

ОРИЕНТАЦИОННЫЕ ЗАВИСИМОСТИ ФУНКЦИОНАЛЬНЫХ СВОЙСТВ СПЛАВОВ С ЭФФЕКТАМИ ПАМЯТИ ФОРМЫ И СВЕРХУПРУГОСТИ

М. Г. Исаенкова^а, Ю. А. Перлович, В. А. Фесенко, М. М. Зарипова

Национальный исследовательский ядерный университет МИФИ, Москва, Россия

^а*isamarg@mail.ru*

Применительно к сплавам с эффектами памяти формы (ЭПФ) и сверхупругости (ЭСУ) представлены результаты рентгеновского изучения ориентационной зависимости их функциональных свойств, которые связаны с протеканием в исследуемых образцах мартенситных превращений (МП), лежащих в основе указанных эффектов. Наблюдаемые ориентационные эффекты обусловлены неоднородностью субструктурного состояния зёрен разных ориентаций в поликристаллических материалах и анизотропией воздействия задающих нагрузок на кристаллическую решётку сплава. Показано, что выявление неоднородности протекания МП в зёрнах исследуемых образцов оказывается возможным только вследствие избирательности рентгеновской дифракции. В частности, обнаружено, что в прокатанном и закалённом сплаве Ti-Ni ширина интервала обратного МП различается более чем на 40 К; что в фольгах из сплава Fe-28%Ni-5Mo%, растянутых вдоль и поперек направления прокатки, температуры начала обратного МП различаются на 200 К; что в монокристаллах с устойчивыми ориентациями из сплава Ti-Ni 100% ЭПФ наблюдается при задающей деформации 15 %, а в фольгах из сплава Fe-28Ni-5Mo, растянутых в разных направлениях до задающей деформации $\delta \approx 6\%$, ЭПФ отличается на порядок. Установлено, что в сверхупругих сплавах на основе Ti-Nb, имеющих подобно всем металлическим материалам с ОЦК-решёткой двухкомпонентную текстуру прокатки, мартенситное превращение $\beta \rightarrow \alpha$ при сжатии локализовано в менее фрагментированных зёрнах с плоскостью прокатки $\{001\}$, тогда как в зёрнах с плоскостью прокатки $\{111\}$ оно практически отсутствует.

Ключевые слова: эффект памяти формы, сверхупругость, текстура, функциональные свойства, Ti-Ni, Fe-Ni-Mo, Ti-Nb-Zr.

Введение

В работе представлены результаты исследования ориентационных зависимостей функциональных свойств сплавов с эффектами памяти формы (ЭПФ) и/или сверхупругости (ЭСУ). Приведены данные, полученные на сплавах Ti-Ni, Fe-Ni-Mo и новых сверхупругих сплавах на основе Ti-Nb. Под функциональными свойствами сплавов с эффектами памяти формы и сверхупругости понимаются те свойства, которые характеризуют протекание в них мартенситных превращений (МП), лежащих в основе указанных эффектов. Существование ориентационной зависимости функциональных свойств обусловлено тем, что их проявление варьируется и в зависимости от ориентации зёрен, определяющей субструктурное состояние этих зёрен, и в зависимости от направления деформации, задающей ЭПФ и также влияющей на состояние зёрен образца.

В большинстве случаев сплавы с эффектами памяти формы или сверхупругости применяются в текстурированном состоянии, формирующемся в результате пластической деформации и термообработки. Как известно [1; 2], все металлические материалы с развитой кристаллографической текстурой характеризуются систематической субструктурной неоднородностью, обусловленной различным протеканием деформационных процессов в зёрнах с разными исходными ориентациями, а также всех процессов, протекающих в них при последующей термообработке. Это относится и к мартенситным превращениям, лежащим в основе указанных эффектов. Неоднородность прохождения мартенситных превращений в текстурированных материалах в зёрнах с разными кристаллографическими ориентациями может быть выявлена только при использовании рентгеновских дифракционных методов исследования, принципиальной особенностью которых является избирательность получаемой информации о структуре отражающих кристаллитов. Именно в силу такой избирательности, обеспечиваемой как фундаментальными свойствами рентгеновской дифракции, так и характером применяемой геометрии дифрактометрической съёмки, оказывается возможным раздельное получение информации о протекании МП в зёрнах исследуемого образца с разными ориентациями.

Текстурированный поликристалл с неоднородной субструктурой и неоднородной склонностью к протеканию МП в областях с разными ориентациями является, по сути дела, многокомпонентным композитом, и описание его поведения должно содержать описание поведения его фрагментов с указанием их статистического веса в общей картине. В науке о МП и о сплавах с эффектом памяти формы почти полностью отсутствуют разделы, посвящённые ориентационным и текстурным эффектам, в том числе анизотропии, связанной с МП. Исключением являются работы по наблюдению ЭПФ в монокристаллах, где сопоставлены величины ЭПФ в монокристаллах разных ориентаций, хотя зачастую и не рассматриваются механизмы, ответственные за наблюдаемую анизотропию [3].

Целью данной работы является демонстрация важности учёта кристаллографической текстуры и неоднородности структуры материала при анализе функциональных свойств сплавов с эффектами памяти формы и сверхупругости. Актуальность подобной работы связана с широким применением в настоящее время сплавов с ЭПФ в медицине. Так, за последние годы появилось большое число публикаций, посвящённых изучению перспективных гипоаллергенных сплавов на основе Ti-Nb, легированных как примесями замещения, так и примесями внедрения [4–10]. Интерес к этим сплавам объясняется их биологической совместимостью с тканями человеческого организма и близостью модулей упругости костей человека и исследуемых сплавов. Методология рентгеновских исследований применительно к таким сплавам, учитывающая неоднородность протекающих в них МП, представляет значительный прикладной интерес.

1. Образцы и методы их исследования

Работа базируется на экспериментальных наблюдениях анизотропии протекания МП в текстурированных материалах: никелид титана (Ti-50,3%Ni; Ti-48%Ni-2%Fe), Fe-28%Ni-5%Mo, Ti-22%Nb-6%Zr, Ti-22%Nb-1%O (% ат.) [9; 11–37]. Статья разбита на части, в которых рассматриваются различные текстурные аспекты на примере разных сплавов. Все сплавы, за исключением монокристаллов, выплавляли в дуговой печи МИФИ-9, подвергали гомогенизирующему высокотемпературному отжигу, горячей ковке, прокатке при повышенных температурах в заваренных пакетах или холодной прокатке. Затем проводились отжиги вблизи температуры

рекристаллизации или температуры выделения дополнительных фаз. Текстурные исследования образцов проводились на рентгеновских дифрактометрах ДРОН-3 и BRUKER D8 DISCOVER. Строили текстурные прямые полюсные фигуры (ППФ), обобщённые ППФ уширения рентгеновских линий и относительного изменения межплоскостного расстояния, а также разностные ПФ, рассчитанные по результатам вычитания ППФ исходного образца из соответствующих ППФ деформированных образцов, методы измерения которых представлены в работах [13; 17; 24].

2. Зависимость температур обратного мартенситного превращения $B19' \rightarrow B2$ от кристаллографической ориентации зёрен в прокатанном и закалённом образце сплава Ti-50,3%Ni

Для характеристики процесса превращения мартенситной фазы ($B19'$, характеризующейся моноклинной структурой) в аустенитную ($B2$ с кубической решёткой типа CsCl) используются следующие обозначения: M_n и M_k — температуры начала и конца мартенситного превращения (МП) при охлаждении сплава; A_n и A_k — температуры начала и конца аустенитного или обратного мартенситного превращения (ОМП) при нагреве. Из кривых ОМП (рис. 1) определялись следующие параметры:

1. I_{\max} — интегральная интенсивность линии (011) $B2$ -фазы при температуре образца выше A_k .
2. $T_{0,1}$ и $T_{0,5}$ — температуры, при которых достигались интенсивности $0,1 I_{\max}$ и $0,5 I_{\max}$ линии (011) $B2$ -фазы соответственно.
3. $\Delta T = T_{0,5} - T_{0,1}$ — примерно половина интервала ($A_n - A_k$) ОМП.

Изучение неоднородности ОМП $B19' \rightarrow B2$ в зёрнах различных кристаллографических ориентаций проводилось на прокатанном и закалённом образце сплава Ti-50,3%Ni, претерпевшим 50 циклов нагрева выше температуры A_k и охлаждение в азоте ниже M_k .

Для каждой точки стереографической проекции образца (ψ, φ) (ψ — угол наклона приставки, φ — угол поворота образца вокруг нормали к исследуемой поверхности) регистрировали изменение интенсивности линии (011) при повышении его температуры. По кривым (рис. 1) определяли температуры $T_{0,1}$ и $T_{0,5}$, рассчитывали ΔT . Наносили на стереографическую проекцию значения $T_{0,5}$, ΔT . Соединяя равные величины $T_{0,5}$, ΔT изолиниями, строили диаграммы $T_{0,5}(\psi, \varphi)$ и $\Delta T(\psi, \varphi)$ ОМП в зависимости от ориентаций зёрен в образце. На рис. 2 представлены экспериментально полученные диаграммы $T_{0,5}$ и ΔT как функции от координат на стереографической проекции $f(\psi, \varphi)$. Пунктиром на рис. 2 показаны контуры равной полюсной плотности кристаллографической текстуры $B2$ -фазы, прямой полюсной фигуры (ППФ) {011} прокатанного листа из сплава Ti-50,3%Ni, а НП — направление прокатки листа.

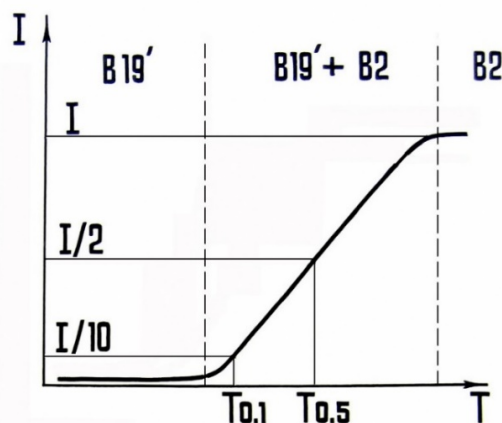


Рис. 1. Типичная температурная зависимость ФП, построенная по рентгеновским данным

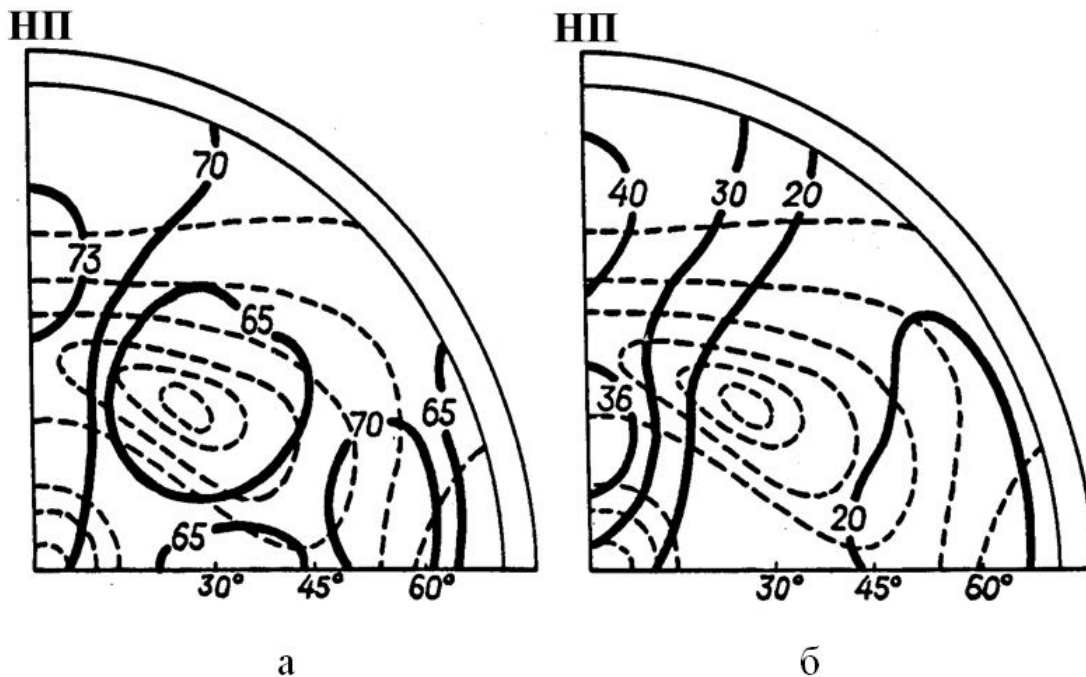


Рис. 2. Распределение $T_{0,5}$ (а) и ΔT (б) на стереографической проекции. Пунктиром показаны контуры равной полюсной плотности кристаллографической текстуры В2-фазы на ППФ $\{011\}$ прокатанного листа из сплава Ti-50,3%Ni

Анализ полученных данных указывает на то, что в текстурованных материалах МП в зёрнах разных кристаллографических ориентаций происходит рассогласованно. В частности, в прокатанном и закалённом сплаве Ti-50,3%Ni температура ОМП в зёрнах, соответствующих кристаллографической ориентации $\{111\}\langle 112\rangle$, оказывается на 10 К ниже, чем в зёрнах, соответствующих ориентации $\{011\}\langle 011\rangle$, а ширина интервала ОМП в них различается более чем на 40 К.

Подобное проявление неоднородности протекания ФП наблюдали ранее для сплавов Zr-20%Nb и Zr-2,5%Nb [1; 38]. Изучение кинетики изменения текстуры β -Zr в результате отжига закалённого прокатанного сплава Zr-20%Nb показывает, что $\beta \rightarrow \alpha$ -превращение в первую очередь претерпевают зёрна, соответствующие компонентам текстуры, менее устойчивым по отношению к деформации, ослабляющейся по мере увеличения её степени. Зёрна, ориентации которых соответствуют периферии текстурных максимумов, обнаруживают большую склонность к $\beta \rightarrow \alpha$ -превращению, чем зёрна, ориентации которых соответствуют центральным областям максимумов. Аналогичный процесс наблюдался в работе [38] при фазовых превращениях $\alpha \rightarrow \beta \rightarrow \alpha$, когда текстурный максимум на ППФ (0001) в сечении листа НН-ПН смещался в результате фазовых превращений на 17° , где НН и ПН — нормальное и поперечное направления в листе.

3. Эффект памяти формы в прокатанных монокристаллах никелида титана

3.1. Зависимость температуры рекристаллизации от субструктурного состояния прокатанного материала

В данном разделе рассмотрены результаты измерения ЭПФ в фольгах из сплава Ti-48%Ni-2%Fe, прокатанных при температуре 623 К до 77–80 % в устойчивых ориентациях $\{111\}\langle 112\rangle$, $\{111\}\langle 011\rangle$, $\{011\}\langle 011\rangle$ и отожжённых при температуре 873 К в течение 1 часа. Большие степени деформации (70–80 %), как известно, приводят к значительному подавлению МП. Поэтому изготовление изделий, обладающих ЭПФ,

обязательно должно включать процесс термообработки. Деформированные прокаткой образцы различных ориентаций подвергали отжигу для выяснения процессов возврата, температур начала рекристаллизации, а также изучение её механизмов. С этой целью для отожжённых образцов снимали ППФ $\{011\}$ (рис. 3) и проводили металлографические исследования структуры, а также измеряли и строили зависимости относительного электросопротивления от температуры (рис. 4).

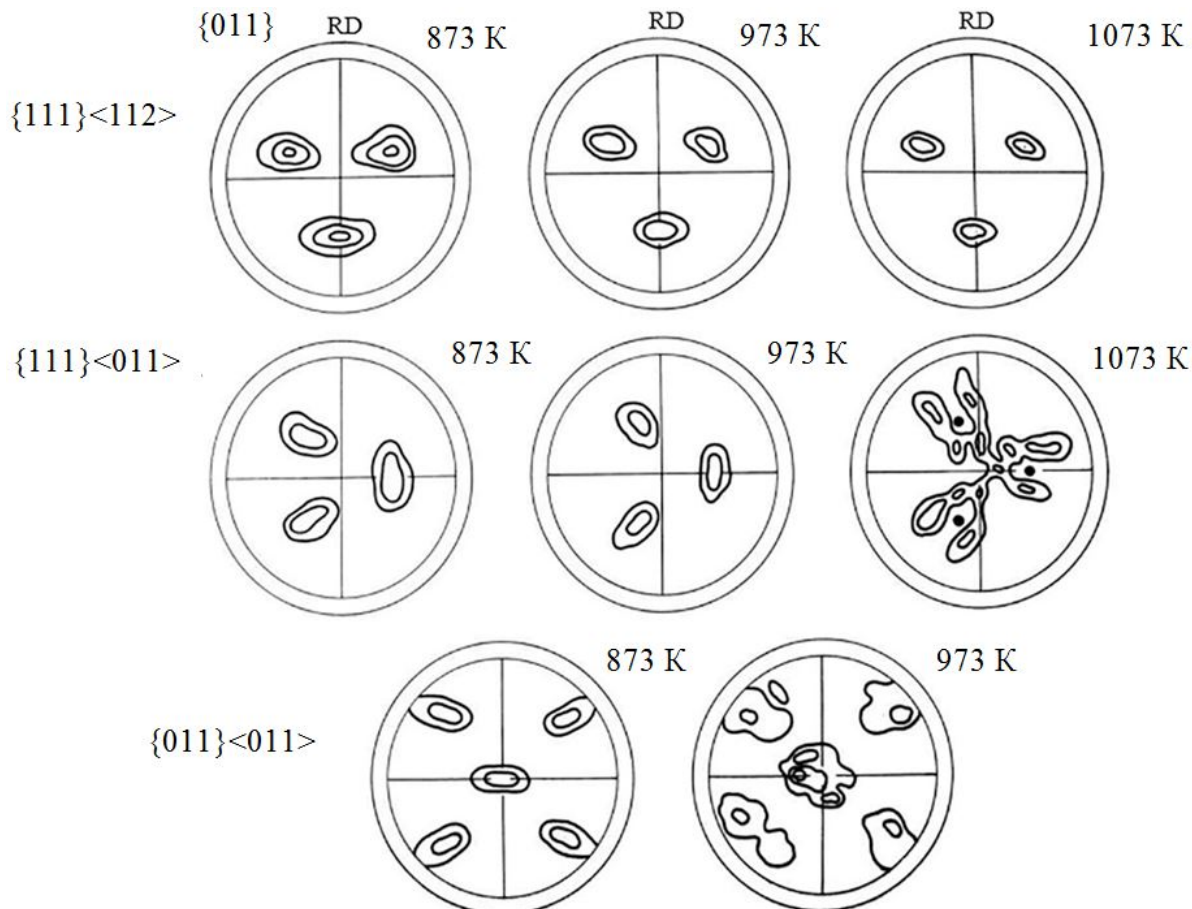


Рис. 3. Изменение кристаллографической текстуры прокатанных монокристаллов Ti-48%Ni-2%Fe разных исходных ориентаций в результате отжига при температурах 873, 973 и 1073 К. Ориентации и температуры отжига указаны рядом с ППФ $\{011\}$

На рис. 3 показаны ППФ $\{011\}$ отожжённых образцов с устойчивой текстурой $\{111\}\langle 112 \rangle$, $\{111\}\langle 011 \rangle$ и $\{011\}\langle 011 \rangle$. Согласно приведённым на рис. 3 данным, рекристаллизация прокатанных примерно до одинаковых степеней деформации (77–80 %) монокристаллов, в результате которой появляются новые текстурные максимумы на склонах первичных максимумов, наблюдается при разных температурах. Так, ориентация совершенствующихся зёрен в образце с текстурой $\{111\}\langle 112 \rangle$ сохраняется вплоть до температуры отжига 1073 К, в то время как в образцах с текстурой $\{111\}\langle 011 \rangle$ ориентация рекристаллизованных зёрен, образующихся в результате отжига при температуре 1073 К, соответствует склонам текстурных максимумов, а в образцах с текстурой $\{011\}\langle 011 \rangle$ дополнительные максимумы появляются уже при температуре отжига 973 К. Таким образом, квазимонокристаллы разных ориентаций, прокатанных до 77–80 %, отличаются степенью искажённости кристаллической структуры, что обуславливает различия в температуре начала их рекристаллизации.

В результате отжига образцов также происходит изменение кинетики протекания МП (рис. 4). Поэтому монокристаллические образцы подвергали

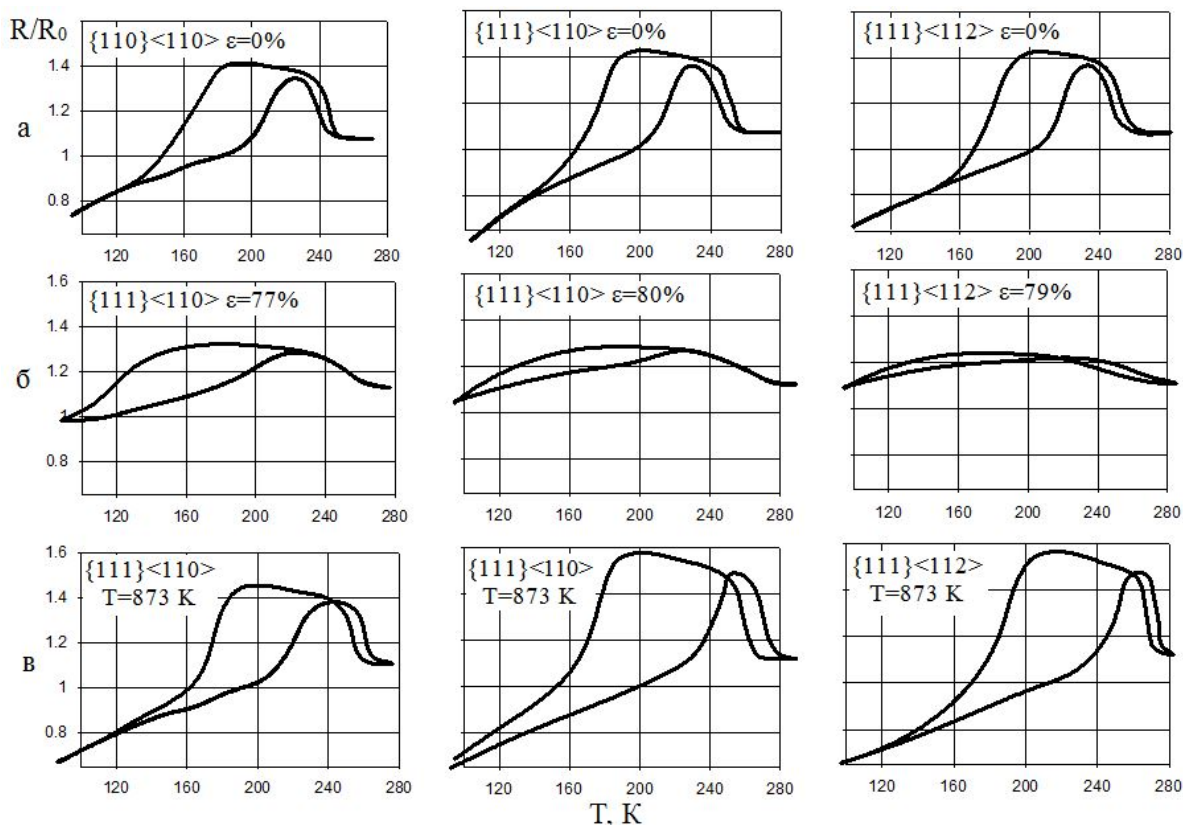


Рис. 4. Изменение температурных зависимостей относительного сопротивления R/R_0 в образцах разных кристаллографических ориентаций при варьировании исходного структурного состояния образца: а) исходные монокристаллы с ориентациями, указанными на графике; б) монокристаллы, прокатанные до степеней деформации, указанных на графике; в) отожжённые монокристаллы

термообработке, причём температуру отжига выбирали из соображений восстановления кривых электросопротивления до вида, близкого к аналогичным кривым для недеформированных монокристаллов, но такую, чтобы не происходила нарушающая исходную ориентацию рекристаллизация (рис. 3). Оказалось, что этим условиям удовлетворяет термообработка по режиму: отжиг 873 К в течение 1 часа.

3.2. Зависимость ЭПФ от направления задающей деформации и кристаллографической текстуры прокатанных и отожженных квазимонокристаллов

Выбор температуры для деформации, задающей память формы, проводили по кривым электросопротивления для каждой из исследуемых ориентаций образцов. Оказалось [35], что наибольшего ЭПФ (15 %) можно добиться, если деформировать образец несколько выше температуры начала МП $B2+R \rightarrow B19'$. При растяжении образцов ниже или выше начала МП можно добиваться 100 %-го восстановления, лишь уменьшая величину задающей деформации. На рис. 5 приведена кривая максимальной величины задающей деформации, при которой возможно 100 %-е восстановление, в зависимости от температуры растяжения. Анализ полученных данных о влиянии степени деформации на величину ЭПФ, проведённый подробно в работе [35], позволил прийти к следующему заключению: если образец деформируется так, что по кривой $\sigma(\varepsilon)$ мы попадаем в область текучести, то 100 %-й ЭПФ не наблюдается.

По кривым $\sigma(\varepsilon)$ растяжения и разгрузки образцов при оптимальных условиях по температуре и степени задающей памяти формы деформации для квазимоно-

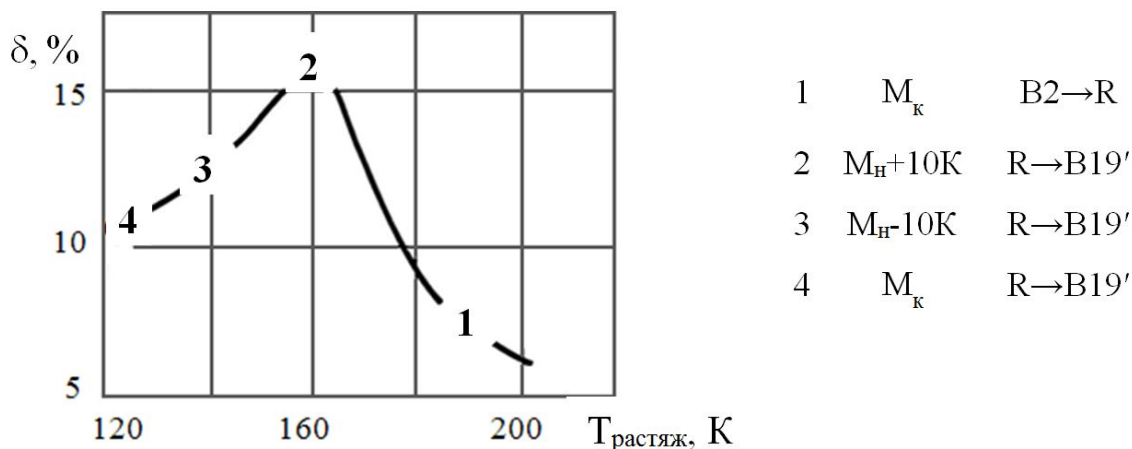


Рис. 5. Кривая максимальной величины задающей деформации δ , при которой возможно 100 %-е восстановление формы в зависимости от температуры растяжения

кристаллических образцов разных кристаллографических ориентаций определены температура начала наблюдения ЭПФ, ширина интервала ЭПФ, задающая деформация и результат восстановления формы, которые отражены в таблице ниже, где НР — направление растяжения фольги при задающей деформации. Построена зависимость величины ЭПФ Δl от значений деформации, при которых наблюдается перегиб кривых $\sigma(\varepsilon)$ для всех исследуемых образцов в случае оптимальных температур испытания. Оказалось, что данная зависимость имеет линейный характер (рис. 6).

Основные параметры ЭПФ квазимонокристалльных фольг из сплава Ti-48%Ni-2%Fe, прокатанных в устойчивых ориентациях и отожжённых при температуре 873 К

| № | Исходная ориентация | Задающая деформация, % | Восстановление формы, % | T_H ЭПФ, К | $\Delta T_{\text{ЭПФ}}$, К |
|---|--|------------------------|-------------------------|--------------|-----------------------------|
| 1 | $\{111\}\langle 112\rangle$ | 15 | 100 | 198 | 93 |
| 2 | $\{111\}\langle 011\rangle$ | 14 | 100 | 228 | 43 |
| 3 | $\{011\}\langle 011\rangle$ НР НР | 13 | 76 | 241 | 28 |
| 4 | $\{011\}\langle 011\rangle$ НР \perp НР | 10 | 61 | 242 | 26 |

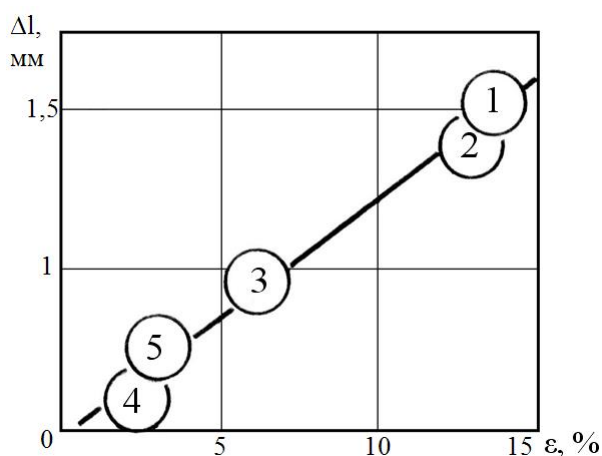


Рис. 6. Зависимость величины 100%-го восстановления формы от степени деформации для образцов различных кристаллографических ориентаций: 1 — $\{111\}\langle 112\rangle$; 2 — $\{111\}\langle 011\rangle$; 3 — $\{011\}\langle 011\rangle$, НР||НР; 4 — $\{011\}\langle 011\rangle$, НР \perp НР; 5 — поликристалл

Согласно данным, приведённым в таблице, можно заключить следующее:

— Для образцов с ориентациями $\{111\}\langle 112\rangle$, $\{111\}\langle 011\rangle$ наблюдаются наибольшие ЭПФ. Причём 100 %-й ЭПФ зафиксирован при задающей деформации 15 % для образца с текстурой $\{111\}\langle 112\rangle$, что почти в два раза превышает рекордные значения, описанные в литературе для поликристаллических образцов.

— Обнаружена значительная анизотропия ЭПФ для образцов ориентаций $\{011\}\langle 011\rangle$, растянутых вдоль и поперёк НП, причём величина восстановления формы в случае поперечной деформации даже меньше, чем в поликристаллическом образце. Поликристаллический образец, имея текстуру в виде суперпозиции ориентаций $\{111\}\langle 112\rangle$ и $\{011\}\langle 011\rangle$, занимает промежуточное положение по величине ЭПФ.

Необходимо также отметить, что, несмотря на относительно небольшой ЭПФ в квазиоднокристаллических образцах ориентации $\{011\}\langle 011\rangle$, появление в них ЭПФ происходит в очень узком температурном интервале (25 К), что, по-видимому, может иметь практический интерес.

4. Анизотропия ЭПФ в прокатанной фольге из сплава Fe-28Ni-5Mo

Анизотропию механических свойств и ЭПФ наблюдали также в поликристаллических фольгах из сплава Fe-Ni-Mo, особенности получения которых подробно описаны в работах [31; 32]. В данной работе остановимся только на результатах для сплава Fe-28%Ni-5%Mo, обладающего максимальным свойством обратимого формоизменения при термоциклировании (ОФТЦ). В результате прокатки сплава Fe-28%Ni-5%Mo при комнатной температуре в нём формируется типичная для металлов с ГЦК-решёткой текстура, характеризующаяся преобладанием компоненты $\{011\}\langle 112\rangle$. Следовательно, в зёрнах с такой текстурой вдоль НП ориентировано направление $\langle 112\rangle$, а вдоль ПН — $\langle 110\rangle$. Исследованные образцы одинакового размера вырезали из фольги в двух взаимно перпендикулярных направлениях вдоль и поперек НП.

В работах [31; 32] рассмотрены вопросы анизотропии образования мартенсита деформации в зёрнах различных ориентаций при задающей деформации накручиванием фольги на оправку. Согласно результатам неоднородного протекания МП $\gamma \rightarrow \alpha$, при малых степенях деформации МП происходит примерно однородно, независимо от ориентации и направления растяжения; а при больших степенях деформации в случае растяжения вдоль НП отмечается преимущественный рост зёрен новой фазы за счёт зёрен, ориентация которых соответствует текстурному максимуму, а в случае растяжения вдоль ПН — за счёт зёрен, соответствующих его периферии. Показано, что различия в происходящих на разных сторонах образца текстурных изменениях связаны с величиной ЭПФ при последующем нагреве фольги.

Прежде всего следует рассмотреть анизотропию механических свойств исследованных фольг. На рис. 7 показаны кривые растяжения образцов $\sigma(\varepsilon)$, деформированных вдоль и поперек НП. Деформация образцов разной ориентации, соответствующая площадке текучести, отличается примерно в 5 раз. Так, для образца, растягиваемого вдоль НП, деформация составляет 15 %, а вдоль ПН — 3 %.

Рентгеновский фазовый анализ образцов сплава Fe-28%Ni-5%Mo, закалённых в жидком азоте и нагретых до комнатной температуры, показал, что они состоят из 100 %-й аустенитной γ -фазы, в то время как в образцах, деформированных при

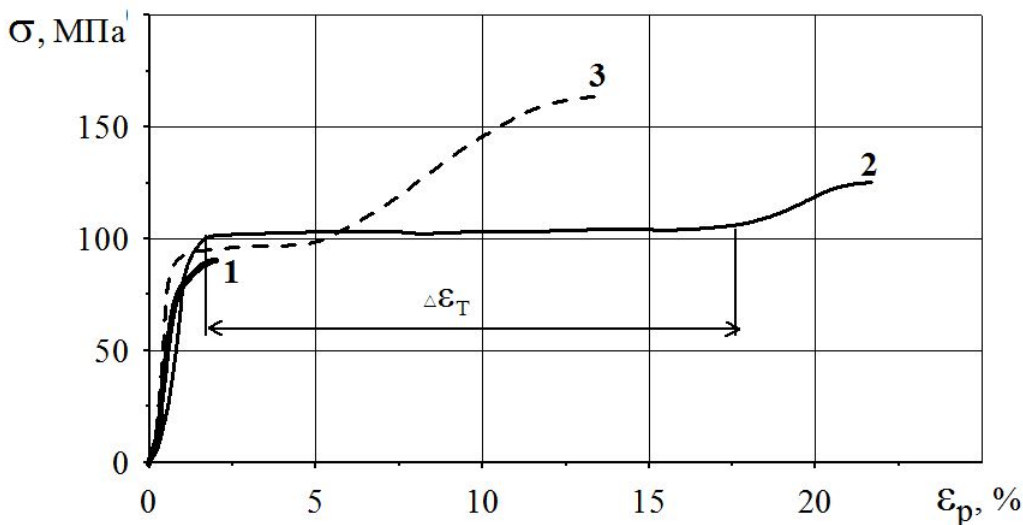


Рис. 7. Зависимость $\sigma(\varepsilon)$ для образцов сплава Fe-28%Ni-5%Mo при деформации растяжением до разрушения: 1 — растяжение вдоль НП при температуре 298 К; 2 — растяжение вдоль НП при температуре 77 К; 3 — растяжение поперек НП при температуре 77 К

температуре 77 К, содержалось значительное количество мартенситной α -фазы. Очевидно, что большая площадка текучести на кривых $\sigma(\varepsilon)$ в случае растяжения образцов при температуре 77 К связана с тем, что деформация в них осуществляется мартенситным превращением. Об этом косвенно свидетельствует тот факт, что при комнатной температуре образцы разрушаются уже при 2%-й деформации. Рост σ на последнем участке кривых $\sigma(\varepsilon)$ связан с тем, что к процессу деформации мартенситным превращением добавляется пластическая деформация в γ - и α -фазах.

Задающая свойство ОФТЦ деформация осуществлялась путём накручивания металлических лент на оправки разного диаметра (для изменения степени деформации) при температуре жидкого азота, затем при комнатной температуре образцы выпрямляли. Последующий нагрев приводил к изгибу образца, направленному к восстановлению формы, заданной ему деформацией при температуре жидкого азота. Далее при охлаждении наблюдалось частичное восстановление формы выпрямленной пластины.

На рис. 8 приведена зависимость $\Delta y = f(t)$, полученная для сплава Fe-28%Ni-5%Mo в интервале термоциклирования 77–673 К, где Δy — смещение конца пластины относительно начального положения, при нагреве, приведённое к её длине. Кривая, описывающая изгиб образца при нагреве (рис. 8, кривая 1), имеет два участка с разным углом наклона (до Ан и выше). После первого цикла формоизменение при термоциклировании происходит обратимо, как показано на рис. 8 (кривая 2).

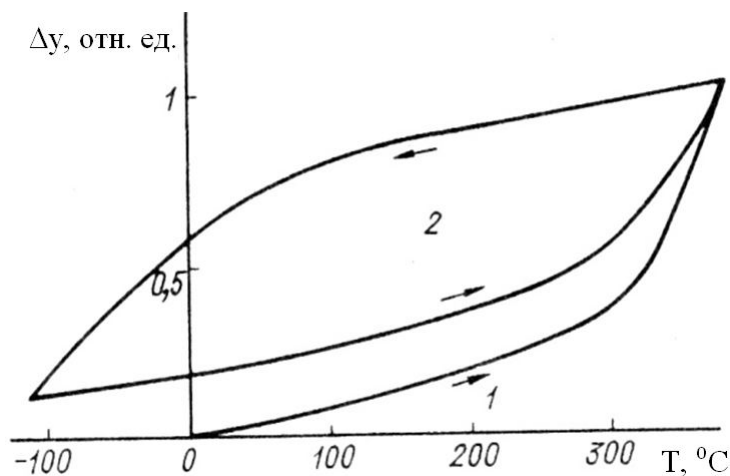


Рис. 8. Изменение формы пластины сплава Fe-28%Ni-5%Mo при термоциклировании

При повышении температуры нагрева восстановление первоначальной формы

образца обуславливается преимущественно процессом фазового перехода $\alpha \rightarrow \gamma$, который вносит вклад в изменение формы образца на всех стадиях нагрева.

На рис. 9 показано изменение ЭПФ при ОМП в фольгах, для которых ось оправки либо параллельна, либо перпендикулярна НП фольги. С повышением температуры дорекристаллизационного отжига, т. е. когда нет изменений кристаллографической текстуры, анизотропия ЭПФ в фольгах из сплава Fe-28%Ni-5%Mo сохраняется, что и иллюстрирует график, представленный на рис. 9.

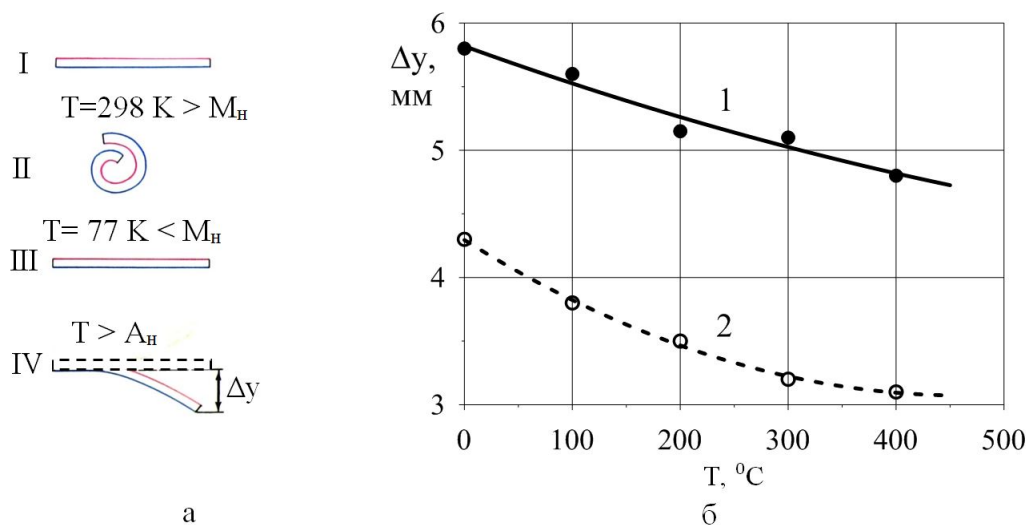


Рис. 9. а) Схема проведения эксперимента по измерению ЭПФ; б) зависимость анизотропии ЭПФ от температуры предварительного отжига. Кривая 1 — ось оправки перпендикулярна НП фольги, кривая 2 — ось оправки параллельна НП фольги

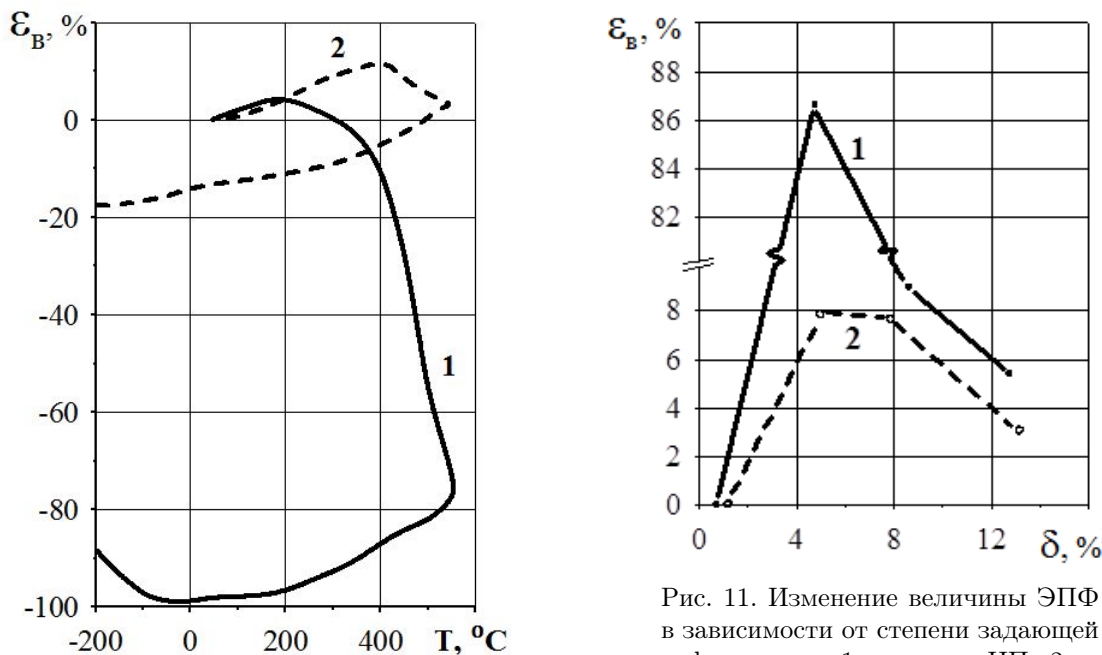


Рис. 10. Кривые восстановления формы образца в результате протекания обратного мартенситного превращения: 1 — вдоль НП; 2 — вдоль ПН

Рис. 11. Изменение величины ЭПФ в зависимости от степени задающей деформации: 1 — вдоль НП; 2 — вдоль ПН

После низкотемпературной деформации растяжением прокатанных фольг проводили измерение ЭПФ при последующем нагревании. Кривые изменения длины образца в процессе цикла испытаний нагрев-охлаждение приведены на рис. 10 для

образцов, растянутых вдоль и поперёк НП. Изменение величины ЭПФ в зависимости от степени задающей деформации вдоль НП (1) или вдоль ПН (2) показано на рис. 11.

Полученные данные свидетельствуют о существенной анизотропии проявления ЭПФ в прокатанной фольге:

— температуры начала ОМП фольг, растянутых вдоль и поперёк НП, различаются примерно на 200 К;

— величины ЭПФ для фольг, растянутых в разных направлениях до задающей деформации $\delta \approx 6\%$, отличаются на порядок.

5. Анизотропия сверхупругости в сплавах на основе Ti-22%Nb

Деформация сверхупругих сплавов реализуется посредством действия двух последовательно активизирующихся основных механизмов: взаимное смещение атомов в кристаллической решётке сплава и обратимое образование мартенсита деформации (МД) $\beta \leftrightarrow \alpha''$, где β — аустенитная фаза с кристаллической решёткой ОЦК, а α'' — мартенситная фаза с орторомбической решёткой [5].

Фольга из сплава Ti-22%Nb-6%Zr толщиной 0.2 мм была получена путём холодной прокатки. Деформацию фольги осуществляли накручиванием на оправку диаметром 5 мм вдоль направления прокатки (НП) или вдоль поперечного направления (ПН). Это соответствовало деформации противоположащих поверхностных слоёв фольги растяжением или сжатием вдоль НП или вдоль ПН на $\sim 2.9\%$. При деформации холоднокатаной фольги накручиванием на оправку мартенситное превращение $\beta \leftrightarrow \alpha''$ в ней не происходит, поскольку для этого требуется совершенная субструктура с относительно малым содержанием дефектов. Для создания в фольге такой субструктуры скрученную фольгу отжигали при температуре 973 К, при этом в фольге проходила рекристаллизация, формировалась текстура рекристаллизации и устранялась обусловленная холодной прокаткой субструктурная неоднородность фольги [16; 18; 20]. Затем фольгу, ставшую упругой, распрямляли таким образом, что ранее растянутая сторона теперь испытывала сжатие, и наклеивали на держатель текстурной приставки. Под воздействием сжатия или растяжения, направленных вдоль НП или ПН, в фольге происходит образование мартенсита деформации (МД). В результате наклеивания фольги на держатель происходит её заневоливание, и обратимого мартенситного превращения $\beta \leftrightarrow \alpha''$ не происходит. Текстура холодной прокатки фольги показана на рис. 12 а, а текстура рекристаллизации фольги, рассматриваемая здесь в качестве исходной в предположении, что рекристаллизация на исходной и на скрученной поверхностях фольги протекает одинаково, — на рис. 12 б.

На рис. 12 в представлена ППФ{001} для поверхностного слоя образца фольги, сжатого вдоль НП, а на рис. 12 г — разностная ППФ для этого образца; на рис. 12 д — ППФ{001} для образца, сжатого вдоль ПН, а на рис. 12 е — соответствующая разностная ППФ. На рис. 12 ж представлена ППФ{001} для поверхностного слоя образца, растянутого вдоль НП, а на рис. 12 з — результат взаимного вычитания ППФ, представленных на рис. 12 ж и 12 б. Наконец, на рис. 12 и — ППФ{001} для образца, растянутого вдоль ПН, и на рис. 12 к — разностная ППФ для этого образца. Интерпретация текстурных полюсных фигур заневоленной фольги возможна на базе моделей текстурообразования, рассматривающих устойчивость различных компонент в текстуре прокатки ОЦК-металлов. Текстура прокатки ОЦК-

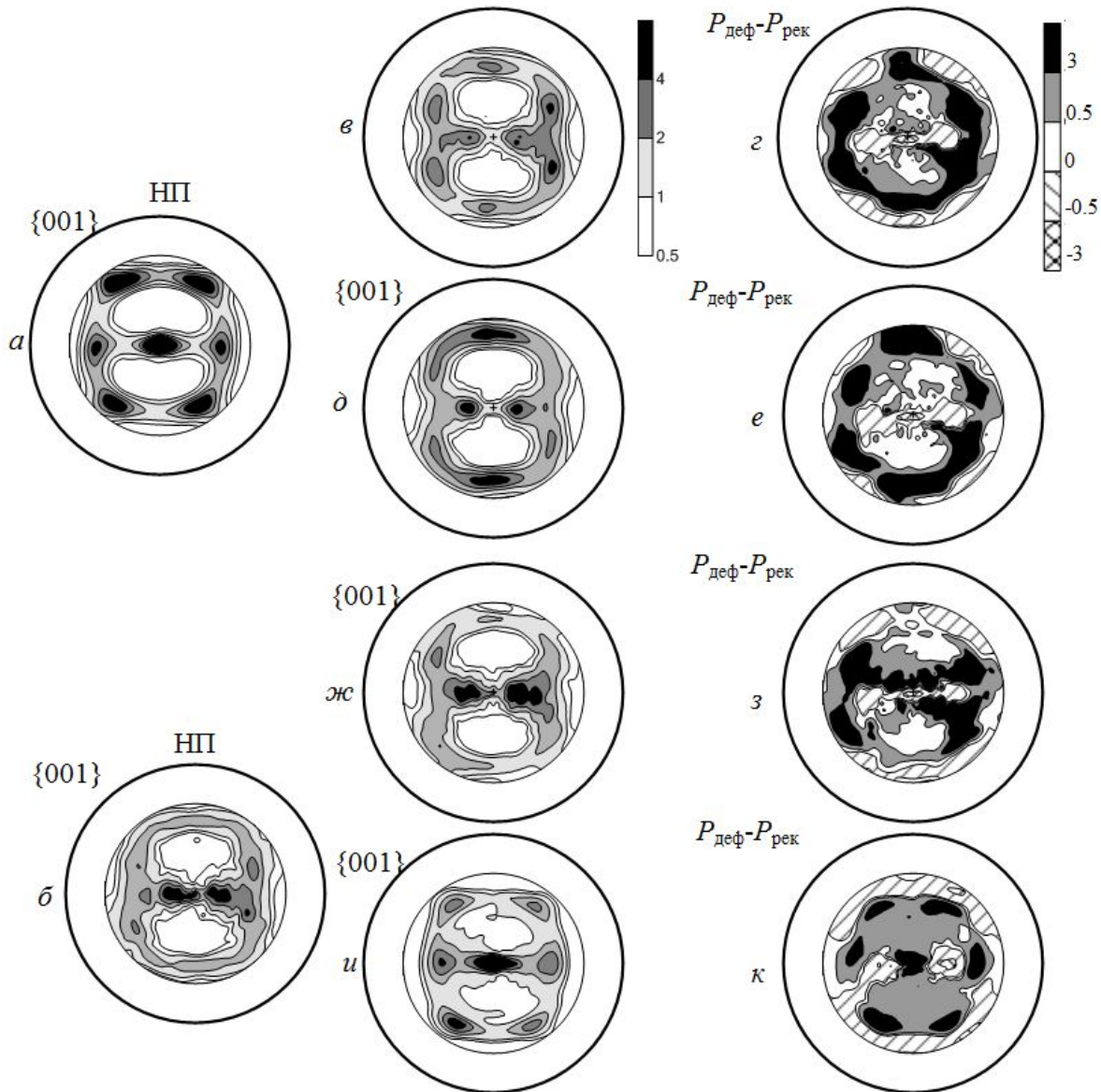


Рис. 12. Изменение текстуры (ППФ 001) фольги из сплава Ti-22%Nb-6%Zr в результате её изгибной деформации: а – холодная прокатка; б – отжиг при температуре 973 К в течение 1 ч; в, г – сжатие вдоль НП (в – ППФ, г – разностная ПФ); д, е – сжатие вдоль РД (д – ППФ, е – разностная ПФ); ж, з – растяжение вдоль НП (ж – ППФ, з – разностная ПФ); и, к – растяжение вдоль РД (и – ППФ, к – разностная ПФ)

металлов в первом приближении образована двумя группами компонент – одна из них примыкает к зёрнам с ориентацией $\{001\}\langle 011\rangle$, а другая – к зёрнам с ориентациями $\{111\}\langle 112-011\rangle$. Эти текстурные компоненты резко различаются по степени устойчивости и уровню деформационного наклёпа [1], и, хотя исходное состояние фольги отвечает её рекристаллизации, устойчивость зёрен с плоскостью прокатки $\{111\}$ заведомо отличается от устойчивости зёрен с плоскостью прокатки $\{001\}$. На разностных ППФ на рис. 12 д и 12 е видно, что в результате сжатия в поверхностном слое фольги текстурная компонента $\{001\}$ обедняется, в то время как зёрен с плоскостью прокатки $\{111\}$ становится больше. Примерно одинаковая ситуация наблюдается при растяжении фольги вдоль НП и вдоль РД (рис. 12 и, 12 к). Учитывая, что построенные полюсные фигуры в соответствии со стандартными методиками текстурного анализа [39] являются нормированными, т. е. суммарная интенсивность рентгеновского рассеяния в пределах полюсной фигуры приравнена к одному и тому же числу, убыль полюсной плотности на одних участках ППФ ком-

пенсруется ростом полюсной плотности на других участках той же ПФ. Поэтому следует считать, что в зёрнах, соответствующих по ориентации центральным областям ППФ{001}, и при сжатии, и при растяжении происходит мартенситное превращение и зёрна β -фазы переходят в зёрна α'' -фазы, тогда как в зёрнах с плоскостью прокатки {111} мартенситного превращения не происходит. Причина такой разницы может состоять и в типичных морфологических особенностях зёрен основных текстурных компонент β -фазы, и в различии вероятностей вызвать образование МД путём приложения сдвиговой нагрузки вдоль разных кристаллографических направлений в β -фазе.

Интереснейший эффект состоит в том, что при растяжении фольги вдоль ПН в её поверхностном слое формируется текстура, совпадающая с текстурой прокатки, как если бы первоначально прокатанная фольга не претерпевала рекристаллизацию. Однако разностные ППФ для растянутых образцов не вполне соответствуют правилу, наблюдаемому для образцов сжатых. По-видимому, при растяжении фольги устойчивость зёрен β -фазы в условиях мартенситного превращения характеризуется более сложной ориентационной зависимостью, чем при её сжатии.

Выводы

1. По данным текстурного анализа выявлены три устойчивые исходные ориентации, которые остаются неизменными при прокатке монокристаллов сплава Ti-48%Ni-2%Fe: {011}<011>, {111}<011> и {111}<112>, отличающиеся как температурой начала рекристаллизации на 200 К, температурами фазовых превращений B2-R-B19', так и свойствами памяти формы:

— Дробление текстурных максимумов деформированных на 80 % квазимонокристаллов с ориентацией {011}<011>, обусловленных рекристаллизацией, наблюдается уже при 973 К, а с ориентацией {111}<011> — при 1073 К. Текстура прокатки монокристалла в ориентации {111}<112> лишь дополнительно обостряется в случае отжига при температурах 973–1073 К.

— Температуры начала эффекта памяти формы (ЭПФ) составляют для рассматриваемых ориентаций {011}<011>, {111}<011> и {111}<112>: 241, 228 и 198 К, а интервал его проявления — 26, 43 и 93 К соответственно.

— Задающая деформация в ряду ориентаций и {111}<112>, {111}<011> и {011}<011> изменяется от 15 до 13 %, при которой восстановление формы происходит на 100 % для первых двух ориентаций и на 76 % для последней; при этом для образцов с текстурой {011}<110> при растяжении вдоль и поперёк направления прокатки обе характеристики различаются.

2. На примере сплава Fe-28%Ni-5%Mo проиллюстрированы различия в поведении прокатанных и отожжённых фольг, растягиваемых вдоль и поперек первоначального направления прокатки. Деформация образцов разной ориентации, соответствующая площадке текучести, отличается примерно в 5 раз: для образца, растягиваемого вдоль НП, деформация составляет 15 %, а вдоль ПН — 3 %.

3. Установлено, что свойства памяти формы отличаются для деформированных и отожжённых фольг, растягиваемых вдоль и поперёк направления прокатки:

— температуры начала ОМП фольг, растянутых вдоль и поперёк НП, различаются на 200 К;

— величины ЭПФ для фольг, растянутых в разных направлениях до задающей деформации $\delta \approx 6\%$, отличаются на порядок.

4. Показано, что при изгибе фольги сверхупругого сплава Ti-22%Nb-6%Zr, имеющей подобно всем металлическим материалам с ОЦК-решёткой двухкомпонент-

ную текстуру прокатки, когда степень деформации её поверхностного слоя близка к $\varepsilon = 2.9\%$, на сжатой стороне мартенситное превращение $\beta \rightarrow \alpha''$ локализовано в менее фрагментированных зёрнах с плоскостью прокатки $\{001\}$, тогда как в зёрнах с плоскостью прокатки $\{111\}$ оно практически отсутствует.

Список литературы

1. **Перлович, Ю. А.** Структурная неоднородность текстурированных металлических материалов / Ю. А. Перлович, М. Г. Исаенкова. — М. : НИЯУ МИФИ, 2015. — 399 с.
2. **Исаенкова, М. Г.** Закономерности развития кристаллографической текстуры и субструктурной неоднородности в циркониевых сплавах при деформации и термообработке / М. Г. Исаенкова, Ю. А. Перлович. — М. : НИЯУ МИФИ, 2014. — 528 с.
3. **Пушин, В. Г.** Сплавы никелида титана с памятью формы / В. Г. Пушин // Структура, фазовые превращения и свойства. Ч. 1 / под ред. В. Г. Пушина. — Екатеринбург : УрО РАН, 2006. — С. 356–413.
4. Texture and shape memory behavior of Ti-22Nb-6Ta alloy / H. Y. Kim, T. Sasaki, K. Okutsu [et al.] // Acta Materialia. — 2006. — Vol. 54, no. 2. — P. 423–433.
5. Effect of annealing temperature on microstructure and shape memory characteristics of Ti-22Nb-6Zr (at.%) biomedical alloy / J. I. Kim, H. Y. Kim, T. Inamura [et al.] // Materials Transactions. — 2006. — Vol. 47, no. 3. — P. 505–512.
6. Bulk and porous metastable beta Ti-Nb-Zr(Ta) alloys for biomedical applications / V. Brailovski, S. Prokoshkin, M. Gauthier [et al.] // Materials Science and Engineering: C. — 2011. — Vol. 31. — P. 643–657.
7. **Kim, H. Y.** Several issues in the development of Ti-Nb-based shape memory alloys / H. Y. Kim, S. Miyazaki // Shape Memory and Superelasticity. — 2016. — Vol. 2, iss. 4. — P. 380–390.
8. Optimum rolling ratio for obtaining 001 \langle 110 \rangle recrystallization texture in Ti-Nb-Al biomedical shape memory alloy / T. Inamura, R. Shimizub, H. Y. Kim [et al.] // Materials Science and Engineering: C. — 2016. — Vol. 61. — P. 499–505.
9. Superelastic alloy Ti-22%Nb-6%Zr: X-ray study of deformation features / Yu. Perlovich, M. Isaenkova, S. Chekanov, V. Fesenko, O. Krymskaya // IOP Conference Series: Materials Science and Engineering. — 2016. — Vol. 130. — P. 012034.
10. Methods of research of shape memory effect and superelasticity in the alloy Ti-22%Nb-6%Zr / M. Isaenkova, Yu. Perlovich, A. Osintsev, V. Fesenko, M. Zaripova // New Materials — Materials of Innovative Energy: Development, Characterization Methods and Application: 15th International School-Conference. KnE Material Science. — 2018. — Vol. 2018. — P. 221–231.
11. **Fesenko, V.** Martensitic transformation development in the rolled Ti-Ni alloy: varying of temperature parameters depending on grain orientation / V. Fesenko, Yu. Perlovich // J. de Physique IV. — 1996. — Vol. 6, no. C1. — P. C1-197–C1-202.
12. Inhomogeneity of phase transformations $\beta \rightarrow \omega$ and $\beta \rightarrow \alpha$ in the quenched cold-rolled alloy Zr-20%Nb / Yu. Perlovich, H. J. Bunge, V. Fesenko [et al.] // J. de Physique IV. — 1996. — Vol. 6, no. C1. — P. C1-149–C1-156.
13. X-ray study of rolled single crystals of Ti-48%Ni-2%Fe alloy. Part 1: Texture development and mechanisms of plastic deformation / Yu. Perlovich, M. Isaenkova, H. J. Bunge, V. Fesenko, R. Rustamov // Materials Science Forum. — 1998. — Vol. 273–275. — P. 655–666.
14. Equilibrium of elastic microstresses in textured metal materials / Yu. Perlovich, M. Isaenkova, H. J. Bunge, V. Fesenko // Textures and Microstructures. — 1999. — Vol. 33. — P. 303–319.
15. Distribution of residual microstresses in rolled textured metal materials / Yu. Perlovich, M. Isaenkova, H. J. Bunge, V. Fesenko // Materials Science Forum. — 2000. — Vol. 347–349. — P. 291–296.

16. **Perlovich, Yu.** General newly-discovered regularities of structure inhomogeneity in textured metal materials / Yu. Perlovich, M. Isaenkova, H. J. Bunge // *Materials Science Forum.* — 2001. — Vol. 378–381. — P. 174–179.
17. Texture formation and distribution of residual microstrains in rolled Ti-48%Ni-2%Fe single crystals with shape memory properties / Yu. Perlovich, M. Isaenkova, H. J. Bunge, V. Fesenko // *Materials Science Forum.* — 2002. — Vol. 408–412. — P. 1145–1150.
18. **Perlovich, Yu.** Texture formation and development of substructure inhomogeneity by plastic deformation of metal materials: general new-discovered regularities / Yu. Perlovich, M. Isaenkova, V. Fesenko // *Physics and Mechanics of Large Plastic Strains: The First Russian-French Symposium (Saint-Petersburg, Russia, 4-7 June, 2002).* — Proceedings. *Вопр. материаловедения.* — 2003. — Т. 33, № 1. — С. 233–243.
19. **Perlovich, Yu.** New principles of the substructure development in metal materials under plastic deformation, revealed by advanced X-ray method / Yu. Perlovich, M. Isaenkova // *Materials Science Forum.* — 2004. — Vol. 443–444. — P. 259–262.
20. **Перлович, Ю. А.** Закономерности субструктурной неоднородности деформированных металлических материалов / Ю. А. Перлович, М. Г. Исаенкова, В. А. Фесенко // *Изв. РАН. Сер. физ.* — 2004. — Т. 68, № 10. — С. 1462–1471.
21. Substructure inhomogeneity of textured materials by the example of rolled Ti-Ni single crystals / Yu. Perlovich, M. Isaenkova, H. J. Bunge, V. Fesenko // *Solid State Phenomena.* — 2005. — Vol. 105. — P. 207–212.
22. Development of non-uniform substructure and micro-strain distribution by texture formation in metal materials / Yu. Perlovich, M. Isaenkova, H. J. Bunge, V. Fesenko // *Materials Science Forum.* — 2005. — Vol. 495–497. — P. 77–86.
23. **Perlovich, Yu.** General principles of substructure inhomogeneity, arising in metal materials under plastic deformation / Yu. Perlovich, M. Isaenkova, V. Fesenko // *Materials Science Forum.* — 2007. — Vol. 550. — P. 253–258.
24. **Perlovich, Yu.** Three laws of substructure anisotropy of textured metal materials, revealed by X-ray method of generalized pole figures / Yu. Perlovich, M. Isaenkova, V. Fesenko // *Materials Processing and Texture, Ceramic Transactions.* — 2008. — Vol. 200. — P. 539–546.
25. **Perlovich, Yu.** Principles of microstress equilibrium in textured metal materials / Yu. Perlovich, M. Isaenkova, V. Fesenko // *Advances in X-ray Analysis.* — 2009. — Vol. 53. — P. 125–140.
26. **Perlovich, Yu.** Texture versus residual deformation effects in metal materials: principles of experimental approach and general regularities / Yu. Perlovich, M. Isaenkova, V. Fesenko // *Solid State Phenomena.* — 2010. — Vol. 160. — P. 31–38.
27. Variants of texture formation by rolling of Ti-Ni Single crystals with shape memory properties / Yu. Perlovich, M. Isaenkova, V. Fesenko [et al.] // *Materials Science Forum.* — 2012. — Vol. 702–703. — P. 900–903.
28. **Perlovich, Yu.** Non-uniform strain hardening of crystallites within different regions of texture maxima: evidences and mechanism / Yu. Perlovich, M. Isaenkova // *Materials Science Forum.* — 2012. — Vol. 702–703. — P. 681–684.
29. Distribution of residual elastic microstress in rolled Ti-Ni single crystals / Yu. Perlovich, M. Isaenkova, V. Fesenko, T. Dementyeva // *Materials Science Forum.* — 2013. — Vol. 738–739. — P. 92–96.
30. Twinning in Ti-48%Ni-2%Fe single crystals under rolling / M. Isaenkova, Yu. Perlovich, V. Fesenko, T. Dementyeva // *Materials Science Forum.* — 2013. — Vol. 738–739. — P. 118–122.
31. Закономерности ориентационной зависимости мартенситного превращения в сплаве Fe-28%Ni-5%Mo с эффектом памяти формы при деформации растяжением / Ю. А. Перлович, М. Г. Исаенкова, В. А. Фесенко, Т. И. Деметьева // *Деформация и разрушение материалов.* — 2014. — № 12. — С. 27–31.

32. **Перлович, Ю. А.** Неоднородность образования мартенсита деформации в прокатанной фольге из сплава Fe-28%Ni-5%Mo при изгибе / Ю. А. Перлович, М. Г. Исаенкова, В. А. Фесенко // *Материаловедение*. — 2015. — № 5. — С. 17–23.
33. Особенности образования мартенсита деформации в фольге сверхупругого сплава Ti-22%Nb-6%Zr при изгибе / Ю. А. Перлович, М. Г. Исаенкова, С. В. Чеканов, В. А. Фесенко, О. А. Крымская // *Перспективные материалы и технологии : сб. материалов междунар. симпозиума (Витебск, 2015)*. — 2015. — С. 52–55.
34. Сверхупругий сплав Ti-22%Nb-6%Zr: рентгеновское изучение особенностей деформации / Ю. А. Перлович, М. Г. Исаенкова, С. В. Чеканов, В. А. Фесенко, О. А. Крымская // *Перспективные материалы и технологии : сб. материалов междунар. симпозиума (Витебск, 2015)*. — 2015. — С. 131–134.
35. **Fesenko, V.** The increased shape memory effect in rolled Ti-48%Ni-2%Fe single crystals / V. Fesenko, Yu. Perlovich, M. Isaenkova // *Materials Today*. — 2015. — Vol. 12, no. 2. — P. 751–754.
36. Formation inhomogeneity of deformation martensite in rolled foil of Fe-28%Ni-5%Mo alloy under bending / Y. A. Perlovich, M. G. Isayenkova, V. A. Fesenko, T. I. Dementyeva // *Inorganic Materials: Applied Research*. — 2016. — Vol. 7, no. 1. — P. 9–14.
37. Superelasticity of Ti-Nb-Zr alloys and their medical application / M. Isaenkova, Yu. Perlovich, E. Efimova, D. Zhuk, O. Krymskaya // *Materials Science Forum*. — 2017. — Vol. 879. — P. 2561–2566.
38. **Perlovich, Yu.** Features of the phase transformations in sheets, tubes and welding seams of the alloy Zr-2,5%Nb / Yu. Perlovich, M. Isaenkova // *Textures and Microstructures*. — 1997. — Vol. 30. — P. 55–70.
39. **Isaenkova, M.** Modern methods of experimental construction of texture complete direct pole figures by using X-ray data / M. Isaenkova, Yu. Perlovich, V. Fesenko // *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*. — 2016. — Vol. 130. — P. 012055.

Поступила в редакцию 28.01.2019

После переработки 15.04.2019

Сведения об авторах

Исаенкова Маргарита Геннадьевна, доктор физико-математических наук, профессор и ведущий научный сотрудник кафедры физических проблем материаловедения (№ 9), Институт ядерной физики и технологий, Национальный исследовательский ядерный университет «МИФИ», Москва, Россия; e-mail: isamarg@mail.ru.

Перлович Юрий Анатольевич, доктор физико-математических наук, ведущий научный сотрудник кафедры физических проблем материаловедения (№ 9), профессор кафедры физики прочности (№ 16), Институт ядерной физики и технологий, Национальный исследовательский ядерный университет «МИФИ», Москва, Россия; e-mail: yuperl@mail.ru.

Фесенко Владимир Александрович, научный сотрудник кафедры физических проблем материаловедения (№ 9), Институт ядерной физики и технологий, Национальный исследовательский ядерный университет «МИФИ», Москва, Россия; e-mail: vafesenko@mephi.ru.

Зарипова Мария Маратовна, студентка кафедры физических проблем материаловедения (№ 9), Институт ядерной физики и технологий, Национальный исследовательский ядерный университет «МИФИ», Москва, Россия; e-mail: mmzaripova@mephi.ru.

ORIENTATION DEPENDENCE OF FUNCTIONAL PROPERTIES OF ALLOYS WITH SHAPE MEMORY EFFECT AND SUPERELASTICITY**M.G. Isaenkova^a, Yu.A. Perlovich, V.A. Fesenko, M.M. Zaripova***National Research Nuclear University “MEPhI”, Moscow, Russia*^a*isamarg@mail.ru*

As applied to alloys with shape memory effects (SME) and superelasticity (SE), the results of an X-ray study of the orientational dependence of their functional properties are presented, which are associated with martensitic transformations (MTs) underlying the above effects. The observed orientational effects are conditioned by the inhomogeneity of the substructure state of grains with different orientations in polycrystalline materials and the anisotropy of the influence of the given loads on the alloy crystal lattice. It was shown that the detection of the inhomogeneous flow of MPs in grains of studied samples proves to be possible only due to of the selectivity of X-ray diffraction. In particular, it was found the following facts: (1) The width of the reverse MT interval in a rolled and quenched Ti-Ni alloy varies more than by 40 K; (2) foils from the Fe-28% Ni-5Mo% alloy, stretched along and across the rolling direction, differ in temperatures of the reverse MT beginning by 200 K; (3) the 100% SME was observed in single crystals from a Ti – Ni alloy with stable orientations by a given deformation of $\sim 15\%$; (4) the SME in foils from the Fe-28Ni-5Mo alloy, stretched in different directions to the defining deformation $\delta \approx 6\%$, differ by an order of value. It has been established that in superelastic Ti-Nb-based alloys, which have a two-component rolling texture, like all metallic materials with a bcc lattice, the martensitic transformation $\beta \leftrightarrow \alpha''$ under compression is localized in less fragmented grains with the rolling plane $\{001\}$, while in grains with the rolling plane $\{111\}$ it is almost absent.

Keywords: *shape memory effect, superelasticity, texture, functional properties, Ti-Ni, Fe-Ni-Mo, Ti-Nb-Zr.*

References

1. **Perlovich Yu.A., Isaenkova M.G.** *Strukturnaya neodnorodnost' teksturirovannykh metallicheskih materialov* [Structural heterogeneity of textured metal materials]. Moscow, National Research University “MEPhI”, 2015. 398 p. (In Russ.).
2. **Isaenkova M.G., Perlovich Yu.A.** *Zakonomernosti razvitiya kristallograficheskoy textury i substrukturnoy neodnorodnosti v tsirkoniyevykh splavakh pri deformatsii i termoobrabotke* [Regularity of the development of crystallographic texture and substructural heterogeneity in zirconium alloys during deformation and heat treatment]. Moscow, National Research University “MEPhI”, 2014. 528 p. (In Russ.).
3. **Pushin V.G.** *Splavy nikelida titana s pamyat'yu formy* [Nickel titanium alloys with shape memory]. *Struktura, fazovye prevrashcheniya i svoystva* [Structure, phase transformations and properties], part 1. Ekaterinburg, Institute of Metal Physics of the Ural Branch of Russian Academy of Sciences, 2006. Pp. 356–413. (In Russ.).
4. **Kim H.Y., Sasaki T., Okutsu K. [et al.]**. Texture and shape memory behavior of Ti-22Nb-6Ta alloy. *Acta Materialia*, 2006, vol. 54, no. 2, pp. 423–433.
5. **Kim J.I., Kim H.Y., Inamura T. [et al.]**. Effect of annealing temperature on microstructure and shape memory characteristics of Ti-22Nb-6Zr (at.%) biomedical alloy. *Materials Transactions*, 2006, vol. 47, no. 3, pp. 505–512.

6. **Brailovski V., Prokoshkin S., Gauthier M. [et al.]**. Bulk and porous metastable beta Ti-Nb-Zr(Ta) alloys for biomedical applications. *Materials Science and Engineering: C*, 2011, vol. 31, pp. 643–657.
7. **Kim H.Y., Miyazaki S.** Several issues in the development of Ti-Nb-based shape memory alloys. *Shape Memory and Superelasticity*, 2016, vol. 2, iss. 4, pp. 380–390.
8. **Inamura T., Shimizub R., Kim H.Y. [et al.]**. Optimum rolling ratio for obtaining {001}<110> recrystallization texture in Ti-Nb-Al biomedical shape memory alloy. *Materials Science and Engineering: C*, 2016, vol. 61, pp. 499–505.
9. **Perlovich Yu., Isaenkova M., Chekanov S.** Superelastic alloy Ti-22%Nb-6%Zr: X-ray study of deformation features. *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*, 2016, vol. 130, p. 012034.
10. **Isaenkova M., Perlovich Yu., Osintsev A., Fesenko V., Zaripova M.** Methods of research of shape memory effect and superelasticity in the alloy Ti-22%Nb-6%Zr. *New materials – Materials of Innovative Energy: Development, Characterization Methods and Application*, 15th International School-Conference, *KnE Material Science*, 2018, vol. 2018, pp. 221–231.
11. **Fesenko V., Perlovich Yu.** Martensitic transformation development in the rolled Ti-Ni alloy: varying of temperature parameters depending on grain orientation. *Journal de Physique IV*, 1996, vol. 6, no. C1, pp. C1-197–C1-202.
12. **Perlovich Yu., Bunge H.J., Fesenko V., Isaenkova M. [et al.]**. Inhomogeneity of phase transformations $\beta \rightarrow \omega$ and $\beta \rightarrow \alpha$ in the quenched cold-rolled alloy Zr-20%Nb. *Journal de Physique IV*, 1996, vol. 6, no. C1, pp. C1-149–C1-156.
13. **Perlovich Yu., Isaenkova M., Bunge H.J., Fesenko V., Rustamov R.** X-ray study of rolled single crystals of Ti-48%Ni-2%Fe alloy. Part 1: Texture development and mechanisms of plastic deformation. *Materials Science Forum*, 1998, vol. 273–275, pp. 655–666.
14. **Perlovich Yu., Isaenkova M., Bunge H.J., Fesenko V.** Equilibrium of elastic microstresses in textured metal materials. *Textures and Microstructures*, 1999, vol. 33, pp. 303–319.
15. **Perlovich Yu., Isaenkova M., Bunge H.J., Fesenko V.** Distribution of residual microstresses in rolled textured metal materials. *Materials Science Forum*, 2000, vol. 347–349, pp. 291–296.
16. **Perlovich Yu., Isaenkova M., Bunge H.J.** General newly-discovered regularities of structure inhomogeneity in textured metal materials. *Materials Science Forum*, 2001, vol. 378–381, pp. 174–179.
17. **Perlovich Yu., Isaenkova M., Bunge H.J., Fesenko V.** Texture formation and distribution of residual microstrains in rolled Ti-48%Ni-2%Fe single crystals with shape memory properties. *Materials Science Forum*, 2002, vol. 408–412, pp. 1145–1150.
18. **Perlovich Yu., Isaenkova M., Fesenko V.** Texture formation and development of substructure inhomogeneity by plastic deformation of metal materials: general newly-discovered regularities. *Physics and Mechanics of Large Plastic Strains. Proceedings of the First Russian-French Symposium, Saint-Petersburg, Russia, 4–7 June, 2002. Voprosy materialovedeniya* [Materials science issues], 2003, vol. 33, no. 1, pp. 233–243.
19. **Perlovich Yu., Isaenkova M.** New principles of the substructure development in metal materials under plastic deformation, revealed by advanced X-ray method. *Materials Science Forum*, 2004, vol. 443–444, pp. 259–262.
20. **Perlovich Yu.A., Isaenkova M.G., Fesenko V.A.** Zakonomernosti substrukturnoy neodnorodnosti deformirovannykh metallicheskih materialov [Regularities of substructural heterogeneity of deformed metal materials]. *Izvestiya RAN. Seriya fizicheskaya* [News of Russian Academy of Sciences. Physical series], 2004, vol. 68, no. 10, pp. 1462–1471. (In Russ.).
21. **Perlovich Yu., Isaenkova M., Bunge H.J., Fesenko V.** Substructure inhomogeneity of textured materials by the example of rolled Ti-Ni single crystals. *Solid State Phenomena*, 2005, vol. 105, pp. 207–212.

22. **Perlovich Yu., Isaenkova M., Bunge H.J., Fesenko V.** Development of non-uniform substructure and micro-strain distribution by texture formation in metal materials. *Materials Science Forum*, 2005, vol. 495–497, pp. 77–86.
23. **Perlovich Yu., Isaenkova M., Fesenko V.** General principles of substructure inhomogeneity, arising in metal materials under plastic deformation. *Materials Science Forum*, 2007, vol. 550, pp. 253–258.
24. **Perlovich Yu., Isaenkova M., Fesenko V.** Three laws of substructure anisotropy of textured metal materials, revealed by X-ray method of generalized pole figures. *Materials Processing and Texture, Ceramic Transactions*, 2008, vol. 200, pp. 539–546.
25. **Perlovich Yu., Isaenkova M., Fesenko V.** Principles of microstress equilibrium in textured metal materials. *Advances in X-ray Analysis*, 2009, vol. 53, pp. 125–140.
26. **Perlovich Yu., Isaenkova M., Fesenko V.** Texture versus residual deformation effects in metal materials: principles of experimental approach and general regularities. *Solid State Phenomena*, 2010, vol. 160, pp. 31–38.
27. **Perlovich Y., Isaenkova M., Fesenko V. [et al.].** Variants of texture formation by rolling of Ti-Ni single crystals with shape memory properties. *Materials Science Forum*, 2012, vol. 702–703, pp. 900–903.
28. **Perlovich Y., Isaenkova M.** Non-uniform strain hardening of crystallites within different regions of texture maxima: evidences and mechanism. *Materials Science Forum*, 2012, vol. 702–703, pp. 681–684.
29. **Perlovich Y., Isaenkova M., Fesenko V., Dementyeva T.** Distribution of residual elastic microstress in rolled Ti-Ni single crystals. *Materials Science Forum*, 2013, vol. 738–739, pp. 92–96.
30. **Isaenkova M., Perlovich Y., Fesenko V., Dementyeva T.** Twinning in Ti-48%Ni-2%Fe single crystals under rolling. *Materials Science Forum*, 2013, vol. 738–739, pp. 118–122.
31. **Perlovich Yu.A., Isaenkova M.G., Fesenko V.A., Dementyeva T.I.** Zakonomernosti orientatsionnoy zavisimosti martensitnogo prevrashcheniya v splave Fe-28%Ni-5%Mo s efektom pamyati formy pri deformatsii rastayzheniem [Regularities of the orientational dependence of the martensitic transformation in the Fe-28%Ni-5%Mo alloy with shape memory effect under tensile deformation]. *Deformatsiya i razrusheniye materialov* [Deformation and destruction of materials], 2014, no. 12, pp. 27–31. (In Russ.).
32. **Perlovich Yu.A., Isaenkova M.G., Fesenko V.A.** Neodnorodnost obrazovaniya martensita deformatsii v prokatannoy fol'ge iz splava Fe-28%Ni-5%Mo pri izgibe [Inhomogeneity of the formation of deformation martensite in a rolled foil from an alloy of Fe-28%Ni-5%Mo upon bending]. *Materialovedeniye* [Materials Science], 2015, no. 5, pp. 17–23. (In Russ.).
33. **Perlovich Yu.A., Isaenkova M.G., Chekanov S.V., Fesenko V.A., Krymskaya O.A.** Osobennosti obrazovaniya martensita deformatsii v fol'ge sverkhuprugogo splava Ti-22%Nb-6%Zr pri izgibe [Features of the formation of deformation martensite in a foil of the superelastic alloy Ti-22%Nb-6%Zr during bending]. *Advanced Materials and Technologies. Proceedings of the International Symposium*. Vitebsk, 2015, pp. 52–55. (In Russ.).
34. **Perlovich Yu.A., Isaenkova M.G., Chekanov S.V., Fesenko V.A., Krymskaya O.A.** Sverkhuprugiy splav Ti-22%Nb-6%Zr: rentgenovskoye izucheniye osobennostey deformatsii [Superelastic alloy Ti-22%Nb-6%Zr: X-ray study of deformation features]. *Advanced Materials and Technologies. Proceedings of the International Symposium*. Vitebsk, 2015, pp. 131–134. (In Russ.).
35. **Fesenko V., Perlovich Yu., Isaenkova M.** The increased shape memory effect in rolled Ti-48%Ni-2%Fe single crystals. *Materials Today*, 2015, vol. 12, no. 2, pp. 751–754.

36. **Perlovich Y.A., Isayenkova M.G., Fesenko V.A., Dementyeva T.I.** Formation inhomogeneity of deformation martensite in rolled foil of Fe-28%Ni-5%Mo alloy under bending. *Inorganic Materials: Applied Research*, 2016, vol. 7, no. 1, pp. 9–14.
37. **Isaenkova M., Perlovich Yu., Efimova E., Zhuk D., Krymskaya O.** Superelasticity of Ti-Nb-Zr alloys and their medical application. *Materials Science Forum*, 2017, vol. 879, pp. 2561–2566.
38. **Perlovich Yu., Isaenkova M.** Features of the phase transformations in sheets, tubes and welding seams of the alloy Zr-2,5%Nb. *Textures and Microstructures*, 1997, vol. 30, pp. 55–70.
39. **Isaenkova M., Perlovich Yu., Fesenko V.** Modern methods of experimental construction of texture complete direct pole figures by using X-ray data. *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*, 2016, vol. 130, p. 012055.

Accepted article received 28.01.2019

Corrections received 15.04.2019