

## Исследование послойного распределения значений микротвердости в стальных многослойных материалах

© Д.В. Власова, А.И. Плохих

МГТУ им. Н.Э. Баумана, Москва, 105005, Россия

*Приведены результаты послойного распределения значений микротвердости в многослойных металлических материалах, полученных на основе сталей. Учитывая, что одним из показателей неоднородности свойств является нарушение нормального закона распределения, методом измерения микротвердости получен массив данных каждого из слоев исследуемых бинарных композиций, проведена математическая обработка с построением гистограмм распределения вероятностей и изучен характер распределения этих значений в пределах каждого слоя. Установлено, что нарушение нормального закона проявляется в бимодальном распределении значений микротвердости, что говорит о наличии областей, имеющих в пределах слоя неодинаковый химический состав. Поскольку синтез многослойных материалов осуществляется при высокой температуре и значительной суммарной деформации, высказано предположение о том, что именно эти факторы оказывают влияние на диффузионное перераспределение легирующих элементов между слоями. Для подтверждения гипотезы о перераспределении легирующих элементов проведен термический анализ, представлены результаты анализа положения критических точек в исходных материалах и в многослойных композициях, полученных на основе этих материалов.*

**Ключевые слова:** многослойные металлические материалы, микротвердость, бимодальное распределение, диффузия

**Введение.** Такой области промышленности, как машиностроение, постоянно требуются материалы, отличающиеся комплексом более высоких и стабильных свойств. Например, получение листового сортамента, обладающего субмикронной структурой, позволяет многократно повысить ресурс деталей машин и конструкций, работающих в условиях повышенных нагрузок и низких климатических температур [1, 2]. При этом определяющее влияние на физико-механические свойства данных материалов оказывают не столько размерные параметры структуры, сколько строение и взаимная ориентировка кристаллитов. Как показывает практика, весьма эффективным при создании перспективных образцов техники является использование нетрадиционных материалов, характерной особенностью которых является наличие ориентированной анизотропной структуры [3]. Примером могут служить конструкционные материалы, имеющие слоистую структуру, полученные с использованием высокопроизводительных технологий прокатки [4–9].

Рассмотрим такой типичный образец многослойного материала, как композит, состоящий из чередующихся слоев меди и ниобия [10–15].

В такой системе практически отсутствует взаимная растворимость компонентов, что облегчает возможность сохранения многослойной структуры в процессе деформации. Получение многослойного материала, изначально состоящего только из слоев, например, железа, приводит к формированию монолитной заготовки без видимых признаков слоистой структуры [11]. Ее формирование в однородных многослойных материалах — достаточно сложная задача, зависящая от некоторых условий, в первую очередь от выбора исходных материалов для бинарной композиции.

Проведенные исследования показали, что получение и сохранение многослойной субмикронной структуры в материале, созданном на основе одного металла, возможно и без использования дополнительных разделительных прослоек [16], но только в том случае, когда исходная композитная заготовка составлена из сплавов с различным кристаллическим строением. Круг технически значимых сплавов существенно расширяется, если в качестве основного вида обработки используется горячая прокатка [17, 18].

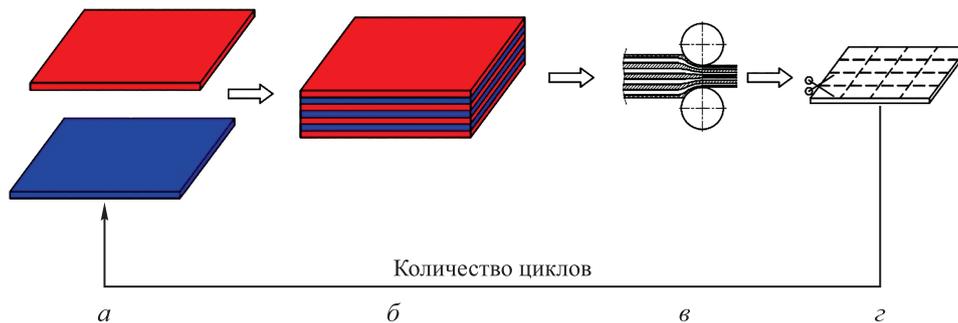
Известно, что образование прочного соединения в биметаллах обусловлено протеканием диффузии легирующих элементов с последующей перекристаллизацией на межслойной границе под воздействием высокой температуры и давления. Определяющими при этом являются такие параметры, как температура и степень деформации, влияющие в конечном итоге на микроструктуру и прочность связи между слоями в результате образования общих зерен на межслойных границах [19, 20].

Однако для получения слоистой структуры субмикронного диапазона в многослойных материалах образование общих зерен недопустимо вследствие невозможности дальнейшего постепенного утонения слоев при проведении многопроходной деформации прокаткой. Решение этой задачи открыло бы возможность синтезировать многослойные конструкционные материалы с заданным уровнем свойств с перспективой широкого применения в машиностроении [21].

Поскольку получение многослойного материала при многопроходной пакетной прокатке сопровождается повторением циклов нагрева и деформирования, можно ожидать, что нарушение многослойного строения, обусловленное фазовой либо структурной перекристаллизацией, проявится именно в высокотемпературной области [22]. В связи с этим актуально изучение межслойной диффузии легирующих элементов, обусловленной термическим и деформационным воздействием на структуру многослойных материалов.

Цель данной работы — установление закономерностей изменения микротвердости в слоях и сопоставление полученных результатов с положением критических точек в многослойных композициях.

**Материалы и методы исследования.** В качестве основных объектов исследования выбраны четыре композиции многослойных заготовок на основе марок стали: 08кп+08X18; У8+08X18; 08кп+08X18Н10; У8+08X18Н10. Заготовки изначально состояли из 100 пластин попеременно чередующихся марок стали шириной 50, длиной 200 и толщиной 0,5 мм каждая. По технологическому маршруту (рис. 1), включающему в себя мерную резку карточек из листов, обработку их поверхности, сборку в пакет, вакуумирование пакета и его последующую горячую прокатку, изготовлены заготовки листового сортамента [9].



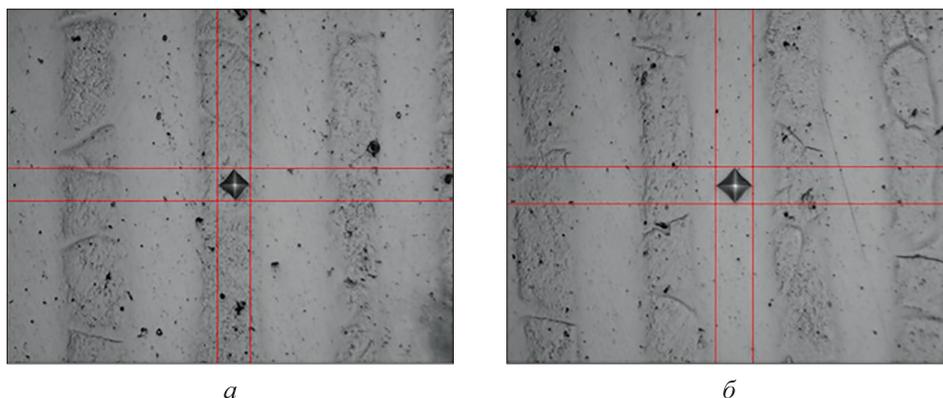
**Рис. 1.** Схема технологического маршрута изготовления многослойных материалов: а — подготовка заготовок; б — формирование многослойного пакета; в — горячая прокатка; г — резка листа

Исследуемые композиции подобраны таким образом, чтобы при температуре прокатки 1100 °С две из них деформировались при условии, когда оба слоя имеют один тип кристаллической решетки — гранецентрированный куб (ГЦК): композиции У8+08X18Н10 и 08кп+08X18Н10. В двух других композициях — 08кп+08X18 и У8+08X18 — слои при этой же температуре деформации имеют разные типы кристаллических решеток — ГЦК и объемно-центрированный куб (ОЦК) соответственно. Такой выбор температуры, заведомо превышающий ее значение при растворении карбидных фаз, позволил исследовать межслойную диффузию легирующих элементов между слоями в рассматриваемых композициях.

В качестве исходных образцов для измерения микротвердости и проведения термического анализа (дифференциально-сканирующей калориметрии — ДСК) были взяты образцы толщиной 2 мм при количестве слоев 100, каждый из которых толщиной 20 мкм в исходном горячекатаном состоянии. Дополнительно для анализа ДСК использовались образцы толщиной 10 мм, прошедшие два технологических цикла изготовления, имеющие количество слоев около 1400 при толщине каждого слоя около 5 мкм.

Микротвердость отдельных структурных составляющих измеряли в соответствии с ГОСТ 9450—76 с помощью микротвердомера

EmcoTest DuraScan 20 путем вдавливания в поверхность шлифа алмазной четырехгранной пирамиды. Нагрузка на индентор составила 10 г при времени нагружения 10 с. Проведено не менее 100 измерений микротвердости в каждом слое. Получена типичная микроструктура многослойного материала с измеренными отпечатками (рис. 2).



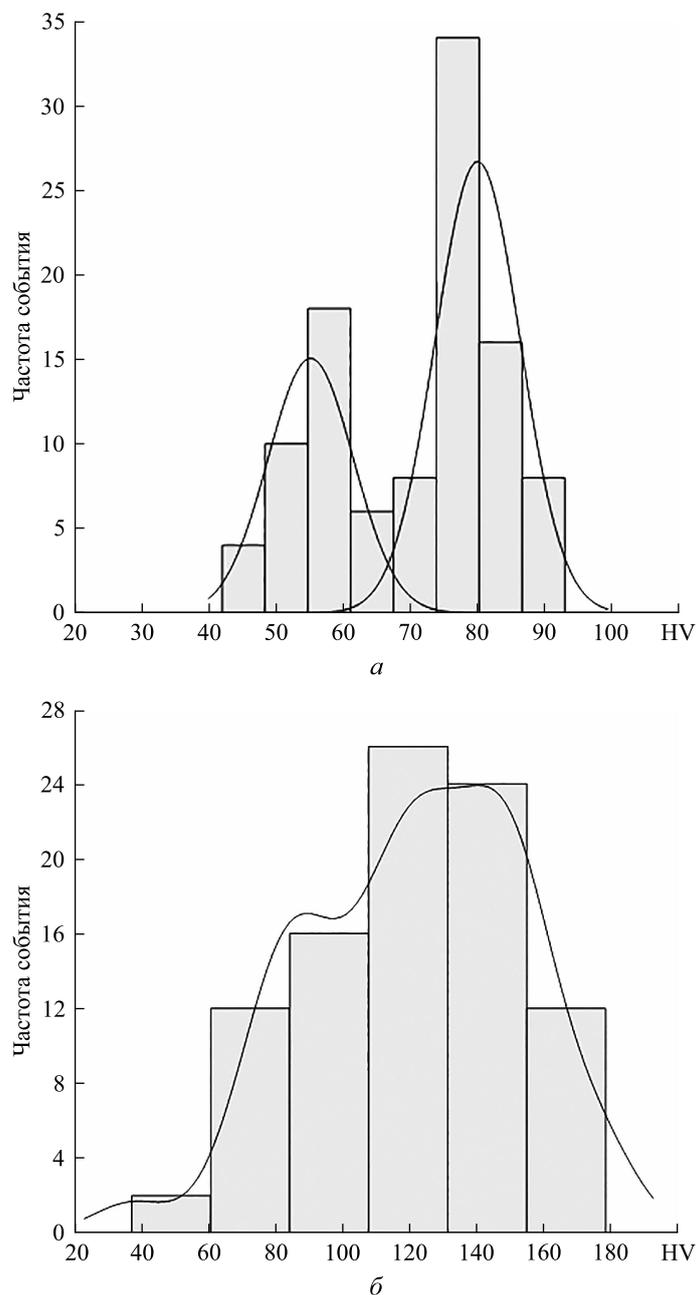
**Рис. 2.** Микроструктура многослойного материала композиции из стали марок 08кп (а) и 08X18H10 (б)

По измеренным значениям микротвердости в каждом слое бинарной композиции проведена математическая обработка и изучен характер распределения этих значений в пределах каждого слоя с использованием программы PAST (version 3.18). С помощью встроенных функций осуществлена графическая проверка согласованности данных с нормальным распределением путем ввода полученных данных, построения кривой распределения и сравнения значений с нормальным распределением.

Для термического анализа использован дифференциальный сканирующий калориметр DSC 404F1 Pegasus Netzsch (ДСК). Исследования проведены в интервале температур начиная от комнатной (до 1300 °С) в условиях непрерывного нагрева и охлаждения со скоростью 5 К/мин. Погрешность определения температур начала и максимума тепловыделения на термограммах ДСК составила  $\pm 1$  и  $\pm 0,3$  К/мин соответственно.

**Результаты исследования и их обсуждение.** При анализе экспериментальных данных, полученных в слоях композиции 08кп+08X18, установлено, что в слое, изначально бывшем сталью марки 08кп, наблюдается ярко выраженное бимодальное распределение значений микротвердости (рис. 3, а). Полученное двухвершинное распределение вероятностей является следствием существования у кривой плотности двух максимумов, которые определяются двумя значениями моды, что может свидетельствовать о наличии двухфазной

структуры в слое стали марки 08кп. При этом в отличие от слоя стали 08кп в слое, изначально бывшем сталью марки 08Х18, наблюдается нормальное асимметричное распределение (рис. 3, б).



**Рис. 3.** Гистограмма распределения микротвердости в композиции 08кп+08Х18 после горячей прокатки при температуре 1100 °С в слоях стали марок:

*a* — 08кп; *б* — 08Х18. Частота события — количество измерений, попавшее в данный момент исследования

Учитывая равную концентрацию углерода в обеих марках стали, входящих в состав исследуемой композиции, можно предложить, что единственным диффузантом в системе является хром.

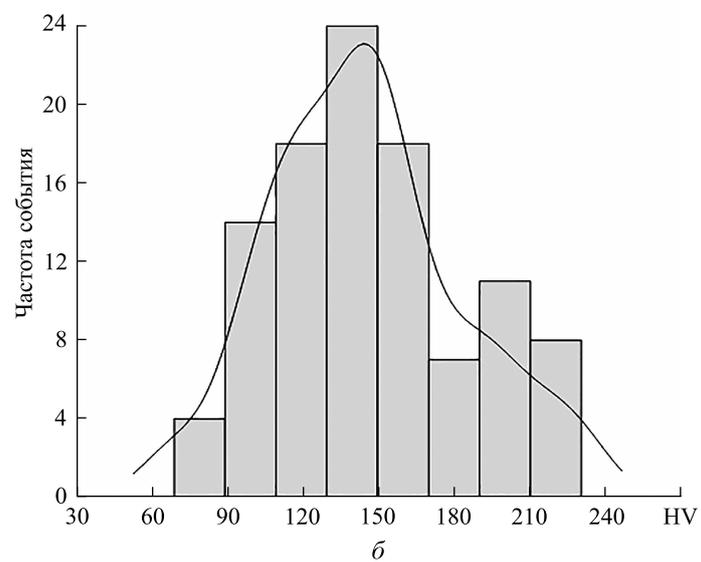
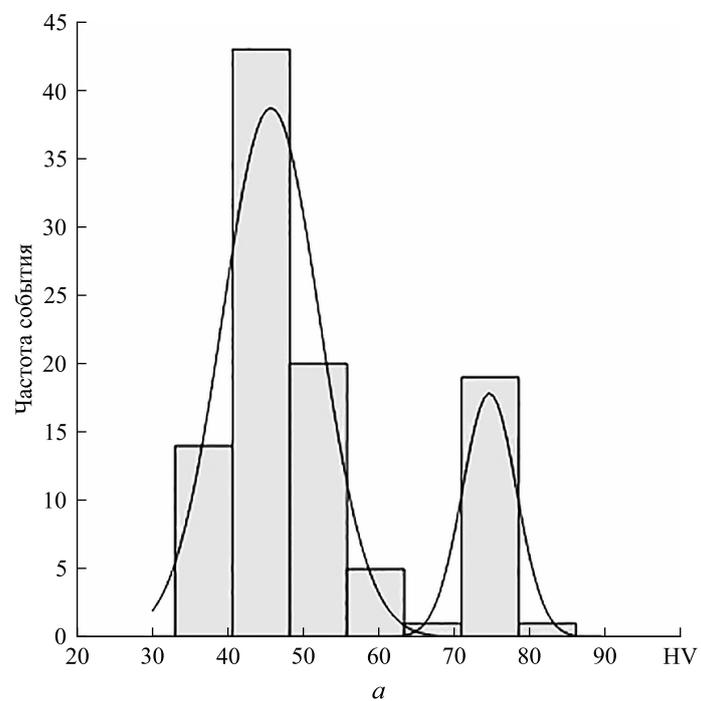
Установленное распределение значений микротвердости может быть обусловлено изменением твердорастворной концентрации хрома в обоих слоях исследуемой композиции.

*Композиция У8+08Х18.* При исследовании слоев, изначально бывших сталью марок У8 и 08Х18, в исходном горячекатаном состоянии было установлено, что распределение микротвердости слоя стали У8 имеет ярко выраженную бимодальность нормального закона распределения с максимумами твердости в интервале 40...50 НV и 70...80 НV (рис. 4, а). При этом количество измерений, попадающих в первый интервал, в 2 раза больше, чем попадающих во второй. В слое стали марки 08Х18 в исходном состоянии распределение значений микротвердости нормальное с некоторой правосторонней асимметрией и максимумом твердости 140 НV (рис. 4, б).

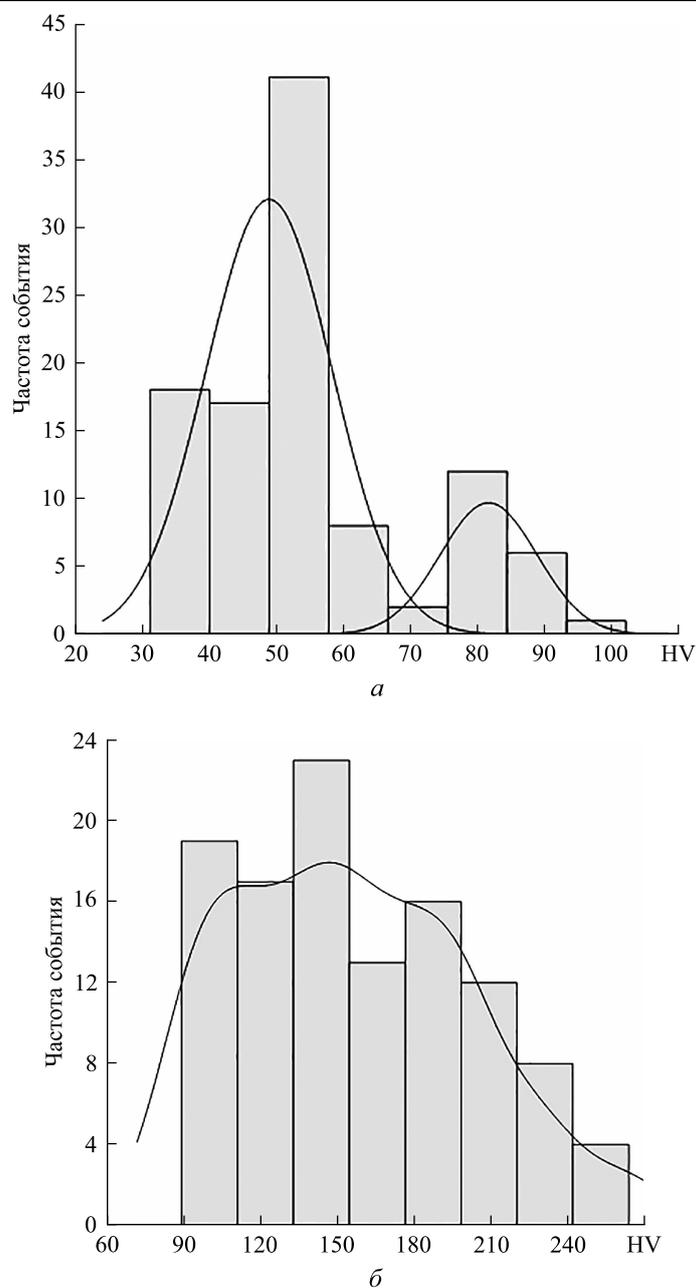
Обращает на себя внимание зеркальная симметрия нормальных законов распределения в слоях, бывших изначально сталью марок У8 и 08кп. Иными словами, в слоях, изначально бывших сталью марки У8, преобладают более низкие значения микротвердости, чем в слоях стали марки 08кп. Учитывая полученные ранее результаты о чрезвычайно высокой диффузионной подвижности углерода в многослойных материалах на основе углеродистых сталей, предположили, что такая трансформация возможна вследствие опережающей диффузии углерода в слой стали марки 08Х18 [23]. В связи с таким предположением были проведены дополнительные эксперименты, заключающиеся в отжиге указанных образцов при температуре 1000 °С в течение 1, 2 и 3 ч.

Установлено, что распределение микротвердости в слое стали марки У8 после выдержки в течение 1 ч сохранило бимодальность со смещением максимумов твердости по сравнению с первоначальными значениями на десять единиц в сторону более высоких значений с одновременным снижением частотных характеристик (рис. 5, а). При этом в слое стали марки 08Х18 после отжига в течение 1 ч кривая распределения становится плосковершинной, наблюдается правосторонняя асимметрия, и значения микротвердости значительно смещаются в сторону более высоких (рис. 5, б).

При увеличении продолжительности выдержки до 3 ч можно наблюдать отсутствие изменений в бимодальном распределении микротвердости в слое стали марки У8 и усиление правосторонней асимметрии в слое стали марки 08Х18.



**Рис. 4.** Гистограмма распределения микротвердости в композиции У8+08Х18 после горячей прокатки при температуре 1100 °С в слоях стали марок:  
а — У8; б — 08Х18



**Рис. 5.** Гистограмма распределения микротвердости в композиции У8+08Х18 после дополнительной выдержки в течение 1 ч при температуре 1000 °С в слоях стали марок:  
*а* — У8; *б* — 08Х18

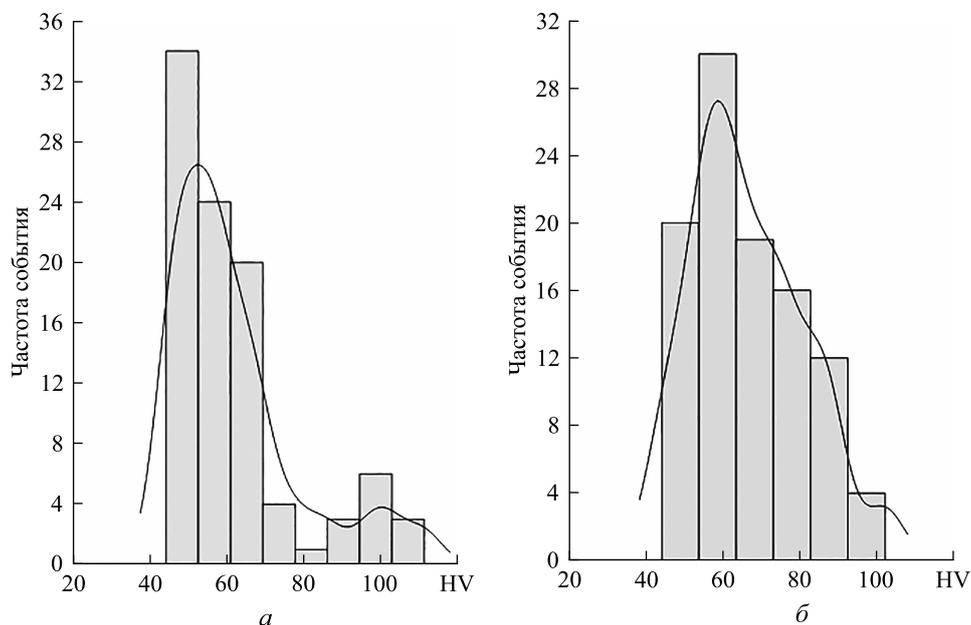
Согласно полученным результатам, можно сделать вывод о протекании активной диффузии углерода в слоях, изначально бывших сталью марки 08Х18, и незначительной диффузии хрома в слоях, бывших изначально сталью марки У8.

**Композиция У8+08Х18Н10.** При исследовании микротвердости в слоях стали данной композиции было установлено, что в слое стали марки 08Х18Н10 распределение микротвердости имеет нормальный характер с левой асимметрией и пиком на 155 НВ. В слое стали марки У8 в исходном состоянии наблюдается нормальное распределение значений микротвердости с незначительной правосторонней асимметрией и пиком на 75 НВ.

Установлено, что проведение максимальной выдержки в течение 3 ч приводит к снижению среднего значения микротвердости в слоях стали марки 08Х18Н10 до 80 НВ и значительному сужению диапазона микротвердости, что служит показателем формирования более однородного и менее насыщенного твердого раствора по сравнению с исходным состоянием.

В отличие от слоев стали марки 08Х18Н10 в слоях стали марки У8 после выдержки в течение 3 ч асимметричность распределения микротвердости сохраняется с незначительным сужением ширины распределения и снижением средних значений микротвердости до 55 НВ.

**Композиция 08кп+08Х18Н10.** В исходном состоянии в слое стали марки 08Х18Н10 наблюдается отклонение от нормального закона распределения в сторону правосторонней асимметрии (рис. 6, а). Выдержка в течение 3 ч при температуре 1000 °С показывает, что в слоях стали марки 08Х18Н10, в отличие от композиции У8+08Х18Н10, наблюдается более значительное сужение интервала значений мик-



**Рис. 6.** Гистограмма распределения микротвердости в слоях стали марки 08Х18Н10 в композиции 08кп+08Х18Н10:

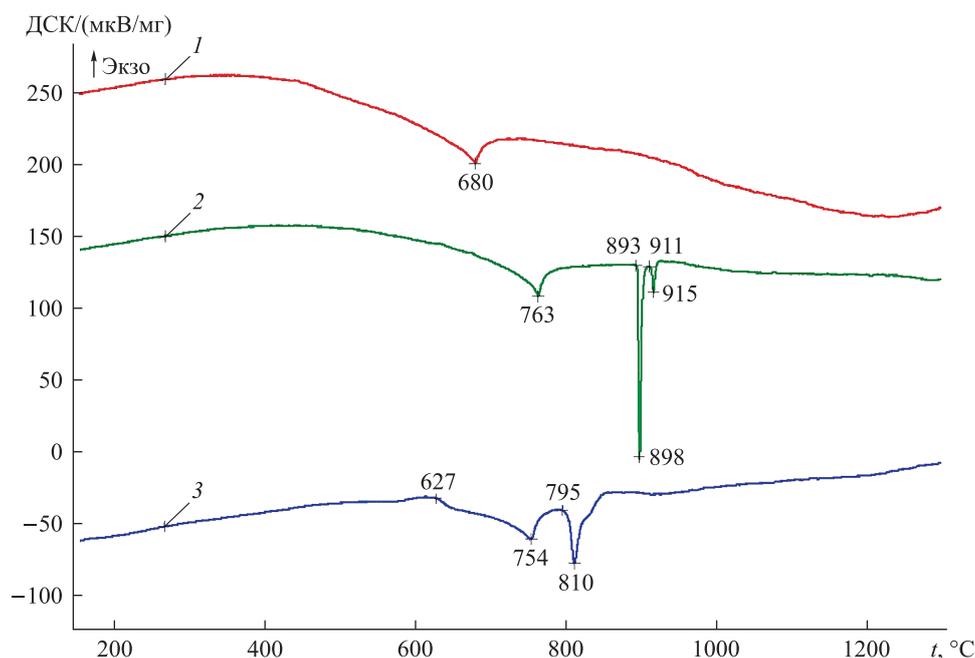
а — после горячей прокатки при температуре 1100 °С; б — после выдержки в течение 3 ч при температуре 1000 °С

ротвердости с их одновременным снижением, что говорит о формировании менее насыщенного твердого раствора и, следовательно, о более активной диффузии элементов замещения в слоях стали марки 08кп (рис. 6, б).

При этом в слое стали 08кп наблюдается отклонение от нормального закона распределения как в исходном состоянии, так и после максимальной выдержки, что говорит о неравномерном распределении легирующих элементов в этом слое.

В подтверждение гипотезы о перераспределении легирующих элементов и для сравнения положения критических точек в исходных материалах и в многослойных композициях, полученных на основе этих материалов, проведен термический анализ (ДСК).

*Композиция 08кп+08X18.* На термограммах нагрева стали марок 08X18 и 08кп можно увидеть пик, соответствующий потере ферромагнитных свойств этих марок стали при значениях температуры 680 и 763 °С соответственно (рис. 7). Кроме того, на термограмме стали марки 08кп отмечен пик, соответствующий полиморфному  $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращению.

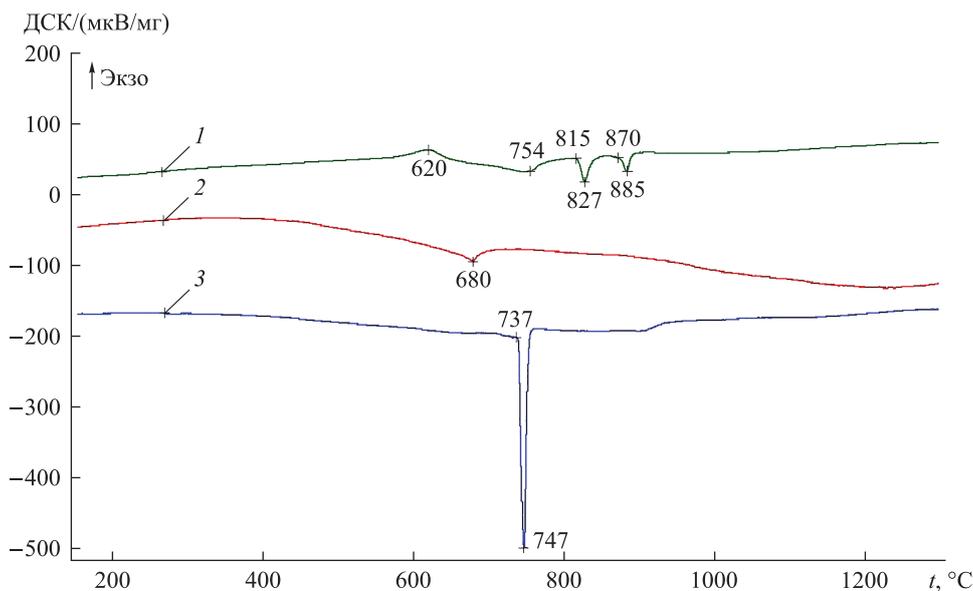


**Рис. 7.** Термограммы исходных марок стали (1 — 08X18; 2 — 08кп) и композиции 08кп+08X18 (3). Здесь и на рис. 8–10 числами показаны температурные пики

Положение критических точек, обнаруженных на двух исходных термограммах, не соответствует положению критических точек на термограмме композиции, прошедшей первый технологический цикл,

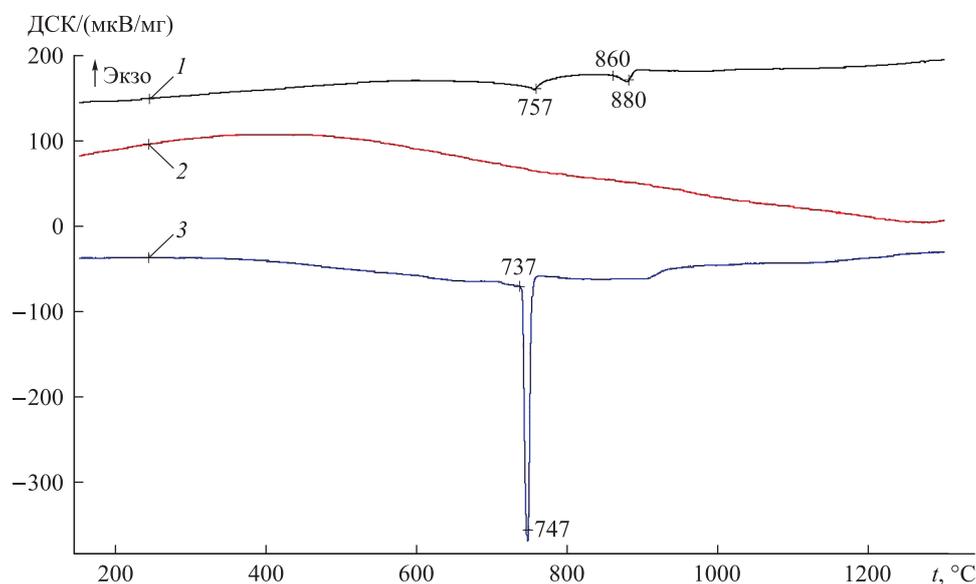
что позволяет сделать заключение об изменении химического состава в композиции.

*Композиция У8+08Х18.* На термограмме нагрева стали марки У8 можно увидеть пик, соответствующий  $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращению при температуре 737 °С (рис. 8). Термограмма композиции У8+08Х18 качественно подобна термограмме композиции 08кп+08Х18: при температуре 620 °С можно наблюдать пик, вид которого показывает, что реакция происходит с выделением тепла, а также критические точки, соответствующие двум превращениям с началом при значениях температуры 815 и 870 °С, сопровождающихся поглощением тепла. Эффект значительнее в композиции, где присутствует сталь марки 08кп, и меньше, где второй маркой стали является У8, что подтверждает предположение о существенном влиянии межслойной диффузии легирующих элементов на формирование такого многослойного материала и указывает на синтез нового материала со своими характерными критическими точками.



**Рис. 8.** Термограммы композиции У8+08Х18 (1) и входящих в нее марок стали (2 — 08Х18; 3 — У8)

*Композиция У8+08Х18Н10.* Результаты ДСК композиции У8+08Х18Н10 и входящих в ее состав марок стали показали, что положение критических точек на термограмме многослойной композиции не совпадает с начальным положением критических точек углеродистой стали (рис. 9). В стали марки 08Х18Н10 не наблюдается превращений при нагреве, а на термограмме стали марки У8 можно увидеть пик при температуре 737 °С, соответствующий  $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращению.



**Рис. 9.** Термограммы композиции У8+08Х18Н10 (1) и входящих в нее марок стали 08Х18Н10 (2), У8 (3)

На термограмме можно увидеть, что для данной композиции характерно наличие несколько критических точек:  $t = 757\text{ °C}$  — точка, соответствующая магнитному превращению;  $t = 860\text{...}880\text{ °C}$  — точка, соответствующая  $\alpha \rightarrow \gamma$ -переходу в этом материале. Незначительная абсолютная величина объемной аномалии  $\alpha \rightarrow \gamma$ -перехода по сравнению со сталью марки У8, указывает на то, что весовое соотношение этой стали в композиции составляет 50 %. Однако нельзя утверждать однозначно, к какому слою относятся эти превращения. Количество легирующих элементов, перешедших из слоя в слой, в данном случае невозможно оценить, но изменение термограммы подтверждает гипотезу об изменении их концентрации в слоях.

*Композиция 08кп+08Х18Н10.* Термограмма композиции 08кп+08Х18Н10 качественно подобна термограмме композиции У8+08Х18Н10. Аналогично рассмотренной выше в этой термограмме можно увидеть два пика, но в отсутствие углерода эффект выше, как и в предыдущей композиции.

Реализация второго технологического цикла приводит к дальнейшему изменению вида термограмм (рис. 10), что свидетельствует об усилении процессов диффузии между слоями и о дальнейшем выравнивании концентрации легирующих элементов, что нужно подтвердить прямыми исследованиями химического состава слоев.

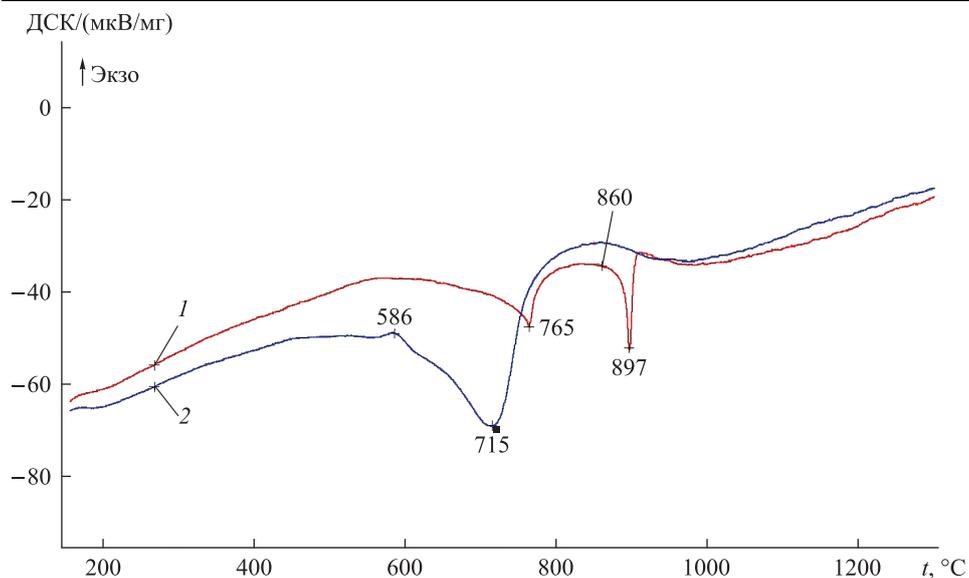


Рис. 10. Термограммы композиции 08кп+08Х18Н10 (2 мм) после первого (1) и второго (2) технологических циклов

**Выводы.** Установлено, что отклонения от нормального закона распределения значений микротвердости в слоях модельных композиций свидетельствуют о наличии неоднородного распределения легирующих элементов в слоях. В процессе высокотемпературного синтеза, включающего в себя высокотемпературный нагрев и пластическую деформацию, формируется новый материал, имеющий собственные критические точки, что подтверждает активное протекание межслойной диффузии легирующих элементов. Реализация второго технологического цикла приводит к дальнейшей трансформации вида термограмм, что говорит об усилении процессов диффузии между слоями, имеющими общий тренд на выравнивание концентрации легирующих элементов по всему сечению многослойного материала.

#### ЛИТЕРАТУРА

- [1] Рыбин В.В., Малышевский В.А., Хлусова Е.И. Технологии создания конструкционных наноструктурированных сталей. *Металловедение и термическая обработка металлов*, 2009, № 6, с. 3–7.
- [2] Горынин И.В., Рыбин В.В., Малышевский В.А., Хлусова Е.И. Принципы легирования, фазовые превращения, структура и свойства хладостойких свариваемых судостроительных сталей. *Металловедение и термическая обработка металлов*, 2007, № 1, с. 9–15.
- [3] Каблов Е.Н., Бондаренко Ю.А., Ечин А.Б. Исследование влияния переменного управляемого температурного градиента на особенности структуры, фазовый состав, свойства высокотемпературных жаропрочных сплавов при их направленной кристаллизации. *Вестник МГТУ им. Н.Э. Баумана. Сер. Машиностроение*, 2016, № 6 (111), с. 20–25.

- [4] Kimura Y., Inoue T., Yin F., Tsuzaki K. Inverse Temperature Dependence of Toughness in Ultrafine Grain-Structure Steel. *Science*, 2008, vol. 320, pp. 1057–1060.
- [5] Inoue T., Yin F., Kimura Y., Tsuzaki K. Delamination Effect on Impact Properties of Ultrafine-Grained Low-Carbon Steel Processed by Warm Caliber Rolling. *Metall. Mater. Trans. A*, 2010, vol. 41A, pp. 341–355.
- [6] Inoue T., Yin F., Kimura Y., Ochiai S. Shape effect of ultrafine-grained structure on static fracture toughness in low-alloy steel. *Science and technology of advanced materials*, 2012, vol. 13, pp. 1–10.
- [7] Saito Y., Utsunomiya, Tsuji N., Sakai T. Novel ultra-high straining process for bulk materials-development of the accumulative roll bonding (ARB) process. *Acta Materialia*, 1999, vol. 47, pp. 579–583.
- [8] Рудской А.И., Коджаспиров Г.Е., Добаткин С.В. Перспективные технологии изготовления листового проката с ультрамелкозернистой структурой. *Металлы*, 2012, № 1, с. 88–92.
- [9] Колесников А.Г., Плохих А.И., Комисарчук Ю.С., Михальцевич И.Ю. Исследование особенностей формирования субмикро- и наноразмерной структуры в многослойных материалах методом горячей прокатки. *Металловедение и термическая обработка металлов*, 2010, № 6, с. 44–49.
- [10] Mara N.A., Tamayo T., Sergueeva A.V. et al. The effects of decreasing layer thickness of the high temperature mechanical behavior of Cu/Nb nanoscale multilayers. *Thin Solid Films*, 2007, vol. 515, iss. 6, pp. 3241–3245.
- [11] Карпов М.И., Внуков В.И., Волков К.Т. и др. Возможности метода вакуумной прокатки как способа получения многослойных композитов с нанометрическими толщинами слоев. *Материаловедение*, 2004, № 1, с. 48–53.
- [12] Карпов М.И., Внуков В.И., Волков К.Г. и др. Изменение структуры при отжиге многослойного композита Cu-Nb с нанометрической толщиной слоев. *Материаловедение*, 2004, № 2, с. 47–52.
- [13] Cui B.Z., Xin Y., Han K. Structure and transport properties of nanolaminate Cu-Nb composite foils by a simple fabrication route. *Scripta Mater*, 2007, vol. 56, pp. 879–882.
- [14] Wang Y.-C., Misra A., Hoagland R.G. Structure and diffusion processes in laminated composites of a Cu-Ti system. *Scripta Mater*, 2006, vol. 54, pp. 1593–1598.
- [15] Lempitskii S.V. Properties of an anisotropic system composed of a superconductor and a normal phase. *Physica. C.*, 1990, vol. 167, pp. 168–176.
- [16] Гладковский С.В., Кутенева С.В., Каманцев И.С., Сергеев С.Н., Сафаров И.М. Влияние пластической деформации на структуру и механические свойства сверхнизкоуглеродистой IF-стали в монолитном материале и в составе слоистого композита. *Физика металлов и материаловедение*, 2016, т. 117, № 10, с. 1105–1112.
- [17] Табатчикова Т.И., Плохих А.И., Яковлев И.Л., Ключева С.Ю. Структура и свойства многослойного материала на основе сталей, полученного методом горячей пакетной прокатки. *Физика металлов и материаловедение*, 2013, т. 114, № 7, с. 633–646.
- [18] Табатчикова Т.И., Яковлева И.Л., Плохих А.И., Дельгадо Рейна С.Ю. Исследование многослойного материала на основе нержавеющей сталей, полученного методом горячей пакетной прокатки. *Физика металлов и материаловедение*, 2014, т. 115, № 4, с. 431–442.
- [19] Lesuer D.R., Syn C.K., Sherby O.D., Wadsworth J., Lewandowski J.J., Hunt W.H. Mechanical behaviour of laminated metal composites. *Int. Mater. Rev.*, 1996, vol. 41 (5), pp. 169–197.

- [20] Pozuelo M., Carreno F., Cepeda-Jimenez C.M., Ruano O.A. Effect of Hot Rolling on Bonding Characteristics and Impact Behavior of a Laminated Composite Material Based on UHCS-1.35 Pct C. *Metall. Mater. Trans. A*, 2008, vol. 39 (3), pp. 666–671.
- [21] Schmiedt A., Luecker L., Kolesnikov A., Plokhikh A.I., Walther F. Production- and microstructure-based fatigue assessment of metallic AISI 304/430 multilayer materials produced by hot pack rolling. *Materialpruefung*, 2017, vol. 59 (2), pp. 123–129.
- [22] Плохих А.И., Власова Д.В., Ховова О.М., Полянский В.М. Исследование влияния диффузионной подвижности легирующих элементов на стабильность структуры многослойных металлических материалов. *Наука и образование: Электронное научно-техническое издание*, 2011, № 11. URL: <http://technomag.edu.ru/doc/262116.html>
- [23] Плохих А.И., Чан Юэ, Карпухин С.Д. Исследование влияния межслойного диффузионного перераспределения углерода на ударную вязкость многослойных материалов. *Известия Волгоградского государственного технического университета. Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»*, 2015, т. 168, № 8, с. 86–91.

Статья поступила в редакцию 23.10.2017

Ссылку на эту статью просим оформлять следующим образом:

Власова Д.В., Плохих А.И. Исследование послойного распределения значений микротвердости в стальных многослойных материалах. *Инженерный журнал: наука и инновации*, 2018, вып. 8. <http://dx.doi.org/10.18698/2308-6033-2018-8-1792>

**Власова Дарья Владимировна** — ассистент кафедры «Материаловедение» МГТУ им. Н.Э. Баумана. Область деятельности и научные интересы: разработка и исследование многослойных металлических материалов. e-mail: [vlasova-dari@bmstu.ru](mailto:vlasova-dari@bmstu.ru)

**Плохих Андрей Иванович** — канд. техн. наук, доцент кафедры «Материаловедение» МГТУ им. Н.Э. Баумана. Область деятельности и научные интересы: разработка нового класса конструкционных металлических материалов, имеющих ламинарное, многослойное строение. e-mail: [plokhikh@bmstu.ru](mailto:plokhikh@bmstu.ru)

## Investigating microhardness distribution between layers of multilayered steel materials

© D.V. Vlasova, A.I. Plokhikh

Bauman Moscow State Technical University, Moscow, 105005, Russia

*The paper presents results of investigating microhardness distribution in multilayered steels. Due to the fact that deviating from the normal distribution is one of the indicators of property inhomogeneity, we measured microhardness to obtain a data array for each layer of the binary composites under consideration, then processed the data to plot probability distribution histograms and studied the nature of probability distribution over any given layer. We determined that deviation from the normal distribution manifests as a bimodal microhardness distribution, meaning that there exist zones in which the chemical composition within a layer is not uniform. Since synthesising multilayered materials involves high temperatures and considerable total strain, we presume that these are the factors that affect diffusion-driven redistribution of alloying elements between layers. In order to confirm the hypothesis on redistribution of alloying elements, we conducted a thermal analysis; we also supply the results of analysing critical point positions in initial materials and multilayered composites synthesised out of these materials.*

**Keywords:** multilayered materials, microhardness, bimodal distribution, diffusion

### REFERENCES

- [1] Rybin V.V., Malyshevskiy V.A., Khlusova E.I. *Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov — Metal Science and Heat Treatment*, 2009, no. 6, pp. 3–7.
- [2] Gorynin I.V., Rybin V.V., Malyshevskiy V.A., Khlusova E.I. *Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov — Metal Science and Heat Treatment*, 2007, no. 1, pp. 9–15.
- [3] Kablov E.N., Bondarenko Yu.A., Echin A.B. *Vestnik MGTU im. N.E. Baumana. Ser. Mashinostroenie — Herald of the Bauman Moscow State Technical University. Series Mechanical Engineering*, 2016, no. 6 (111), pp. 20–25.
- [4] Kimura Y., Inoue T., Yin F., Tsuzaki K. *Science*, 2008, vol. 320, pp. 1057–1060.
- [5] Inoue T., Yin F., Kimura Y., Tsuzaki K. *Metall. Mater. Trans. A*, 2010, vol. 41A, pp. 341–355.
- [6] Inoue T., Yin F., Kimura Y., Ochiai S. *Science and technology of advanced materials*, 2012, vol. 13, pp. 1–10.
- [7] Saito Y., Utsunomiya, Tsuji N., Sakai T. *Acta Materialia*, 1999, vol. 47, pp. 579–583.
- [8] Rudskoy A.I., Kodzhaspirov G.E., Dobatkin S.V. *Metally — Russian metallurgy (Metally)*, 2012, no. 1, pp. 88–92.
- [9] Kolesnikov A.G., Plokhikh A.I., Komisarchuk Yu.S., Mikhaltsevich I.Yu. *Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov — Metal Science and Heat Treatment*, 2010, no. 6, pp. 44–49.
- [10] Mara N.A., Tamayo T., Sergueeva A.V. et al. *Thin Solid Films*, 2007, vol. 515, no. 6, pp. 3241–3245.
- [11] Karpov M.I., Vnukov V.I., Volkov K.T. et al. *Materialovedenie — Inorganic Materials: Applied Research*, 2004, no. 1, pp. 48–53.
- [12] Karpov M.I., Vnukov V.I., Volkov K.G. et al. *Materialovedenie — Inorganic Materials: Applied Research*, 2004, no. 2, pp. 47–52.

- [13] Cui B.Z., Xin Y., Han K. *Scripta Mater*, 2007, vol. 56, pp. 879–882.
- [14] Wang Y.-C., Misra A., Hoagland R.G. *Scripta Mater*, 2006, vol. 54, pp. 1593–1598.
- [15] Lempitskii S.V. *Physica. C.*, 1990, vol. 167, pp. 168–176.
- [16] Gladkovskiy S.V., Kuteneva S.V., Kamantsev I.S., Sergeev S.N., Safarov I.M. *Fizika metallov i metallovedenie — Physics of Metals and Metallography*, 2016, vol. 117, no. 10, pp. 1105–1112.
- [17] Tabatchikova T.I., Plokhikh A.I., Yakovlev I.L., Klyueva S.Yu. *Fizika metallov i metallovedenie — Physics of Metals and Metallography*, 2013, vol. 114, no. 7, pp. 633–646.
- [18] Tabatchikova T.I., Yakovleva I.L., Plokhikh A.I., Delgado Reyna S.Yu. *Fizika metallov i metallovedenie — Physics of Metals and Metallography*, 2014, vol. 115, no. 4, pp. 431–442.
- [19] Lesuer D.R., Syn C.K., Sherby O.D., Wadsworth J., Lewandowski J.J., Hunt W.H. *Int. Mater. Rev.*, 1996, vol. 41 (5), pp. 169–197.
- [20] Pozuelo M., Carreno F., Cepeda-Jimenez C.M., Ruano O.A. *Pct C. Metall. Mat. Trans. A*, 2008, vol. 39 (3), pp. 666–671.
- [21] Schmiedt A., Luecker L., Kolesnikov A., Plokhikh A.I., Walther F. *Materi-alpruefung — Materials testing*, 2017, vol. 59 (2), pp. 123–129.
- [22] Plokhikh A.I., Vlasova D.V., Khovova O.M., Polyanskiy V.M. *Nauka i obrazovanie: nauchnoe izdanie MGTU im. Baumana — Science and Education: Scientific Edition of Bauman MSTU*, 2011, no. 11. Available at: <http://technomag.edu.ru/doc/262116.html>
- [23] Plokhikh A.I., Chang Y., Karpukhin S.D. *Izvestiya Volgogradskogo gosudarstvennogo tekhnicheskogo universiteta — Scientific journal “Izvestia VSTU”. Series Problems of materials science, welding and strength in mechanical engineering*, 2015, vol. 168, no. 8, pp. 86–91.

**Vlasova D.V.**, Assistant Lecturer, Department of Materials Engineering, Bauman Moscow State Technical University. Specialises in developing and investigating multilayered metallic materials. e-mail: [vlasova-dari@bmstu.ru](mailto:vlasova-dari@bmstu.ru)

**Plokhikh A.I.**, Cand. Sc. (Eng.), Assoc. Professor, Department of Materials Engineering, Bauman Moscow State Technical University. Specialises in developing a new class of metallic structural materials featuring a laminar, layered structure. e-mail: [plokhikh@bmstu.ru](mailto:plokhikh@bmstu.ru)