка. Термомеханическую обработку спеченных заготовок проводили методом ротационнойковки, радиально-сдвиговой прокатки или экструзии. Температура последней стадии деформации во всех случаях составляла 900°C. Нейтронно-дифракционный анализ образцов выполнен на текстурном дифрактометре SKAT в ОИЯИ (Дубна, Россия). Плоскость проекции экспериментальных полюсных фигур была перпендикулярна оси образца и оси деформации. Характеристики памяти формы были определены при деформации кручением на проволочных образцах, вырезанных из прутков вдоль оси. Наиболее полно текстуру демонстрирует образец после экструзии: доля текстурированных зерен достигает 85%, а максимальная полюсная плотность составляет 2.76 m.r.d. (multiple of a random distribution – кратное хаотическому распределению). Исследованы функциональные свойства при деформации кручением $\gamma_{\text{пред}} = 2\text{--}16\%$. Экструдированные образцы и образцы, подвернутые радиальной сдвиговой прокатке, демонстрируют наилучшую сверхупругость в аустенитном состоянии $\gamma_{\text{свупр}} = 15\%$ и максимальные значения критических напряжений $\gamma_{\text{кр}} = 15\%$, начиная с которых деформация становится необратимой. Выявлена связь между остротой кристаллографической текстуры и функциональными свойствами сплава TiNi после термомеханической обработки.

Ключевые слова: нейтронная дифракция, эффект памяти формы, кристаллографическая текстура, сверхупругость, порошковая металлургия, спекание, ротационная ковка, радиально-сдвиговая прокатка, экструзия, мартенсит, двойникование.

DOI: 10.31857/S1028096023040131, **EDN:** JPV0VL

ВВЕДЕНИЕ

В настоящее время изучение анизотропии свойств конструкционных и функциональных материалов является одной из важных задач физического материаловедения. Большинство механических и физических свойств зависит от направления в монокристалле, а при наличии преимущественной ориентации кристаллических решеток, т.е. кристаллографической текстуры, появляется анизотропия свойств в поликристаллических материалах. Хорошо известно, что разные технологии пластической деформации создают разные типы текстур [1]. В функциональных

материалах формирующаяся текстура принципиально важна для развития специальных свойств – сверхупругости, эффекта памяти формы, демпфирующей способности.

Для различных материалов, проявляющих эффект памяти формы и сверхупругость, экспериментально доказано, что функциональные свойства сплавов зависят от текстуры образцов. Для сплавов системы FeMnSi показано, что текстура определяет уровень критических напряжений, отвечающих за восстановление формы при одностороннем эффекте памяти формы [2, 3].

В [4] установлено, что формирующаяся в результате прокатки текстура изменяет температуры обратного мартенситного превращения в сплаве Fe–28Ni–5Mo на 200 К. Исследования сверхупругого сплава на основе Ti–Nb после холодной прокатки показали ориентационную зависимость сверхупругости.

В наиболее изученных сплавах с памятью формы системы Ti–Ni обнаружена ориентационная зависимость характеристик восстановления формы как на монокристаллах [5], так и на поликристаллических образцах [6, 7]. Однако количественные соотношения между характеристиками текстуры и функциональными свойствами в настоящее время не установлены.

Титановые сплавы демонстрируют превосходные функциональные свойства в сочетании с хорошей конструкционной прочностью и коррозионной стойкостью. Благодаря этому их используют в медицине и технике для изготовления управляющих элементов конструкций. Рабочий интервал функциональных свойств определяется температурами мартенситных превращений, которые, в свою очередь, существенно зависят от химического состава сплава. Так, в никелиде титана (TiNi) изменение состава на 0.1 мас. % может сместить точки превращений на 50–100°C [8]. В связи с этим для получения заготовок TiNi, гомогенных по составу и структуре, используют технологии порошковой металлургии. В [9, 10] описаны технологии получения порошка сплавов, в частности, гидридно-кальциевым восстановлением. После спекания порошков заготовки имеют остаточную пористость, для устранения которой используют различные технологии горячей термомеханической обработки. При такой обработке в аустените формируется кристаллографическая текстура, влияющая, как предполагается, на развитие мартенситного превращения при охлаждении и на функциональные свойства сплава.

В работе исследована связь кристаллографической текстуры, сформировавшейся при термомеханической обработке разного типа, и функциональных свойств порошковых титановых сплавов на примере TiNi.

МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДИКИ

Гидридно-кальциевым восстановлением получены порошки TiNi, содержащие 55.4–55.5 мас. % Ni. Порошки подвергали прессованию при 200 МПа и спеканию в вакууме не менее 5×10^{-5} мм рт. ст. при температуре 1250°C, после чего охлаждали в печи. В спеченном состоянии образцы имели пористость не более 5%. Спеченные заготовки подвергали горячей термомеханической обработке разного вида: ротационной ковке ($e = 0.6$), радиально-сдвиговой прокатке ($e = 1.4$) и экструзии

($e = 0.8$). Температура последней стадии деформации во всех случаях была 900°C. Размер зерна аустенита в образцах после термомеханической обработки составил 32–38 мкм, за исключением исходного спеченного состояния, где он достигал 92 мкм [11].

Нейтроннографический текстурный анализ проводили на дифрактометре SKAT в Лаборатории нейтронной физики им. И.М. Франка (ОИЯИ, Дубна, Россия) на образцах, вырезанных в поперечном направлении из прутков, полученных после термомеханической обработки. Основной целью исследований на дифрактометре SKAT является изучение кристаллографической текстуры образцов горных пород и конструкционных материалов [12]. Детекторная система дифрактометра, состоящая из детекторов ^3He , расположена на монтажном кольце диаметром 2 м аксиально симметрично падающему нейтронному пучку. Угол рассеяния для всех детекторов одинаковый ($2\theta = 90^\circ$). Исследуемый образец помещают в центр кольца и вращают в гониометре вокруг горизонтальной оси, расположенной под углом 45° к падающему нейтронному пучку. Условия съемки: ось вращения гониометра совпадала с осью вращения образца, использовали 19 детекторов, продолжительность экспозиции от 22 до 44 ч.

Функциональные свойства исследовали на установке для измерения параметров восстановления формы при кручении [13] на проволочных образцах квадратного сечения со стороной 1 мм и длиной 45 мм, вырезанных из деформированных прутков в направлении их продольной оси.

Предварительная деформация образца кручением $\gamma_{\text{пред}}$ (от 2 до 16%) была осуществлена в двух режимах: наведение деформации в двухфазном (мартенсит + аустенит) состоянии при температуре ниже точки начала прямого мартенситного превращения $M_n \rightarrow$ разгрузка \rightarrow нагрев до температур выше точки конца обратного мартенситного превращения $A_c \rightarrow$ охлаждение; наведение деформации в аустенитном состоянии при температуре выше $A_c \rightarrow$ разгрузка. Точки мартенситных превращений определены ранее методами механической спектроскопии [11, 14].

В первом режиме при нагреве в температурном интервале обратного мартенситного превращения фиксировали угол раскручивания и строили экспериментальные зависимости $\gamma(T)$, по которым определяли характеристики памяти формы: упругую деформацию $\gamma_{\text{упр}}$, восстановленную деформацию при нагреве $\gamma_{\text{в}}$, невосстановленную деформацию $\gamma_{\text{н}}$ (рис. 1). Невосстановленная часть деформации при нагреве появлялась только после достижения некой критической величины предварительной деформации $\gamma_{\text{кр}}$.

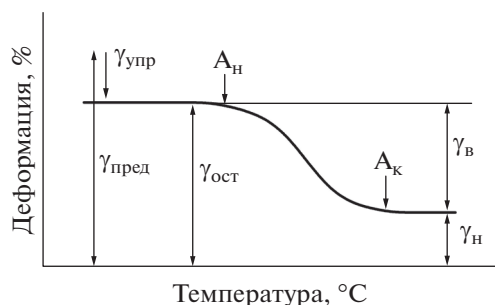


Рис. 1. Схема определения характеристик восстановления формы по зависимости деформации образца от температуры $\gamma(T)$ при нагреве.

Во втором режиме образец в аустенитном состоянии в каждом цикле нагружения подвергали воздействию возрастающей нагрузки до тех пор, пока при разгрузке не появлялась невосстановленная деформация. Таким образом определяли максимальную величину полностью обратимой после разгрузки сверхупругой деформации $\gamma_{\text{свупр}}$.

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЯ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Нейтроннографический анализ позволил определить кристаллическую структуру исследованных образцов при комнатной температуре. Приведенные на рис. 2 фрагменты дифрактограмм двух измеренных образцов показывают брэгговские отражения кристаллической фазы *B2* никелида титана с ОЦК-решеткой. Эта фаза основная во всех без исключения образцах.

Количественно кристаллографическая текстура может быть описана с помощью функции распределения зерен по ориентациям, представляющей собой плотность вероятности найти в поликристаллическом материале объем, определенным образом ориентированный относительно лабораторной системы координат. В дифракционном эксперименте измеряют наборы так называемых полюсных фигур, являющихся специфическими двумерными проекциями функции распределения зерен [15, 16].

Интегральные интенсивности дифракционных пиков пропорциональны значениям полюсной плотности на соответствующей полюсной фигуре $\{hkl\}$. Обычно полюсные фигуры изображают в виде карт изолиний на стереографической проекции. В результате нейтроннографического текстурного анализа для всех исследованных образцов получен набор полюсных фигур. На рис. 3 представлены экспериментальные полюсные фигуры (100), (110) никелида титана для четырех образцов.

В дифракционных измерениях на SKATe использовали образцы TiNi относительно неболь-

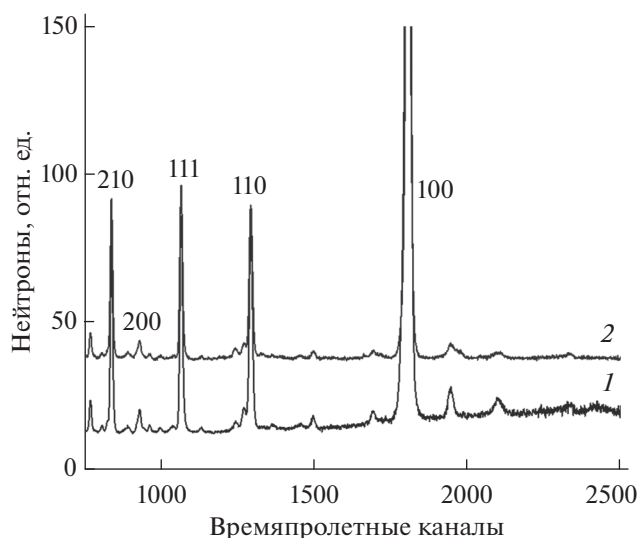


Рис. 2. Участки дифрактограмм образцов никелида титана после: спекания (1); ротационной ковки (2).

шого объема, порядка 1 см^3 . Восстановление функции распределения зерен по ориентациям для подобных образцов из набора экспериментальных полюсных фигур создает определенную трудность из-за недостаточной статистики зерен и, соответственно, несогласованности полюсных фигур. Тем не менее распределение интенсивности полюсной плотности на фигуре позволяет судить об остроте текстуры и степени ее развития в образце. В табл. 1 обобщена информация о минимальной и максимальной полюсной плотности всех представленных на рис. 3 полюсных фигур, а также степени текстурированности J (объемной доли зерен, имеющих преимущественную ориентацию в образце).

Все экспериментальные полюсные фигуры демонстрируют аксиальную симметрию. Уже у исходного образца, полученного спеканием порошка при 1250°C , наблюдается двухкомпонентная текстура практически на всех полюсных фигурах: в центре фигур можно выделить локализованный максимум полюсной плотности большей интенсивности (что соответствует ориентации зерен вдоль оси образца) по сравнению с компонентом типа волокна, ориентированного под углом $\sim 90^\circ$ к оси образца. Общий процент текстурированности составляет порядка 30%, т.е. третья часть объема всего образца имеет зерна с преимущественной ориентацией. Текстура в исходном образце слабая, но конфигурация линий полюсной плотности закономерная и ярко выраженная.

Наличие слабой кристаллографической текстуры в исходном спеченном образце можно связать с закономерной переориентацией частиц порошка при прессовании перед спеканием. Подобный эффект описан в [17–19], где обнаружено

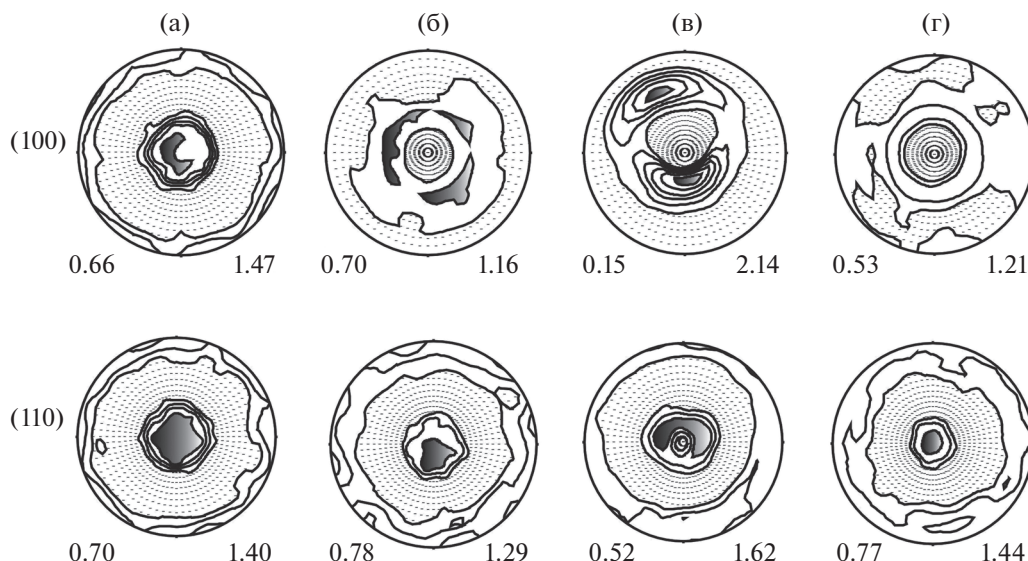


Рис. 3. Экспериментальные полюсные фигуры (100), (110) никелида титана для образцов: а – после спекания; б – после ротационнойковки; в – после экструзии; г – после радиально-сдвиговой прокатки. Цифры слева и справа на полюсной фигуре означают минимальное и максимальное значения полюсной плотности соответственно, выраженные в m.r.d. Стереографическая проекция, нижняя полусфера.

увеличение остроты текстуры и анизотропии с повышением давления и температуры спекания порошковых материалов.

В образце никелида титана после ротационнойковки картина преимущественной ориентации зерен мало изменяется по сравнению с исходным спеченным образцом. Полюсная плотность достигает самого низкого из максимальных значений 1.16 m.r.d. (multiple of a random distribution – кратное хаотическому распределению) на полюсной фигуре (100). Средний по четырем плоскостям показатель степени текстурированности не превышает 25%, что даже ниже соответствующего значения у исходного образца. Отметим, что самая сильная преимущественная ориентация наблюдается в образце после экструзии – доля текстурированных зерен достигает 85%, а максимальное значение полюсной плотности соответствует 2.76 m.r.d.

Серия измерений восстановления формы показала, что после предварительной деформации

ниже температуры M_n все образцы при нагреве в интервале температур мартенситного превращения демонстрируют односторонний эффект памяти формы, которой проявляется в разной степени. На рис. 4 приведены примеры типичных кривых восстановления формы при нагреве.

С увеличением предварительной деформации характеристики памяти формы ($\gamma_{упр}$, $\gamma_{в}$) после термомеханической обработки всех видов растут по линейному закону (рис. 5). Под действием возрастающей приложенной в процессе измерения нагрузки происходит переориентация мартенситных сдвойникованных кристаллов и увеличивается объем благоприятно ориентированного мартенсита, вовлеченного в процесс восстановления формы. Вместе с тем в ходе измерений возможно появление из аустенита дополнительных порций мартенсита деформации.

Все исследованные образцы демонстрируют полное восстановление формы в цикле нагрева в некотором интервале предварительных деформации

Таблица 1. Результаты нейтронографического текстурного анализа

Вид обработки	(100)		(110)		(111)		(210)	
	max, m.r.d.	J, %	max m.r.d.	J, %	max m.r.d.	J, %	max m.r.d.	J, %
Спекание	1.47	34	1.40	30	1.44	32	1.41	28
Ротационная ковка	1.16	30	1.29	22	1.34	34	1.20	13
Радиально-сдвиговая прокатка	1.21	48	1.44	23	1.44	38	1.19	20
Экструзия	2.14	85	1.62	48	2.76	45	1.47	24

Max – максимальная полюсная плотность, J – объемная доля текстурированных зерен.

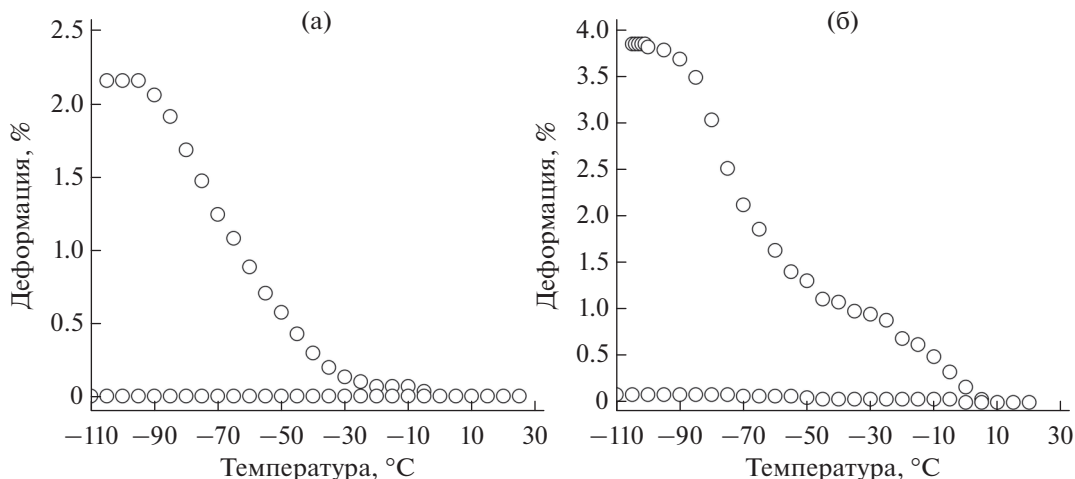


Рис. 4. Типичные зависимости $\gamma(T)$ при нагреве экструдированных образцов после предварительной деформации $\gamma_{\text{пред}}$: а – 5; б – 12%.

ций – от 0 до $\gamma_{\text{пред}} = \gamma_{\text{кр}}$. При деформации менее $\gamma_{\text{кр}}$ процесс восстановления формы обусловлен обратимым двойникованием мартенсита. Деформация $\gamma_{\text{кр}}$ определяется величиной напряжений, необходимых для начала развития необратимой деформации скольжением в мартенсита. Наибольшим показателем $\gamma_{\text{кр}}$ обладают образцы после радиально-сдвиговой прокатки и экструзии: 100%-ное восстановление формы наблюдается в них вплоть до $\gamma_{\text{пред}} = 15\%$. В свою очередь литые образцы в аналогичных условиях демонстрируют 100%-ное восстановление формы лишь до $\gamma_{\text{пред}} = 11\%$ [20].

Исследования влияния предварительной деформации на параметры сверхупругости (второй режим) показали, что при приложении нагрузки в однофазной температурной области существования аустенита ($B2$ -фаза) вся предварительная деформация полностью возвращается вплоть до достижения предельной величины, задающей деформации $\gamma_{\text{свупр}}$. Максимальный полный возврат сверхупругой деформации наблюдается в сплавах после экструзии и радиальной-сдвиговой прокатки и составляет 15%. Сверхупругость обусловлена исключительно появлением мартенсита деформации в аустените под воздействием нагрузки и исчезновением его при разгрузке.

Данные о характеристиках восстановления формы для всех видов термомеханической обработки представлены в табл. 2. Предполагая, что горячая обработка в первую очередь определяет кристаллическую структуру аустенита, следует ожидать наличие связи между количественными характеристиками текстуры и величиной сверхупругости. Вместе с тем мартенсит, образующийся из аустенита при охлаждении, безусловно, наследует определенные структурные особенности вы-

сокотемпературной фазы. Поэтому возможна корреляция между характеристиками текстуры аустенита и восстановления формы при нагреве. На рис. 6 приведены графики зависимости критической деформации и сверхупругой деформации от полюсной плотности плоскости (110) после термомеханической обработки всех видов. Плоскость (110) выбрана как плоскость исходной $B2$ -фазы, вдоль которой происходит сдвиг при мартенситном превращении $B2 \leftrightarrow R$.

Несмотря на достаточно большой разброс данных, наблюдается общая тенденция повышения функциональных свойств с ростом текстурированности аустенитной фазы в соответствии с уравнениями:

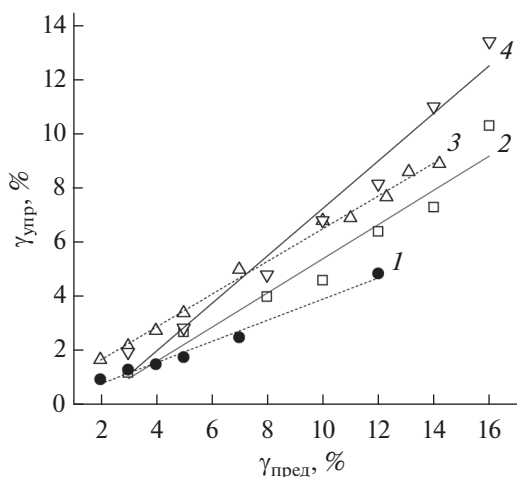


Рис. 5. Зависимость упругой части восстановленной при нагреве деформации $\gamma_{\text{упр}}$ от величины предварительной $\gamma_{\text{пред}}$ для образцов никелида титана после: спекания (1); ротационнойковки (2); радиально-сдвиговой прокатки (3); экструзии (4).

Таблица 2. Результаты определения функциональных свойств

Состояние	$\gamma_{кр}$, %	$\gamma_{упр}$, % (при $\gamma_{кр}$)	$\gamma_{в}$, % (при $\gamma_{кр}$)	$\gamma_{свупр}$, %
Спеченное	6	2	4	12
Ротационная ковка	8.5	5.9	2.5	12
Радиально-сдвиговая прокатка	15	8.8	5.7	15
Экструзия	15	12	2.7	15

$\gamma_{кр}$ – критическая деформация, $\gamma_{упр}$ – упругая деформация;
 $\gamma_{в}$ – восстановленная деформация при нагреве;
 $\gamma_{свупр}$ – сверхупругая деформация в аустените.

$$\gamma_{кр} = -21.8 + 22.9x, \quad \gamma_{свупр} = 3.8 + 6.6x,$$

где x – максимальное значение полюсной плотности на полюсной фигуре, выраженное в единицах m.g.d. Для уточнения зависимости необходимо восстановление полной функции распределения по ориентациям, что в данном случае получить не удалось вследствие небольшого размера образцов.

Экспериментальные данные позволяют предположить, что создание текстуры разного типа может быть использовано как способ достижения максимальных функциональных свойств и в других порошковых сплавах с памятью формы.

ВЫВОДЫ

Сплав TiNi после экструзии демонстрирует наиболее острую текстуру: объемная доля текстурированных зерен достигает 85%, а максимальная полюсная плотность на полюсных фигурах 2.76 m.g.d. Исследованы функциональные свойства при деформации кручением на проволочных образцах, вырезанных из прутков вдоль направ-

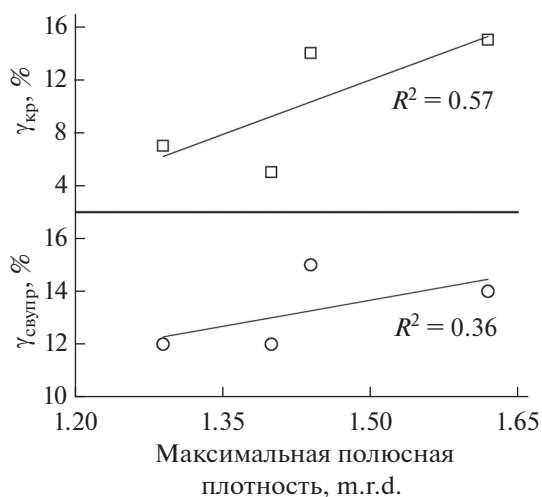


Рис. 6. Зависимость сверхупругой деформации в аустените и критической деформации от максимальной полюсной плотности на полюсной фигуре, R^2 – коэффициент детерминации.

ления термомеханической обработки. Экструдированные образцы и образцы, подвергнутые радиально-сдвиговой прокатке, демонстрируют наилучшие сверхупругие свойства $\gamma_{свупр} = 15\%$ и максимальные значения критической деформации $\gamma_{кр} = 15\%$. Установлена количественная связь между степенью остроты кристаллографической текстуры, максимальными значениями полюсной плотности на экспериментальных полюсных фигурах, полученных с помощью нейтронной дифракции, и функциональными свойствами сплава TiNi после термомеханической обработки.

БЛАГОДАРНОСТИ

Исследование выполнено при поддержке Российского научного фонда (грант № 22-23-20124, <https://rscf.ru/project/22-23-20124/>) и Комитета Тульской области по науке и инноватике.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Bronkhorst C.A., Kalidindi S.R., Anand L. // Textures and Microstructures. 1991. V. 14–18. P. 1031.
2. Stanford N., Dunne D.P. // Mater. Sci. Eng. A. 2006. 422. Iss. 1–2. P. 352. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2006.02.009>
3. Arabi-Hashemi A., Lee W.J., Leinenbach C. // Mater. Design. 2018. V. 139. P. 258. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2017.11.006>
4. Исаенкова М.Г., Перлович Ю.А., Фесенко В.А., Зарипова М.М. // Челяб. физ.-мат. журн. 2019. Т. 4. Вып. 2. С. 221. <https://doi.org/10.24411/2500-0101-2019-14209>
5. Пушин В.Г., Прокошкин С.Д., Валиев Р.З. и др. Сплавы никелида титана с памятью формы. Ч. 1. Структура, фазовые превращения и свойства. / Ред. Пушин В.Г. Екатеринбург: УРО РАН, 2006. 439 с.
6. Yang Y., Zhan J.B., Sun Z.Z. et al. // J. Alloys Compd. 2019. V. 804. P. 220. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2019.06.340>
7. Liu Y., Xie Z.L., Van Humbeeck J., Delaey L. // Acta Mater. 1999. V. 47. № 2. P. 645. [https://doi.org/10.1016/S1359-6454\(98\)00376-0](https://doi.org/10.1016/S1359-6454(98)00376-0)
8. Хачин В.Н., Пушин В.Г., Кондратьев В.В. Никелид титана. Структура и свойства. М.: Наука, 1992. 160 с.

9. *Касимцев А.В., Левинский Ю.В.* Гидридно-кальциевые порошки металлов, интерметаллидов, тугоплавких соединений и композиционных материалов. М.: Изд-во МИТХТ, 2012. 247 с.
10. *Касимцев А.В., Маркова Г.В., Шуйцев А.В. и др.* // Изв. вузов. Порошковая металлургия и функциональные покрытия. 2014. № 3. С. 31.
<https://doi.org/10.17073/1997-308X-2014-3-31-37>
11. *Kasimtsev A.V., Markova G.V., Volodko S.S. et al.* // Russ. Metallurgy (Metally). 2020. V. 2020. № 11. P. 1267.
<https://doi.org/10.1134/S0036029520110087>
12. *Ullemeyer K., Spalhoff P., Heinitz J., Isakov N.N., Nikitin A.N., Weber K.* // Nucl. Instrum. Methods Phys. Res. A. 1998. V. 412. № 1. P. 80.
[https://doi.org/10.1016/S0168-9002\(98\)00340-4](https://doi.org/10.1016/S0168-9002(98)00340-4)
13. Патент № 92538 (РФ). МПК8 G01N 3/38. Устройство для измерения параметров восстановления формы в материалах / *Архангельский С.И., Лабзова Л.В., Маркова Г.В., Чуканов И.В.* // Б.И. 2010. № 8.
14. *Маркова Г.В., Касимцев А.В., Володько С.С., Алимов И.А.* // Цветные металлы. 2018. № 12. С. 75.
<https://doi.org/10.17580/tsm.2018.12.11>
15. *Bunge H.-J.* Texture Analysis in Materials Science: Mathematical Methods. London: Butterworth–Heinemann, 1982. 595 p.
16. *Ivankina T.I., Matthies S.* // Phys. Particles Nucl. 2015. V. 46. № 3. P. 366.
<https://doi.org/10.1134/S1063779615030077>
17. *Shen J., Hu L.P., Zhu T.J., Zhao X.B.* // Appl. Phys. Lett. 2011. V. 99. P. 124102.
<https://doi.org/10.1063/1.3643051>
18. *Yan X., Poudel B., Ma Y. et al.* // Nano Lett. 2010. V. 10. P. 3373.
<https://doi.org/10.1021/nl101156v>
19. *Xie W., He J., Zhu S. et al.* // J. Mater. Res. 2011. V. 26. Iss. 15. P. 1791.
<https://doi.org/10.1557/jmr.2011.170>
20. *Шинаев А.А.* Механизм деформации сплавов на основе титана и никелида титана и его влияние на характеристики эффекта запоминания формы: Дис. ... канд. тех. наук: 05.02.01. М.: МГАТУ им. К.Э. Циолковского, 1999. 177 с.

Crystallographic Texture and Functional Properties of Powder Titanium Alloys after Thermomechanical Treatment

G. V. Markova^{1, *}, T. I. Ivankina^{2, **}, D. M. Levin¹, S. S. Volodko^{1, ***}

¹*Tula State University, Tula, 300012 Russia*

²*Frank Laboratory of Neutron Physics, Joint Institute for Nuclear Research, Dubna, 141980 Russia*

**e-mail: galv.mark@rambler.ru*

***e-mail: iti@jinr.ru*

****e-mail: volodko.sv@yandex.ru*

A relationship has been established between the crystallographic texture developed during various thermo-mechanical treatments and the functional properties of titanium-based alloys, in particular, titanium nickelide obtained by sintering calcium hydride powder. Thermomechanical treatment of sintered workpieces was carried out by rotary forging, radial shear rolling, or extrusion. The temperature of the last stage of deformation in all cases was 900°C. The neutron diffraction analysis of the samples was performed on a texture diffractometer SKAT at JINR (Dubna, Russia). The projection plane of the experimental pole figures was perpendicular to the sample axis and the deformation axis. The shape memory characteristics were determined by torsion deformation on wire samples cut from rods along the axis. The texture is most fully demonstrated by the sample after extrusion: the volume fraction of textured grains reaches 85%, and the maximum pole density is 2.76 m.r.d. (multiple of a random distribution). The functional properties under torsion deformation $\gamma_{str} = 2-16\%$ are studied. Extruded samples and samples subjected to radial shear rolling demonstrate the best superelasticity in the austenitic phase $\gamma_{superelast} = 15\%$ and maximum values of critical stresses $\gamma_{cr} = 15\%$, starting from which the deformation becomes irreversible. A relationship between the sharpness of the crystallographic texture and the functional properties of the TiNi alloy after thermomechanical treatment has been revealed.

Keywords: neutron diffraction, shape memory effect, crystallographic texture, superelasticity, powder metallurgy, sintering, rotary forging, radial shear rolling, extrusion, martensite, twinning.