

06

## Исследование деформации композитных материалов на основе метастабильных сплавов системы железо-хром-никель методом корреляции цифровых изображений

© Э.Д. Ишкиняев,<sup>1</sup> А.В. Осинцев,<sup>1</sup> В.Н. Петровский,<sup>1</sup> В.Д. Воронов,<sup>1</sup> Е.Н. Блинова,<sup>2</sup> М.А. Либман<sup>2</sup>

<sup>1</sup>Национальный исследовательский ядерный университет „МИФИ“,  
115409 Москва, Россия

<sup>2</sup>Центральный научно-исследовательский институт черной металлургии им. И.П. Бардина,  
105005 Москва, Россия  
e-mail: ishkinyayev.emil@gmail.com

Поступило в Редакцию 11 апреля 2023 г.

В окончательной редакции 15 июня 2023 г.

Принято к публикации 21 июня 2023 г.

Рассмотрено применение метода корреляции цифровых изображений для оценки относительных деформаций композитных материалов, полученных с применением термической обработки лазерным излучением. Использование такой технологии позволило определить механические свойства материалов, содержащих макроскопические области аустенита, распределенные в мартенситной матрице по заданному закону. Определена эволюция полей деформаций, возникающих при приложении нагрузки к исследуемым образцам. Исследовано влияние форм и размеров областей с высокими пластическими свойствами (аустенита) на интегральные механические характеристики композитных материалов.

**Ключевые слова:** лазерная обработка, механические испытания, прямое и обратное мартенситное превращение, аустенит.

DOI: 10.21883/JTF.2023.08.55977.84-23

### Введение

Исследование композитных материалов, содержащих макроскопические области с существенно различными величинами механических характеристик, в первую очередь представляет интерес для создания металлических материалов, в которых возникает возможность регулировать в заданных пределах прочностные и пластические свойства, а также создавать структурные состояния, характеризующиеся высокими значениями предела прочности и относительного удлинения.

Создание таких композитных материалов возможно с использованием систем, в которых реализуются прямое ( $\gamma \rightarrow \alpha$ ) и обратное ( $\alpha \rightarrow \gamma$ ) мартенситные превращения, характеризующиеся широким температурным гистерезисом, наличие которого обеспечивает создание структурных состояний, содержащих одновременно  $\alpha$ - и  $\gamma$ -фазы [1–4]. В работах [5,6] была продемонстрирована возможность создания таких композитных материалов на основе сплава Fe-18Cr-10Ni. В этом сплаве высокопрочные области мартенсита ( $\alpha$ -фаза) можно получить в результате прямого ( $\gamma \rightarrow \alpha$ ) мартенситного превращения, которое протекает при комнатной температуре в результате сильной пластической деформации. Пластичные области аустенита ( $\gamma$ -фаза) могут быть получены в результате нагрева до температур обратного ( $\alpha \rightarrow \gamma$ ) мартенситного превращения. Использование в качестве способа нагрева лазерного излучения позволяет влиять на структуру аморфных и кристаллических спла-

вов [7–14] и, в частности, сплава Fe-18Cr-10Ni [5,6], где в результате локального воздействия лазерным излучением образуются области пластичного аустенита определенных форм и размеров, распределенные по заданному закону в высокопрочной мартенситной матрице.

Проведенные в работе [5] исследования механических свойств таких материалов методами измерения величины микротвердости по Виккерсу показали, что использование термической обработки с применением лазерного излучения существенно повышает прочность образующегося аустенита, при этом не снижая его пластичности. Однако этот метод измерения прочностных характеристик композитного материала носит локальный характер и, следовательно, не позволяет делать какие-либо выводы о величинах и соотношении прочностных и пластических характеристик. В работе [15] с использованием универсальной разрывной машины были определены механические свойства композитных материалов, созданных на основе сплава Fe-18Cr-10Ni и представляющих собой пластичные области аустенита определенной формы и размеров, распределенные по заданному закону в высокопрочной мартенситной матрице. В результате проведенных исследований было показано, что, варьируя форму, размеры и количество аустенитных областей, можно существенным образом изменять форму диаграмм „напряжения–деформации“ и, следовательно, обеспечивать необходимое сочетание прочностных и пластических характеристик.

В настоящей работе было продолжено исследование механических свойств композитных материалов в направлении изучения механизмов влияния формы и размеров аустенитных областей, распределенных в мартенситной матрице, на процессы деформирования и разрушения композитов. Для этого использовался метод корреляции цифровых изображений (КЦИ) при проведении измерений механических характеристик образцов, являющийся одним из бесконтактных оптических методов измерения напряженно-деформированного состояния образца, подвергнутого механическим нагрузкам. Он основан на сравнении спекл-структуры пары изображений при деформировании поверхности объекта для измерения величины деформации [16–24].

## 1. Материалы и методы исследования

В качестве основы исследуемых в настоящей работе композитных материалов использовался метастабильный сплав Fe-18Cr-10Ni следующего химического состава, mass%: < 0.02 C, 18.31 Cr, 9.65 Ni, 0.30 Si, 0.03 Mn, < 0.01 P, < 0.01 S. Выбор сплава именно этого состава обусловлен тем, что он очень хорошо подходит для реализации сформулированной выше технологии создания таких материалов. Так, в этом сплаве образование мартенситной фазы может быть реализовано только путем холодной пластической деформации (ХПД) с большими степенями обжатия, а аустенитные области различных форм и размеров могут быть образованы в результате термической обработки лазерным излучением в интервале температур обратного мартенситного превращения, при этом интервал температурного гистерезиса между прямым и обратным мартенситными превращениями составляет не менее 600°C [25].

Для проведения исследований механических свойств при растяжении были изготовлены образцы из ХПД-листов толщиной 0.65 mm в форме лопаток с размерами рабочей области 50 × 10 mm, вырезанные вдоль направления оси холодной деформации. Технология изготовления таких листов, включающая в себя выплавку, горячую и холодную пластические деформации, подробно описана в работах [15,25].

При проведении испытаний на разрыв при комнатной температуре в интервале внешних нагрузок от нуля до нагрузки, приводящей к разрушению материала, наряду с определением диаграмм „напряжение–деформация“ ( $\sigma(\epsilon)$ ) проводилось выявление зон с измененными механическими свойствами, сформированными в результате термической обработки, методом КЦИ. Используемый метод предназначен для анализа деформированного состояния объекта в полевом (континуальном) двумерном (2D) или трехмерном (3D) формате. В частном варианте он может использоваться и в режиме виртуального оптического линейного тензометра. Современные системы измерений позволяют анализировать как отклики тела на статические нагрузки, так и быстропроте-

текающие процессы при исследовании динамического формоизменения объектов с помощью высокоскоростных цифровых видеокамер [26].

## 2. Термическая обработка лазерным излучением

Для создания областей аустенита, определенным образом распределенных в мартенситной матрице, использовалась обработка лазерным излучением на установке, оборудованной роботизированным манипулятором MOTOMAN с одномодовым волоконным лазером IPG ЛС-5 мощностью до 5 kW. Подробная технология этой обработки описана в работе [5] и особенно в работе [15], где удалось найти адекватное решение проблемы определения и поддержания температуры в области температуры обратного мартенситного превращения.

При обработке с постоянными технологическими параметрами вследствие аккумуляции тепла наблюдается перегрев в процессе воздействия, поэтому мощность излучения необходимо уменьшать по заданному закону. Функция падения мощности для поддержания стационарной температуры определялась по построенной компьютерной модели лазерного нагрева с использованием метода конечных элементов. На основе построенной модели были подобраны режимы обработки, позволяющие нагреть область воздействия до температуры обратного мартенситного превращения, которая для данного сплава составляет ~ 700°C, а также была выбрана форма оснастки, необходимая для получения оптимального теплоотвода, обеспечивающего прогрев листа до заданной температуры по всей его толщине. Температурное распределение, формирующееся в результате лазерного воздействия на образец, измерялось тепловизором Flir 650SC.

Существенное различие величин спонтанной намагниченности и микротвердости мартенситных и аустенитных областей позволило использовать эти характеристики для контроля результатов термической обработки [5]. Различные формы зон обработки достигались за счет использования специализированных оснасток.

## 3. Результаты экспериментального исследования

Измерение кривых ( $\sigma(\epsilon)$ ) выполнялось для образцов, представленных на рис. 1. Отличие этих образцов друг от друга заключается в различии форм (круг — *a*, квадрат — *b*, параллелограмм — *c*) областей аустенита, сформированного в мартенситной матрице в результате лазерного воздействия. Размеры участков с аустенитной структурой выбирались таким образом, чтобы они полностью вписывались в рабочую зону лопатки и их площади имели близкие значения.

Наряду с этими образцами испытывались также образцы в состоянии после ХПД (мартенсит) и после ХПД

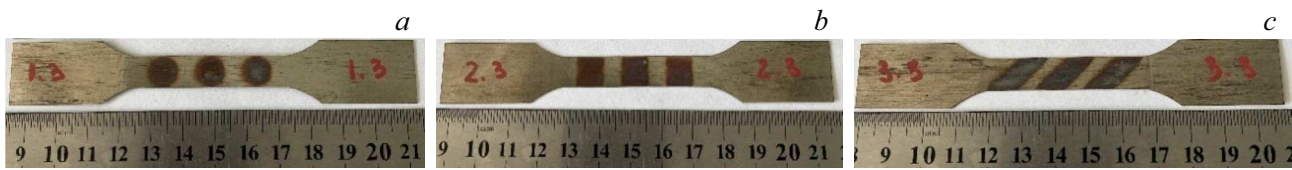


Рис. 1. Образцы с композитной структурой, подготовленные для механических испытаний.

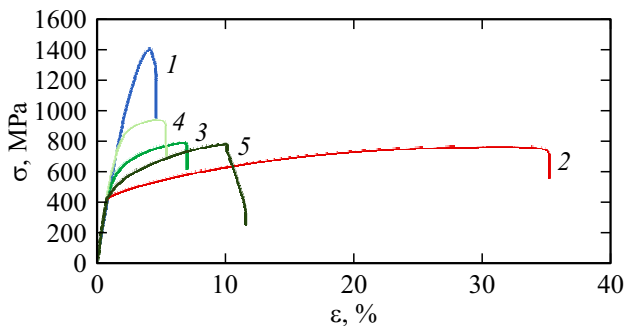


Рис. 2. Диаграммы „напряжение–деформация“ испытываемых образцов (1 — необработанный, 2 — полностью обработанный, 3 — в форме круга, 4 — квадрата, 5 — параллелограмма).

и лазерной обработки всей рабочей области образца (аустенит), результаты измерения механических свойств которых проанализированы ранее в работе [15].

Испытания образцов на растяжение проводились на универсальной испытательной машине Instron 5966 при комнатной температуре, с возрастающей нагрузкой, со скоростью 1 mm/min до момента разрушения образцов. Для построения диаграмм „напряжение–деформация“ использовались по три образца каждого типа. Полученные усредненные кривые  $\sigma(\varepsilon)$  для всех указанных выше образцов приведены на рис. 2. Наибольший интерес представляет сравнение кривых „напряжение–деформация“ для композитных образцов, содержащих аустенитные области различной формы. Образец с аустенитной областью квадратной формы обладает большей прочностью, но меньшей пластичностью по сравнению с образцом, аустенитные области которого имеют форму параллелограмма. Образец с круглыми областями аустенита обладает механическими свойствами, имеющими промежуточные значения между свойствами, характерными для композитов, содержащих аустенитные области в виде квадрата и параллелограмма.

Наряду с построением кривых  $\sigma(\varepsilon)$  были определены характеристики упругого состояния исследованного сплава — модуль Юнга ( $E$ ) и коэффициент Пуассона ( $\mu$ ) для различных структурных состояний (мартенсита — образец № 1 на рис. 2 и аустенита — образец № 2). Определение значений модуля упругости и коэффициента Пуассона осуществлялось исходя из вычисленных напряжений (нагрузка/площадь поперечного сечения) в упругой области диаграммы „нагрузка–удлинение“ и экспериментально полученных с помощью оптиче-

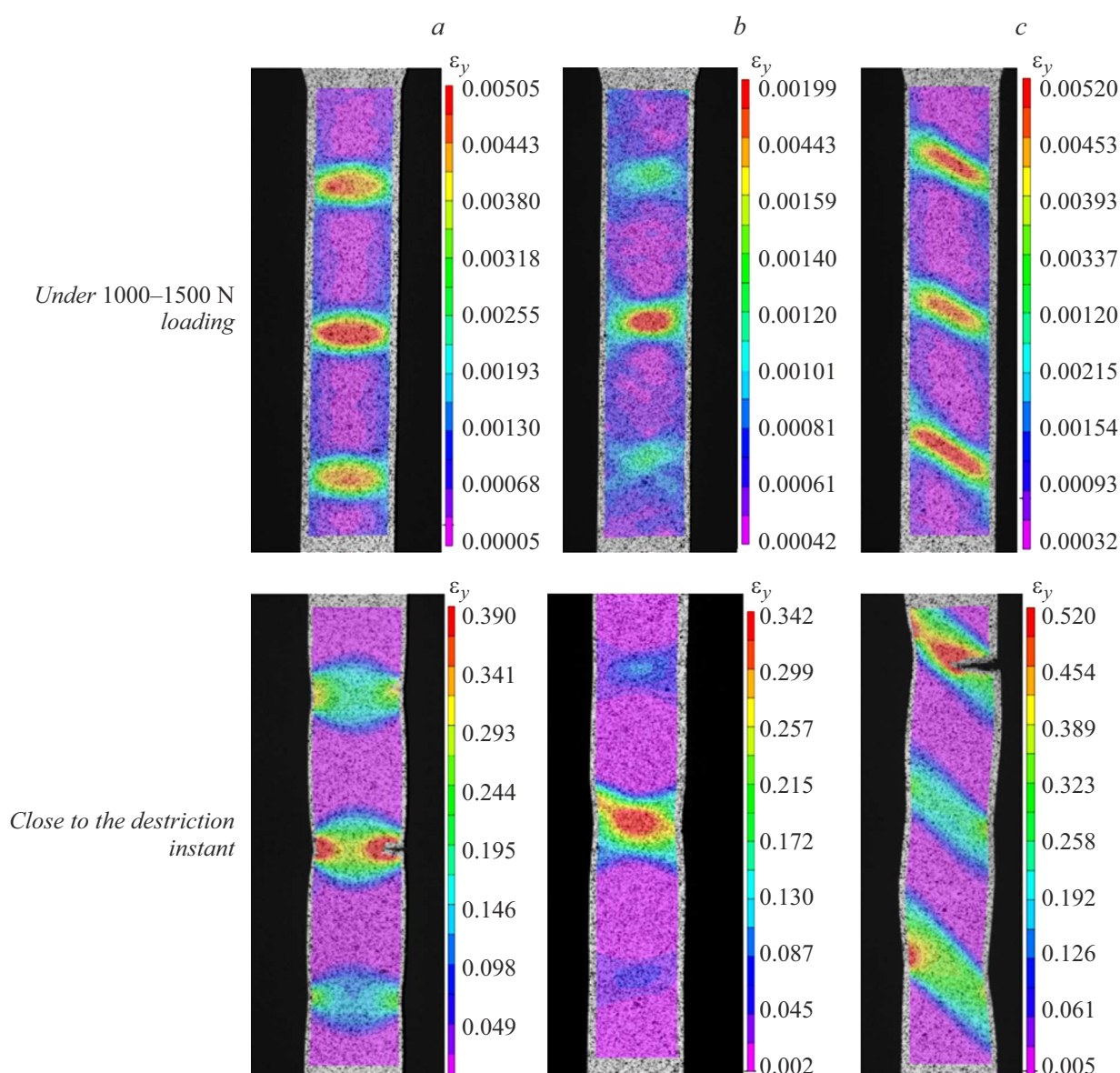
ских тензометров величин относительных деформаций в продольном и поперечном направлениях. Измерение деформаций по двум перпендикулярным осям  $x$  и  $y$  выполнялось по трем случайно выбранным линиям при трех диапазонах нагрузок 500–1000 N, 1000–1500 N, 1500–2000 N. Усредненные значения измеренных характеристик со среднеквадратичным отклонением приведены в таблице.

Упругие свойства сплава в мартенситном и аустенитном состояниях

Структурное состояние	Модуль Юнга, $10^5$ МПа	Коэффициент Пуассона
$\alpha$ -фаза (мартенсит)	$1.74 \pm 0.15$	$0.33 \pm 0.04$
$\gamma$ -фаза (аустенит)	$1.22 \pm 0.16$	$0.37 \pm 0.03$

Применение метода КЦИ позволило понять причины различия кривых диаграмм „напряжение–деформация“ (рис. 2), определенных на композитных образцах, приведенных на рис. 1. Для этого были сняты видео с пространственным распределением деформаций в процессе нагружения. На рис. 3 представлены цветные картины относительных полей деформаций, рассчитанных на различных этапах нагружения образцов.

Максимальные деформации при нагрузке 1000–1500 N в зоне аустенита составили  $\sim 0.005$ , а в области мартенсита примерно десять раз меньше. Величина максимальной деформации аустенитной области в форме квадрата несколько меньше, вероятно это связано с нагревом до меньшей температуры при лазерной обработке. По карте деформаций можно заключить, что образцы с участками аустенита в форме параллелограмма (рис. 3, c) обладают наибольшей пластичностью (рис. 2) вследствие того, что деформация практически равномерно распределяется по всем участкам с аустенитной структурой. В то время как образцы с квадратной или круглой формой аустенитных областей деформируются преимущественно по центральной зоне (рис. 3, a, b), что снижает их пластичность, но повышает прочностные характеристики (рис. 2). При изменении формы областей различных фаз также меняется и взаимодействие макрозон между собой при нагружении, что дополнительно образом сказывается на интегральных механических свойствах подобных композитов [27].



**Рис. 3.** Поля относительных деформаций вдоль оси нагружения в различные моменты времени, полученные в системе Vic 3D для образцов с аустенитными областями в форме круга (a), квадрата (b) и параллелограмма (c).

#### 4. Обсуждение результатов

Для понимания наблюдаемых различий в разрушении композитных материалов с различными формами аустенитных областей надо иметь в виду, что при лазерной термической обработке в интервале температур обратного мартенситного превращения происходит фазовое превращение с образованием  $\gamma$ -фазы с большим удельным объемом по сравнению с исходной  $\alpha$ -фазой. В результате этого превращения образовавшаяся аустенитная фаза деформирует мартенситную матрицу, вызывая в последней внутренние напряжения. Так как при этом не было обнаружено нарушения сплошности или пластического течения образца, можно принять, что возникающая в результате  $\alpha \rightarrow \gamma$  превращения

внутренняя деформация является упругой. Величину локальных внутренних напряжений, связанных с деформацией, переводящей исходную  $\alpha$ -фазу в конечную  $\gamma$ -фазу, можно очень приблизительно определить по формуле  $\sigma = E^* \delta c / c$  ( $\sigma$  — внутреннее напряжение,  $E$  — модуль Юнга мартенсита,  $\delta c / c$  — изменение параметра решетки при фазовом превращении) [28]. Используя значения параметров решетки мартенсита и аустенита, определенные в работе [29], а также значения модуля Юнга (см. таблицу), можно вычислить величину внутренних напряжений, которая составляет весьма значительную величину порядка 30 000 МПа. Внутренние напряжения такой величины, естественно, приведут к разрушению экспериментального образца. Поскольку в нашем случае этого не происходит, можно предполо-

жить, что внутренние напряжения, возникающие вследствие несоответствия кристаллических решеток  $\alpha$ - и  $\gamma$ -фаз, в процессе развития превращения релаксируют до величин, не превышающих предела прочности сплава (рис. 2), скорее всего по механизму образования упругих доменов, который детально описан в работе [30]. Необходимо отметить, что распределение внутренних напряжений, возникающих вследствие взаимной деформации аустенитных и мартенситных областей, существенно зависит от формы областей, содержащих  $\gamma$ -фазу. Переход областей мартенсита, имеющих в проекции на плоскость образца круг или квадрат в области аустенита аналогичной формы, но с существенно большим удельным объемом, может быть описан тензором деформации, содержащим только нормальные компоненты, а в случае перехода областей мартенсита, имеющих в проекции на плоскость образца параллелограмм, в аналогичный по форме аустенит, тензор деформации наряду с нормальными имеет также тангенциальные составляющие. Вследствие расхождения структур деформаций, описывающих переходы мартенситных областей в аустенитные, возникают различия эпюр внутренних напряжений. По-видимому, это и является причиной особенностей деформации и разрушения композитных материалов, приведенных на рис. 1 и, в частности, более высокой прочности композитов, содержащих области аустенита в форме круга или квадрата и более высокой пластичности в случае формирования областей в форме параллелограмма (рис. 2).

## Заключение

1. Исследованы механические свойства композитных материалов на основе метастабильного сплава Fe-18Cr-10Ni с чередующимися мартенситными и аустенитными областями путем измерения кривых  $\sigma(\epsilon)$ , а также их деформационное поведение на всех этапах нагружения методом корреляции цифровых изображений.

2. Установлена связь между формами полей деформаций в нагруженном состоянии и значениями прочностных и пластических характеристик соответствующих образцов. Показано, что, изменяя форму областей аустенита, образующегося при лазерной термической обработке в исходной мартенситной матрице, можно контролировать свойства такого композитного материала, варьируя при этом его прочность и пластичность.

3. Определены упругие свойства (модуль Юнга и коэффициент Пуассона) областей материала на основе сплава Fe-18Cr-10Ni с мартенситной структурой, полученной после ХПД, и аустенитной — после ХПД и последующего нагрева лазерным излучением. Полученные значения использованы для оценки внутренних напряжений, возникающих при образовании аустенита вследствие лазерного воздействия.

## Финансирование работы

Работа выполнена при поддержке программы „Прорыв 2030“ и гранта Российского фонда фундаментальных исследований № 20-08-00591а.

## Конфликт интересов

Авторы заявляют, что у них нет конфликта интересов.

## Список литературы

- [1] Г.В. Курдюмов, Л.М. Утевский, Р.И. Энтин. *Превращения в железе и стали* (Наука, М., 1977)
- [2] В.А. Лободюк, Э.И. Эстрин. *Мартенситные превращения* (Физматлит, М., 2009)
- [3] Э.И. Эстрин Известия РАН. Сер. физ., **73** (9), 1238 (2009). [E.I. Estrin. Bull. Russ. Academy Sci.: Physics, **73** (9), 1173 (2009). DOI: 10.3103/S1062873809090019]
- [4] К.А. Саенков, С.А. Оглезнева, А.М. Гревнов. *Фундаментальные исследования*, **12**, 121 (2017).
- [5] А.О. Андреев, М.П. Галкин, М.А. Либман, В.Д. Миронов, В.Н. Петровский, Э.И. Эстрин. *МирТОН*, **1**, 50 (2014).
- [6] А.О. Андреев, М.А. Бровин, В.Н. Петровский, Е.Д. Протасов. *ЖТФ*, **86** (4), 113 (2016). [A.O. Andreev, M.A. Brovin, V.N. Petrovskii, E.A. Protasov. Tech. Phys., **61** (4), 591 (2016). DOI: 10.1134/S1063784216040046]
- [7] А.Л. Семенов, А.А. Гаврилюк, А.В. Гаврилюк, А.В. Семиров, А.Н. Малов, Б.В. Гаврилюк, Н.В. Турик, А.Ю. Моховиков. *Неорганические материалы*, **46** (6), 694 (2010). [A.L. Semenov, A.A. Gavrilyuk, A.V. Gavrilyuk, A.V. Semirov, A.N. Malov, B.V. Gavrilyuk, N.V. Turik, A.Yu. Mokhovikov. Inorganic Mater., **46** (6), 617 (2010). DOI: 10.1134/S0020168510060117].
- [8] R. Molian, P. Molian. *J. Magn. Magn. Mater.*, **321** (4), 241 (2009). DOI: 10.1016/j.jmmm
- [9] В.В. Гиржон, А.В. Смоляков, Н.И. Захаренко, Н.Г. Бабич, М.П. Семенов. *ФММ*, **111** (6), 587 (2011). [V.V. Girzhon, A.V. Smolyakov, N.I. Zakharenko, N.G. Babich, M.P. Semenko. Phys. Metals Metallography, **111** (6), 561 (2011). DOI: 10.1134/S0031918X11050061]
- [10] Y. Xu, R. Wang, S. Ma. *J. Appl. Phys.*, **123**, 025301 (2018). DOI: 10.1063/1.5008963
- [11] G.H. Balbus, M.P. Echlin, C.M. Grigorian, T.J. Rupert, T.M. Pollock, D.S. Gianola. *Acta Mater.*, **156**, 183 (2018). DOI: 10.1016/j.actamat.2018.06.027
- [12] А.М. Калашникова, Н.Е. Хохлова, Л.А. Шелухин, А.В. Щербаков. *ЖТФ*, **91** (12), 1848 (2021). DOI: 10.21883/JTF.2021.12.51751.228-21
- [13] D. Iabbaden, J. Amodeo, C. Fusco, F. Garrelie, J.-P. Colombari. *Phys. Rev. Mater.*, **6**, 126001 (2022). DOI: 10.1103/PhysRevMaterials.6.126001
- [14] X. Song, X. Wu, L. Dai, M. Jiang. *Acta Mech. Sin.*, **38**, 221480 (2022). DOI: 10.1007/s10409-022-09024-x
- [15] Е.Н. Блинова, В.Д. Воронов, А.М. Глезер, Э.Д. Ишкиняев, М.А. Либман, А.В. Осинцев, В.Н. Петровский, Н.А. Шурьгина. *МирТОН*, **5**, 18 (2023).
- [16] M.A. Sutton, J.-J. Ortu, H.W. Schreier. *Image Correlation for Shape, Motion and Deformation Measurements: Basic Concepts, Theory and Applications* (Springer, Boston, 2009) DOI: 10.1007/978-0-387-78747-3

- [17] Т.В. Треьякова, М.П. Третьяков, В.Э. Вильдеман. Вестник Пермского гос. тех. ун-та, **2**, 92 (2011).
- [18] Д.С. Лобанов, В.Э. Вильдеман, Е.М. Спаскова, А.И. Лихачев. Вестник ПНИПУ. Механика, **4**, 159 (2015). DOI: 10.15593/perm.mech/2015.4.10
- [19] М.Ш. Нихамкин, Л.В. Воронов, Б.П. Болотов. Вестник ПНИПУ. Механика, **2**, 103 (2015). DOI: 10.15593/perm.mech/2015.2.06
- [20] J. Kalus, J.K. Jørgensen. Polymer Testing, **36**, 44 (2014). DOI: 10.1016/j.polymertesting.2014.03.017
- [21] B. Turoń, D. Ziąja, L. Būda, B. Miller. Archives Civil Eng., **64** (4), 31 (2018). DOI: 10.2478/ace-2018-0061
- [22] B. Pan. Meas. Sci. Technol., **29** (8), 082001 (2018). DOI: 10.1088/1361-6501/aac55b
- [23] M. Grygierek, B. Grzesik, P. Rokitowski, T. Rusin. IOP Conf. Ser. Mater. Sci. Eng., **356**, 012024 (2018). DOI: 10.1088/1757-899X/356/1/012024
- [24] J. Górszczyk, K. Malicki. Fibres Textiles in Eastern Europe, **27** (2), 84 (2019). DOI: 10.5604/01.3001.0012.9992
- [25] Е.Н. Блинова, М.А. Либман, В.Н. Петровский, Е.В. Пименов, П.П. Умнов, В.П. Филиппова, Т.Р. Чуева, Н.А. Шурыгина. Известия РАН. Сер. физ., **85** (7), 984 (2021). DOI: 10.31857/S036767652107005X [E.N. Blinova, M.A. Libman, V.N. Petrovskij, E.V. Pimenov, P.P. Umnov, V.P. Filippova, T.R. Chueva, N.A. Shurygina. Bull. Russ. Academy Sci.: Physics, **85** (7) 760 (2021)]
- [26] R. Bai, H. Jiang, Z. Lei, W. Li. Opt. Lasers in Eng., **90**, 48 (2017). DOI: 10.1016/j.optlaseng.2016.09.010
- [27] Л.С. Деревягина, В.Е. Панин, И.Л. Стрелкова, А.И. Мирхайдарова. Физическая мезомеханка, **6** (5), 47 (2003)
- [28] А.Г. Хачатурян. *Теория фазовых превращений и структура твердых растворов* (Наука, М., 1974)
- [29] Е.Н. Блинова, М.А. Либман, А.М. Глезер, М.Г. Исаенкова, А.А. Томчук, А.С. Комлев, О.А. Крымская, В.П. Филиппова, Н.А. Шурыгина. Деформация и разрушение материалов, **4**, 19 (2022). DOI: 10.31044/1814-4632-2022-0-4-19-26
- [30] А.Л. Ройтбурд. *Несовершенства кристаллического строения и мартенситные превращения* (Наука, М., 1972)