

УДК 539.12.043

## ИНИЦИИРОВАНИЕ ЭФФЕКТА ПАМЯТИ ФОРМЫ С ПОМОЩЬЮ ОБЛУЧЕНИЯ БЫСТРЫМИ НЕЙТРОНАМИ

© 2024 г. В. И. Бобровский<sup>a,\*</sup>, С. В. Афанасьев<sup>a</sup>, В. И. Воронин<sup>a</sup>, В. А. Казанцев<sup>a</sup>,  
Н. В. Катаева<sup>a</sup>, В. Д. Пархоменко<sup>a</sup>, Н. В. Проскурнина<sup>a</sup>, В. В. Сагарадзе<sup>a</sup>

<sup>a</sup> Институт физики металлов им. М.Н. Михеева УрО РАН, ул. С. Ковалевской, 18, Екатеринбург, 620108 Россия

\*e-mail: bobrovskii@imp.uran.ru

Поступила в редакцию 21.09.2023 г.

После доработки 21.09.2023 г.

Принята к публикации 09.11.2023 г.

Предварительно деформированный в форме дуги окружности со стрелой прогиба 3 мм образец из ленты аустенитно-мартенситной стали 0.3C–13Cr–10Mn–3Si–1V был подвергнут облучению быстрыми нейтронами флюенсом  $6 \times 10^{19} \text{ см}^{-2}$  в мокром вертикальном канале реактора ИВВ-2М при температуре 80 °С. Данный материал относится к классу нержавеющей марганцевых аустенитных сталей с эффектом памяти формы (ЭПФ). Изначально ожидалось, что облучение уменьшит величину ЭПФ при последующем нагреве исследованного образца в сравнении с эталонным образцом. Однако вместо этого было выявлено проявление ЭПФ непосредственно под воздействием облучения с уменьшением стрелы прогиба примерно на 21 %. Контрольные эксперименты подтвердили, что нижняя температурная граница проявления ЭПФ в данном материале лежит при 120 °С, а при 80 °С эффект отсутствует. Это позволяет сделать вывод, что наблюдавшийся эффект является результатом именно нейтронного облучения.

*Ключевые слова:* эффект памяти формы, аустенит, мартенсит, текстура, неупругая деформация, нейтронное облучение

DOI: 10.31857/S0015323024020148, EDN: YOKCBL

### ВВЕДЕНИЕ

Эффект памяти формы (ЭПФ), т. е. свойство материалов, по крайней мере, частично восстанавливать при нагреве первичную форму изделия, изменившуюся под воздействием неупругой деформации, проявляется во многих материалах с ОЦК- и ГЦК-структурой. Оно связано с индуцированным деформацией формированием в них мартенситов различного типа, причем для возникновения ЭПФ состояние мартенситной системы должно быть не только метастабильным, но и кристаллографически обратимым. В зависимости от материала кристаллические структуры мартенситов могут быть орторомбического ( $\alpha$ -мартенсит, ОЦК, ОЦТ) или гексагонального ( $\epsilon$ -мартенсит, ГПУ) типа.

Наиболее известными материалами с памятью формы являются сплавы никелида титана [1]. Но ЭПФ также реализуется и в аустенитных сталях, имея там перспективы широкого практического применения [2]. В частности, к таким материалам относятся марганцевые и хромомарганцевые аустенитные стали [2–6].

Облучение материалов потоками быстрых нейтронов является не только следствием их экс-

плуатации в ядерной технике, но и средством создания в них новых структурных и микроструктурных состояний, зачастую недостижимых иными методами. Воздействие этих потоков на вещество является каскадообразующим, т. е. приводит к образованию в них нанообластей радиационных повреждений с перестроенной структурой. В частности, было выяснено, что такое облучение существенно сказывается на свойствах никелида титана. Было показано, что в сплаве Ni<sub>51</sub>Ti<sub>49</sub> оно ведет к деградации ЭПФ вплоть до его полного исчезновения [7, 8], происходившего уже при флюенсе быстрых нейтронов  $8 \cdot 10^{19} \text{ см}^{-2}$ , хотя после флюенса  $2.9 \cdot 10^{19} \text{ см}^{-2}$  мартенситные превращения в сплаве еще наблюдались. Этот факт связывается [8] с развивающейся в никелиде титана радиационной аморфизацией материала. Как выяснилось, для его полной аморфизации в случае облучения при 80 °С достаточно флюенса  $2.5 \cdot 10^{20} \text{ см}^{-2}$ , а при криогенном облучении (80 К) – даже  $1.5 \cdot 10^{19} \text{ см}^{-2}$ .

Склонность материала к проявлению ЭПФ связана с нестабильностью его кристаллической решетки относительно мартенситных превращений. В никелиде титана препятствием для них

становится аморфизация решетки. Аустенитные марганцевые и хроммарганцевые стали с эффектом памяти формы такой склонности к радиационно-индуцированной аморфизации не проявляют. Однако в случае этих материалов было показано [2, 5, 6], что существенное влияние на проявление в них ЭПФ оказывает выпадение преципитатов карбида ванадия, возникающих в процессе искусственного старения этих сталей при определенных температурах и препятствующих мартенситным превращениям. Меняя температурные режимы и времена старения, оказалось возможным влиять на величину ЭПФ. По-видимому, при этом играл роль и уход углерода и ванадия из матрицы, что, как считается, оказывает дестабилизирующее влияние на ее состояние.

В то же время из результатов наших предыдущих исследований радиационно-индуцированных эффектов в различных типах сталей и модельных ГЦК-сплавов было известно [9–11], что нейтронное облучение может так же, как и старение материала, приводить к выпадению преципитатов карбидных и интерметаллидных фаз, уходу углерода из решетки и т. п. Соответственно, интересно было проверить, как такое облучение сказывается на проявлениях эффекта памяти формы в тех типах аустенитных сталей, где он имеет место.

Исследование влияния облучения быстрыми нейтронами на проявления эффекта памяти формы в марганцевых и хром-марганцевых аустенитных сталях было запланировано провести в несколько этапов. На первом этапе было выполнено оценочное изучение такого воздействия, результаты которого представлены в настоящей работе.

## МАТЕРИАЛЫ

Для исследования была подготовлена серия образцов из сталей 20Г20С2Ф1 (0.2С–20Mn–2Si–1V) и 30Х13Г10С3Ф1 (0.3С–13Cr–10Mn–3Si–1V).

С целью оценки влияния облучения быстрыми нейтронами на проявления эффекта памяти формы были изготовлены ленты из данных материалов сечением 5×0.5 мм. При этом использовали холодную прокатку с промежуточной термообработкой (950 °С, 10 мин) исходных пластин толщиной 2.5 мм, вырезанных из болванки (для стали 0.3С–13Cr–10Mn–3Si–1V) и листового проката (для стали 0.2С–20Mn–2Si–1V). Затем ленты после выдержки в течение 30 минут при 1000 °С были закалены на воздухе.

Исследование кристаллической структуры лент было проведено с помощью рентгеновского дифракционного анализа. При этом использовали дифрактометр ДРОН-4–07, излучение  $\text{Cu-K}\alpha$ . Обработку результатов эксперимента

проводили с использованием программного пакета FulProf [12].

На рис. 1 и в табл. 1 представлены результаты этого исследования для ленты из стали 0.2С–20Mn–2Si–1V.

Разностная линия свидетельствует о достижении хорошего описания экспериментальной дифрактограммы. Небольшой пик на ней связан с частичной преимущественной ориентацией зерен в фазе ГЦК Fe в плоскости (220). Уточненные структурные параметры приведены в табл. 1. Анализ показал, что материал содержал 71.4% аустенита и 27.3%  $\epsilon$ -мартенсита при незначительной (1.3%) примеси ОЦК-фазы.

Однако рентгеноструктурный анализ ленты из стали 0.3С–13Cr–10Mn–3Si–1V показал, что ее фазовый состав существенно отличается от состава ленты из 0.2С–20Mn–2Si–1V. Выяснилось, что в процессе закалки от 1000 °С основная (82%) часть материала перешла в  $\alpha$ -мартенсит. Аустенитной  $\gamma$ -фазы в нем осталось около 17% (рис. 2 и табл. 2).

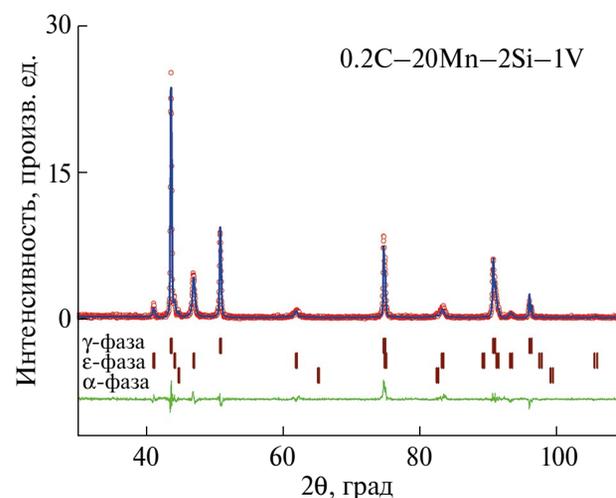
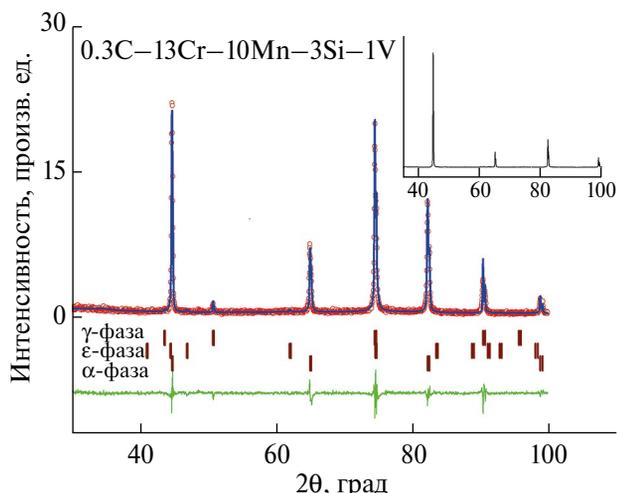


Рис. 1. Экспериментальная (красные кружки) и расчетная (огibaющая синяя линия) рентгенограммы закаленной ленты из стали 0.2С–20Mn–2Si–1V. Зеленая линия – разность между экспериментом и расчетом. Штрихи сверху вниз: угловые положения рефлексов  $\gamma$ -фазы твердого раствора железа, гексагональной  $\epsilon$ -фазы и ОЦК  $\alpha$ -фазы.

Таблица 1. Фазовый состав закаленной ленты из стали 20Г20С2Ф1 (0.2С–20Mn–2Si–1V)

Параметр	$\gamma$ -фаза	$\epsilon$ -фаза	$\alpha$ -фаза
Пр. группа	<i>Fm-3m</i>	<i>P6<sub>3</sub>/mmc</i>	<i>Im-3m</i>
<i>a</i> , Å	3.5923	2.5358	2.8643
<i>c</i> , Å		4.1013	
Массовый % фазы	71.4	27.3	1.3
Средний размер зерна (ОКР), Å	1900	380	710



**Рис. 2.** Экспериментальная (красные кружки) и расчетная (оглабающая синяя линия) рентгенограммы закаленной ленты из стали 0.3С–13Сг–10Мн–3Si–1V. Зеленая линия – разность между экспериментом и расчетом. Штрихи сверху вниз: угловые положения рефлексов  $\gamma$ -фазы твердого раствора железа, гексагональной  $\epsilon$ -фазы и ОЦК  $\alpha$ -фазы Fe, использовавшихся при подгонке. На вставке рентгенограмма порошка  $\alpha$ -фазы железа.

**Таблица 2.** Фазовый состав закаленной ленты из стали 30X13Г10СЗФ1 (0.3С–13Сг–10Мн–3Si–1V)

Параметр	$\gamma$ -фаза	$\epsilon$ -фаза	$\alpha$ -фаза
Пр. группа	<i>Fm-3m</i>	<i>P6<sub>3</sub>/mmc</i>	<i>Im-3m</i>
<i>a</i> , Å	3.6022	2.5446	2.8704
<i>c</i> , Å		4.0809	
Массовый % фазы	(220)	0.9	(200)
	(311)		(211)
	12.8		71.0
	4.3		11.0

Сравнение экспериментальной рентгенограммы и рентгенограммы порошка  $\alpha$ -фазы Fe, приведенной на вставке, наглядно показывает различия в интенсивностях рефлексов, которые очевидно связаны с наличием текстуры в объеме фазы ОЦК-железа. При этом учет только одного типа текстуры не показал хорошей сходимости с экспериментом. Очевидно, в материале существует несколько компонент текстуры, из которых наиболее яркими были (200) и (211). Введение в расчет двух фаз  $\alpha$ -Fe с таким типом текстур значительно улучшило сходимость экспериментальных пиков фазы ОЦК с интенсивностями пиков от эталонного ОЦК-порошка железа. Аналогичная проблема с описанием рефлексов  $\gamma$ -фазы потребовала введения в расчет также двух  $\gamma$ -фаз с типом текстур (220) и (311). Но окончательное описание профиля экспериментальной рентгенограммы 30X13Г10СЗФ1 удалось достигнуть лишь при введении анизотропной формы зерен ОЦК-фазы и небольшого количества  $\epsilon$ -фазы (исполь-

зовали параметры структуры  $Fe_{0.8}Mn_{0.2}$ ). Таким образом, последующим деформации и облучению подвергалась сталь с 71%+11%  $\alpha$ -мартенсита и 17%  $\gamma$ -аустенита соответственно.

Обнаруженные отличия в начальном состоянии материалов показали весьма интересными с точки зрения сравнения их реакции на запланированное облучение быстрыми нейтронами.

Два отрезка заготовленных лент длиной 25 мм из сталей 0.3С–13Сг–10Мн–3Si–1V и 0.2С–20Мн–2Si–1V с использованием цилиндрической оправки были изогнуты в дуги, сохранившие после этой операции остаточные деформации со стрелами прогиба 3.04 мм и 3.57 мм, соответственно. Деформация образца изгибом приводит в результате  $\gamma \rightarrow \epsilon$ -перехода к образованию  $\epsilon$ -мартенсита [6].

Данные образцы были облучены в течение 288 ч в вертикальном мокром канале реактора ИВВ-2М в специальном проточном контейнере, обеспечивающем циркуляцию теплоносителя, флюенсом  $6 \cdot 10^{19} \text{ см}^{-2}$ . Температура облучения составляла 80 °С.

### ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ АНАЛИЗ

Для первой оценки состояния исследуемых образцов с учетом уровня наведенной радиоактивности была выбрана фотофиксация изменения их формы, позволявшая минимизировать время работы с ними. Образцы фотографировали цифровой фотокамерой (12 мегапиксел) со стороны боковой проекции дуг на фоне с масштабными отметками и сеткой, позволяющей контролировать появление искажений изображения. Высокое разрешение фотокамеры обеспечило возможность проводить дальнейшую цифровую обработку изображения примерно с двадцатикратным увеличением. В ходе этой обработки на изображении образца в боковой проекции отмечали точки в 1 пиксел на ее средней линии (около 40 точек на 25 мм длины). В масштабе образца горизонтальный и вертикальный размеры точки составляли примерно 0.03 мм. С учетом возникающих иногда неопределенностей их постановки точность определения координат точек средней линии может быть оценена не хуже, чем  $\pm 0.06$  мм. Концевые точки средней линии были выбраны в качестве реперных. Полученный массив координат точек преобразовывали таким образом, чтобы реперные точки оказались на оси абсцисс, стрела дуги была обращена вниз, а левая реперная точка заняла позицию в начале координат. С учетом масштабных множителей, определенных по соответствующим отметкам, координаты точек окончательно выражались в миллиметрах. Такая

обработка позволяет проводить прецизионное отслеживание изменений формы образцов. Как ее результат, сразу же выявилась легкая асимметрия форм обеих дуг.

Проведенная цифровая обработка форм средней линии для стали 0.3C–13Cr–10Mn–3Si–1V дала неожиданный результат. Изначально предполагалось, что какие-либо изменения в поведении облученных образцов должны проявиться в процессе дальнейших запланированных отжигов. Однако, как легко видеть из рис. 3, в результате облучения произошло частичное восстановление формы предварительно деформированного изгибом образца из 0.3C–13Cr–10Mn–3Si–1V. Изменение стрелы прогиба дуги под воздействием облучения составляет 0.65 мм, т. е. 21 % от начального значения. Абсолютная ошибка определения этой величины с учетом ошибок простановки точек средних линий заведомо менее 0.1 мм.

Радиус кривизны средних линий в точке минимума, определенный путем аппроксимации набора 8 средних точек полиномом 3 порядка (для учета легкой асимметрии линий), под облучением вырос с 19.6 мм до 32.4 мм.

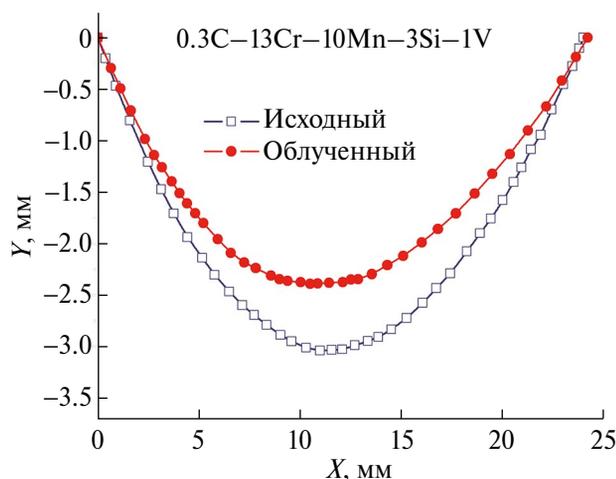
На рис. 4 аналогичные результаты представлены для образца из стали 0.2C–20Mn–2Si–1V.

Изменения формы средней линии, наблюдаемые на этом рисунке, можно рассматривать лишь как некоторую тенденцию к проявлению ЭПФ, поскольку они лежат на грани точности измерений.

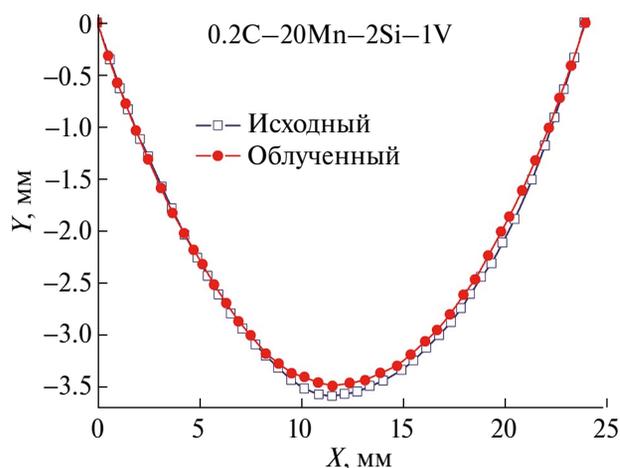
Для проверки предположения о том, что проявление эффекта памяти формы на рис. 3 связано именно с нейтронным облучением материала, был проведен дополнительный эксперимент. Необходимо было убедиться, что эффект не является последствием простого нагрева образца до

температуры теплоносителя 80°C в канале реактора. Из той же исходной полоски была выгнута дужка длиной 15 мм, которая в дальнейшем была подвергнута ряду последовательных часовых отжигов при разных температурах с фотофиксацией изменений средней линии ее боковой проекции. На рис. 5 представлены результаты этого эксперимента. (Отметим, что из-за состояния концов объекта реперные точки здесь оказалось удобнее брать на внешней линии проекции, что отразилось на графике в практически пренебрежимо малом смещении точек средней линии по оси абсцисс).

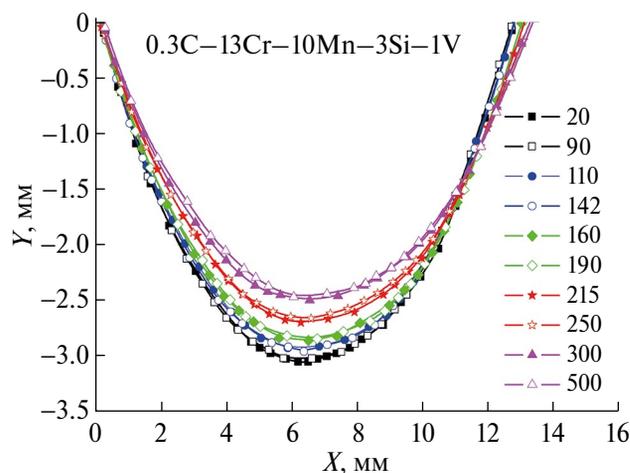
Помимо результатов, приведенных на рис. 5, аналогичные дуги были получены также для температур 128, 181, 400°C. Они занимают соот-



**Рис. 3.** Средняя линия боковой проекции образца из стали 0.3C–13Cr–10Mn–3Si–1V в исходном состоянии и после облучения флюенсом быстрых нейтронов  $6 \cdot 10^{19} \text{ см}^{-2}$ .



**Рис. 4.** Средняя линия боковой проекции образца из стали 0.2C–20Mn–2Si–1V в исходном состоянии и после облучения флюенсом быстрых нейтронов  $6 \cdot 10^{19} \text{ см}^{-2}$ .



**Рис. 5.** Средняя линия боковой проекции образца из стали 0.3C–13Cr–10Mn–3Si–1V после последовательных часовых отжигов при температурах 90, 110, 142, 160, 190, 215, 250, 300, 500°C. Точки, соответствующие исходному состоянию образца, обозначены как 20°C.

ветствующие промежуточные положения. Полученная при этом температурная зависимость величины стрелы прогиба приведена на рис. 6.

Как нетрудно видеть, при температурной инициации эффект памяти формы в данном материале имеет тот же масштаб, что и на рис. 3. При этом сколь-нибудь значимое его проявление начинается в районе температур 120–150 °С, а завершается этот обратный переход при 300 °С.

Для подтверждения этих результатов на образце из той же ленты из стали 0.3С–13Сr–10Mn–3Si–1V были выполнены dilatометрические измерения. Использовали dilatометр DL-1500 RHP (ULVAC SINKU\_RIKO, JAPAN). Вместо изгиба и для уменьшения толщины образца до размера, необходимого для установки образца в специально разработанную для этих целей ячейку dilatометра, полоска была подвергнута дополнительной холодной прокатке и травлению. Данная ячейка позволяла проводить универсальные измерения температурного коэффициента линейного расширения (ТКЛР) фольгированных образцов.

Dilatометрические измерения были выполнены в два прохода с одной установки в режиме динамического нагрева с заданной постоянной скоростью  $v=3^\circ/\text{мин}$ . Результаты их показаны на рис. 7, 8. Во время прохода образец нагревался до температуры 250 °С, после чего охлаждался до комнатной температуры (запись велась до температуры 150 °С). При этом наблюдался четкий ЭПФ (кривая 1). Второй проход (кривая 2) демонстрировал уже полностью обратимое поведение.

По данным относительного удлинения образца был рассчитан коэффициент термического линейного расширения (КТЛР), приведенный на рис. 8.

Отчетливо видно, что при первом нагреве образца перелом в поведении КТЛР наступает в районе температуры 120 °С. Легко усмотреть также,

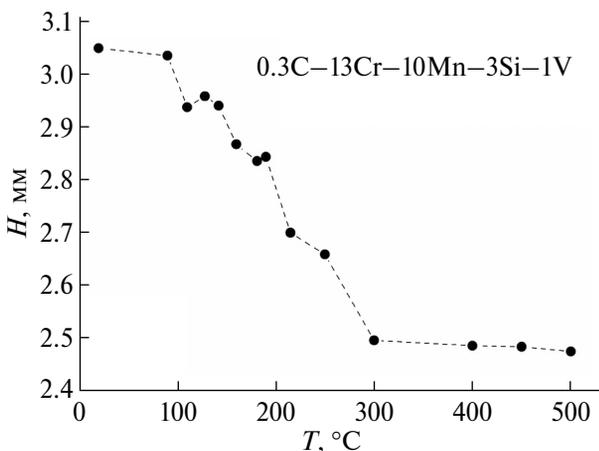


Рис. 6. Величина стрелы прогиба средней линии боковой проекции образца из стали 0.3С–13Сr–10Mn–3Si–1V в зависимости от температуры отжига.

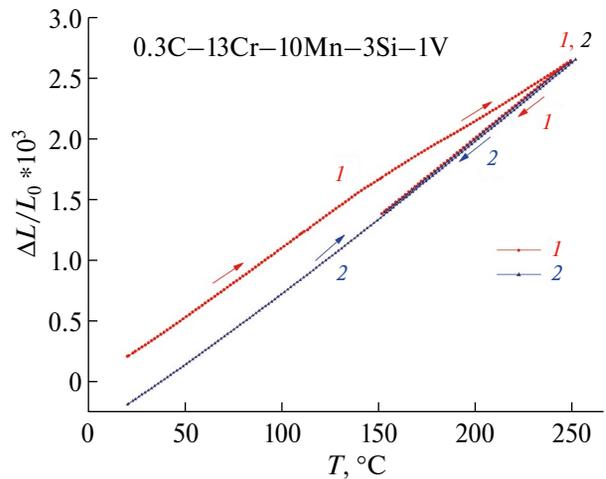


Рис. 7. Температурная зависимость относительного удлинения предварительно деформированного образца из стали 0.3С–13Сr–10Mn–3Si–1V, полученная в ходе dilatометрических измерений с двумя проходами интервала температур 20–250 °С.

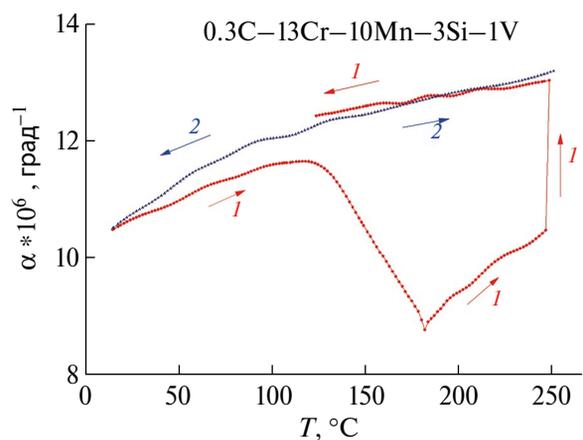


Рис. 8. Температурная зависимость коэффициента термического линейного расширения образца из стали 0.3С–13Сr–10Mn–3Si–1V, полученная в ходе dilatометрических измерений.

что, несмотря на различный характер деформаций, результаты dilatометрии (рис. 7, 8) хорошо коррелируют с зависимостями, отображенными на рис. 5, 6. Это позволяет исключить из рассмотрения термическую природу ЭПФ, отображенного на рис. 3.

### ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Тот факт, что облучение быстрыми нейтронами может оказывать дестабилизирующее воздействие на кристаллическую структуру и микроструктуру материалов, новым, безусловно, не является. В процессе такого воздействия часто наблюдаются выпадения преципитатов, фазовый распад и аморфизация материалов, причем

подобные явления развиваются в условиях даже весьма умеренных флюенсов [8, 13], сопоставимых с использованным в данной работе. Отметим, что с другой стороны, широко используемые в качестве материала оболочек топливных элементов аустенитные стали демонстрируют структурную стойкость, уже приближающуюся к 100 СНА [14]. (Величина дозы облучения, выражаемая средним числом смещений на атом (СНА), зависит не только от количества прошедших через материал нейтронов, но и от их энергии, а также от самого материала. Для случая сталей и спектра реактора ИВВ-2М, по оценкам,  $1 \text{ СНА} \sim 5 \cdot 10^{21} \text{ см}^{-2}$ . Плотность нейтронного потока (флюенс) является в этом смысле непосредственно измеряемой экспериментальной величиной).

Результаты экспериментов, отображенные на рис. 5–8, подтверждают, что исследуемый материал 0.3С–13Сr–10Mn–3Si–1V обладает эффектом памяти формы, вполне обычным образом проявляющимся при термическом воздействии на предварительно холоднодеформированный образец. Результаты ступенчатых отжигов образцов, их дилатометрии, а также литературные данные по этому классу сталей [2, 5, 6] подтверждают, что температура, при которой проводилось облучение материала быстрыми нейтронами, недостаточна для проявления термического эффекта. Это позволяет сделать вывод, что наблюдавшийся эффект обусловлен именно нейтронным облучением, возможно, в сочетании со специфическим исходным структурным состоянием материала. Дополнительным доказательством этого служит отсутствие проявления ЭПФ в облучавшемся параллельно в тех же самых условиях образце стали 0.2С–20Mn–2Si–1V, в котором, согласно [5, 6] нижняя температурная граница ЭПФ лежит в районе 80 °С.

Согласно данным рентгеноструктурного анализа, образец из стали 0.3С–13Сr–10Mn–3Si–1V является текстурированным поликристаллом из зерен сложной формы, в которых и возникает деформационный мартенсит. В свете изложенного очевидно, что нейтронное облучение оказывает дестабилизирующее воздействие на сформировавшуюся при холодной деформации материала метастабильную систему. Корректное ее описание должно охватывать эволюцию как кристаллографической текстуры, так и мартенсита деформации, что требует соответствующих углубленных исследований, подобных проведенным в [15], препятствием к которым пока является достаточно высокая радиоактивность образцов. Только после этого можно будет сделать окончательное заключение о природе наблюдавшегося эффекта.

Результаты исследования получены с использованием Уникальной научной установки “Нейтронный материаловедческий комплекс ИФМ” в рамках государственного задания МИНОБРНАУКИ России (тема “ПОТОК” № 122021000031–8).

## СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Сплавы никелида титана с памятью формы. Структура, фазовые превращения и свойства. Ч. 1 / Под ред. В.Г. Пушина. Екатеринбург: РИО УрО РАН, 2006. 414 с. ISBN5–7691–1583–1
2. Сагарадзе В.В., Уваров А.И. Упрочнение и свойства аустенитных сталей. Екатеринбург: РИО УрО РАН, 2013. 720 с. ISBN978–5–7691–2334–4.
3. Зельдович В.И., Уваров А.И., Васечкина Т.П., Садовский В.Д., Малышев К.А., Мирмельштейн В.А., Устюгов П.А. Мартенситные превращения при деформации и механические свойства аустенитных хромомарганцевых сталей. I. Дилатометрические эффекты при  $\epsilon \rightarrow \gamma$  превращении в деформированных сталях // ФММ. 1975. Т. 40. № 2. С. 394–402.
4. Терещенко Н.А., Сагарадзе В.В., Уваров А.И., Малышев К.Л. Стареющие стали со структурой  $\epsilon$  – мартенсита // ФММ. 1982. Т. 53. № 1. С. 124–130.
5. Sagardze V.V., Mukhin M.L., Belozarov E.V., Zainutdinov Yu.R., Pecherkina N.L., Filippov Yu.I. Controlled shape memory effect in high strength Mn and Cr–Mn steels // Mat. Sci. Eng. A. 2008. V. 481–482. P. 742–746.
6. Sagardze V.V., Voronin V.I., Filippov Yu.I., Kazantsev V.A., Mukhin M.L., Belozarov E.V., Pecherkina N.L., Kataeva N.V., Popov A.G. Martensitic transformations  $\gamma$ - $\epsilon$  ( $\alpha$ ) and the shape-memory effect in aging high-strength manganese austenitic steels // Phys. Met. Metal. 2008. V. 106. № 6. P. 630–640.
7. Brimhal J.L., Kissinger H.E., Pelton A.R. The Amorphous Phase Transition in Irradiated NiTi Alloy // Rad. Effects. 1985. V. 90. P. 241–258.
8. Parkhomenko V.D., Dubinin S.F. Radiation Induced Modification of Titanium Nickelide with Fast Neutrons // Phys. Met. Metal. 2012. V. 113. No. 7. P. 641–662.
9. Voronin V.I., Berger I.F., Goshchitskii B.N. Structural changes in a model alloy after irradiation of  $\text{Fe}_{62}\text{Ni}_{35}\text{Ti}_3$  with fast neutrons and isochronous temperature annealing // Phys. Met. Metal. 2012. V. 113. № 9. P. 878–882.
10. Bogdanov S.G., Goshchitskii B.N., Parkhomenko V.D., Leontieva-Smirnova M.V., Chernov V.M. Small-Angle Neutron Scattering Investigation of the Nanostructure of Ferritic–Martensitic 12%–Chromium Steels // Phys. Solid State. 2014. V. 56. № 1. P. 1–13.
11. Воронин В.И., Арбузов В.Л., Бобровский В.И., Данилов С.Е., Козлов К.А., Проскурнина Н.В., Сагарадзе В.В. Нейтронно-дифракционные исследования особенностей радиационно-индуцированных

- процессов в хром-никель-молибденовых аустенитных реакторных сталях // *Diagnostics, Resource and Mechanics of materials and structures*. 2015. № 5. С. 80–89.
12. *Rodriguez-Carvajal J.* Recent advances in magnetic structure determination by neutron powder diffraction // *Physica B*. 1993. V. 192. P. 55–64.
  13. *Бобровский В.И., Воронин В.И., Пирогов А.Н., Чукалкин Ю.Г.* Нейтронные исследования многокомпонентных функциональных материалов с радиационно-индуцированными дефектами после облучения высокими флюенсами быстрых нейтронов // *Вестник РФФИ*. 2015. № 2(86). С. 72–78.
  14. *Voronin V.I.* Neutron diffraction study of samples of fuel element claddings made of austenitic steel // *J. Nuclear Mater.* 2021. V. 547. P. 152798.
  15. *Исаенкова М.Г., Перлович Ю.А., Фесенко В.А., Запинова М.М.* Ориентационные зависимости функциональных свойств сплавов с эффектами памяти формы и сверхупругости // *Челябинский физико-математический журнал*. 2019. Т. 4. № 2. С. 221–240.

## INITIATION OF THE SHAPE MEMORY EFFECT BY FAST NEUTRON IRRADIATION

**V. I. Bobrovskii<sup>1</sup>\*, S. V. Afanasyev<sup>1</sup>, V. I. Voronin<sup>1</sup>, V. A. Kazantsev<sup>1</sup>, N. V. Kataeva<sup>1</sup>,  
V. D. Parkhomenko<sup>1</sup>, N. V. Proskurnina<sup>1</sup>, V. V. Sagaradze<sup>1</sup>**

<sup>1</sup>*Mikheev Institute of Metal Physics, Ural Branch, Russian Academy of Sciences,  
Ekaterinburg, 620108 Russia*

\**e-mail: bobrovskii@imp.uran.ru*

The band sample of austenitic steel 0.3C–13Cr–10Mn–3Si–1V was cold deformed to a shape of circular arc with a deflection of 3 mm and then irradiated by fast neutrons with a fluence of  $6 \times 10^{19} \text{ cm}^{-2}$  in the vertical wet channel of the IVV-2M reactor at a temperature of 80 °C. This material belongs to the class of the stainless manganese austenitic steels with the shape memory effect (SME). The neutron irradiation was initially supposed to lower the SME upon the further heating in comparison with the reference sample. But instead, the SME appeared immediately under irradiation showing a decrease in the deflection of about 21 %. Check experiments confirmed that the lower limit of the SME in this material is 120 °C with its absence at 80 °C. This allows us to assert that the observed effect is the result of the neutron irradiation.

*Keywords:* shape memory effect, austenite, martensite, texture, inelastic deformation, neutron irradiation