

Федеральное агентство научных организаций
Уральское отделение Российской академии наук
Федеральное государственное бюджетное учреждение науки
Институт машиноведения Уральского отделения Российской академии наук

**IX РОССИЙСКАЯ НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКАЯ
КОНФЕРЕНЦИЯ
«МЕХАНИКА, РЕСУРС И ДИАГНОСТИКА
МАТЕРИАЛОВ И КОНСТРУКЦИЙ»**

**IV РОССИЙСКАЯ ШКОЛА-КОНФЕРЕНЦИЯ
МОЛОДЫХ УЧЕНЫХ
«ДИАГНОСТИКА И МЕХАНИКА МАТЕРИАЛОВ»**

Сборник докладов

(Екатеринбург, 14–18 декабря 2015 г.)

Екатеринбург
ИМАШ УрО РАН
2016

УДК 620.17+620.16:620.18+620.19:620.179
ББК 34

Оргкомитет:

Председатель: Горкунов Эдуард Степанович

Зам. председателя: Смирнов Сергей Витальевич

Батаев Владимир Андреевич, Березовская Вера Владимировна, Богатов Александр Александрович, Буров Сергей Владимирович, Вичужанин Дмитрий Иванович, Гладковский Сергей Викторович, Емельянов Игорь Георгиевич, Задворкин Сергей Михайлович, Залазинский Александр Георгиевич, Коновалов Анатолий Владимирович, Костин Владимир Николаевич, Макаров Алексей Викторович, Ничипурук Александр Петрович, Поволоцкая Анна Моисеевна, Пугачева Наталия Борисовна, Ринкевич Анатолий Брониславович, Саврай Роман Анатольевич, Смирнов Александр Сергеевич, Худорожкова Юлия Викторовна, Швейкин Владимир Павлович.

IX Российская научно-техническая конференция «Механика, ресурс и диагностика материалов и конструкций»; IV Российская школа-конференция молодых ученых «Диагностика и механика материалов» Екатеринбург, 14–18 декабря 2015 г. : сб. докладов. – Екатеринбург : ИМАШ УрО РАН, 2016. – 201 с. – ISBN 978-5-76-91-2433-4

В сборнике представлены доклады российской научно-технической конференции «Механика, ресурс и диагностика материалов и конструкций» и IV Российская школа-конференция молодых ученых «Диагностика и механика материалов», которые продолжают традиции конференций «Механика микронеоднородных материалов и разрушение» и «Ресурс и диагностика материалов и конструкций», проводимых с 2001 года.

Сборник предназначен для специалистов различных научных специальностей: механиков, физиков, материаловедов и т.д., а также представителей промышленности, что объясняется междисциплинарным характером опубликованных докладов. Ответственность за содержание и оформление предоставленных материалов несут авторы докладов.

Организатор конференции:

Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт машиноведения Уральского отделения Российской академии наук.

ISBN 978-5-7691-2433-4



9 785769 124334

© ИМАШ УрО РАН, 2016

ПРАВИЛА ПРОВЕДЕНИЯ ВИДЕОКОНФЕРЕНЦИИ В СИСТЕМЕ MICROSOFT LYNC

Р. Н. Шакиров*, А. Л. Панов

Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт машиноведения Уральского отделения Российской академии наук, ул. Комсомольская, 34, Екатеринбург, Российская Федерация

*Ответственный автор. Электронная почта: raul@imach.uran.ru ; адрес для переписки: 620049, ул. Комсомольская, 34, Екатеринбург, Российская Федерация. Телефон: +7 (343) 375–35–65; факс: +7 (343) 374–53–30

Проведение конференции в дистанционном формате позволяет расширить географию участников и сократить организационные расходы. С этой целью в ИММ УрО РАН развернуто программное обеспечение Microsoft Lync (Front End Server Skype for Business 2015), а в ИМаш УрО РАН - оборудование конференц-зала (Lync Room System, Рис. 1). Оборудование конференц-зала включает в себя два компьютера с программным обеспечением Microsoft Office Professional 2013, две веб-камеры стандарта Full HD, LCD телевизор и проектор.

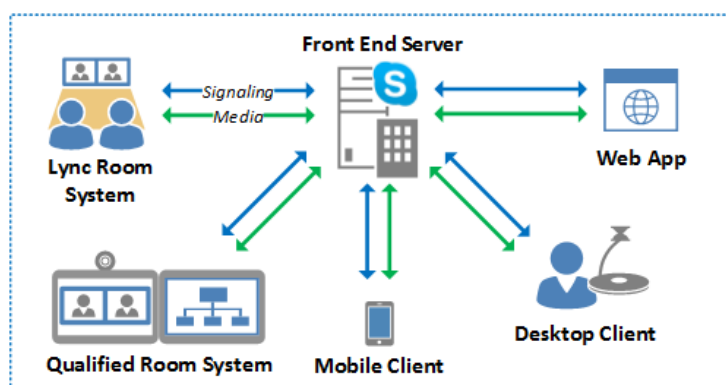


Рис. 1. Microsoft Lync 2013 Skype For Business 2016

Минимальный набор оконечного оборудования для подключения к веб-конференции составляет компьютер с установленной операционной системой Windows 7/8/10 или современными Unix-ами (MacOS и т.п.). Компьютер должен быть в обязательном порядке оборудован динамиками и микрофоном или гарнитурой с микрофоном. Наличие веб-камеры не обязательно, но если она имеется, то ее можно задействовать.

Для подключения к конференции на компьютер устанавливается плагин Skype for Business Web App. Установка плагина делается по рассылаемой участникам конференции ссылке вида <https://meet.uroan.ru/...>

Отметим, что существуют и другие варианты подключения, обозначенные на Рис. 1 как:

- Desktop Client на базе Microsoft Office Professional 2013/2016;
- Mobile Client на базе Windows Phone, iOS и Android;
- Объединение нескольких конференц-залов с применением Lync Room System и Qualified Room System.

Далее мы рассматриваем вариант подключения к конференции на базе плагина Skype for Business Web App. Интерфейс конференции (Рис.2) включает в себя:

1. Поле участников
2. Поле текстовой беседы
3. Поле презентации и видеотрансляции.

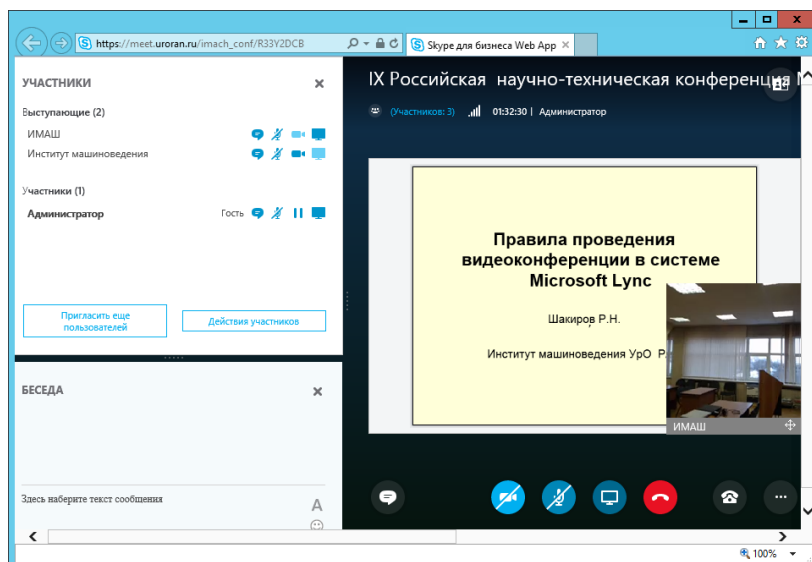


Рис. 2. Интерфейс Skype for Business Web App

Сразу после входа в конференцию Вы получаете статус ее участника. На экране отображается презентация и видео активного выступающего. Их можно визуальнo развести с помощью горизонтальной полосы прокрутки. С помощью расположенной в правом верхнем углу кнопки можно полностью убрать видео (представление презентации) или, наоборот просматривать видео со всех камер (представление галереи, Рис. 3).

Веб-камера и микрофон на Вашем компьютере изначально выключены (их состояние обозначено круглыми синими значками под презентацией). Это значит, что Вы наблюдаете за ходом конференции, но Вас в ней не видно и не слышно. Чтобы включить веб-камеру и микрофон, надо нажать на соответствующие значки, при этом включение микрофона выполняется сразу, а веб-камеры – после подтверждения. Если Вы не участвуете в обсуждении и не читаете доклад, то микрофон следует держать выключенным, чтобы в звуковой канал конференции не попадали посторонние шумы.

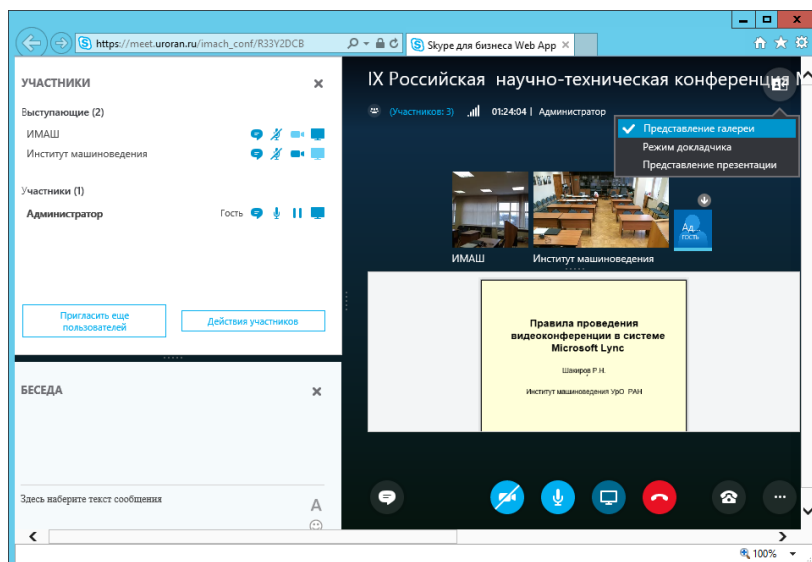


Рис. 3. Режимы Skype for Business Web App

Отметим, что если Вы не видите на экране кнопку микрофона, то это значит, что Ваш компьютер не подключен к звуковому каналу конференции из-за аппаратных или программных проблем. В этом случае Вы не будет слышать других участников конференции и не сможете разговаривать с ними. О возникшей технической проблеме следует сообщить администратору конференции в поле текстовой беседы.

Для чтения доклада администратор загружает Вашу презентацию и переводит Вас в режим выступающего. Этот режим надо принять (Рис. 4).

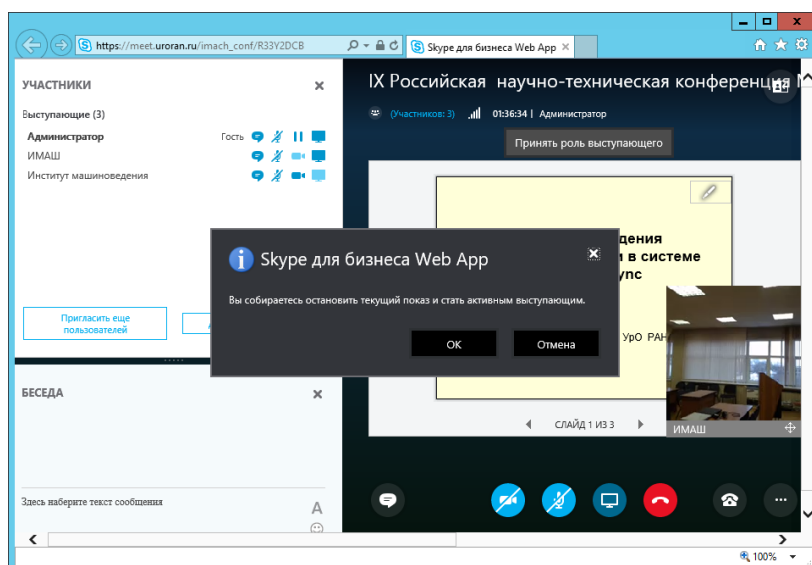


Рис. 4. Переход в режим выступающего

После перехода в режим выступающего под презентацией появляются кнопки листания слайдов, с помощью которых Вы управляете отображением презентации на всех подключенных экранах (Рис. 5). В правом верхнем углу презентации находится скрепка редактирования, которая вызывает меню инструментов. В меню можно выбрать “лазерную указку” и другие необходимые интерактивные средства. Для доклада включите свой микрофон.

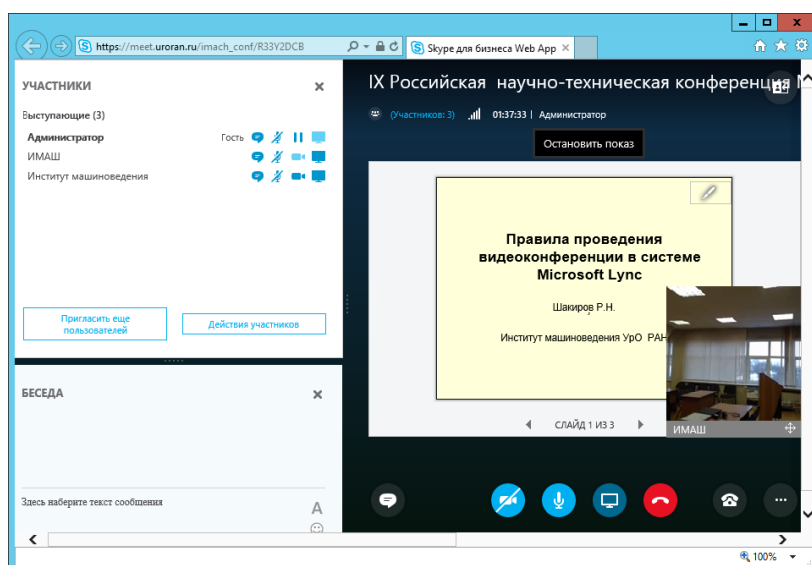


Рис.5. Чтение доклада

При необходимости через меню можно показывать свой рабочий стол, окна программ и загружать файлы для других участников конференции.

По завершению доклада и ответов на вопросы выключите свой микрофон. Если Вы не будете принимать участие в дальнейшем ходе конференции, то можете отключиться от нее по красной кнопке.

Организаторы конференции выражают благодарность группе центра управления сети УрО РАН за техническую поддержку конференц-связи.

МОДЕЛИРОВАНИЕ НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОГО ИОННО-ПЛАЗМЕННОГО АЗОТИРОВАНИЯ НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛИ

Л. Ф. Спесак¹, О. А. Нефедова^{1*}, А. В. Макаров^{1,2}, Г. В. Самойлова²

¹ Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт машиноведения Уральского отделения Российской академии наук, ул. Комсомольская, 34, Екатеринбург, Российская Федерация

² Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт физики металлов имени М.Н. Михеева Уральского отделения Российской академии наук, ул. С. Ковалевской, 18, Екатеринбург, Российская Федерация

*Ответственный автор. Электронная почта: nefedova@imach.uran.ru; адрес для переписки: 620049, ул. Комсомольская, 34, Екатеринбург, Российская Федерация. Телефон +7 (343) 375–35–92; факс: +7 (343) 374–53–30

Рассматриваются две математические модели процесса диффузии применительно к описанию ионного азотирования аустенитной нержавеющей стали в плазме электронного пучка. В основе первой модели лежит предположение о зависимости коэффициента диффузии от концентрации, что соответствует нелинейной краевой задаче диффузии. Вторая модель учитывает влияние на диффузионный процесс внутренних напряжений, возникающих в поверхностном слое и индуцированных внедренными атомами азота, что приводит к последовательности линейных неоднородных краевых задач диффузии. Предложены алгоритмы решения краевых задач, основанные на методе граничных элементов. Решены модельные примеры, иллюстрирующие работу алгоритмов.

Ключевые слова: математическое моделирование, диффузия азота, плазменное азотирование, метод граничных элементов.

Предмет настоящей работы состоит в проведении теоретического исследования процессов низкотемпературного азотирования аустенитных сталей с использованием современных подходов к решению краевых задач математической физики. В дальнейшем проведение совместного теоретического и прямого экспериментального определения концентраций азота по глубине азотированных слоев позволит решать обратные задачи диффузии с целью корректировки моделей, включая определение коэффициентов диффузии в недеформированных и наноструктурированных поверхностных слоях, а также граничных условий для краевых задач.

Цель исследования заключается в постановке краевой задачи диффузии, описывающей процесс ионного азотирования, и разработке алгоритмов решения этой задачи. На основе предложенных алгоритмов в дальнейшем будет создана компьютерная программа, позволяющая путем сравнения теоретических и экспериментально полученных распределений концентраций азота по глубине азотированных слоев решать обратные задачи диффузии для корректировки математической модели и для определения коэффициента диффузии.

1. Математическая постановка задачи

Рассматривается одномерный диффузионный процесс в области $x \in [0, h]$, где h – толщина плоского образца, граница $x=0$ соответствует поверхности, контактирующей с азотом:

$$\frac{\partial c(x,t)}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial x} \left(D(c) \frac{\partial c(x,t)}{\partial x} \right) - \text{нелинейное уравнение диффузии};$$

$$c(x,t)|_{t=0} = 0 - \text{начальное условие};$$

$$f(x,t)|_{x=0} = f^*(t), f(x,t)|_{x=h} = 0 - \text{граничные условия};$$

$c(x, t)$ – распределение концентрации азота в образце; t – время азотирования; $f(x, t)$ – диффузионный поток.

2. Модель, учитывающая усиление диффузии за счет градиента внутренних напряжений

$$\frac{\partial c(x,t)}{\partial t} = D \frac{\partial^2 c(x,t)}{\partial x^2} - \frac{DV_N}{RT} \frac{\partial c(x,t)}{\partial x} \frac{\partial \sigma(x,t)}{\partial x} - \text{нелинейное уравнение диффузии};$$

$$c(x,t)|_{t=0} = 0 - \text{начальное условие};$$

$$f(x,t)|_{x=0} = f^*(t), f(x,t)|_{x=h} = 0 - \text{граничные условия};$$

σ – внутренние напряжения, вызванные внедренными атомами азота.

3. Алгоритм решения нелинейного уравнения диффузии, нелинейность обусловлена зависимостью коэффициента диффузии от концентрации

$$\frac{\partial^2 c(x,t)}{\partial x^2} = \frac{1}{D(c)} \left(\frac{\partial c(x,t)}{\partial t} - \frac{\partial D(c)}{\partial c} \left(\frac{\partial c(x,t)}{\partial x} \right) \right) - \text{нелинейное уравнение диффузии в}$$

произвольный момент времени, представленное в виде уравнения Пуассона.

Интервал времени $[t_0, t_M]$ разбиваем точками $t_0=0, t_1, \dots, t_M$ на M шагов. На каждом шаге по времени задача решается итерационно, k -я итерация имеет вид:

$$c^{(k)}(\xi) = q_1^{(k)} \bar{u}^*(\xi, 0) - c^* \bar{q}^*(\xi, 0) - c_2^{(k)} \bar{q}^*(\xi, h) - \\ - \int_0^h \frac{1}{D(c^{(k-1)})} \left(\frac{\partial c^{(k-1)}(x,t)}{\partial t} - \frac{\partial D(c^{(k-1)})}{\partial c} \left(\frac{\partial c^{(k-1)}(x,t)}{\partial x} \right) \right) \bar{u}^*(\xi, x) dx.$$

Неизвестные граничные величины определяются на каждой итерации из решения граничных интегральных уравнений:

$$\begin{cases} \frac{1}{2} c^* = \frac{h}{2} q_1 + \frac{1}{2} c_2 - \int_0^h \frac{1}{D(c^{(k-1)})} \left(\frac{\partial c^{(k-1)}(x,t)}{\partial t} - \frac{\partial D(c^{(k-1)})}{\partial c} \left(\frac{\partial c^{(k-1)}(x,t)}{\partial x} \right) \right) \bar{u}^*(0, x) dx, \\ \frac{1}{2} c_2 = \frac{1}{2} c^* - \int_0^h \frac{1}{D(c^{(k-1)})} \left(\frac{\partial c^{(k-1)}(x,t)}{\partial t} - \frac{\partial D(c^{(k-1)})}{\partial c} \left(\frac{\partial c^{(k-1)}(x,t)}{\partial x} \right) \right) \bar{u}^*(h, x) dx. \end{cases}$$

Итерационный процесс закачивается, когда выполнено условие близости двух последовательных итераций.

4. Алгоритм решения нелинейного уравнения диффузии, нелинейность обусловлена учетом влияния внутренних напряжений

Для уравнения, учитывающего влияние градиента внутренних напряжений, нелинейная задача сводится к последовательности решения линейных неоднородных задач. На k -й итерации граничные интегральные уравнения определяют неизвестные $q_0^{(n)}$ и $c_h^{(n)}$ на данной итерации

$$\begin{aligned} \frac{1}{2} c^{*(n)} = D & \left[\sum_{i=1}^n \left(q_0^{(i)} \int_{t_{i-1}}^{t_i} u^*(0,0,t_n,t) dt - c^{*(i)} \int_{t_{i-1}}^{t_i} q^*(0,0,t_n,t) dt - c_h^{(i)} \int_{t_{i-1}}^{t_i} q^*(0,h,t_n,t) dt \right) \right] + \\ & + X \frac{DV_N}{RT} \int_0^{t_n} \int_0^h \frac{\partial c^{(k-1)}(x,t)}{\partial x} u^*(0,x,t_n,t) dx dt ; \\ \frac{1}{2} c_h^{*(n)} = D & \left[\sum_{i=1}^n \left(q_0^{(i)} \int_{t_{i-1}}^{t_i} u^*(h,0,t_n,t) dt - c^{*(i)} \int_{t_{i-1}}^{t_i} q^*(h,0,t_n,t) dt - c_h^{(i)} \int_{t_{i-1}}^{t_i} q^*(h,h,t_n,t) dt \right) \right] + \\ & + X \frac{DV_N}{RT} \int_0^{t_n} \int_0^h \frac{\partial c^{(k-1)}(x,t)}{\partial x} u^*(h,x,t_n,t) dx dt ; \end{aligned}$$

k -я итерация решения краевой задачи в момент времени $t=t_n$:

$$\begin{aligned} c^{(k)}(\xi, t_n) = D & \left[\sum_{i=1}^n \left(q_0^{(i)} \int_{t_{i-1}}^{t_i} u^*(\xi,0,t_n,t) dt - c_h^{(i)} \int_{t_{i-1}}^{t_i} q^*(\xi,h,t_n,t) dt \right) - c^* \int_0^{t_n} q^*(\xi,0,t_n,t) dt \right] + \\ & + X \frac{DV_N}{RT} \int_0^{t_n} \int_0^h \frac{\partial c^{(k-1)}(x,t)}{\partial x} u^*(\xi,x,t_n,t) dx dt . \end{aligned}$$

5. Примеры

Предложенные алгоритмы были применены для решения модельных задач при следующих значениях физических параметров: $D = 6 \cdot 10^{-11} \frac{см^2}{с}$; $q(0,t) = -\frac{f^*}{D} = 300 \frac{1}{см^4}$; $X = 200 \frac{МПа}{ат. \%}$; $V_N = 40 см^3$; $R = 8,314 \frac{Дж}{К \cdot моль}$; $T = 673 К$. Результаты расчетов представлены на рис. 1 и рис. 2.

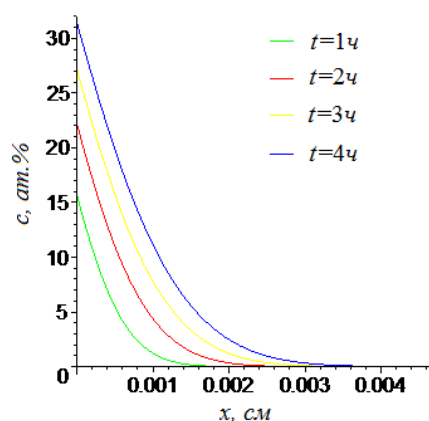


Рис. 1. Концентрация азота при постоянном коэффициенте диффузии при различных периодах азотирования

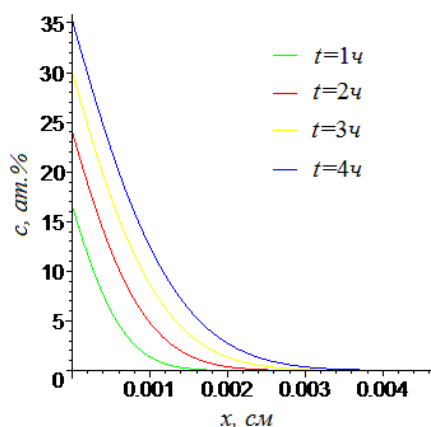


Рис. 2. Концентрация азота с учетом внутренних напряжений при различных периодах азотирования

6. Заключение

Обоснована актуальность построения математических моделей и теоретического изучения процессов диффузии азота при низкотемпературном ионно-плазменном азотировании, в частности, в плазме электронного пучка, нержавеющей аустенитных сталей. Отмечается важность разработки эффективных алгоритмов решения краевых задач диффузии. Предложенные алгоритмы решения линейной и нелинейных краевых задач диффузии на основе метода граничных элементов могут быть использованы для создания компьютерных программ и решения обратной задачи диффузии азота.

Работа выполнена в рамках государственного задания ФАНО России (тема «Структура» № 01201463331) при поддержке РФФИ (проект № 15-08-07947).

Литература

1. Берлин Е. В., Коваль Н. Н., Сейдман Л. А. Плазменная химико-термическая обработка поверхности стальных деталей – М. : Техносфера, 2012. – 464 с.
2. Способ плазменного азотирования изделия из стали или из цветного сплава: пат. 2413033 Рос. Федерация / Н. В. Гаврилов, А. С. Мамаев – № 2009100619/02 ; заявл. 11.01.09 ; опубл. 27.02.11. Бюл. № 6. – 9с.
3. Гаврилов Н. В., Меньшаков А. И. Источник широких электронных пучков с самонакаливаемым полым катодом для плазменного азотирования нержавеющей стали // Приборы и техника эксперимента. – 2011. – № 5. – С. 140–148.

4. Гаврилов Н. В., Меньшаков А. И. Низкотемпературное азотирование нержавеющей стали в плазме электронного пучка при 400°C // Физика и химия обработки материалов. – 2012. – № 5. – С. 31–36.
5. Lo K. H., Shek C. H., Lai J. K. L. Recent developments in stainless steels // Materials Science and Engineering: R: Reports. – 2009. – Vol. 65, iss. 4–6. – P. 39–104.
6. Laleh M., Kargar F., Velashjerdi M. Low-temperature Nitriding of Nanocrystalline Stainless Steel and Its Effect on Improving Wear and Corrosion Resistance // Journal of Material Engineering and Performance. – 2013. – Vol. 22, iss. 5. – P. 1304–1310.
7. Повышение трибологических свойств аустенитной стали 12X18H10T наноструктурирующей фрикционной обработкой / А. В. Макаров, П. А. Скорынина, А. Л. Осинцева, А. С. Юровских, Р. А. Саврай // Обработка металлов: технология, оборудование, инструменты. – 2015. – Т. 69, № 4. – С. 80–92.
8. Brebbia C. A., Telles J. F. C., Wrobel L. C. Boundary Element Techniques. – Berlin, Neidelberg, New-York, Tokyo : Springer–Verlag, 1984. – 466 p.
9. Федотов В. П., Спевак Л. Ф. Модифицированный метод граничных элементов в задачах механики, теплопроводности и диффузии. – Екатеринбург : УрО РАН, 2009. – 164 с.
10. Galdikas A., Moskaliuviene T. Stress induced nitrogen diffusion during nitriding of austenitic stainless steel // Computational Materials Science. – 2010. – Vol. 50. – P. 796–799.
11. Galdikas A., Moskaliuviene T. Modeling of stress induced nitrogen diffusion in nitrided stainless steel // Surface & Coatings Technology – 2011. – Vol. 205. – P. 3742–3746.
12. Moskaliuviene T., Galdikas A. Stress induced and concentration dependent diffusion of nitrogen in plasma nitrided austenitic stainless steel // Vacuum. – 2012. – Vol. 86. – P. 1552–1557.
13. Modeling of nitrogen penetration in polycrystalline AISI 316L austenitic stainless steel during plasma nitriding / T. Moskaliuviene, A. Galdikas, J. P. Rivière, L. Pichon // Surface & Coatings Technology. – 2011. – Vol. 205. – P. 3301–3306.
14. Christiansen T. L., Somers M. A. J. Stress and Composition of Carbon Stabilized Expanded Austenite on Stainless Steel // Metallurgical and Materials Transactions: A. – 2009. – Vol. 40A. – P. 1791–1798.
15. Казаков А. Л., Спевак Л. Ф. Методы граничных элементов и степенных рядов в одномерных задачах нелинейной фильтрации // Изв. Иркутского гос. ун-та. Сер. Математика. – 2012. – Т. 5, № 2 – С. 2–17.
16. Kazakov A. L., Spevak L. F. Numerical and analytical studies of a nonlinear parabolic equation with boundary conditions of a special form // Applied Mathematical Modelling. – 2013. – Vol. 37, iss. 10–11. – P. 6918–6928.

ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СТАЛИ ГАДФИЛЬДА ПОСЛЕ УДАРНО-ВОЛНОВОГО НАГРУЖЕНИЯ

А. В. Гуськов, В. А. Заречнева*, К. Е. Милевский

Новосибирский государственный технический университет, 630073 пр-т К.Маркса 20, г. Новосибирск, Российская Федерация

* Ответственный автор. Электронная почта: fand9v@mail.ru. Телефон: 8(383)346-25-65.

В работе представлены результаты исследования распределения физико-механических свойств стали 110Г13Л в упрочнённом слое после ударно-волнового нагружения.

Ключевые слова: сталь Гадфильда, ударно-волновое нагружение, твёрдость, микротвёрдость, плотность, предел прочности, предел текучести, микроструктура.

Цель работы: Исследование физико – механических свойств и структуры стали Гадфильда после ударно – волнового нагружения.

Определение:

- плотности;
- пределов прочности и текучести;
- твердости и микротвердости;
- микроструктуры.

1. Введение

В 1882 году, английский металлург Роберт Гадфильд выплавил сталь с высоким содержанием марганца (около 13%) и предложил способ его термической обработки. Сталь 110Г13Л (сталь Гадфильда) обладает уникальной восприимчивостью к деформационным методам упрочнения, например: прокатка, прессование, ковка. При этих способах обработки величина упрочнения материала прямо пропорциональна степени деформации, однако упрочнение происходит на малую глубину, вследствие высоких прочностных свойств стали. Механизмы упрочнения стали Гадфильда являются объектами интенсивных исследований.

2. Материал и методика исследования

Таблица 1 – Содержание элементов, %

углерод	марганец	кремний	не более %	
			фосфор	Сера
1,00–1,30	11,50–16,50	0,03–0,09	0,09	0,02

Таблица 2 – Механические свойства металла

Наименование показателя	Значение
Временное сопротивление, σ_B Н/мм ² (кгс/мм ²)	735 (75)
Условный предел текучести, $\sigma_{0,2}$ Н/мм ² (кгс/мм ²)	355 (36)
Относительное удлинение, δ %	25
Относительное сжатие, ψ %	22
Ударная вязкость, КСУ, Дж/см ² (кгс х м/см ²)	1,7 (18,0)

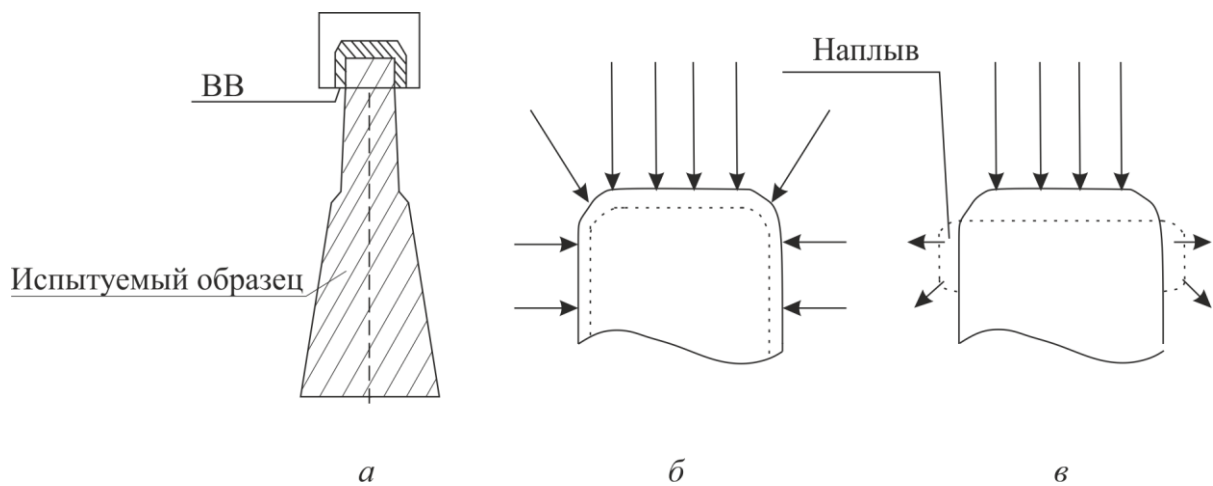


Рис. 1. Схема расположения взрывчатого вещества на заготовке при ударно-волновом нагружении: *а* – общая схема; *б* – схема моделирует всестороннее сжатие; *в* – схема моделирует линейное сжатие (осадку)

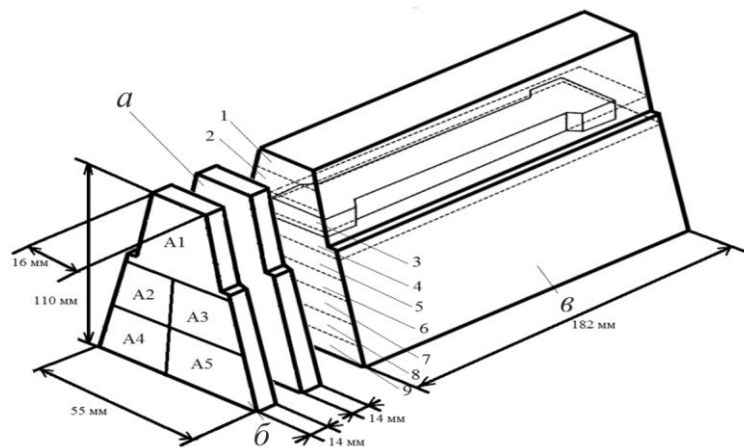


Рис. 2. Схема раскроя технологической пробы: *а* – образец для измерения твёрдости, *б* – образец для проведения металлографических исследований, *в* – образец на растяжения и измерение плотности

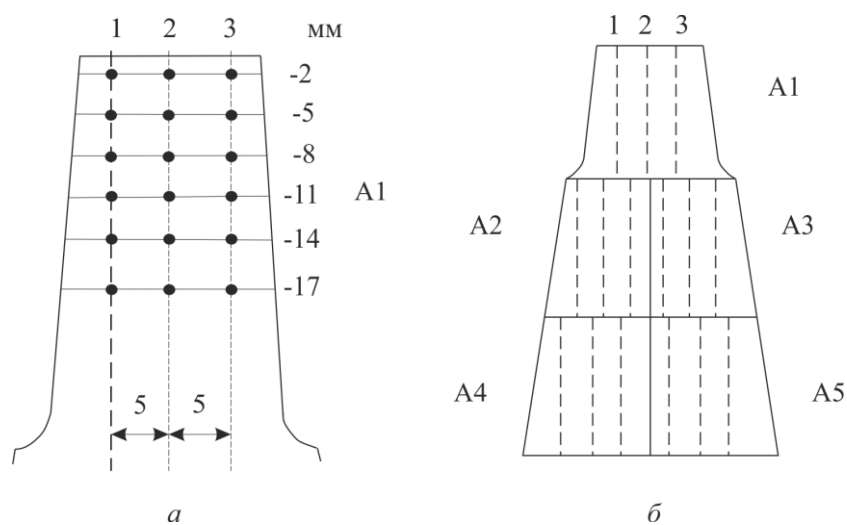


Рис. 3. Схема замера твёрдости и микротвёрдости на сечении: *а* – расположение дорожек и шагов замеров твердости по глубине сечения в мм; *б* – дорожки для измерения микротвёрдости

3. Результаты и их обсуждение

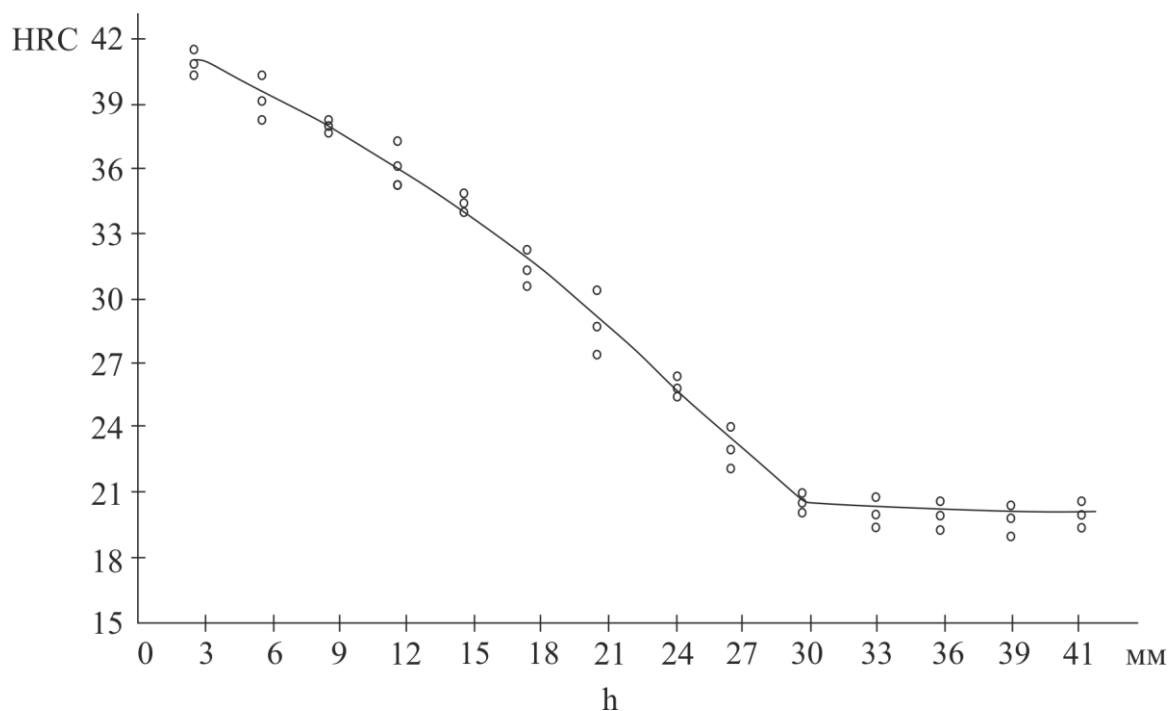


Рис. 4. Зависимость твердости образца от расстояния до поверхности нагружения

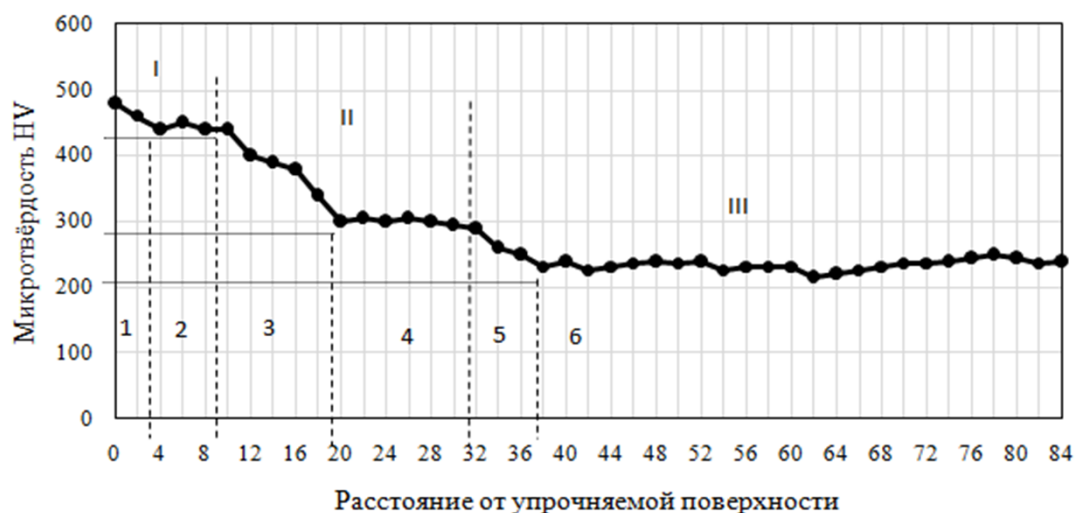


Рис. 5. Распределение микротвердости образца от поверхности нагружения.

1 – участок линейного изменения микротвёрдости с 480 по 450 HV, 2 – участок постоянной микротвёрдости 450 HV, 3 – участок линейного изменения микротвёрдости с 450 по 300 HV, 4 – участок постоянной микротвёрдости 300 HV, 5 – участок линейного изменения микротвёрдости с 300 по 230 HV, 6 – участок с неизменной микротвёрдостью ≈ 220 –250 HV

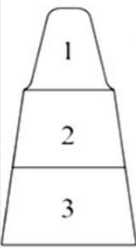
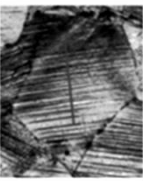
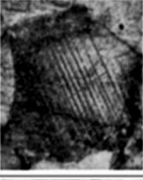
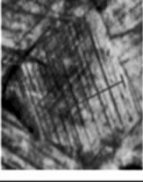
Образец	Зона	Твердость	Микроструктура зерна	Количество линий скольжения на 100 мкм	Преимущественный угол наклона линий скольжения
	1	450 HV		26	~0, 90°
	2	300 HV		13	~45, 135°
	3	250 HV		12	Разориентировка

Рис. 6. Распределение микротвердости, линий скольжения и их угла наклона по сечениям образца (1, 2, 3).

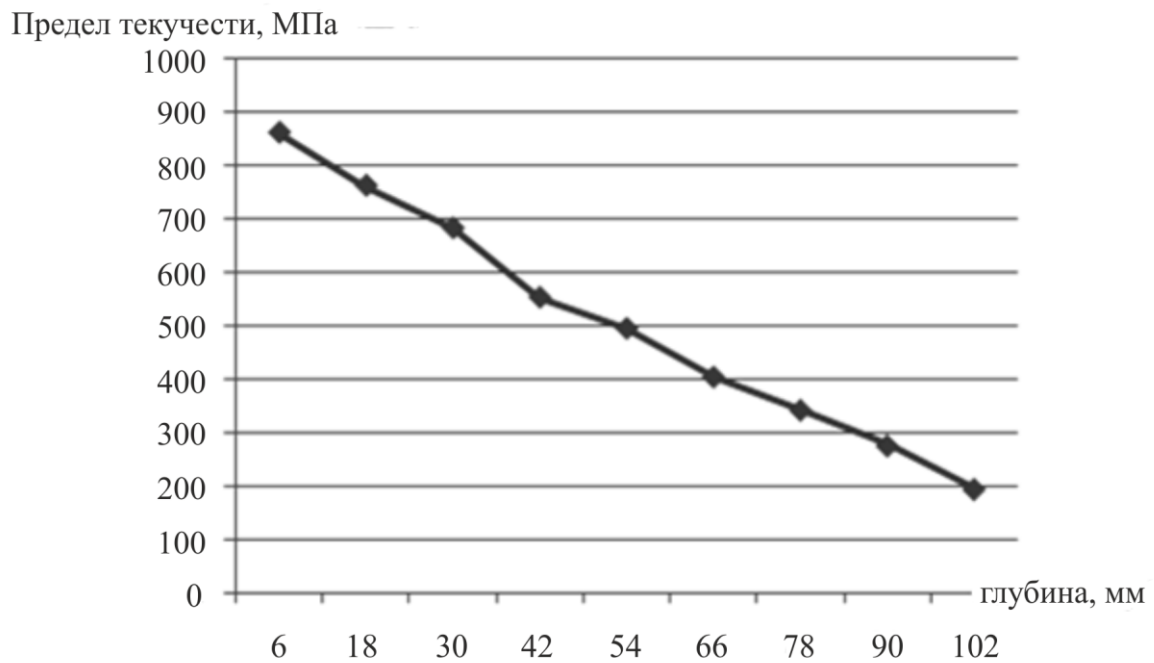


Рис. 7. Распределение предела текучести по глубине образца

Предел прочности, МПа

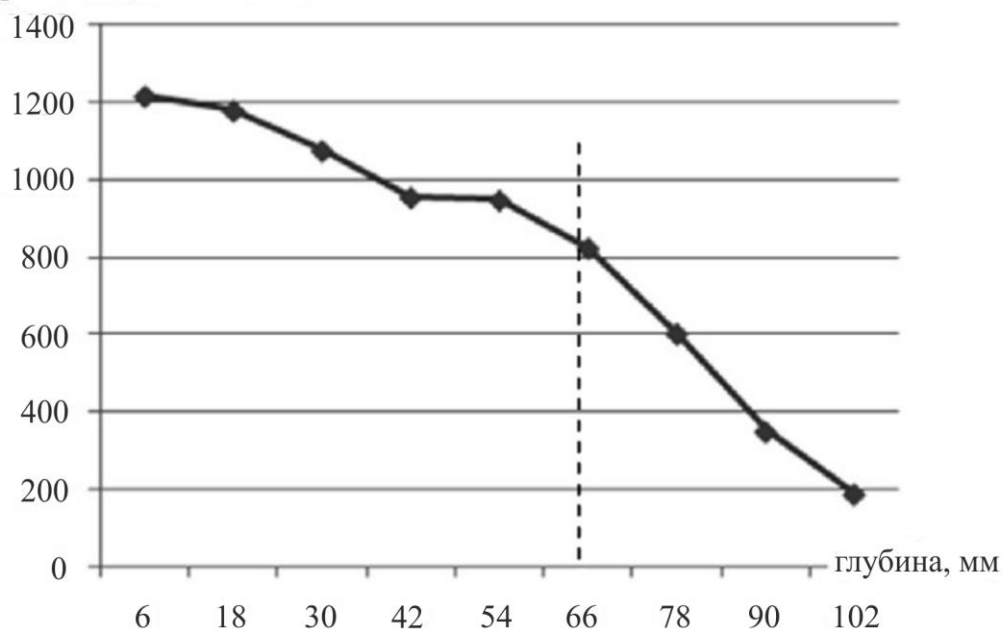


Рис. 8. Распределение предела прочности по глубине образца

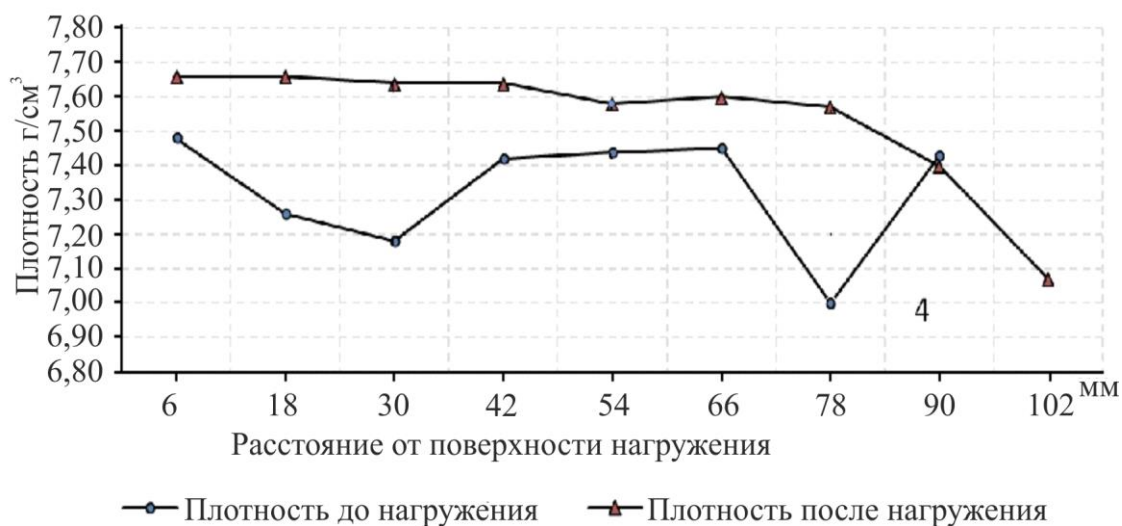


Рис. 9. Распределение плотности по глубине образца

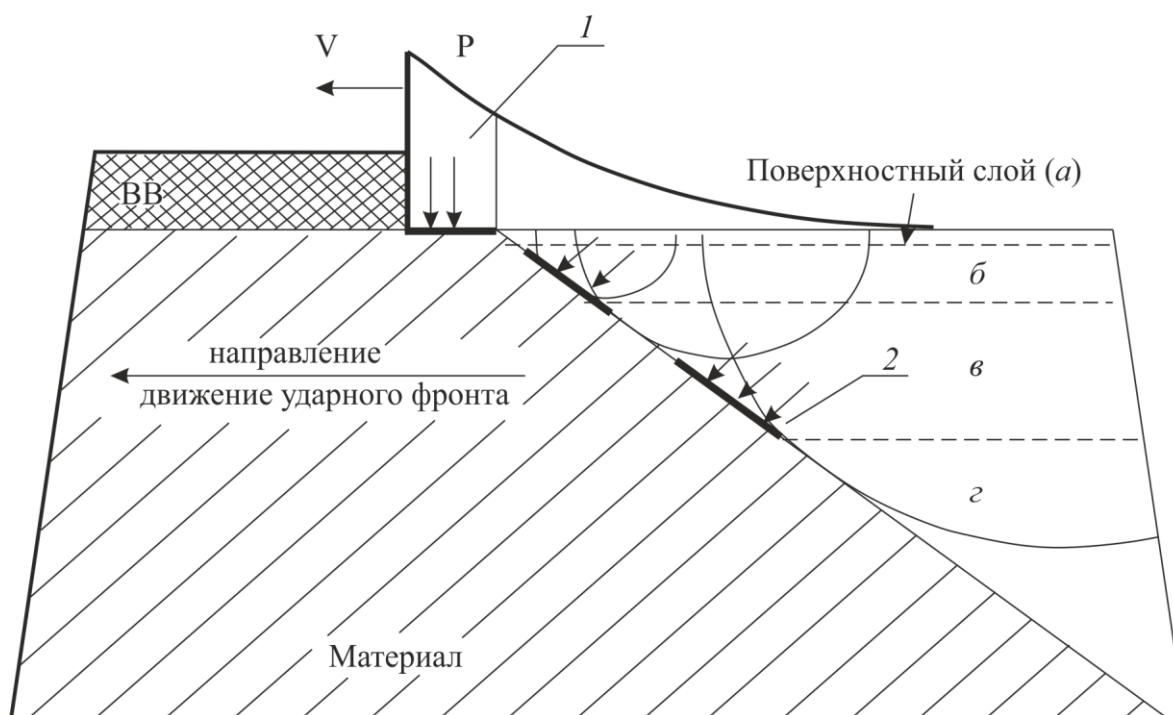


Рис. 10. Идеализированная модель ударно-волнового нагружения: *а* – приповерхностный слой, *б* – слой наибольшего упрочнения, *в* – средний слой, *г* – неупрочнённый слой, *1* – фронт ударной волны образующий площадку нагружения, *2* – косой фронт ударной волны

4. Заключение

В исследуемом упрочнённом слое зарегистрирован диапазон изменения физико-механических свойств материала:

- значение твёрдости (от 20 HRC до 40 HRC);
- микротвёрдости (от 240 HV до 480 HV);
- изменение микроструктуры материала (появление линий скольжения, увеличение их количества и их упорядоченная ориентировка);
- значения плотности материала (от 7,48 г/см³ до 7,68 г/см³) равномерное её рассеивание;
- показатели пределов текучести и прочности (от 450 МПа и 800 МПа до 860 МПа и 1240 МПа соответственно);
- относительное удлинение (от 5 мм до 40 мм).

Выражаем благодарность декану факультета летательных аппаратов д.т.н профессору Саленко Сергею Дмитриевичу за предоставленную возможность участия в интерактивной конференции.

Литература

1. Жилкашинова А. М., Скаков М. К., Попова Н. А. Связь коэффициента деформационного упрочнения и пластической деформации аустенитной стали Гадфильда // Вестник науки Сибири. – 2011. – № 1(1). – С. 686–690.
2. Дерibas А. А. Физика упрочнения и сварки взрывом. – Новосибирск, 1972.
3. Гуськов А. В., Драньков Н. О., Милевский К. Е. Исследование механических свойств стали Гадфильда при высокоскоростном нагружении // Деформация и разрушение материалов. – 2011. – № 3. – С. 39–41.
4. ГОСТ 15139-69. Методы определения плотности (объемной массы) – М. : Изд-во стандартов, 1981.

5. Лашко Н. Ф., Еремин Н. И. Фазовый состав и структура аустенитных сталей. – М. : Машгиз, 1957. – 457 с.
6. Райнхарт Дж. С., Пирсон Дж. Взрывная обработка металлов. – М. : Мир, 1966.
7. Гуськов А. В., Милевский К. Е., Яковлев А. Г. Физико-механические свойства стали Гадфильда после ударно-волнового воздействия // Наука. Промышленность. Оборона. Труды XV всероссийской научно-технической конференции, Новосибирск, 23–25 апреля 2014 г.: сб. трудов. – Новосибирск : НГТУ, 2014. – С. 193–196.
8. Жаров А. И., Рыбалко Ф. П., Михалев М. С. О деформационном упрочнении стали Гадфильда // Вестник ВНИИЖТ. – 1974. – № 3. – С. 1110–1112.
9. Козорезов К. И., Скугорова Н. Ф. Упрочнение сталей ударными волнами // Физика и химия обработки материалов. – 1969. – № 2. – С. 99–105.
10. Соболенко Т. М. Исследование упрочнения некоторых металлов после воздействия взрывных нагрузок : автореф. дис. канд. дис. – Новосибирск, 1966. – 12 с.

РАСЧЁТ НАПРЯЖЁННО-ДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ И ПОВРЕЖДЁННОСТИ ПРИ НАГРУЖЕНИИ ПРЕДСТАВИТЕЛЬНОГО ОБЪЁМА ВЫСОКОНАПОЛНЕННОГО SiC/Al МЕТАЛЛОМАТРИЧНОГО КОМПОЗИТА

Ю. В. Халевицкий*, М. В. Мясникова, А. В. Коновалов

Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт машиноведения Уральского отделения Российской академии наук, ул. Комсомольская, 34, Екатеринбург, Российская Федерация

*Ответственный автор. Электронная почта: me@dijkstra.ru; адрес для переписки: ул. Комсомольская, 34, 620049, Екатеринбург, Российская Федерация. Телефон: +7 (343) 375-35-89; факс: +7 (343) 374-53-30

Создана вычислительная модель деформации металломатричного композита (ММК) системы Al/SiC с учетом реальной конфигурации структурных составляющих и температурно-скоростного влияния на реологические свойства компонентов ММК. Осуществлено моделирование накопления поврежденности в матрице и становлены очаги разрушения для трёх случаев нагружения (растяжение, сжатие, сдвиг). Получены зависимости доли разрушенных узлов от величины эквивалентной деформации.

Ключевые слова: металломатричный композит, представительный объём, поврежденность.

Цели и задачи: Разработать вычислительную модель представительного объёма металломатричного композита (ММК) с учетом реологических свойств и внутренней структуры для численной реализации задач по моделированию механического поведения ММК при простом нагружении.

Модель необходима для дальнейшего использования в составе многоуровневой модели, позволяющей подбирать режимы деформирования в технологических процессах обработки изделий из ММК, обеспечивающих необходимое формоизменение с минимальными повреждениями.

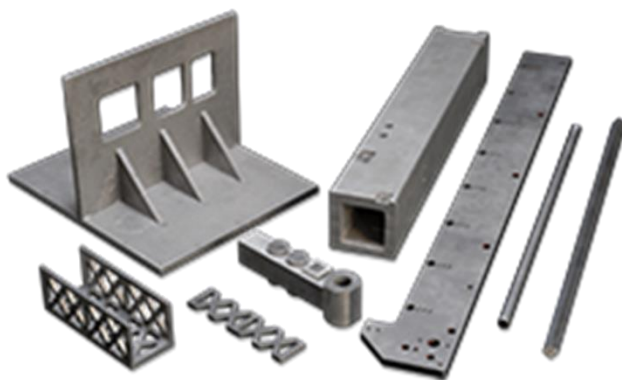
Концепция двухуровневого подхода к рассмотрению деформации неоднородных материалов

На первом (макромасштабном) уровне материал рассматривают как однородную изотропную среду с усредненными по объёму свойствами, определяемыми экспериментально.

На втором масштабном уровне – мезоуровне, материал представляют как микронеоднородную среду, состоящую из связанных областей, моделирующих структурные составляющие композита. Считается, что в пределах структурных элементов остаются справедливыми все феноменологические уравнения и соотношения механики континуума.

Композит Al/SiC

- Матрица из алюминия или его сплава;
- Упрочнитель – карбид кремния в виде частиц;
- Перспективный конструкционный материал;
- Для использования в конструкциях необходимо подобрать режим деформирования;
- Для подбора режима деформирования необходимо рассчитывать поврежденность.



<https://ceramics.ferrotec.com/products/ceramics/materials/metal-matrix/al-sic>

Рис. 1. Изделия из ММК Al/SiC. Изображение принадлежит

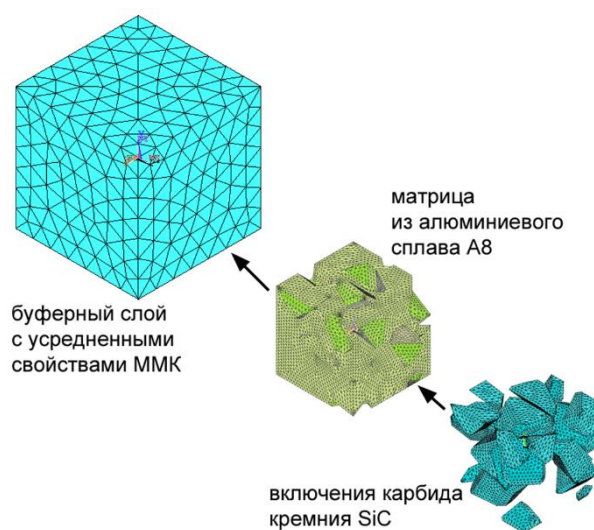


Рис. 2. Конечно-элементная модель ММК

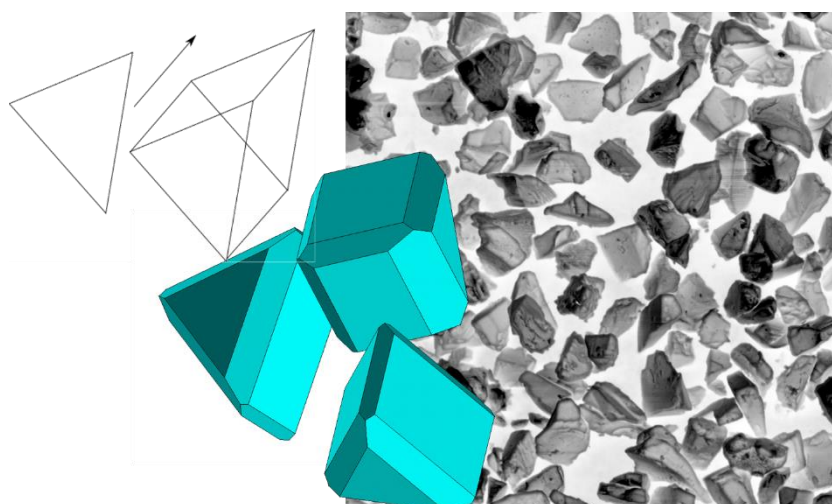


Рис. 3. Модель для формы частиц в композите

Свойства составляющих представительного объема ММК

Материал частиц карбида кремния SiC – изотропный, подчиняющимся закону линейной упругости: $E=380$ ГПа; $\nu = 0,3$.

Материал матрицы (алюминиевого сплава А8) — изотропная упруго-пластическая и пластически несжимаемая среда с мультилинейным деформационным упрочнением: $E=70$ ГПа; $\nu = 0,3$.

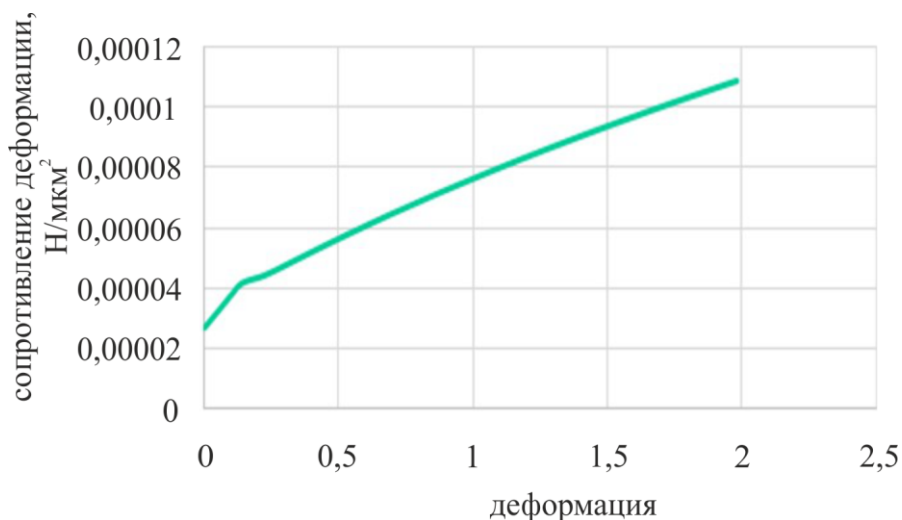


Рис. 4. Сопротивление деформации материала матрицы

Свойства буферного слоя вычислительной модели ММК

Материал буферного слоя – изотропная упруго-вязко-пластическая и пластически несжимаемая среда: $E=194$ ГПа; $\nu = 0,3$.

Кривая сопротивления деформации получена при испытаниях на сжатие со скоростью 1 с^{-1} при температуре $300 \text{ }^\circ\text{C}$.

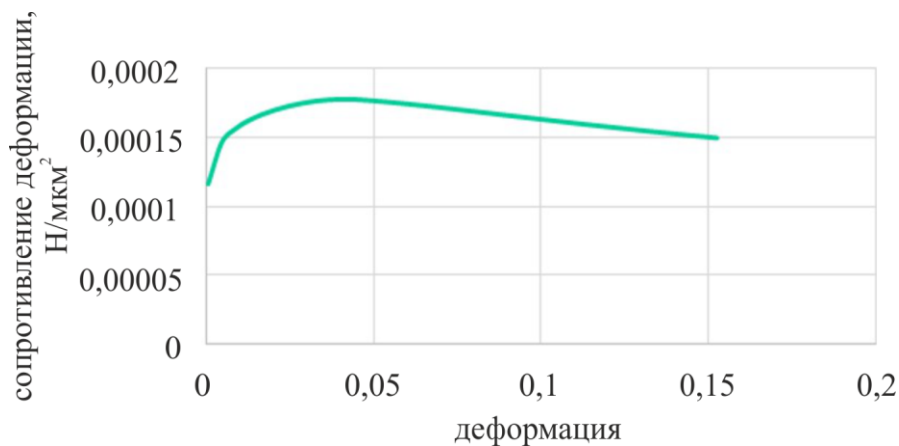


Рис. 5. Сопротивление деформации буферного слоя

Граничные условия при нагружении

Растяжение: $U_y^1 = 18 \text{ мкм}$; $U_y^2 = U_x^3 = U_z^4 = 0$.

Сдвиг: $U_x^1 = 28 \text{ мкм}$; $U_y^1 = 0$; $U_x^2 = U_y^2 = 0$; $U_z^4 = 0$.

Сжатие: $U_y^1 = -15 \text{ мкм}$; $U_y^2 = U_x^3 = U_z^4 = 0$.

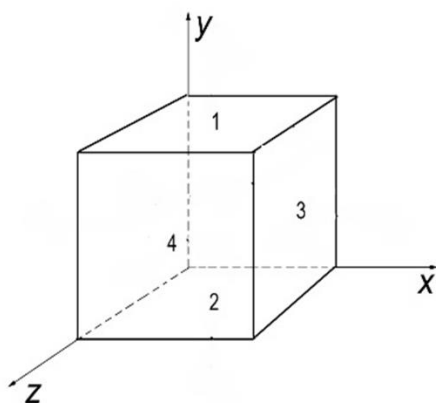


Рис. 6. Граничные условия при нагружении

В каждом i -ом узле конечно-элементной сетки матрицы ММК на каждом десятом расчетном шаге деформации определяли безразмерные параметры напряженного состояния:

показатель напряженного состояния: $k^i = \frac{\sigma^i}{T^i}$

и коэффициент Лоде: $\mu_\sigma^i = 2 \frac{\sigma_{22}^i - \sigma_{33}^i}{\sigma_{11}^i - \sigma_{33}^i} - 1$

где σ^i – среднее нормальное (гидростатическое) напряжение в i -ом узле матрицы;

T^i – интенсивность касательных напряжений в i -ом узле матрицы;

$\sigma_{11}^i, \sigma_{22}^i, \sigma_{33}^i$ – главные нормальные напряжения в i -ом узле матрицы.

Величину приращения степени деформации сдвига в i -ом узле на j -ом нагрузочном шаге деформации выражали через компоненты тензора приращения деформации $\Delta \varepsilon_{kl}^i$:

$$\Delta \Lambda_j^i = \sqrt{\Delta \varepsilon_{kl}^i \Delta \varepsilon_{kl}^i}$$

Соответственно за весь период деформирования степень деформации сдвига в i -ом узле матрицы вычисляется следующим образом:

$$\Lambda_j^i = \sum_{j=1}^n \Delta \Lambda_j^i,$$

где n – число расчетных шагов деформации.

Предельная величина степени деформации сдвига до разрушения Λ_p материала матрицы ММК – алюминиевого сплава А8, связана с характеристиками напряженного состояния k и μ_σ через следующую зависимость:

$$\Lambda_p = 1,59 \exp(-0,58k) + \left(4,5 \frac{\exp(-0,286k)}{2} - 3,75 \frac{\exp(-0,383k)}{2} \right) \mu_\sigma + \left(4,5 \frac{\exp(-0,286k)}{2} - 3,75 \frac{\exp(-0,383k)}{2} - 1,59 \exp(-0,58k) \right) \mu_\sigma^2.$$

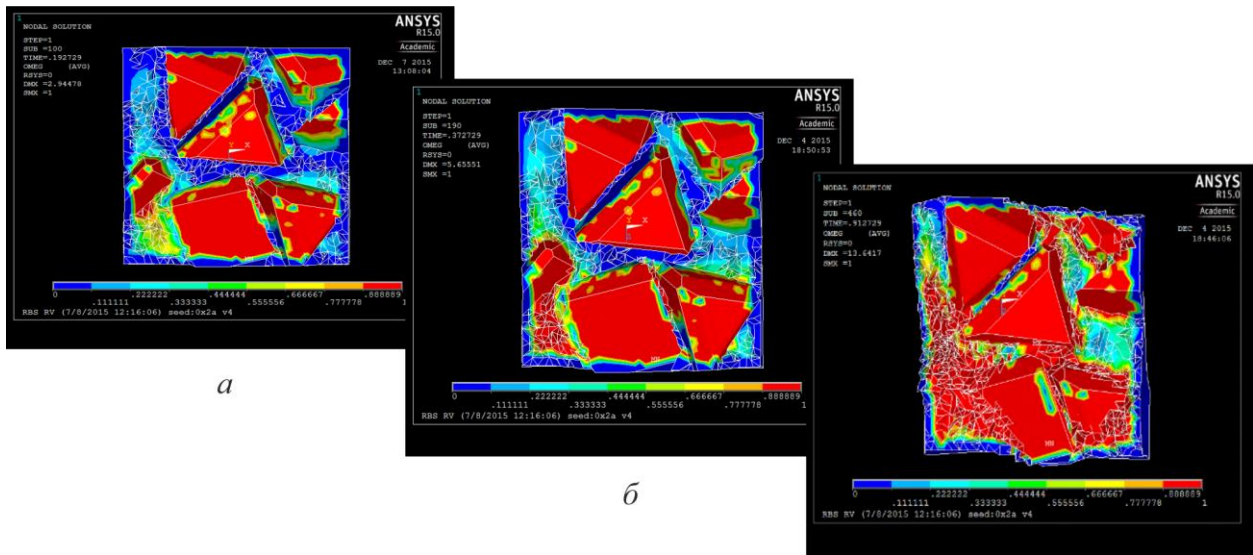
В механике поврежденности основной расчетной характеристикой является скалярная, реже тензорная, величина, называемая «поврежденностью» ω , которая рассчитывается при известных исходных свойствах материала и известной истории нагружения.

$$0 \leq \omega \leq 1$$

В соответствии с линейной моделью накопления поврежденности В. Л. Колмогорова, условие разрушения в каждом i -ом узле за n шагов нагружения имеет вид:

$$\omega = \sum_{j=1}^n \frac{\Delta \Lambda_j^i}{\Lambda_p^i(k_j^i, \mu_{\sigma_j}^i)} = 1,$$

где $k_j^i, \mu_{\sigma_j}^i$ – значения показателя напряженного состояния и коэффициента Лоде в i -ом узле на j -ом шаге деформирования.

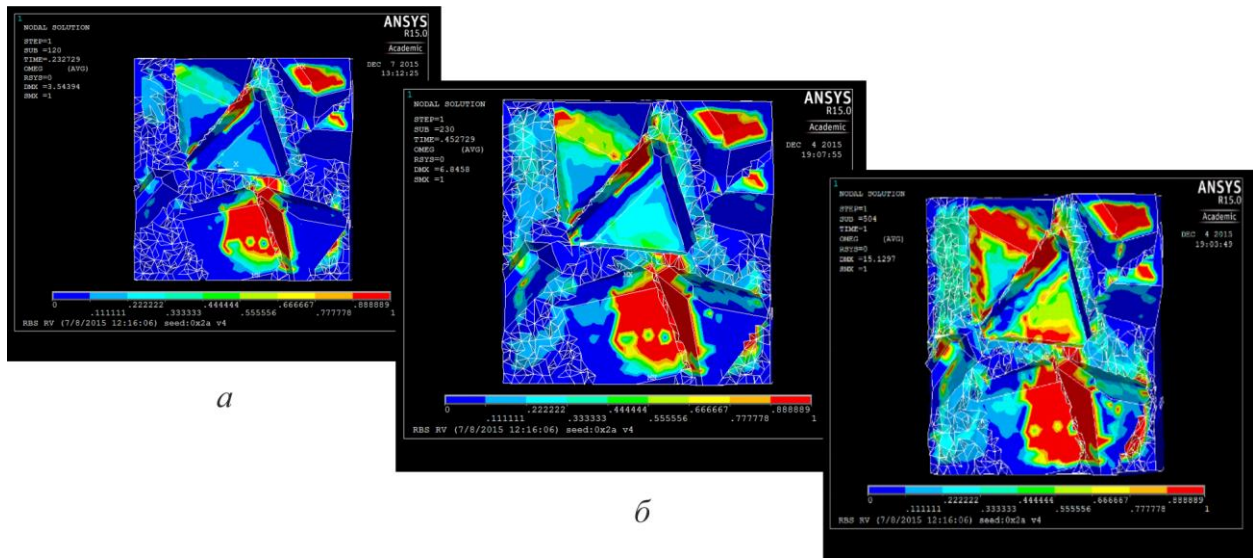


a

б

в

Рис. 7. Распределение поврежденности по сечению материала матрицы при растяжении со степенью эквивалентной деформации 4 % – *a*, 8 % – *б* и 18 % – *в*



a

б

в

Рис. 8. Распределение поврежденности по сечению материала матрицы при сдвиге со степенью эквивалентной деформации 4 % – *a*, 8 % – *б* и 18 % – *в*

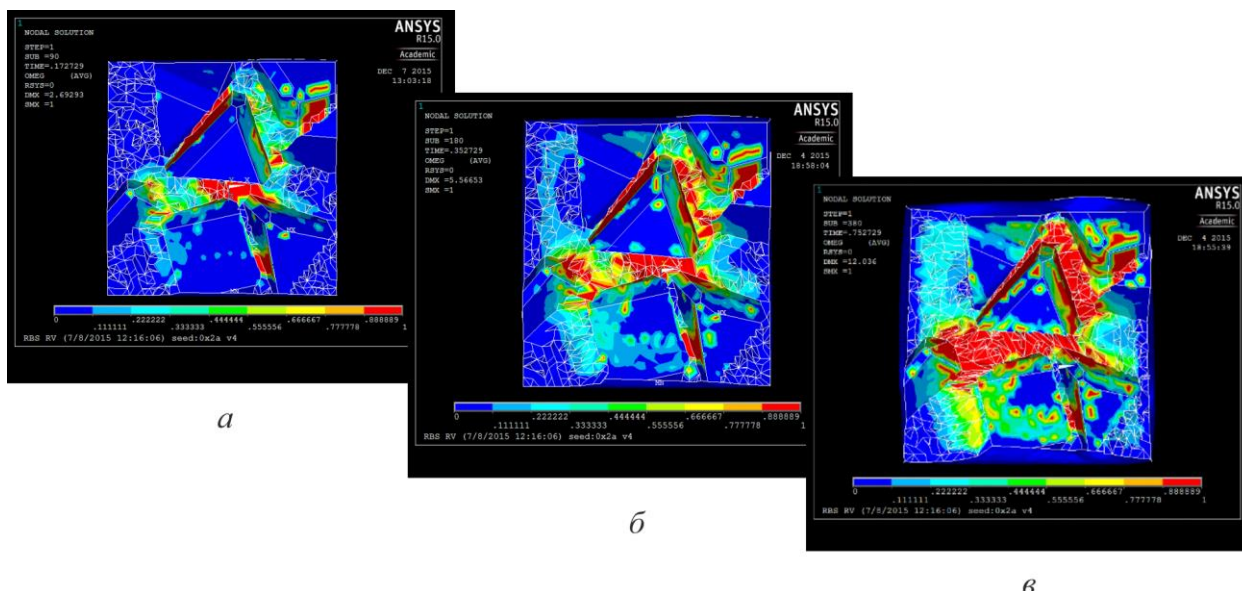


Рис. 9. Распределение поврежденности по сечению материала матрицы при сжатии со степенью эквивалентной деформации 4 % – а, 8 % – б и 18 % – в

Обсуждение результатов

Установлено, что разрушению, в первую очередь, подвергаются участки границ «матрица-включение», а также зоны интенсивной пластической деформации матрицы. По мере увеличения степени деформации область поврежденных участков увеличивается.

Установлено, что наиболее неблагоприятное с точки зрения разрушения напряженное состояние в мягкой матрице возникает в непосредственной близости от частиц карбида кремния, выступающих с одной стороны в роли концентраторов напряжений. С другой стороны, жесткие поверхности карбидов кремния «зажимая» между собой тонкий слой матрицы являются причиной возникновения полос интенсивной пластической деформации и создают условия, схожие с теми, что возникают при выдавливании тонкого пластического слоя, расположенного между двумя жесткими поверхностями.

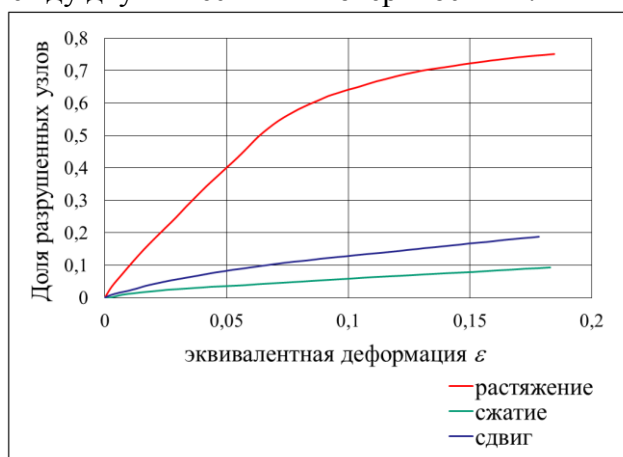


Рис. 10. Динамика накопления поврежденности в матрице ММК при растяжении, сжатии и сдвиге

Заключение

1. Разработана вычислительная модель деформации ММК для трех случаев простого нагружения (растяжение, сжатие, сдвиг) на макро- и микромасштабных уровнях, учитывающая реальную конфигурацию структурных составляющих и температурно-скоростное влияние на реологические свойства компонентов ММК.

2. Получены поля характеристик напряженно-деформированного состояния (НДС) внутри объема ММК.
3. Осуществлено моделирование накопления поврежденности в матрице ММК. Получены зависимости доли разрушенных узлов конечно-элементной сетки матрицы от величины эквивалентной деформации ММК для трех случаев нагружения (растяжение, сжатие, сдвиг).

Авторы выражают глубокую благодарность редакционному комитету конференции МРДМК за тяжёлый труд по переводу предоставленной презентации в форму доклада для сборника в соответствии с правилами конференции.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (проект №14-19-01358).

Литература

1. Fritzen F., Böhlke T. Periodic three-dimensional mesh generation for particle reinforced composites with application to metal matrix composites // *International Journal of Solids and Structures*. – 2011. – Vol. 48, no. 5. – P. 706–718. – URL: <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0020768310004099>.
2. Mishnaevsky L. L. *Computational Mesomechanics of Composites: Numerical Analysis of the Effect of Microstructures of Composites of Strength and Damage Resistance*. – Wiley, 2007. – URL: <https://books.google.ru/books?id=MQjyL1pTYcC>.
3. Composite structure modeling and mechanical behavior of particle reinforced metal matrix composites / Yishi Su, Qiubao Ouyang, Wenlong Zhang, Zhiqiang Li, Qiang Guo, Genlian Fan, Di Zhang // *Materials Science and Engineering: A*. – 2014. – Vol. 597. – P. 359–369. – URL: <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0921509314000458>.
4. Chawla N., Chawla K. Microstructure-based modeling of the deformation behavior of particle reinforced metal matrix composites // *Journal of Materials Science*. – 2006. – Vol. 41, no. 3. – P. 913–925. – URL: <http://dx.doi.org/10.1007/s10853-006-6572-1>.

ВЛИЯНИЕ МОДИФИЦИРОВАНИЯ НАНОДИСПЕРСНЫХ ОКСИДОВ ДЛЯ ФИНИШНОГО ПОЛИРОВАНИЯ МЕТАЛЛОВ

Л. Ф. Королева

Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт машиноведения Уральского отделения Российской академии наук, ул. Комсомольская, 34, Екатеринбург, Российская Федерация

Ответственный автор. Электронная почта: lq@imach.uran.ru; адрес для переписки: ул. Комсомольская, 34, 620049, Екатеринбург, Российская Федерация. Телефон: +7 (343) 374-18-53; факс: +7 (343) 374-53-30

Цель работы: 1) дальнейшее развитие концепции механохимического финишного полирования закаленных сталей и цветных металлов нанодисперсными трибохимически активными абразивами с позиций механики и химии;

2) разработка нанодисперсных модифицированных твердых растворов оксидов алюминия и переходных элементов для финишного полирования

Область применения: для финишных операций полирования металлоизделий высокой точности в машиностроительной, приборостроительной промышленности; в электронной промышленности

В прецизионном машиностроении требуется качественная обработка поверхности металлов с получением шероховатости менее 0.005 мкм, что гарантирует необходимые эксплуатационные характеристики, надежность приборов.

В электронике полирование с получением наносероховатой поверхности существенно определяет последующие процессы эпитаксии и нанесения различных слоев: диэлектрических, отражающих, пропускающих, проводящих.

В оптоэлектронике переход от субмикронных к нанометрическим размерам топологических элементов новых приборов с применением поверхностных слоев толщиной 5-15 нм и минимальным геометрическим рельефом.



Рис. 1. Примеры продукции

Процесс полирования на протяжении столетий привлекал внимание известных ученых мира: Ньютон, Гук, Рэлей и Ломоносов.

Следует еще раз подчеркнуть, что речь идет о приложении науки к технологиям весьма почтенного возраста. Уже тысячи лет тому назад мастера Шумера, Египта, Индии и Китая, как и их более современные европейские и американские потомки, дробят и измельчают руды и уголь, мелют зерно, обрабатывают металлы, шлифуют и полируют

стекла и камни. В наше время исследования в этой области были выполнены Бэйльби, Гребенщиковым, Качаловым, Крагельским, Ребиндером, Ходаковым.

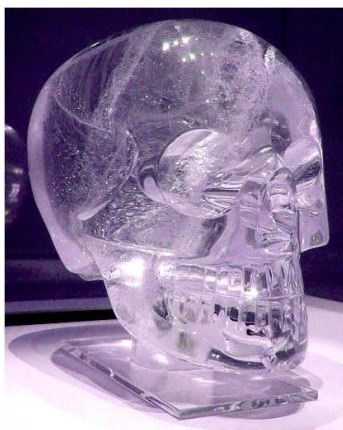


Рис. 2. Хрустальный череп Митчелла-Хеджеса (народов майя VIII- IX век)

Термин «механохимия» может быть применен при описании процессов трения, шлифования и полирования, если под действием механической энергии проявляются химические эффекты. Физико-химическая механика создана на стыке наук: физической химии (коллоидной), физики твердого тела и механики материалов (благодаря работам П. А. Ребиндером). Связана с механической обработкой металлов путем дробления, давления, резания, волочения, шлифования, полирования - и состоит в управлении происходящими при этом процессами деформации, образования новых поверхностей и диспергирования.

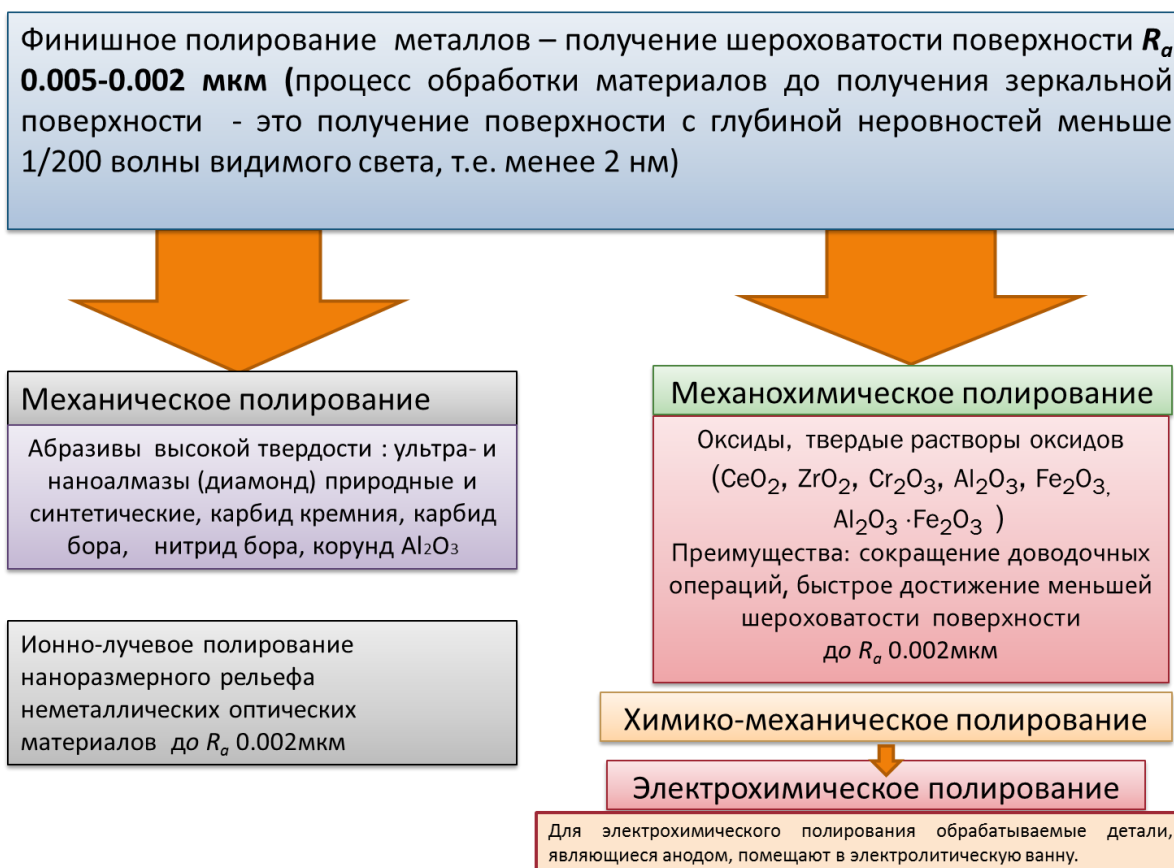


Рис. 3. Блок-схема видов полирования

Механизм действия.

Механическое шлифование и полирование

С точки зрения механики твердого тела полирование можно отнести к процессам трения пары скольжения.

Процесс деформации при трении (Е.А. Марченко, 1979) происходит в три стадии:

Упругопластическая

пластически-деструкционная

появление магистральных трещин, ведущих к разрушению

Определяющие факторы:

1) средний размер основной фракции абразива

2) концентрация абразива в жидкой фазе

3) кристаллическая форма и микротвердость абразива и полируемого металла

4) удельное давление, оказываемое на поверхность

5) площадь контакта обрабатываемой поверхностью и рабочей поверхности полировальника;

б) скорость полирования.

Съем металла: $C_M = c_q v p^r d^u w^f / S^m$

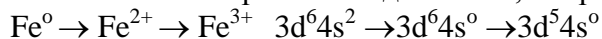
шероховатость $R_z = C_n d^{0,5}$

c_q – коэффициент, зависящие от свойств материала, абразива и условий обработки; v – скорость полирования; p – давление на обрабатываемую поверхность; d – средний размер основной фракции абразивного материала; w – концентрация абразивного порошка в жидкой фазе по массе; S – площадь контакта обрабатываемой и рабочей поверхностей инструмента; $r = 0,7-1,0$

Финишное механохимическое полирование

Роль силового воздействия абразивных зерен может быть представлена как механохимическое активирование на контактных точках поверхности металла, приводящее к инициированию химических реакций.

Изменение электронной подсистемы, например, для стали: окисление



Электронно-спиновые изменения в частично заполненных оболочках.

В результате под воздействием трения в присутствии химически активного абразивного материала и среды идет практически мгновенное окисление поверхностного слоя и образование оксидной пленки, которая разрушается и удаляется с поверхности.

С точки зрения химической природы идет разупорядочение и разрыв химических связей, сопровождающиеся высокой концентрацией активных центров на поверхности металла. К химическим факторам относится трибохимическая активность оксидов. **Степень превращения в оксиды металла (степень полирования):**

$$\alpha = 1 - \exp(-kt^n)$$

Для механического полирования применяются:

1. Алмаз (скоростное полирование, полирование твердых материалов).
2. Карбиды кремния и бора (полирование титана).
3. Карбид титана (стали и медные сплавы).
4. Карбид циркония (нержавеющие и специальные сплавы).
5. Нитрид титана (различные материалы).
6. Корунд (металлы и редко - стекло).
7. Оксид хрома (Cr_2O_3) – трёх марок: ОХМ-1 (металлургическая), ОХП-1 (пигментная) и ОХЧ-1 (часовая) (при обработке цветных и черных металлов - пасты ГОИ).
8. Окись церия SeO_2 (полирование зеркальных и оптических стекол).
9. Окись титана (полирование цветных металлов и стекла).
10. Мел (полирование цветных металлов) и галтовка

11. Крокус (бронза, латунь, медь, серебро, золотые сплавы).
12. Сурик (медные сплавы, мягкие стали).
13. Полирит – содержит до 97 % оксидов РЗЭ (для полировки стекла и полупроводниковых материалов).
14. Аэросил – SiO₂ трёх марок: А-175, А-300 и А-380, в которых средний размер частиц соответственно равен: от 10 до 40 нм, от 5 до 20 нм и от 5 до 15 нм.
15. «Элплаз» (SiO₂) – для финишной полировки полупроводниковых пластин - трёх марок: А (для высокоскоростной обработки пластин из кремния), Б (для обработки кремниевых пластин на полировальнике из электростатической замши) и В (для обработки полупроводников типа А^{III}В^V и А^{II}В^{VI}).

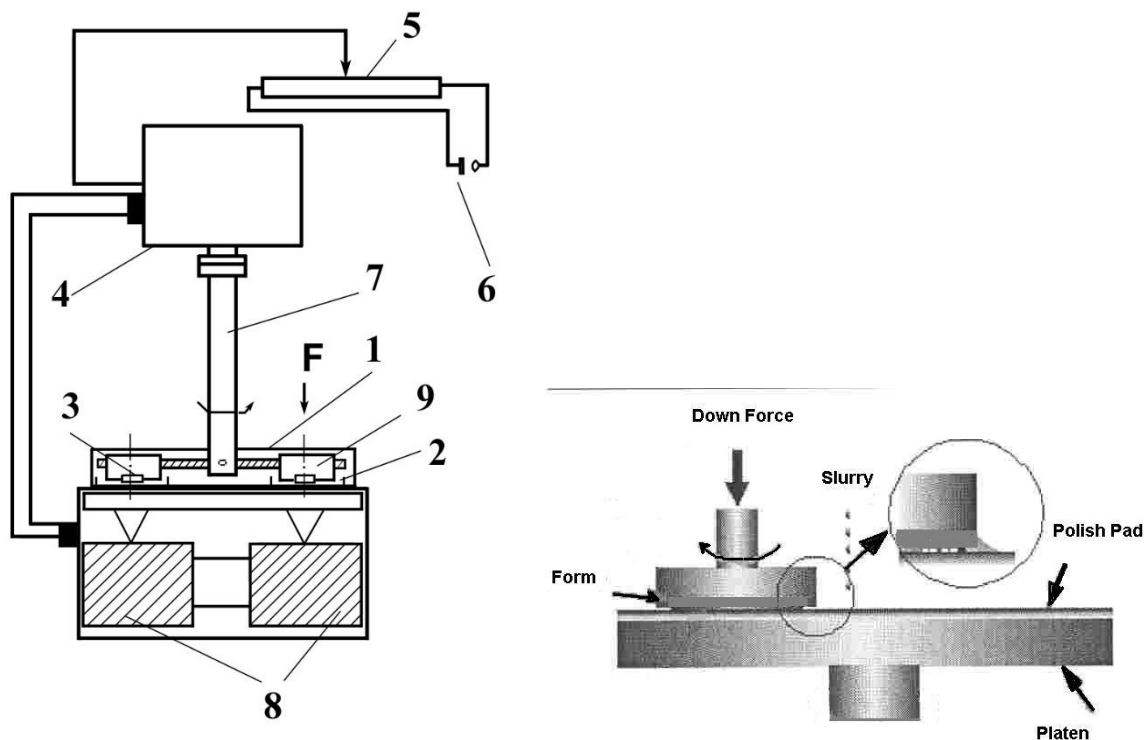


Рис. 4. Схема полировальной установки в нашем эксперименте
 1 – плита; 2 – лоток для полировальной пасты; 3 – образец; 4 – электродвигатель; 5 – резистор; 6 – источник энергии; 7 – шпиндель; 8 – электромагниты; 9 – нагрузка
 Режим: удельное давление 18–30 кПа, скорость вращения 89 об/мин (1,4–1,5 м/с)

Таблица 1 – Обычно применяемые режимы механического полирования

Полируемый материал	Окружная скорость, м/с	Удельное давление, МПа
Сталь, никель	30—35	1-2
Медь, драгоценные металлы	20—30	0,3—0,8
Алюминий и его сплавы	18—22	0,1—0,4
Пластические массы	12—15	0,1—0,2

Методы контроля. Шероховатость поверхности: *Ra* или *Rz* (метод оптической интерферометрии: оптический профилометр фирмы Veeco Wyko NT 1100) Параметры *Ra*, *Rz* представляют собой среднюю высоту неровностей профиля (*Ra* – всех неровностей; *Rz* —

наибольших неровностей на базовой длине). Метод атомно-силовой микроскопии R_a и R_z – Сканирующий зондовый микроскоп “НаноСкан”, работающий в жестком контактном режиме. $R_a = 1/n \sum |y_i|$

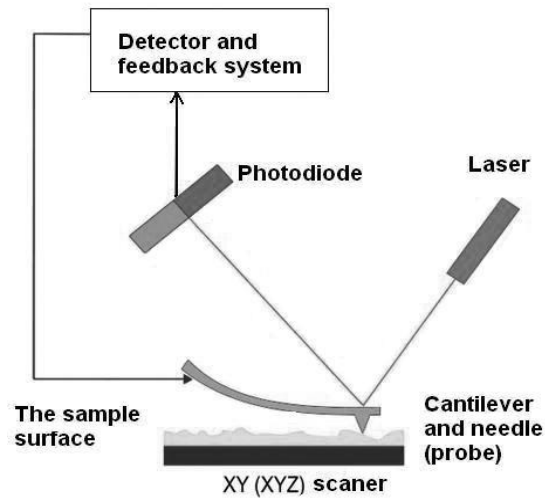


Рис. 5. Схема атомно-силового микроскопа

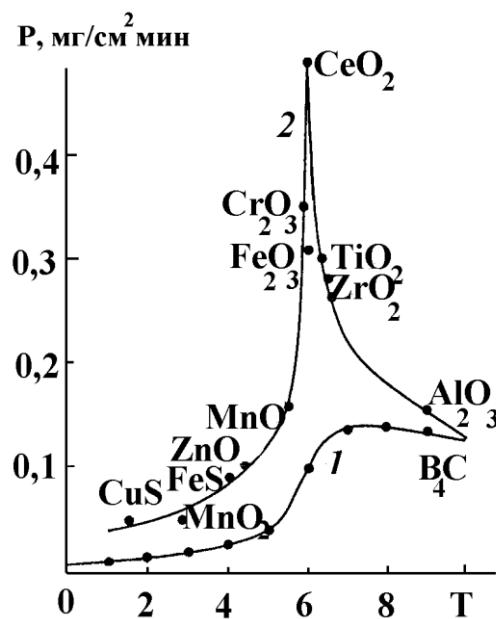


Рис. 6. Производительность абразивной обработки стандартными минералами (1) и мягкими абразивами (2) T – твердость абразива в баллах шкалы Мооса

Полирующая способность или производительность, P , мг/мин см²

$$P = \Delta M / (S \cdot t)$$

Наша разработка – абразив на основе твердых растворов оксидов алюминия и железа: $Al_{2-x}Fe_xO_3$ и $Fe_{2-y}Al_yO_3$ – $(Al_2O_3 \cdot Fe_2O_3)$ – трибохимически активные нанодисперсные абразивные материалы.

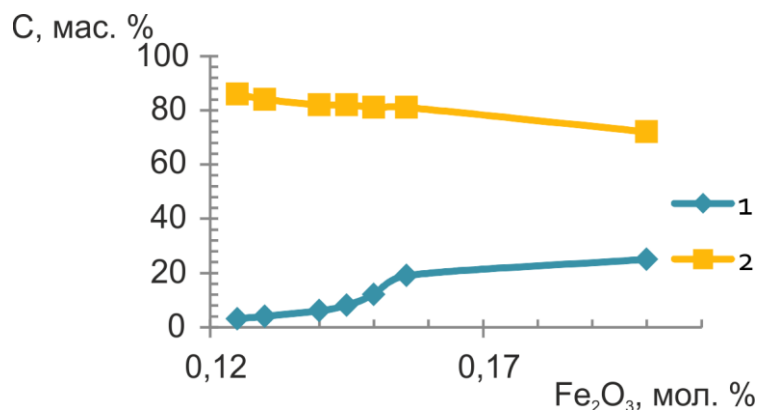
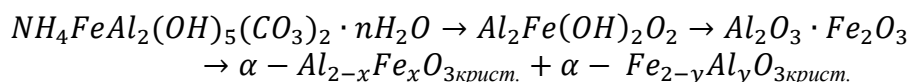


Рис. 7. Зависимость концентрации твердых растворов на основе ромбоэдрического гематита $Fe_{2-y}Al_yO_3(1)$ и ромбоэдрического корунда $Al_{2-x}Fe_xO_3(2)$

Схема синтеза:



Абразивный нанодисперсный материал для финишного полирования с высокой производительностью на основе твердых растворов оксидов алюминия и железа (с получением шероховатости поверхности Ra менее 0,005 мкм).

Для увеличения производительности процесса полирования цветных металлов и сплавов следует повысить окислительную способность абразива за счет ведения какого-либо окислителя. Другое решение может быть осуществлено за счет модифицирования абразивного материала оксидом переходного металла с переменной степенью окисления. Модифицирование твердых оксидов алюминия и железа оксидами переходных элементов с переменной валентностью, таких как молибден, марганец (MoO_2 , Mn_2O_3) значительно повышает окислительную способность абразива и увеличивает производительность.

Процессы, происходящие при полировании: адсорбция, смачивание, адгезия, образование новых фаз и поверхностей, пластическая деформация

Процесс полирования является многофакторным и его математическое описание, осложнено тем, что он не является только процессом абразивного разрушения поверхностных слоев.

Вспомогательные вещества при проведении полирования выполняют следующие функции:

1. Удержание режущих зерен (в основном адгезионное прилипание).
2. Охлаждение.
3. Химическое разрушение обрабатываемого материала (снятие оксидных пленок).
4. Физическое ускорение разрушения

Вспомогательные вещества:

- 1) олеиновая кислота (в составе паст);
- 2) церезин;
- 3) стеарин;
- 4) масла; 4) керосин;
- 5) вода (гидроабразивное полирование);
- 6) минеральные кислоты и соли в виде электролитов (электролитическое полирование).

Соли тяжелых металлов при химико-механической обработке (сульфат меди, нитраты меди или серебра)

В финишном механохимическом полировании активизируются химические процессы окисления подповерхностного слоя: что дает преимущество перед известными абразивами - возможность сократить количество доводочных операций с получением наношероховатой поверхности.

Полирование характеризуется процессами абразивного разрушения поверхностных слоев и образованием новых твердых фаз на границе раздела. Под действием зерен абразива происходит упругопластическая деформация металла, вызывающая изменение физико-химических свойств тонкого подповерхностного слоя, в том числе **термодинамического и химического потенциалов.**

В общем случае химический потенциал определяется как изменение энергии Гибса G :

$$\mu = \frac{E - TS + PV}{N} = \frac{G}{N}.$$

Сводная энергия dE системы в процессе полирования при постоянном объеме будет зависеть от изменения энтропии dS , химического потенциала компонентов материала μ_i и свободной поверхностной энергией γ вновь образующейся поверхности, представляется следующим уравнением для квазистатических систем:

$$dF = -TdS + \sum \mu_i dN_i - \gamma dA$$

где N_i – число частиц i -го компонента, γ – поверхностное натяжение или поверхностная свободная энергия, A – площадь образующейся поверхности.

Активируемый процесс движения дислокаций в подповерхностном слое приводит к локальной концентрации напряжений, определяющей химический потенциал поверхностных атомов металла μ_m

$$\mu_m = RT \ln \frac{\rho}{\rho_0} n.$$

Таблица 2 – Комплекс факторов при полировании

Входные факторы	Факторы контроля	Выходные факторы
1. Природа (структура связи, физические и химические свойства) твердой фазы полировального состава и материала обрабатываемой поверхности. 2. Дисперсионная среда (технологическая жидкость) полировального состава 3. Нагрузка (давление) на полировальник. 4. Скорость относительного движения полировального состава по обрабатываемой поверхности.	1. Изменение шероховатости (микрорельефа) обрабатываемой поверхности твердого тела 2. Изменение свойств адсорбируемых и образующихся пленок 3. Изменение механических свойств. 4. Тепловыделение в зоне взаимодействия. 5. Накопление вакансий и дислокаций	1. Скорость съема материала с обрабатываемой поверхности. 2. Качество обработанной поверхности. 3. Расход полировального состава

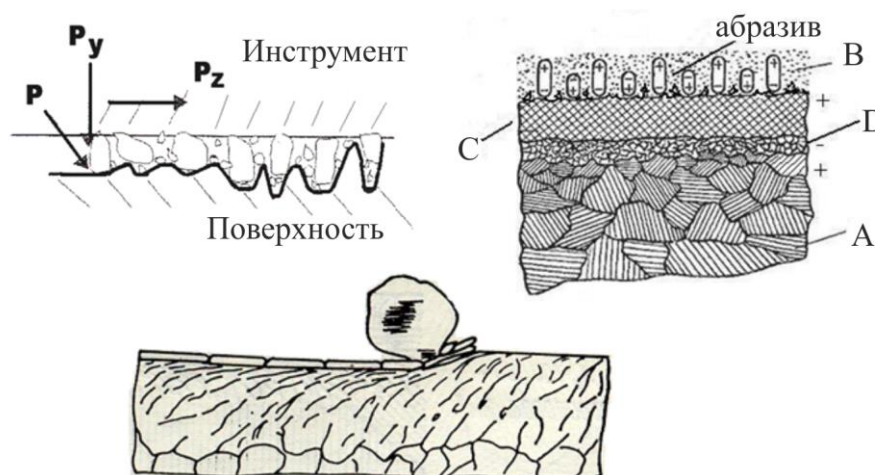


Рис. 8. Схема реальной структуры поверхности металла в процессе полирования

При полировании могут возникнуть напряжения в пленках, например:

- 1) внутренние напряжения сжатия на неровной поверхности металла образуют отрывающие усилия
- 2) внутренние сжимающие напряжения, появляющиеся при росте пленки

Активная смазка создает на поверхности металла тончайший пластифицированный слой и способствует равномерному распределению деформации по всему сечению деформируемого металла

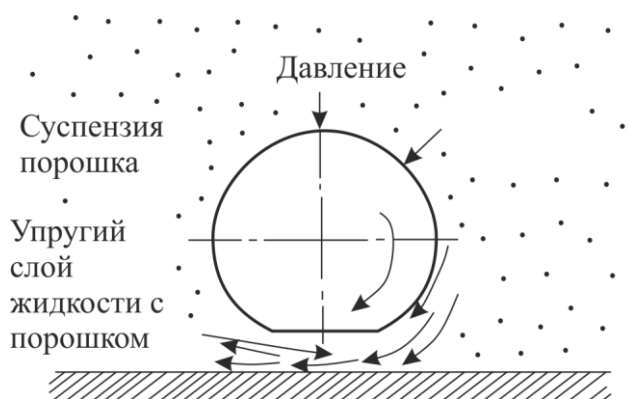


Рис. 9. Схематическое изображение процесса полирования

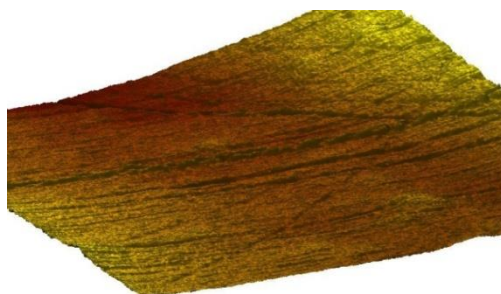


Рис. 10. АСМ изображение рельефа поверхности $R_a=0.002$ мкм в нашем эксперименте сталь ШХ-15

Для предотвращения значительной деформации металла при полировании и снижения усилия обработки – изменяют граничные условия на контактной поверхности металл-инструмент и тем самым изменяем поверхностную энергию.

Величина поверхностной энергии вновь образующейся поверхности определяет прочностные характеристики материала. Непротиворечиво для изотропных поверхностей представить напряжение, возникающее в процессе образования оксидной пленки на ювенильной поверхности металла σ_s , уравнением:

$$\sigma_s = \gamma + \Delta \frac{d\gamma}{dA},$$

где γ – поверхностное натяжение или поверхностная свободная энергия; A – площадь образующейся поверхности; Δ – изменение площади поверхности.

Главная причина возрастания химической реакционной способности поверхности металла состоит в увеличении энтальпии из-за изменения его реальной структуры.

Образование новой поверхности в процессе полирования связано с приростом свободной энергии системы.

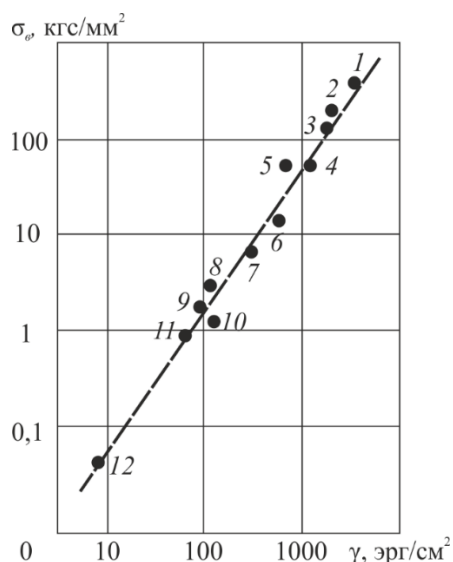


Рис. 11. Связь между поверхностной энергией и прочностью твердых тел:
 1 – алмаз; 2 – W; 3 – Mo; 4 – Fe; 5 – Al₂O₃; 6 – Cu; 7 – Zn; 8 – слюда; 9 – лед; 10 – NaCl;
 11 – нафталин; 12 – аргон [Фридман Я. Б. Механические свойства металлов, 1971]

Полирование ультрадисперсными абразивами по своему механизму взаимодействия абразива с обрабатываемой поверхностью отличается от механического взаимодействия шлифованием: **активизируются частицы обеих трущихся поверхностей**, поэтому отрыв атомов возможен с обеих поверхностей.

Химическая активность абразивных частиц будет определять химические превращения в подповерхностном слое металла. Применение химически активных абразивов дает возможность в результате полирования перейти от грубой поверхности к зеркальной за одну доводочную операцию. Следовательно, данный процесс обусловлен в большей степени немеханическим воздействием.

С точки зрения химической природы идет разупорядочение и разрыв химических связей, сопровождающиеся высокой концентрацией активных центров на поверхности металла. Реакция окисления и быстрый перенос кислорода в подповерхностный слой металла идет с образованием оксидной пленки. Наибольшая степень окисления возможна на контактных точках, где зарождаются микротрещины. При этом происходит механохимическая активация поверхности металла с возможным образованием активированных комплексов на поверхности металла, сопровождающаяся на I стадии процесса ускоренным окислением металла и переносом кислорода в подповерхностный нанослой, а на II стадии - удалением оксидной пленки абразивными зёрнами

Это усложняет математическое описание процесса полирования, включающее окисление поверхности металлов. Для описания кинетики полирования были применены уравнения для гетерогенных процессов

Так как полирование является процессом на границе твердых тел, включающим окисление и образование оксидной фазы в подповерхностном слое, то всю систему правомерно рассматривать как двухфазную с разделяющей поверхностью, расположенной между объемной и поверхностной фазами металла с обменом ионами и химическим равновесием. Такие процессы относятся к топохимическим, и для описания кинетики полирования с участием реакций в подповерхностном слое можно применить уравнение

$$\alpha = 1 - e^{-kt^n},$$

где α – степень превращения атомов металла в оксиды и определяемая как относительная интенсивность съема металла C_i/C_{\max} (принимается априори, что фактор механохимического воздействия абразива является основным); n – число последовательных стадий при образовании центра новой фазы оксидов; k – константа процесса, t – продолжительность

процесса полирования. Константу скорости процесса окисления $K_{ск}$ следует определять по уравнению:

$$K_{ск} = nk^{1/n}.$$

Таблица 3 – Экспериментальные параметры в кинетических уравнениях полирования

Образцы металлов	Абразивный материал	Параметры кинетического уравнения			Дисперсия S^2
		n	k	$K_{ск}$	
Сталь ШХ-15	$Al_2O_3 \cdot Fe_2O_3$	1,0	0,04	0,03	0,005
Сталь ШХ-15	$Al_2O_3 \cdot Fe_2O_3$, модифицированный MoO_2	1,54	0,005	0,05	0,003
Сталь ШХ-15	Карбид бора B_4C	1,3	0,01	0,004	0,005
Алюминий Д-16	$Al_2O_3 \cdot Fe_2O_3$	1,2	0,03	0,06	0,004
Алюминий Д-16	$Al_2O_3 \cdot Fe_2O_3$, модифицированный Mn_2O_3	1,0	0,05	0,04	0,005
Медь М-1	$Al_2O_3 \cdot Fe_2O_3$	1,2	0,01	0,02	0,003
Медь М-1	$Al_2O_3 \cdot Fe_2O_3$ модифицированный MoO_2	1,2	0,03	0,05	0,005
Титан ВТ1-00	$Al_2O_3 \cdot Fe_2O_3$, модифицированный ZrO_2	0,78	0,10	0,05	0,005

Таблица 4 – Соотношение твердости и микротвердости металла и абразива

Материал	Абразив	Соотношение микро твердостей (МПа) H_v Абразив/полируемый мат.	Механизм полирования
Сталь ШХ-15	Карбид бора	$40000/10000=4$	Абразивный
Сталь ШХ-15	Корунд Al_2O_3	$18000/10000=1,8$	Абразивный
Сталь ШХ-15	$Al_2O_3^* Fe_2O_3$ нанодисперсный	$x/10000 \leq 1,5$ $x \leq 1650$	Трибохимическое взаимодействие
Медь М-1	Сурик Fe_3O_4	$1100/1300 = 0,85$	Трибохимическое взаимодействие
Латунь	Крокус Fe_2O_3	$1100/1500=0,73$	Трибохимическое взаимодействие

Медь М-1	Al ₂ O ₃ * Fe ₂ O ₃ нанодисперсный	$x/1100 \leq 1,5$ $x \leq 1650$	Трибохимическое взаимодействие
Алюминий	Al ₂ O ₃ * Fe ₂ O ₃ нанодисперсный	$x/2000 \leq 1,5$ $x \leq 1650$	Трибохимическое взаимодействие

$N_{va}/N_{vm} \leq 1,8$ – преобладающий механизм – трибохимическое окисление поверхности и разрушение оксидного слоя.

Оксидные пленки на металлах по толщине принято подразделять на три группы:

- 1) тонкие (невидимые), толщина которых от нескольких ангстрем до 40 нм
- 2) средние (дающие цвета побежалости), толщина которых 40-500 нм
- 3) толстые видимые, толщина которых свыше 500 нм

Аморфные тонкие пленки, стабильные при комнатной температуре, обладают либо структурой типа беспорядочной сетки, либо беспорядочной плотноупакованной структурой

Эффективная энергия активации E образования оксидной пленки:

$$E = kT \ln \left(\frac{bC_i}{a} \right)$$

где a, b – константы, C_i – концентрация ионов металла, соответствующая образовавшемуся оксиду; k – константа Больцмана

Наибольшей сохранностью обладают пленки **средней толщины** (достаточно тонкие, чтобы не иметь больших внутренних напряжений, но достаточно толстые, чтобы затормозить диффузию), возникающие на гладкой поверхности металла; они прочны и пластичны, обладают хорошим сцеплением с металлом и имеют минимальную разницу в коэффициенте линейного расширения по сравнению с металлом.

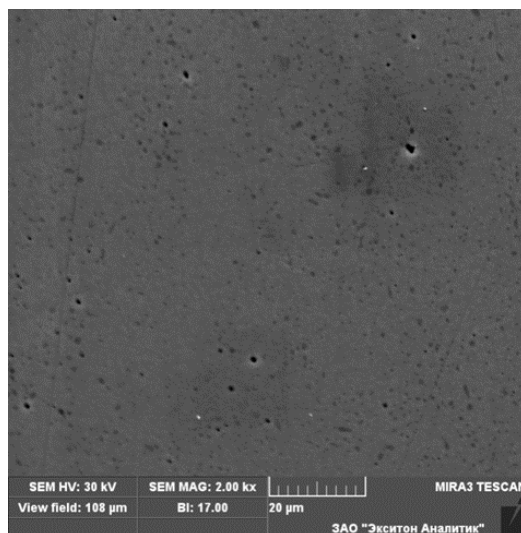


Рис. 12. Тонкие пленки менее 40 нм в результате полирования

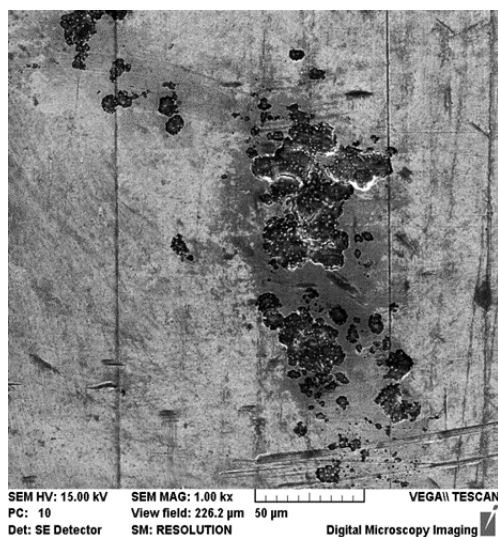


Рис. 11. Средние пленки 40-500 нм – в центре толстые пленки

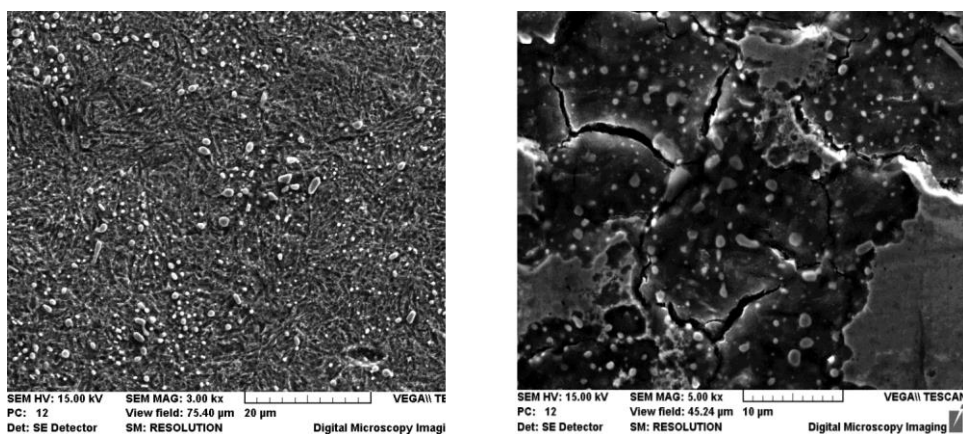


Рис. 12. Толстые пленки

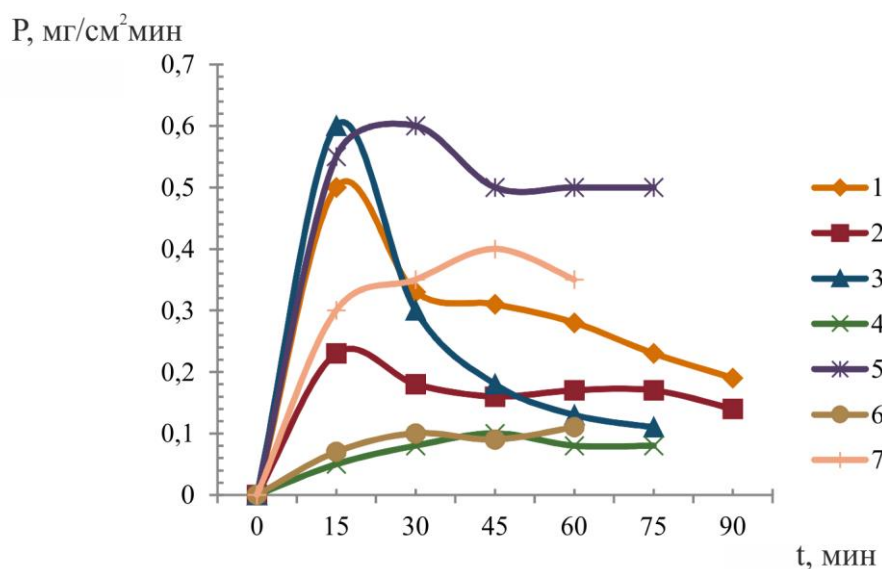


Рис. 13. Кинетические кривые изменения производительности (полирующей способности): 1, 2 – сталь ШХ-15 – с $\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot \text{Fe}_2\text{O}_3$; (1– 0,175; 2 – 0,14 мол. % Fe_2O_3); 3 – сталь ШХ-15 карбидом бора; 4 – медь М-1 с $\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot \text{Fe}_2\text{O}_3$ (0,125 мол.% Fe_2O_3 ; 5 – медь М-1 с $\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot \text{Fe}_2\text{O}_3$, модифицированных MoO_2 ; 6 – сталь ШХ-15 с $\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot \text{Fe}_2\text{O}_3$, модифицированных Mn_2O_3 ; 7 – титан ВТ1-00 с $\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot \text{Fe}_2\text{O}_3$, модифицированных ZrO_2

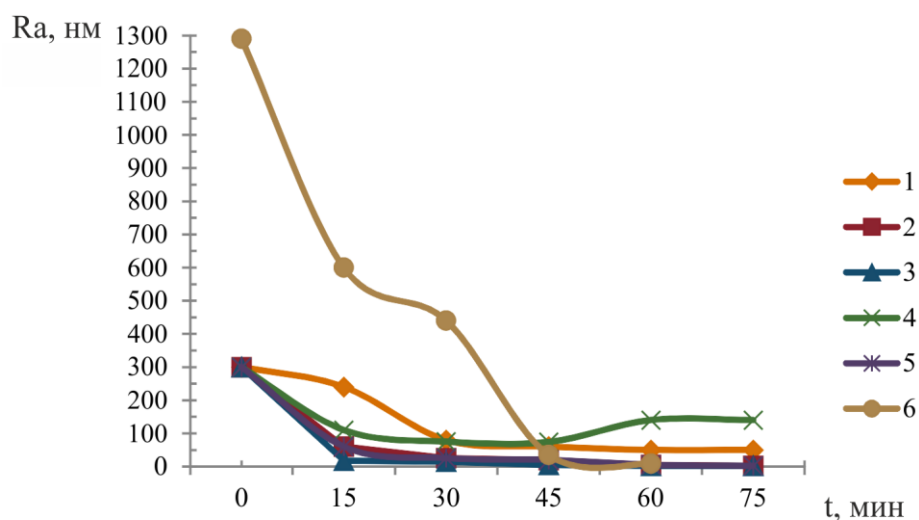


Рис. 14. Кинетические кривые изменения шероховатости поверхности R_a при полировании образцов: 1 – медь М-1 $Al_2O_3 \cdot Fe_2O_3$ (0,125 мол. % Fe_2O_3); 2 – медь М-1 $Al_2O_3 \cdot Fe_2O_3$, модифицированных MoO_2 ; 3 – сталь ШХ-15 $Al_2O_3 \cdot Fe_2O_3$ (0,125 мол.% Fe_2O_3); 4 – сталь ШХ-15 карбидом бора; 5 – медь М-1 $Al_2O_3 \cdot Fe_2O_3$, модифицированных Mn_2O_3 ; 6 – титан ВТ1-00 с $Al_2O_3 \cdot Fe_2O_3$, модифицированных ZrO_2

Таким образом, производительность полирования коррелирует с химическим составом абразива.

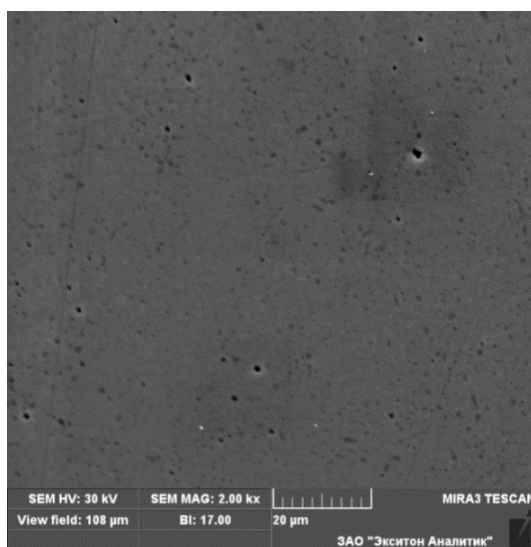


Рис. 15. ШХ-15 Полирование $Al_2O_3 \cdot Fe_2O_3$

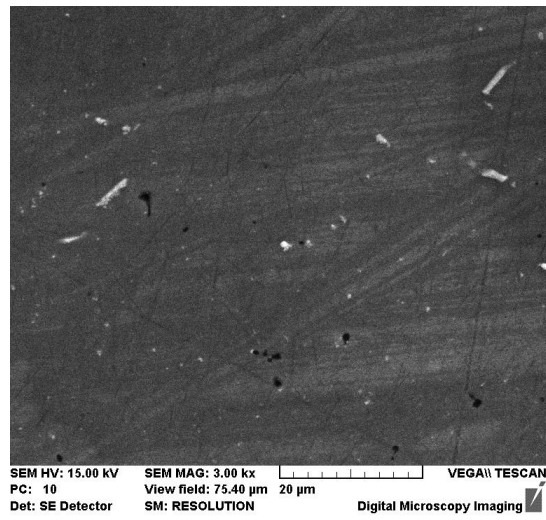


Рис. 16. Полирование карбидом бора ШХ-15 (1 час)

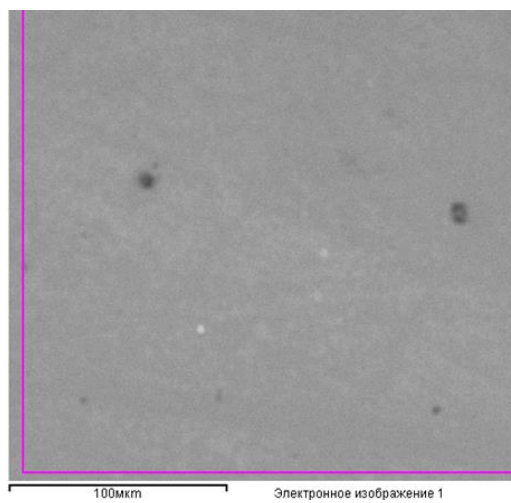


Рис. 17. Полирование модифицированным Cr_2O_3 ШХ-15

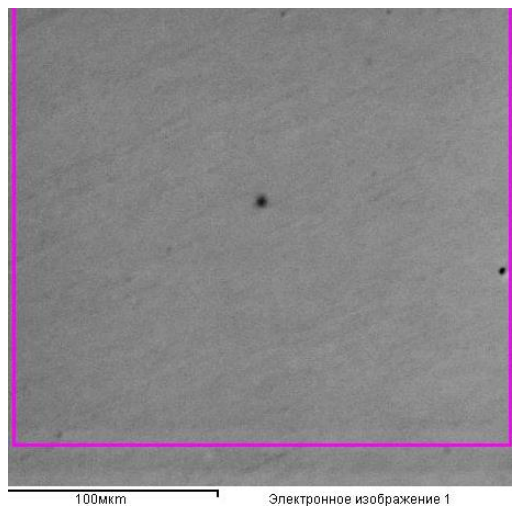


Рис. 18. Полирование $\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot \text{Fe}_2\text{O}_3$, модифицированных MoO_2 ШХ-15

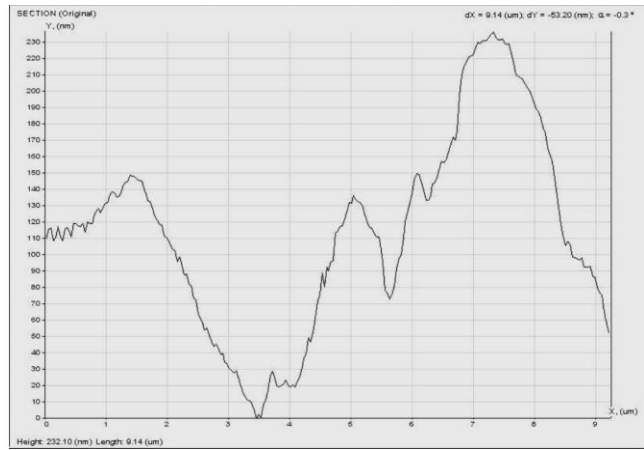
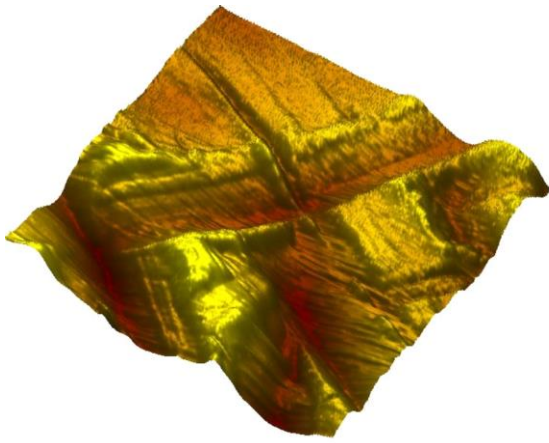


Рис. 19. Характерное АСМ изображение рельефа поверхности. Исходный образец Ra 0,1 мкм, закаленная сталь ШХ-15

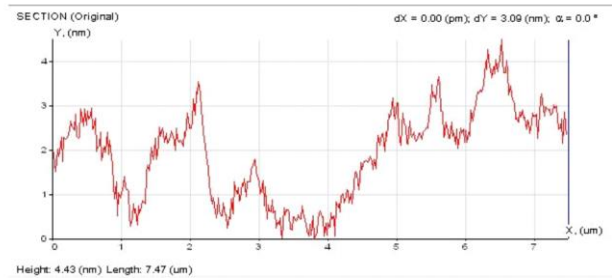
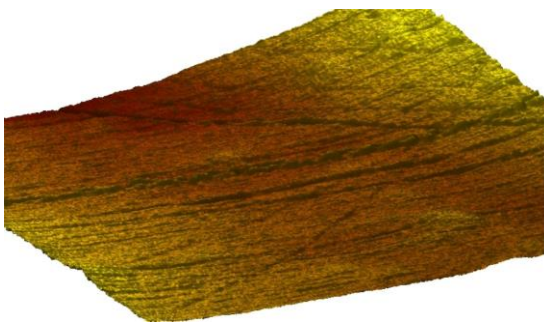
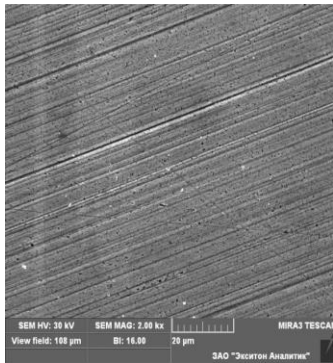
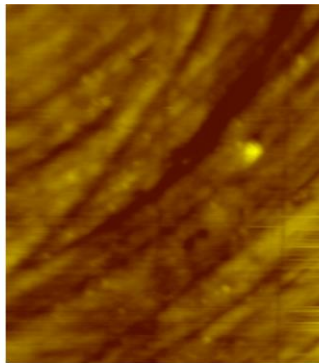


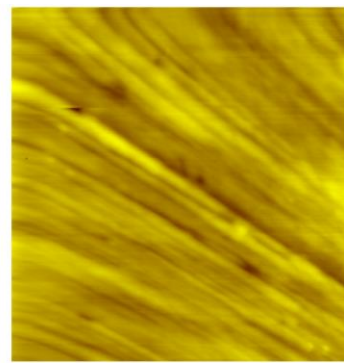
Рис. 20. Характерное АСМ изображение рельефа поверхности. Ra 0,0022±0,00002 мкм. Полирование 1,0 – 1,5 ч



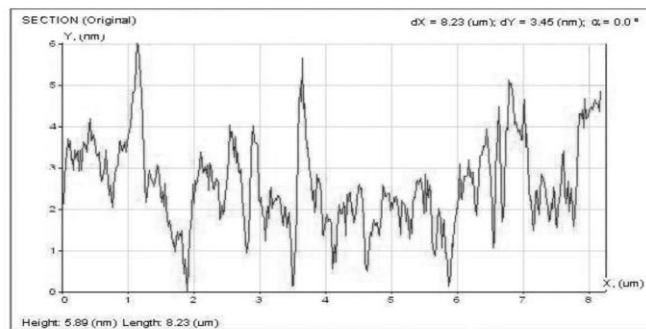
a



б



в



г

Рис. 21. SEM – изображение полированной поверхности меди М-1 (*a*), характеристики АСМ: изображение рельефа (*б*), сечение поверхности: Ra 0,006 мкм (*г*); характеристика АФМ изображение полированной поверхности рельефа латуни Л-63 (*в*)

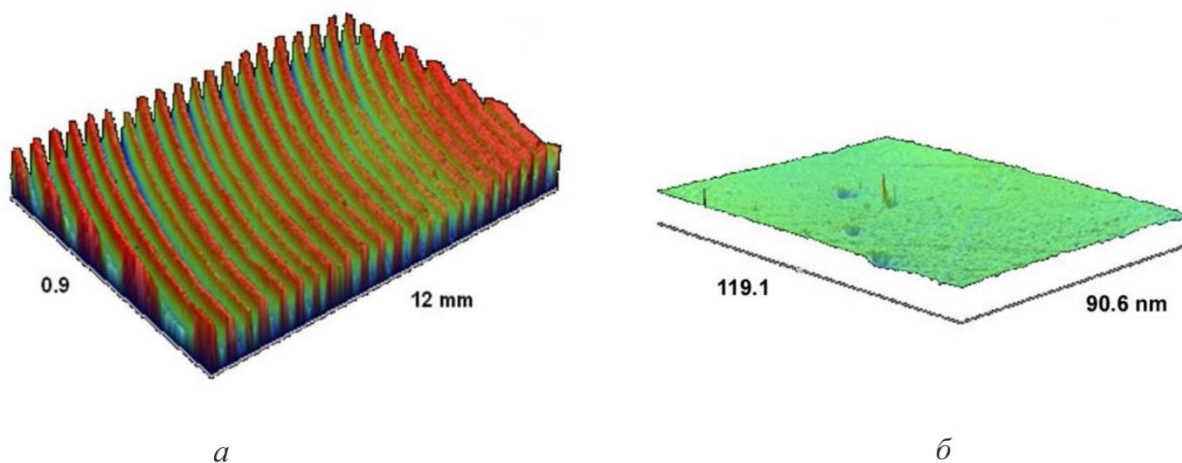


Рис. 22. Полирование титана ВТ1-00 топография поверхности титана образцов: *a* – первоначальная шероховатость поверхности, R_a 1.3–1.6 мкм; *б* – характерное изображения рельефа поверхности образцов, полированных в течение 60 минут, R_a 0.019 мкм (выборка 161.85 nm, S^2 1.51, данные оптической профилометрии)

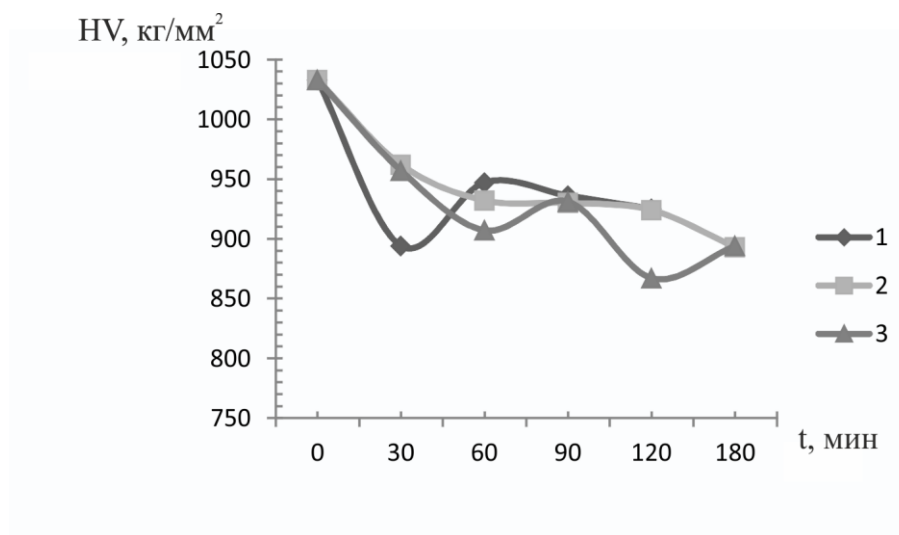


Рис. 23. Зависимость микротвердости стали ШХ-15 от продолжительности полирования: 1 – с модифицированным оксидом хрома; 2 – с твердым раствором оксидов $Al_2O_3 \cdot Fe_2O_3$ 3 – тоже в условиях вибрационного режима (3000 об.)

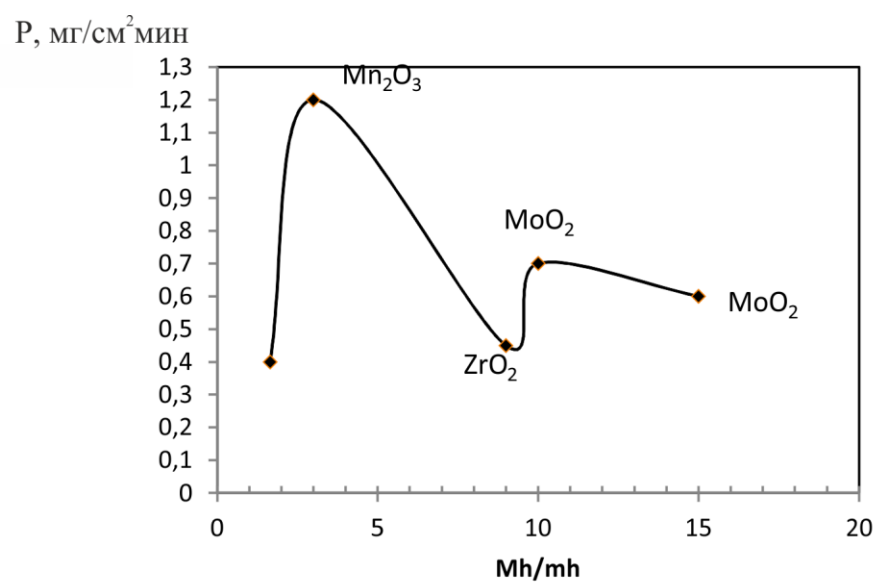
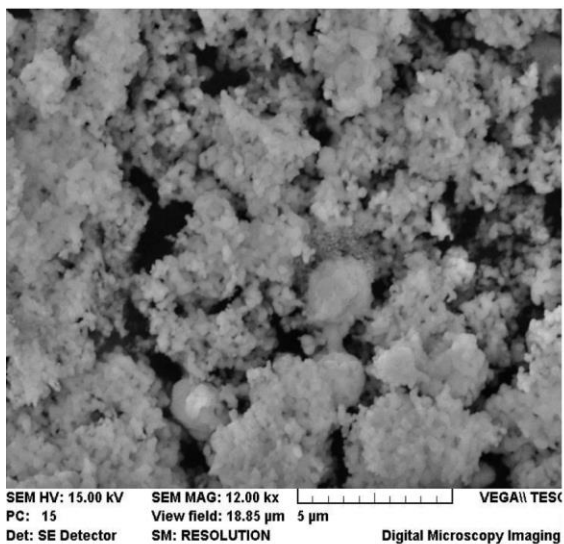
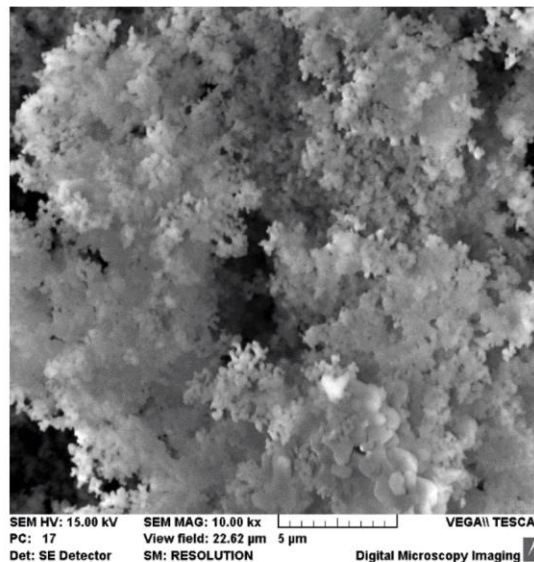


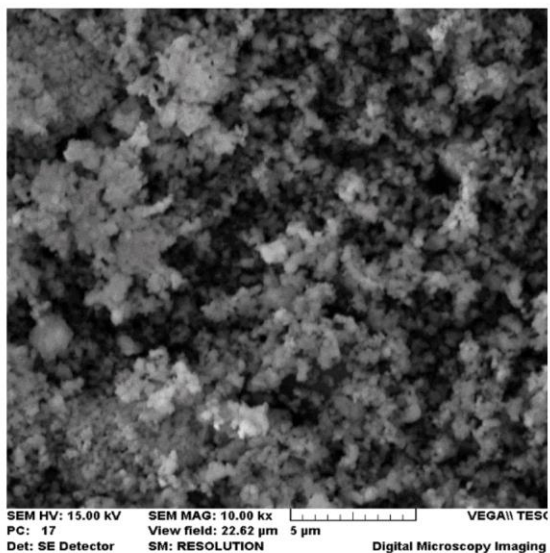
Рис. 24. Зависимость полирующей способности P от соотношения микротвердости абразива Mh и микротвердости металла (mh) и модифицирования оксидов $\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot \text{Fe}_2\text{O}_3$



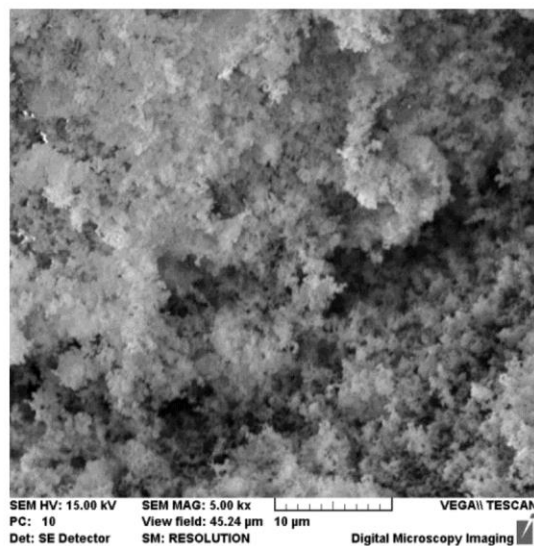
a



б



в



г

Рис. 25. Электронно-микроскопические снимки абразивного материала на основе:
a – $\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot \text{Fe}_2\text{O}_3$; *б* – $\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot \text{Fe}_2\text{O}_3$, модифицированного оксидом молибдена;
в – $\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot \text{Fe}_2\text{O}_3$ модифицированного оксидом марганца *г* – $\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot \text{Fe}_2\text{O}_3$ модифицированного
 оксидом циркония (0,04 мол. % ZrO_2)

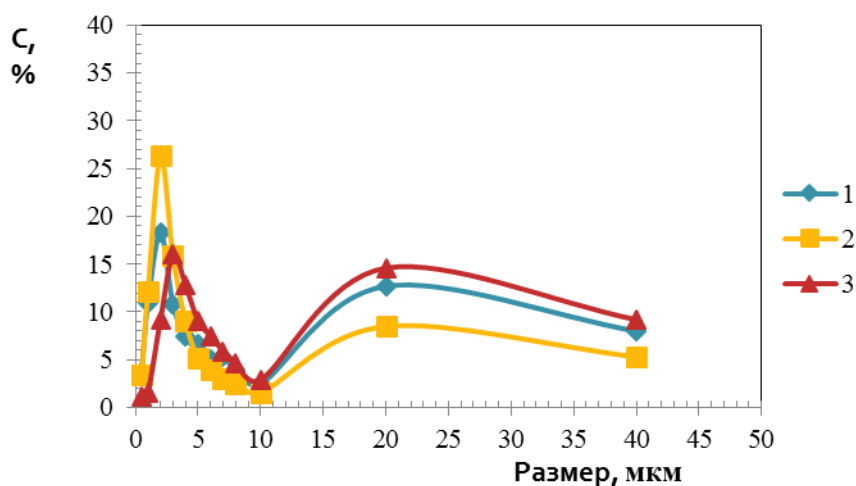


Рис. 26. Дифференциальное распределение частиц твердых растворов оксидов алюминия и железа (до 10 нм – 4-5%, до 50 нм – 20 %): 1 – $Al_2O_3 \cdot Fe_2O_3$; 2 – $Al_2O_3 \cdot Fe_2O_3$, модифицированных 0,005 мол.% MoO_2 ; 3 – $Al_2O_3 \cdot Fe_2O_3$, модифицированных 0,001 мол.% MoO_2

Разработан абразивный механохимически (трибохимически) активный нанопорошковый материал на основе твердых растворов оксидов алюминия и железа, полученных из гидроксокарбонатов, способ получения защищен патентом РФ № 2243982 Опубл. 10.01.05



Литература

1. Чехомова Л. Ф. Абразивные свойства модифицированного оксида хрома // Неорганические материалы. – 2001. – Т.37, № 3. – С. 342–348. – ISSN 0002-337X.
2. Chekhomova L. F. Abrasive Properties of Modified Chromia. Inorganic Materials. – 2001. – Vol. 37, no. 3. – P. 274–280. – ISSN 0020-1685.
3. Королева Л. Ф. Модифицированные оксиды, оксигидроксид, шпинели хрома для абразивных и пигментных материалов. – Екатеринбург : УрО РАН, 2002. – 214 с. – ISBN 5-7691-1236-0.
4. Королева (Чехомова) Л. Ф. Использование шлама сточных хромовых вод в технологии нового абразивного материала // Химия в интересах устойчивого развития. – 2003. – Т. 11, № 3. – С. 509–513. – ISSN: 0869-8538.

5. Королева (Чехомова) Л. Ф. Перспективный абразивный материал для финишных операций полирования металлоизделий и утилизация отхода хромового производства // *Инновации*. – 2004. – № 2(69). – С. 89–93. – ISSN - 2071-3010.
6. Королева Л. Ф. Трибохимическая активность абразивных материалов на основе смешанных оксидов в процессе полирования металлов // *Физика и химия обработки материалов*. – 2006. – №4 – С. 84–92. – ISSN 0015-3214.
7. Королева Л. Ф. Высокопроизводительный экологически чистый абразивный порошок для финишных операций полирования // *Материалы научно-практической конференции «Научно-промышленная политика и перспективы развития Урала и Сибири»*, Екатеринбург, 19-23 июня 2007 г. – С. 125-126.
8. Королева Л. Ф. Финишное доводочное полирование шариков подшипников для системы ракет - механохимический процесс в нанослое // *Материалы 6-ой Международной конференции «Авиация и космонавтика»*, Москва, 1-4 октября 2007 г. – 2007.
9. Королева Л. Ф. Финишное доводочное полирование трибохимически активными абразивными материалами с получением шероховатости поверхности менее 0,005 мкм // *Сборник тезисов докладов Международного форума по нанотехнологиям «Rusnanotech 08»*, Москва, 3-5 декабря 2008 г. – 2008. – Т. 1. – С. 516–517.
10. Королева Л. Ф. Абразивные свойства нанодисперсного оксида алюминия-железа. *Неорганические материалы*. – 2009. – Т. 45, № 10. – С. 1235–1242. – ISSN 0002-337X.
11. Koroleva L. F. Abrasive Properties of Aluminum Iron Oxide Nanoparticles// *Inorganic Materials*. – 2009. – Vol. 45, no. 10. – P. 1157–1164. – ISSN 0020-1685.
12. Королева Л. Ф., Коковихин Е. А., Смирнова С. В. Механохимические особенности финишного полирования твердыми растворами оксидов [Электронный ресурс] // *Труды VI Российской научно-технической конференции «Механика микронеоднородных материалов и разрушение»*. Екатеринбург, 24-28 мая 2010 г. – Екатеринбург : ИМАШ УрО РАН, 2010.
13. Королева Л. Ф. Синтез и абразивные свойства нанодисперсных твердых растворов $Al_{2-x}Fe_xO_3$ и $Fe_{2-y}Al_yO_3$, модифицированных MoO_2 // *Неорганические материалы*. – 2010. – Т. 46, № 12. – С. 1465–1471. – ISSN 0002-337X.
14. Koroleva L. F. Synthesis and abrasive properties of nanoparticulate MoO_2 -modified $Al_{2-x}Fe_xO_3$ and $Fe_{2-y}Al_yO_3$ solid solutions // *Inorganic Materials*. – 2010. – Vol. 46, no. 12. – P. 1330–1336. – ISSN 0020-1685.
15. Королева Л. Ф., Смирнова С. В. Механохимические особенности полирования металлов трибохимически активными абразивными материалами // *Физико-хим. аспекты изучения кластеров, наноструктур и наноматериалов: межвузовский сборник научн. трудов / Под ред. В. М. Самсонова, Н. Ю. Сдобнякова*. – Тверь, 2011. – Вып. 3. – С. 106–113. – ISBN 978-5-7609-0560-4.
16. Королева Л. Ф. Финишное полирование металлов с получением наносероховатой поверхности // *Российские нанотехнологии*. – 2012. – Т. 7, № 1–2. – С. 70–76. – ISSN (print): 1992-7223.
17. Koroleva L. F. Final Polishing of Metals to Obtain Nanoroughened Surface // *Nanotechnologies in Russia*. – 2012. – Vol. 7, no. 1–2. – P. 67–75. – ISSN: 1995-0780.
18. Koroleva L. F. Chapter 6. Final Polishing of Metals to Obtain Nanoroughened Surface with Nanoparticulate Complex Oxides of Aluminum and Iron // *Recent Advances in Abrasives Research*. Editors: Dirk Bähre/ New York : Nova Science Publishers, 2013. – P. 173–211. – ISBN: 978-1-62808-589-1.
19. Koroleva L. F. Nanoparticulate zirconia-modified solid solutions of aluminum-iron oxides for polishing titanium metal [Electron Resource] // *Diagnostics, Resource and Mechanics of materials and structure*. – 2015 – Iss. 1 – P. 90–102. – DOI: 10.17804/2410-9908.2015.1.090-102. – URL: <http://dream-journal.org>. (accessed: 22.10.2015).

ВЛИЯНИЕ РЕЖИМОВ ЛАЗЕРНОЙ НАПЛАВКИ НА СТРОЕНИЕ И ТВЕРДОСТЬ МЕТАЛЛОМАТРИЧНЫХ ПОКРЫТИЙ ИЗ NiBSi-WC КОМПОЗИТА НА БРОНЗОВОЙ ОСНОВЕ

Ю. В. Худорожкова*, С. В. Буров, Ю. С. Коробов, А. А. Вопнерук

¹ Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт машиноведения Уральского отделения Российской академии наук, ул. Комсомольская, 34, Екатеринбург, Российская Федерация

² Федеральное государственное автономное образовательное учреждение высшего профессионального образования «Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина», ул. Мира, 19, Екатеринбург, Россия

³ ЗАО «НПП «Машпром», ул. Краснознамённая, 5, Екатеринбург, Российская Федерация

*Ответственный автор. Электронная почта: khjv@mail.ru; адрес для переписки: ул. Комсомольская, 34, 620049, Екатеринбург, Российская Федерация. Телефон: +7 (343) 375-35-83; факс: +7 (343) 374-53-30

Разработка производительной технологии нанесения упрочняющих покрытий со стабильной и однородной микроструктурой и хорошей прочностью сцепления с основой имеет критическое значение для современного металлургического производства.

В настоящей работе исследована структура покрытий на основе смеси двух типов коммерчески доступных порошков (на никелевой и вольфрамовой основе) после лазерной наплавки. Покрытие нанесено на образцы из бронзы. Структуру изучали методом сканирующей электронной микроскопии (РЭМ) с применением микроскопа Tescan VEGA II ХМУ.

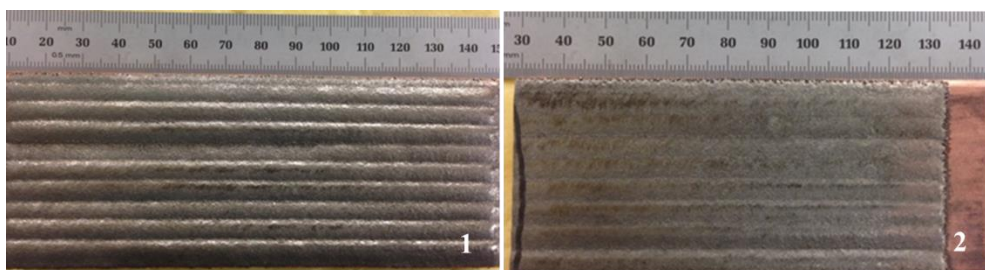
Ключевые слова: лазерная наплавка, металломатричное покрытие, карбоборид вольфрама, структура, бронза, покрытие.

Цель работы: исследование структурных характеристик покрытий полученных методом лазерной наплавки.

Электронная микроскопия и измерение микротвердости выполнены в ЦКП «Пластометрия» ИМАШ УрО РАН.

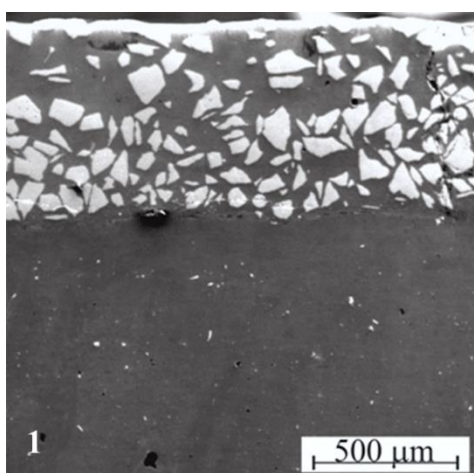
Таблица 1 – Характеристика материалов

Марка порошка	Размер частиц, мкм	Содержание, масс. %					
		C	Si	B	Fe	Ni	W
Ноганас 1559	53-150	< 0,06	3	2,9	0,2	Осн.	
Ноганас 4570	53-150	6,1					Осн.

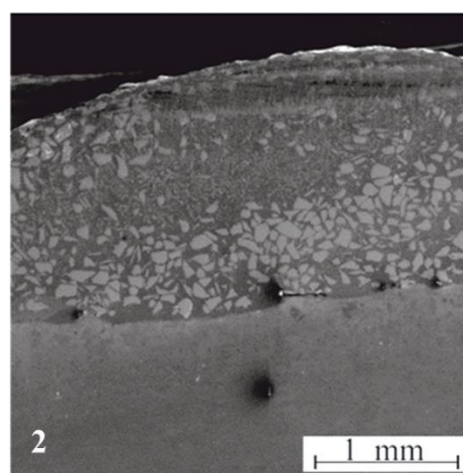


Способ получения покрытия	1	2
Энергия излучения лазера, Вт	5000	5000
Температура предварительного подогрева, °С	250	250
Форма луча лазера, мм	6x2	6x2
Линейная скорость сканирования поверхности, мм/с	10	2,5
Скорость сканирования площади поверхности, см ² /с	72	18
Шаг сканирования, мм	6	6
Подача порошка, г/мин	36	36

Рис. 1. Вид поверхности образцов после обработки



толщина покрытия ~ 0,6 мм



толщина покрытия ~ 1,6 мм

Рис. 2. Микроструктура покрытия, полученного лазерной наплавкой

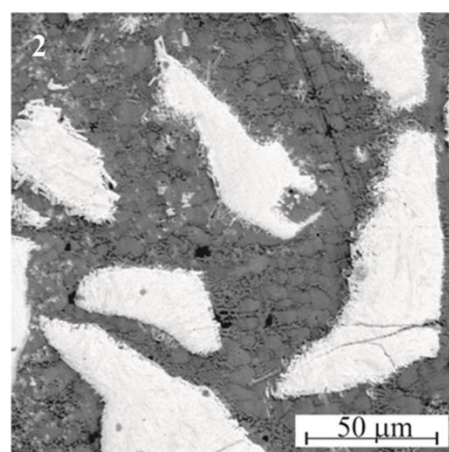
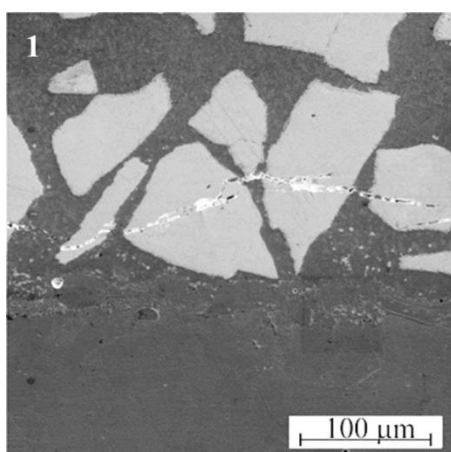


Рис. 3. Трещины в покрытии

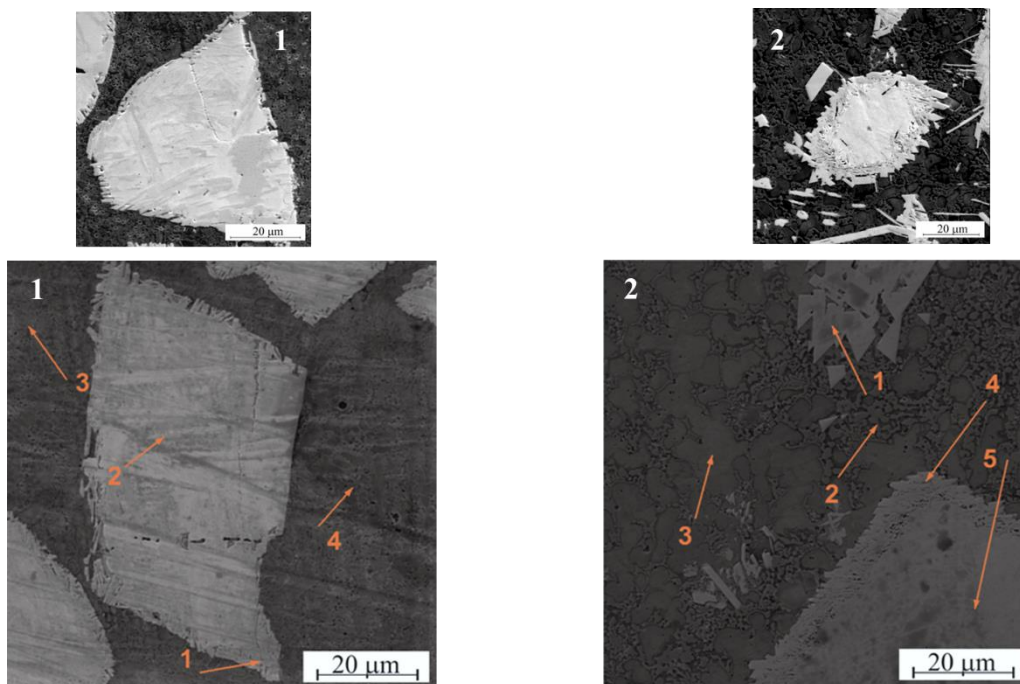
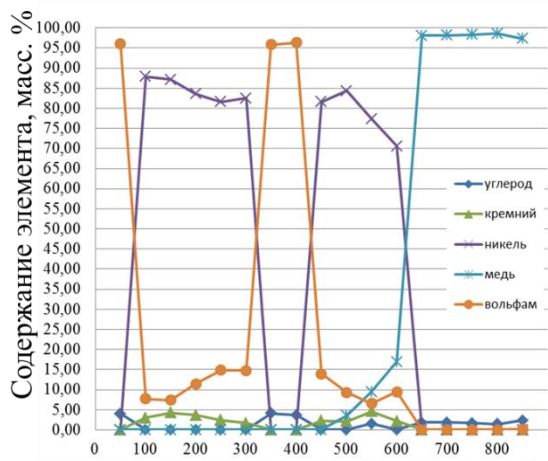


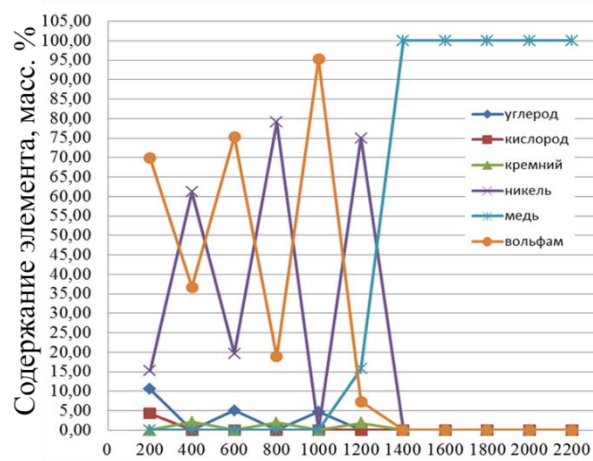
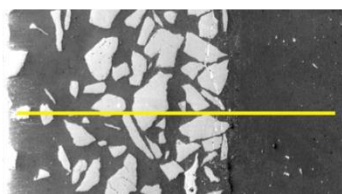
Рис. 4. Частицы карборида в матрице

Таблица 2 – Микрорентгеноспектральный анализ и значения микротвердости в точках

Содержание, мас. %	Характеристические точки, образец 1				Характеристические точки, образец 2				
	1	2	3	4	1	2	3	4	5
B %	1.39	1.36	6.10	5.92	1.03	6.55	0.99	1.34	1.12
C %	5.13	4.28	3.04	2.75	5.09	-	-	4.77	3.74
Si %	-	-	2.14	2.09	-	3.58	1.39	-	-
Fe %	-	-	0.65	0.64	-	0.36	0.61	-	-
Ni %	5.28	-	76.61	76.65	2.20	89.01	71.81	15.89	-
Cu %	-	-	-	-	-	-	4.55	1.19	-
W %	88.21	94.36	11.47	11.94	91.69	-	20.07	76.80	95.14
	W(B,C)	W(B,C)			W(B,C)			W(B,C)	W(B,C)
HV	-	2756	667	689	2425	1635	212	1873	2757



Расстояние от поверхности, мкм



Расстояние от поверхности, мкм

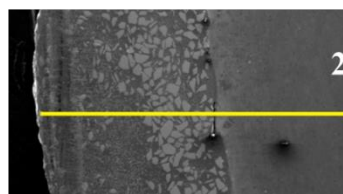


Рис. 5. Распределение химических элементов по толщине покрытия

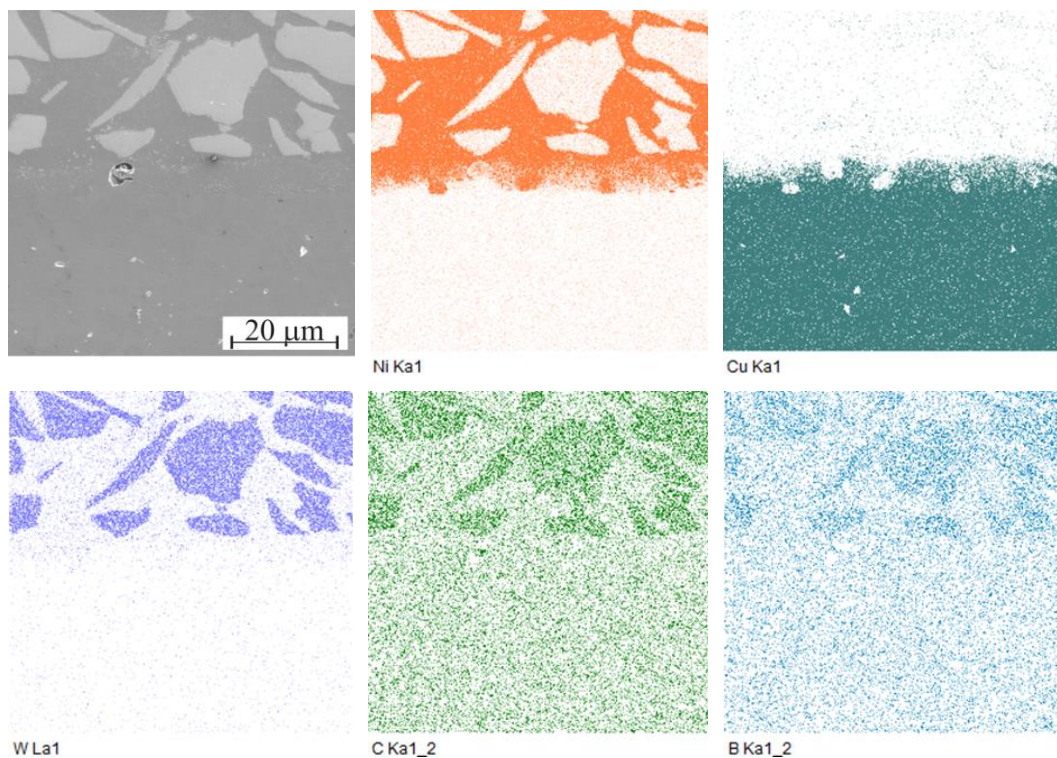


Рис. 6. Распределение элементов в покрытии образец 1

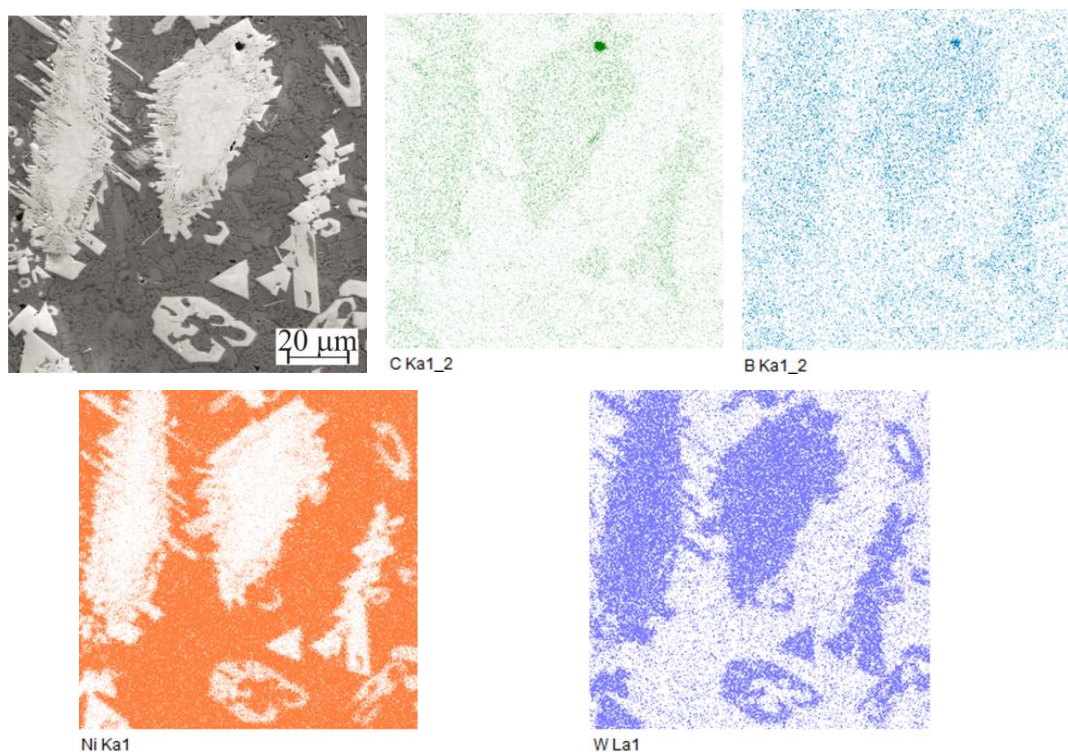


Рис. 7. Распределение элементов в покрытии образец 2

Заключение

1. Лазерная наплавка никелевых покрытий толщиной 0,5-1,6 мм на массивной подложке из медных сплавов возможна с применением диодного лазера мощностью 10 кВт при предварительном нагреве подложки до 200 -250 °С.

2. В покрытиях имеются характерные области, в которых наиболее вероятно образование трещин. При наплавке это карбиды, причем при уменьшении толщины покрытия вероятность образования трещин увеличивается. Для получения покрытия, свободного от трещин, требуется оптимизация скорости сканирования, формы луча, размера зоны перекрытия валиков.

3. Образцы 1 и 2 характеризуются наличием крупной (карбоборид вольфрама) и мелкой (выделившейся из никелевой матрицы) карбидной фазы. Значение микротвердости карбоборидов вольфрама, полученных в покрытии при лазерной наплавке соответствует 0,9 микротвердости литых карбидов вольфрама и примерно в 2 раза выше в сравнении с карбидами вольфрама в покрытии после высокоскоростного газоплазменного напыления. Такие высокие значения микротвердости отражают комбинированное влияние низкотемпературного термического разрушения карбидов при лазерном осаждении и формировании боридной упрочняющей фазы из матрицы порошка.

Литература

1. Farahmand P. и др. Laser cladding assisted by induction heating of Ni–WC composite enhanced by nano-WC and La₂O₃ // *Ceram. Int.* – 2014. – Vol. 40, no. 10. – P. 15421–15438.
2. Farahmand P., Kovacevic R. An experimental–numerical investigation of heat distribution and stress field in single- and multi-track laser cladding by a high-power direct diode laser // *Opt. Laser Technol.* – 2014. – Vol. 63. – P. 154–168.
3. Farahmand P., Kovacevic R. Laser cladding assisted with an induction heater (LCAIH) of Ni–60%WC coating // *J. Mater. Process. Technol.* – 2015. – Vol. 222. – P. 244–258.
4. Fernández M. R. и др. Effect of actual WC content on the reciprocating wear of a laser cladding NiCrBSi alloy reinforced with WC // *Wear.* – 2015. – Vol. 324-325. – P. 80–89.

5. Huang S., Sun D., Wang W. Microstructures and properties of Ni based composite coatings prepared by plasma spray welding with mixed powders // *Int. J. Refract. Met. Hard Mater.* – 2015. – Vol. 52. – P. 36–43.
6. Khudorozhkova Yu. V., Burov S. V., Korobov Yu. S. D. M. S. EFFECT OF NICKEL ON STRUCTURE OF CU–CR–ZR BRONZE AFTER ANNEALING AT 800 AND 900 °C // *Mod. Mater. Technol.* – 2013. – Vol. 1. – P. 117–120.
7. Liu S. L., Zheng X. P. Microstructure and properties of AC-HVAF sprayed Ni60/WC composite coating // *J. Alloys Compd.* – 2009. – Vol. 480, no. 2. – P. 254–258.
8. Liu Z. и др. Improving corrosion and wear performance of HVOF-sprayed Inconel 625 and WC-Inconel 625 coatings by high power diode laser treatments // *Surf. Coatings Technol.* – 2007. – Vol. 201, no. 16–17. – P. 7149–7158.
9. Nurminen J., Näkki J., Vuoristo P. Microstructure and properties of hard and wear resistant MMC coatings deposited by laser cladding // *Int. J. Refract. Met. Hard Mater.* – 2009. – Vol. 27, no. 2. – P. 472–478.

ИССЛЕДОВАНИЕ ХАРАКТЕРИСТИК АКУСТИЧЕСКИХ ПРЕОБРАЗОВАТЕЛЕЙ НА ОСНОВЕ АНАЛИЗА ЗАРЕГИСТРИРОВАННЫХ ШУМОВЫХ СИГНАЛОВ

С. А. Бехер, Т. В. Сыч*

Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего профессионального образования «Сибирский государственный университет путей сообщения», ул. Д. Ковальчук, 191, Новосибирск, Российская Федерация

*Ответственный автор. Электронная почта: tatyana979@mail.ru ; Телефон: +7-383-328-03-46

Рассмотрен способ калибровки преобразователей акустической эмиссии, позволяющий решить задачу оценки амплитудно-частотной характеристики преобразователя акустической эмиссии непосредственно перед проведением контроля.

Ключевые слова: Акустико-эмиссионный контроль, преобразователи акустической эмиссии, калибровка преобразователей акустической эмиссии, амплитудно-частотная характеристика, чувствительность преобразователя.

Цель работы: разработка методики оценки амплитудно-частотной характеристики преобразователя в реальных условиях эксплуатации с использованием источника акустического шума.

Задачи:

- 1) Выбор оптимальных параметров источника шума для создания сигналов с равномерным спектром;
- 2) Сравнительный анализ результатов полученного АЧХ с паспортными данными эталонного преобразователя;
- 3) Оценка чувствительности предлагаемого способа при использовании пластины и боковой рамы тележки грузового вагона;

1. Введение

В настоящее время не существует простых способов оценки амплитудно-частотных характеристик преобразователей, известны способы, требующие применения интерферометров, формирователей акустического поля, т. е. сложной аппаратуры и средств измерений, определенных условий, которые в рабочих условиях невозможно реализовать.

Амплитудно-частотная характеристика преобразователя, как одна из основных характеристик, зависит от взаимодействия с объектом контроля, силы прижатия, других факторов. Однако в нормативных документах [1, 2] не предусматривается процедура проверки параметров АЧХ перед проведением контроля.

Хотя в отдельных практических задачах важно оценить амплитудно-частотную характеристику в реальных условиях эксплуатации. В этой связи тема актуальна.

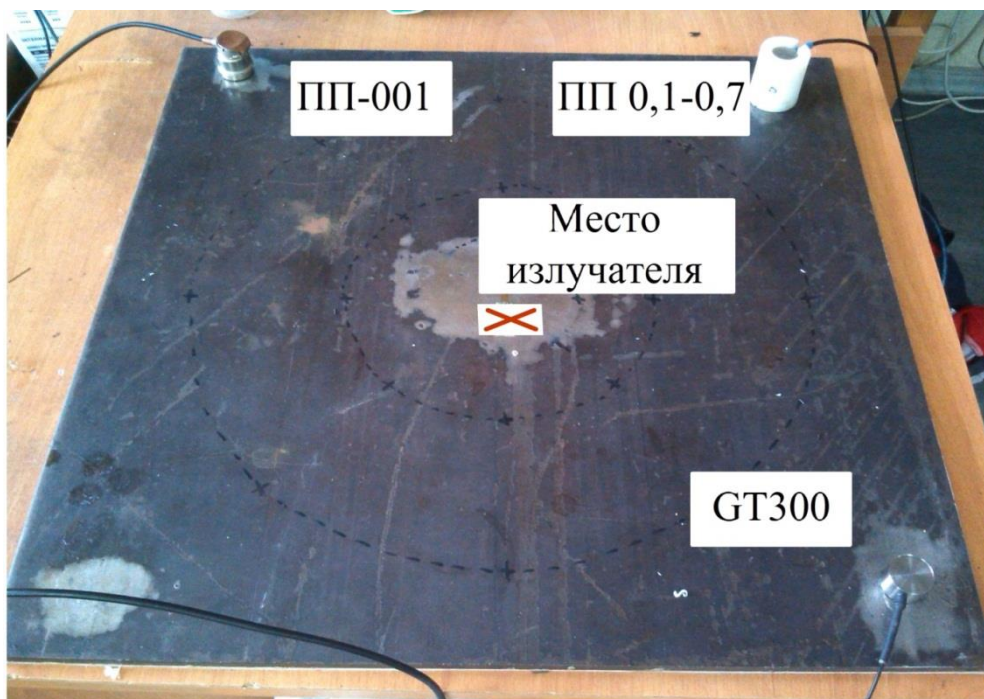


Рис. 1. Экспериментальная схема

Форма, размер насадки и зернистость по ГОСТ 3647-80 варьировалась в экспериментах с целью получения широкополосного акустического сигнала.

Акустические сигналы возбуждались трением объекта и вращающегося тела с абразивной поверхностью (частота вращения 10 ... 50 Гц).

1. Экспериментальные результаты

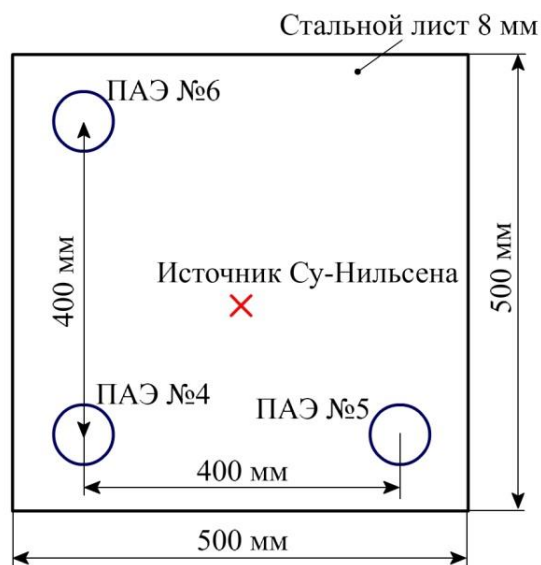


Рис. 2. Схема установки преобразователей

На рисунке 2 представлена схема проведения эксперимента и схема расстановки преобразователей на объекте контроля. Форма зарегистрированных сигналов представлена на рисунке 3.

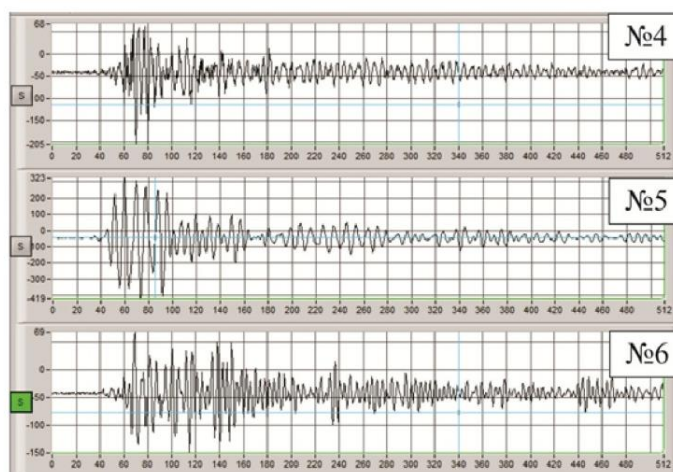


Рис. 3. Форма зарегистрированных сигналов

В процессе экспериментов исследовали характеристики преобразователей акустической эмиссии типа:

GT-300, ООО «ГлобалТест» (г. Саров) ПАЭ №4

ПП-001, СГУПС (г. Новосибирск) ПАЭ №5

ПП 0,1-0,7, ООО «Донские измерительные системы» (г. Ростов-На-Дону) ПАЭ №6

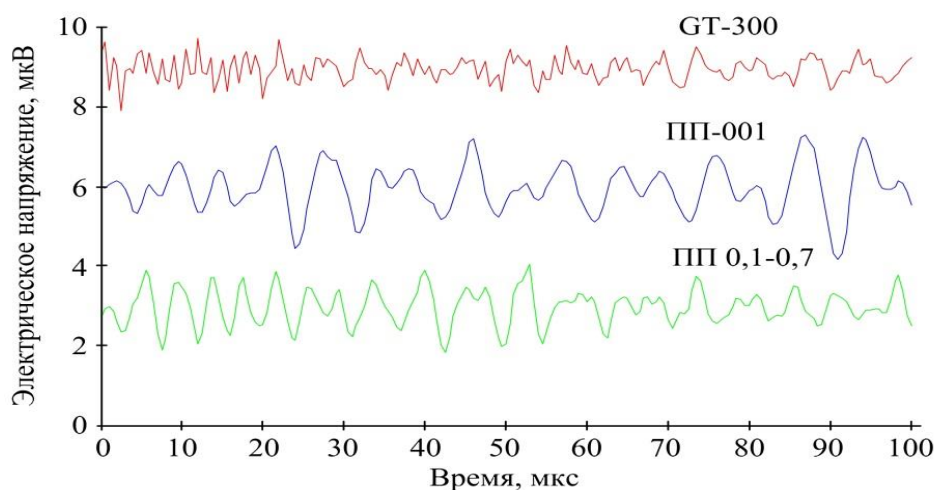


Рис. 4. Сигналы непрерывной акустической эмиссии трения

Электрические сигналы регистрировались системой цифровой акустико-эмиссионной диагностической СЦАД-16-03, зарегистрированной в Реестре средств измерений за №39729. Сигналы непрерывной акустической эмиссии трения, зарегистрированные в результате проведения экспериментов, представлены на рисунке 4.

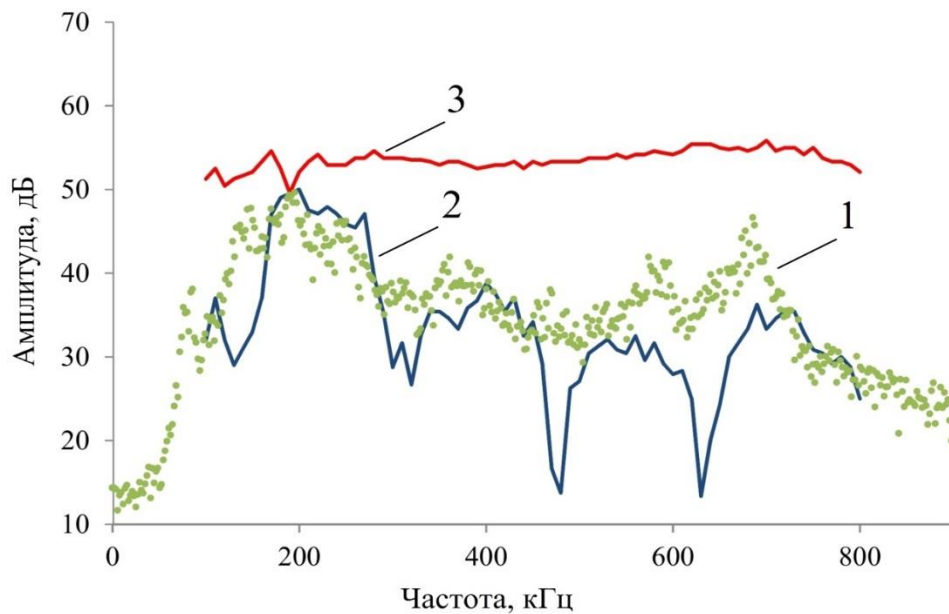


Рис. 5. Сравнительный анализ АЧХ эталонного преобразователя (GT-300)

1 – экспериментальные данные с использованием предлагаемого способа
 2, 3 – паспортные данные АЧХ преобразователя GT-300 №9023 (при приеме поверхностной и объемной волны соответственно)

Для сопоставления амплитудно-частотной характеристики, указанной в паспорте на эталонный преобразователь оцененной экспериментально, выбран датчик GT-300 №9023, имеющий паспорт о первичной поверке. Согласно паспорту коэффициент электроакустического преобразования на среднегеометрической частоте 283 кГц при воздействии продольных волн составляет 54 дБ отн. 1 В/м/с, неравномерность АЧХ ± 5 дБ, заявляемый диапазон рабочих частот от 100 до 800 кГц.

Сравнительные результаты АЧХ для преобразователей различных типов представлены на рисунке 6.

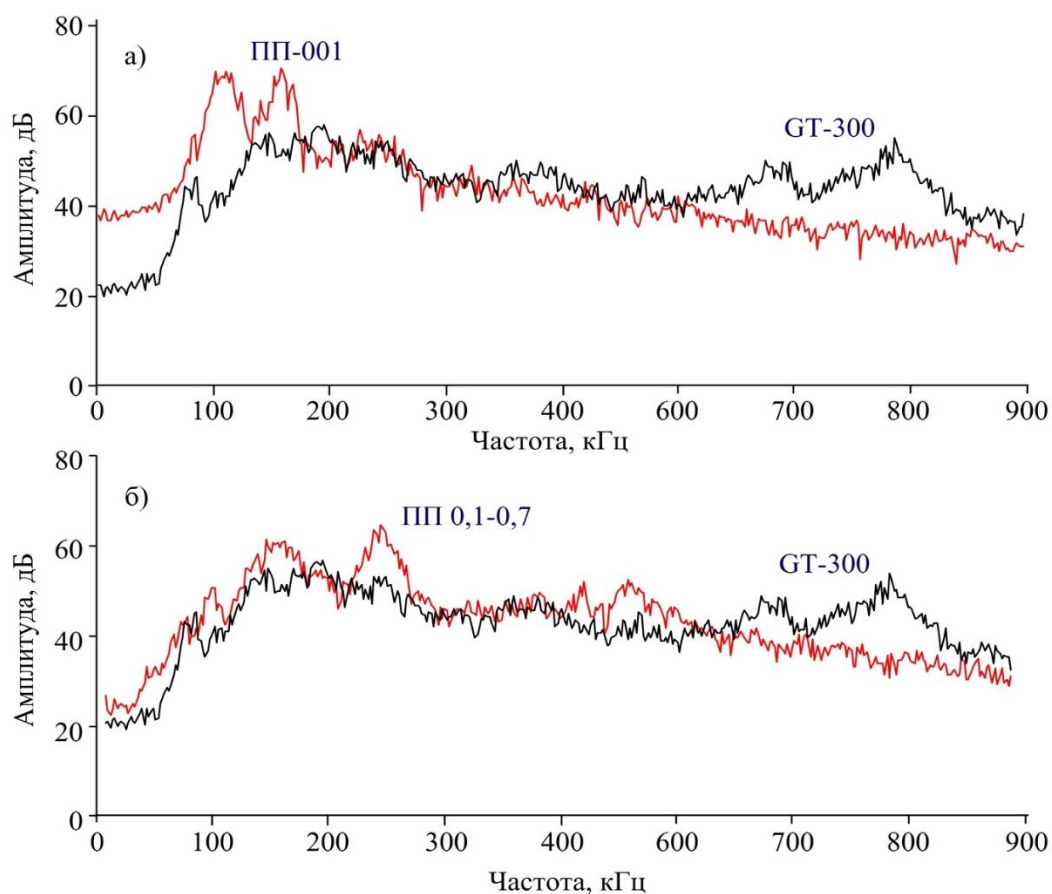


Рис. 6. Сравнительные результаты для АЧХ различных преобразователей АЭ

Заключение

- 1) Получены сравнительные результаты калибровки различных преобразователей.
- 2) Получен способ калибровки преобразователей [4], применимый в рабочих условиях, при котором отсутствуют жесткие требования к геометрии и характеристикам калибровочного блока, что позволяет делать калибровку преобразователей в рабочих условиях «на местах», в том числе проводить калибровку преобразователей акустической эмиссии на литых деталях тележки грузового вагона.
- 3) Предлагаемый способ исключает влияние на результаты калибровки преобразователя нестабильности характеристик источника акустического сигнала.

Литература

1. Требования к преобразователям акустической эмиссии, применяемым для контроля опасных производственных объектов, РД 03-300-99, 01.10.1999.
2. Методика акустико-эмиссионного контроля боковых рам и наддресорных балок тележек модели, 18-100.
3. Технологическая инструкция по проведению акустико-эмиссионного контроля литых деталей тележек грузовых вагонов.
4. Способ относительной калибровки преобразователей акустической эмиссии : пат. 2554320 Рос. Федерация / Сыч Т. В, Бехер С. А., Бобров А. Л., ФГБОУ ВПО СГУПС МПК. № 2014101589/28 G01N 29/30 (2006.01) ; заявл. 20.01.2014 ; опубл. 27.06.2015, Бюл. № 18. – 7 с.: ил.

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА МЕТАЛЛОМАТРИЧНОГО КОМПОЗИТА Al/10 % SiC

Н. Б. Пугачева¹, Н. С. Мичуров^{1*}, Т. М. Быкова¹, Е. И. Сенаева²

¹Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт машиноведения Уральского отделения Российской академии наук, ул. Комсомольская, 34, Екатеринбург, Российская Федерация

²Федеральное государственное автономное образовательное учреждение высшего профессионального образования «Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина», ул. Мира, 19, Екатеринбург, Россия

*Ответственный автор. Электронная почта: n.michurov@yandex.ru; адрес для переписки: ул. Комсомольская, 34, 620049, Екатеринбург, Российская Федерация. Телефон: +7 (343) 375-35-93; факс: +7 (343) 374-53-30

В работе представлены результаты исследования структуры металломатричного композита, полученного порошковым методом, матрицей которого является алюминиевый сплав, а наполнителем – частицы карбида кремния. Определены размер зерна матрицы, распределение, форма и размер частиц наполнителя.

Ключевые слова: композиционный материал, металлическая матрица, наполнитель, твердость, излом.

Цель работы: Целью исследований является исследование микроструктуры ММК Al/SiC с содержанием наполнителя 10 %, морфологии его частиц и характера распределения в алюминиевой матрице, определение физико-механических свойств и характера разрушения при внешнем нагружении.

1. Введение

Металломатричные композиты (ММК) являются перспективными материалами из-за сочетания таких свойств, как теплопроводность, прочность и жесткость. Самыми перспективными среди ММК являются композиты системы Al/SiC, так как за счет их легкости и потенциально высоких прочностных свойств могут быть применимы в качестве конструкционных материалов в авиации и ракетной технике.

2. Материал и методика

Исследовались образцы металломатричного композиционного материала, матрицей которого служит алюминиевый сплав В95, а наполнителем – частицы карбида кремния.

В работе использовались следующие методы исследования:

1. Растровая электронная микроскопия (TESCAN VEGA II XMU);
2. Металлография (NEOPHOT 21)
3. Микрорентгеноспектральный анализ (приставка OXFORD);
4. Растворение матрицы для анализа размера и формы частиц SiC.

Микроструктура исследуемого материала представляет собой частицы алюминиевой матрицы, окруженные слоем частиц наполнителя SiC, при этом слой наполнителя имеет различную толщину и может отсутствовать на некоторых участках, приводя к соприкосновению частиц матрицы.

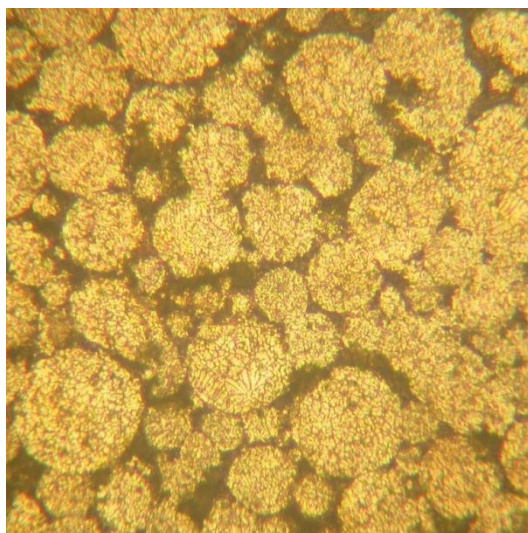


Рис. 1. Микроструктура изучаемого материала

Средний размер частиц матрицы составляет 40 мкм, средняя толщина слоя карбида кремния – 7 мкм.

Вытравливание алюминиевой матрицы показало что частицы наполнителя между собой связаны алюминием и при его удалении выкрашиваются с поверхности шлифа.

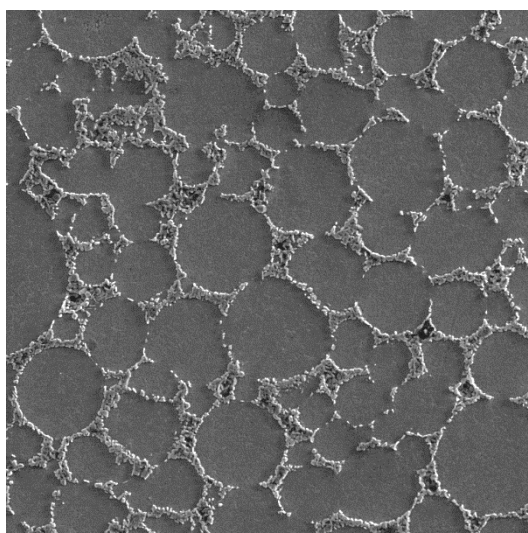


Рис. 2. Изображение во вторичных электронах на растровом электронном микроскопе

При травлении шлифа была обнаружено, что матрица композита имеет мелкозернистую структуру со средним размером зерна равным 3 мкм.

Также на микрошлифе были обнаружены вне соприкосновения частиц матрицы единичные включения наполнителя.

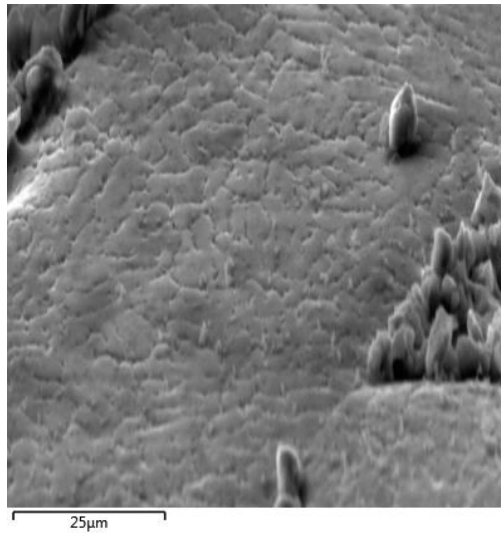


Рис. 3. Микроструктура матрицы изучаемого материала

Вытравливание алюминия позволило собрать и изучить частицы карбида кремния. Их средний размер составил 4 мкм.

В основном наполнитель имеет форму неправильной призмы (97 %), единичны случаи нахождения пластин – только 3% частиц имеют данную форму.

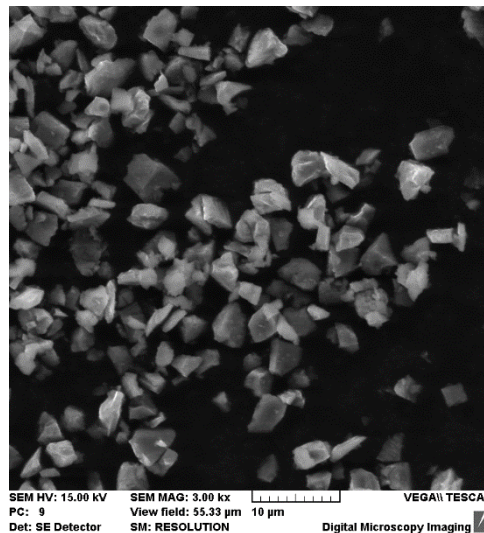


Рис. 4. Вид частиц наполнителя SiC исследованного ММК

№ отпечатка	HV	Е прив.	Ψ	Ползучесть %	Е упр.
1	124	89	88	0,7	78
2	107	83	88	0,6	74
3	88	77	88	0,6	68
4	161	105	87	0,8	93
5	133	95	87	0,7	84
6	79	71	88	0,6	63
7	141	101	87	0,7	89
8	125	89	88	0,7	79

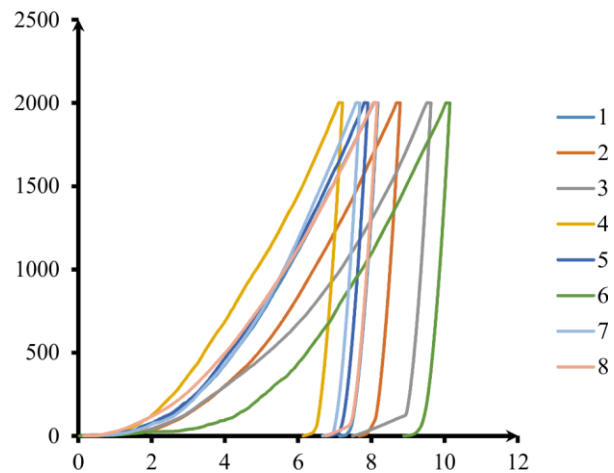


Рис. 5. Микроиндентирование ММК с 10% SiC (200гс)

Цилиндрические образцы ММК одноосно сжимались при температурах 300, 400 и 500 °С. Из них выбраны образцы, имеющие трещины на образующей для определения механизмов разрушения.

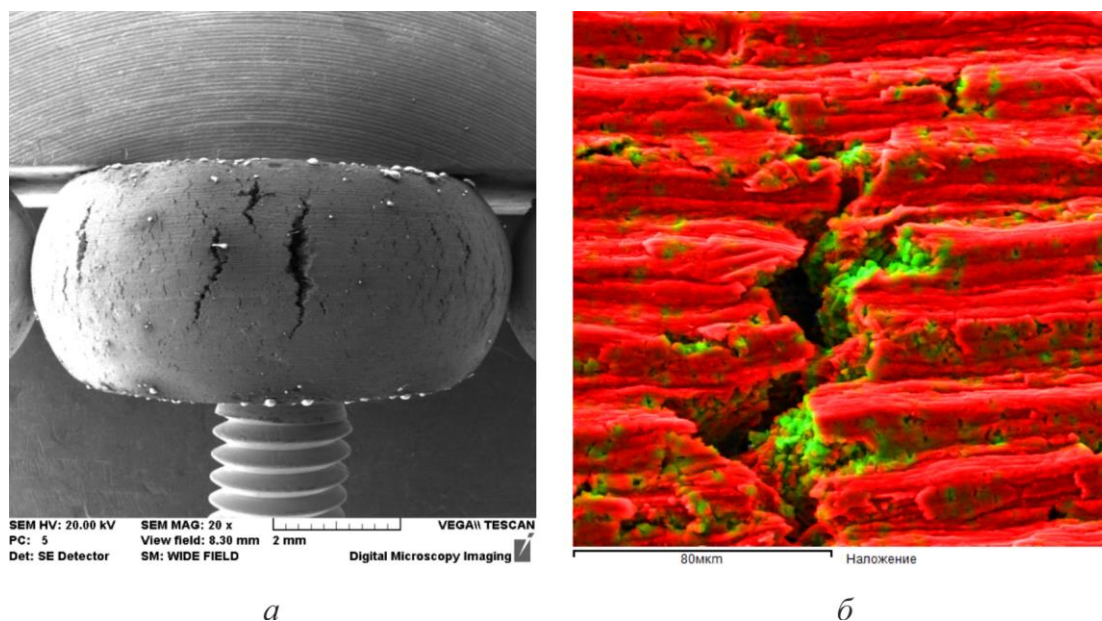


Рис. 6. Образец, подвергнутый сжатию при 400 °С, имеющий трещину:
а – внешний вид образца, *б* – исследуемая трещина

3. Заключение

1. Структура композита имеет вид окруженных карбидом кремния частиц матрицы, при этом толщина слоя наполнителя неравномерная и имеются участки без него. Матрица имеет мелкозернистое строение с размером зерна 3 мкм.

2. Определены размеры и форма частиц наполнителя исследованного ММК. Большинство (порядка 97 %) имеют форму неправильной призмы, оставшиеся 3 % имеют форму пластины. Средний размер частиц 4 мкм.

3. Разрушение образцов при одноосном сжатии происходит по слою наполнителя, при этом в местах его отсутствия разрушение идет по механизму вязкого разрушения металлической матрицы

Работа выполнена при поддержке РНФ проекта № 14-19-01358 «Исследование деформируемости, физико-механических свойств и структуры нано- и микродисперсных металлматричных композитов Al/SiC для научного обоснования технологий изготовления заготовок изделий конструкционного назначения методами высокотемпературной пластической деформации».

ИССЛЕДОВАНИЕ ЛОКАЛИЗАЦИИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА МЕТОДОМ ЦИФРОВЫХ СПЕКЛ-ИЗОБРАЖЕНИЙ

Ю. В. Ли^{1*}, С. А. Баранникова^{1,2}, А. В. Бочкарева^{1,3}, А. Г. Лунев^{1,3}

¹ Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт физики прочности и материаловедения Сибирского отделения Российской академии наук, пр. Академический, 2/4, Томск, Российская Федерация

² Федеральное государственное автономное образовательное учреждение высшего образования «Национальный исследовательский Томский государственный университет», пр. Ленина, 36, Томск, Российская Федерация

³ Федеральное государственное автономное образовательное учреждение высшего образования «Национальный исследовательский Томский политехнический университет», пр. Ленина, 30, Томск, Российская Федерация

*Ответственный автор. Электронная почта: jul2207@mail.ru; адрес для переписки: 634055, г. Томск, пр. Академический, 2/4, Российская Федерация. Телефон: +79234293843

Исследовано влияние насыщения водородом алюминиевого сплава марки Д1 электролитическим методом на локализацию пластического течения.

Рассмотрено изменение микротвердости материала после процесса наводороживания. Приведены результаты фрактографических исследований поверхности разрушения дюралюмина в результате влияния агрессивной водородосодержащей среды.

Ключевые слова: наводороживание, локализация пластического течения, автоволновой процесс, спекл-изображения.

Цели работы: Исследование локализации пластической деформации сплава Д1, подвергнутого предварительному наводороживанию, методом цифровых спекл – изображений.

Задачи работы:

- Показать влияние насыщения водородом алюминиевого сплава на локализацию пластического течения с использованием комплекса ALMEC-tv для цифровой регистрации спекл-изображений;
- Определить микротвердость до и после наводороживания;
- Провести фрактографический анализ образцов, подвергшихся влиянию водорода;

1. Введение

Элементы конструкций, используемых в различных отраслях промышленности, могут подвергаться совместному воздействию длительно действующих нагрузок, температур и различных агрессивных сред. Довольно часто встречающимся видом агрессивной среды является водородосодержащая среда. Причем она может действовать на конструкцию как при высоких температурах и давлениях, так и при нормальных, которые условно называют низкими температурами.

Водород, действуя на материал конструкции, вызывает водородную коррозию, в результате значительно изменяются кратковременные и длительные механические свойства (диаграмма деформирования, предел прочности, модуль упругости и другие характеристики, особенно предел пластичности или предельная деформация). Это приводит к изменению напряженно-деформированного состояния элементов конструкций и сокращению долговечности.

При нормальных температурах водород оказывает избирательное воздействие на механические свойства напряженного металла конструкции. Механические свойства сильно

изменяются в растянутых зонах и практически остаются стабильными в сжатых зонах конструкции.

Водородное воздействие приводит к охрупчиванию материала, которое существующими нормами расчета не учитывается, что может привести и в ряде случаев уже приводило к авариям.

Коррозионное растрескивание (Рис. 1) относят к проявлениям водородной хрупкости, обусловленной внешним водородом. Под водородной хрупкостью понимают всю совокупность отрицательных явлений, вызванных повышенным содержанием водорода в металле. Вредное воздействие водорода на металл проявляется прежде всего в снижении его прочностных и пластических свойств.

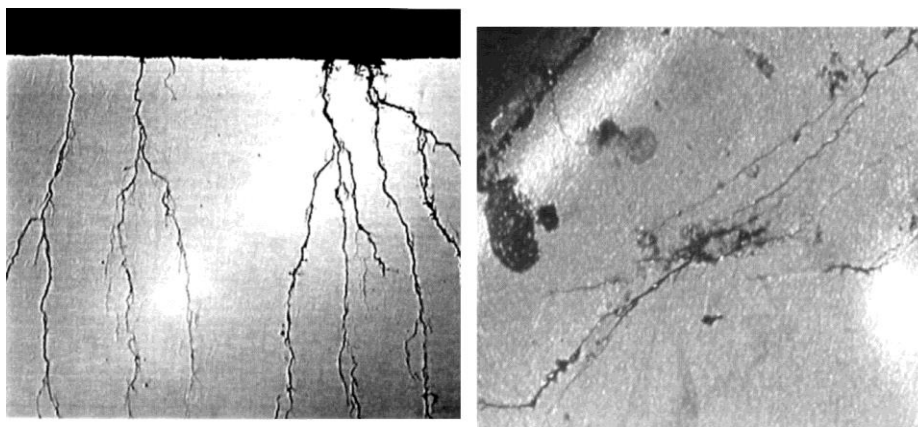


Рис. 1. Изображение трещин на поверхности материала

2. Этапы проведения работы

Для исследований выбран дисперсионно-твердеющий сплав системы дуралюмин Д1. После штампования из горячекатаного листа образцы были подвергнуты искусственному старению при $T=340\text{ }^{\circ}\text{C}$ в течение 3 ч с охлаждением в печи. Водородное насыщение исследуемого сплава проводилось электролитическим методом при постоянном контролируемом катодном потенциале в 1N растворе серной кислоты в течение 100 ч в трехэлектродной электрохимической ячейке [1]. Механические испытания образцов в форме двойной лопатки с размерами рабочей части $50\times 10\times 2\text{ мм}$ проводились при 300 К по схеме одноосного растяжения со скоростью растяжения $6,67\times 10^{-5}\text{ с}^{-1}$ на испытательной машине LFM-125, снабженной для изучения макролокализации деформации автоматизированным лазерным измерительным комплексом для анализа цифровых спекл-изображений (ALMEС-tv) (Рис. 2).

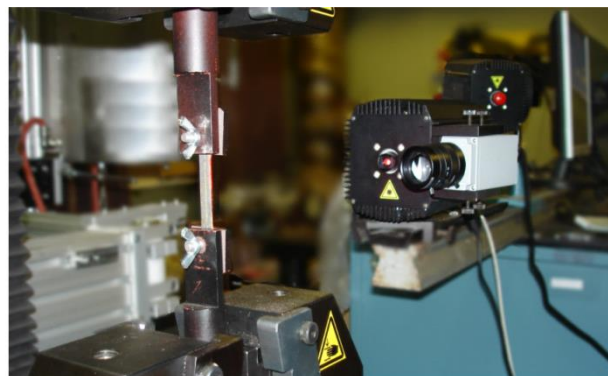
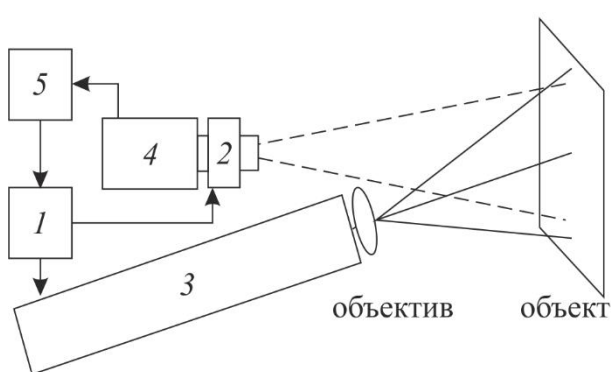


Рис. 2. Метод цифровой спекл-фотографии: 1 – контроллер, управляющий узлами системы; 2 – модуль управления параметрами оптического тракта; 3 – лазер (для подсветки объекта); 4 – видеокамера, регистрирующая спеклы на поверхности образца; 5 – компьютер

Кривые нагружения сплава Д1 в исходном состоянии (1) и подверженного электролитическому насыщению водородом в течение 100 ч (2), представленные на рисунке 3, имеют пилообразный вид, что свидетельствует реализации явления прерывистой текучести, которое наблюдается на всем участке пластического течения. Спады напряжений достигают 4–5 МПа, природа которых обусловлена эффектом Портевена-Ле Шателье.

Без учета зубчатости подобные кривые можно отнести к диаграммам общего типа, которые принято описывать параболической функцией вида:

$$\sigma = \sigma_0 + K\varepsilon^n, \quad (1)$$

где K – коэффициент деформационного упрочнения; $n \leq 1$ – показатель деформационного упрочнения.

Использование метода логарифмирования позволяет представить кривую нагружения в системе функциональных логарифмических координат $\ln(\sigma) = f(\ln \varepsilon)$ и определить наличие участков на деформационной кривой, где показатель n является постоянным и меняется дискретно от участка к участку, где s – истинное напряжение, без учета изменения поперечного сечения рабочей части в ходе одноосного растяжения, МПа; e – истинная деформация.

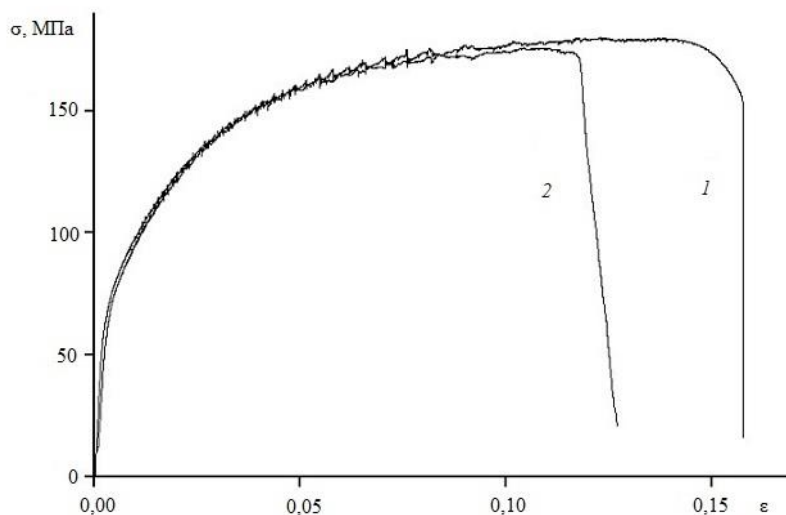


Рис. 3. Кривые нагружения сплава Д1 в исходном состоянии (1) и после его наводороживания $t=100$ ч (2)

Количественные данные механических характеристик: $\sigma_{0,2}$ – условный предел текучести, МПа; σ_B – предел прочности, МПа; δ – относительное удлинение до разрыва, %, приведены в таблице 1. Анализ стадийности деформационных кривых сплава в исходном состоянии в функциональных логарифмических координатах, позволил достаточно четко выделить три продолжительных прямолинейных участка, для которых показатель деформационного упрочнения n остается постоянным. Таким образом на диаграмме нагружения сплава в исходном состоянии удалось выделить три стадии пластического течения: стадию линейного упрочнения с показателем $n = 1$ на участке от 1,3 до 2,3 % общей деформации; стадию параболического упрочнения, где $n \approx 1/2$ на интервале от 3,6 до 6,1 % общей деформации и стадию предразрушения с показателем $n \approx 0,3$ на участке от 6,9 до 13,8 % общей деформации. Полученные данные согласуются с данными выполненными ранее исследований [2].

Таблица 1 – Механические характеристики сплава Д1 в исходном состоянии (1), после электролитического насыщения водородом в течение 100 ч (2)

	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ , %	Н _ц , МПа	Линейная стадия, $n \approx 1$		Параболическая стадия, $n \approx 1/2$		Стадия предразрушения, $n \leq 0,3$	
					ϵ_H , %	ϵ_K , %	ϵ_H , %	ϵ_K , %	ϵ_H , %	ϵ_K , %
1	76,3	180,0	15	251,0±1,5	1,3	2,3	3,6	6,1	6,9	13,8
2	77,6	175,6	12,6	271,9±4,9	1,1	2,4	3,4	5,5	5,9	11,1

3. Результаты микрофотографических исследований

Фрактографический анализ поверхностей разрушения исследованных образцов (Рис. 4) показал, что для образцов исследуемого сплава без наводороживания более характерно формирование вытянутых ямок сдвига, тогда как поверхность разрушения образцов подверженных электролитическому наводороживанию представляет собой преимущественно систему равноосных ямок и ямок отрыва.

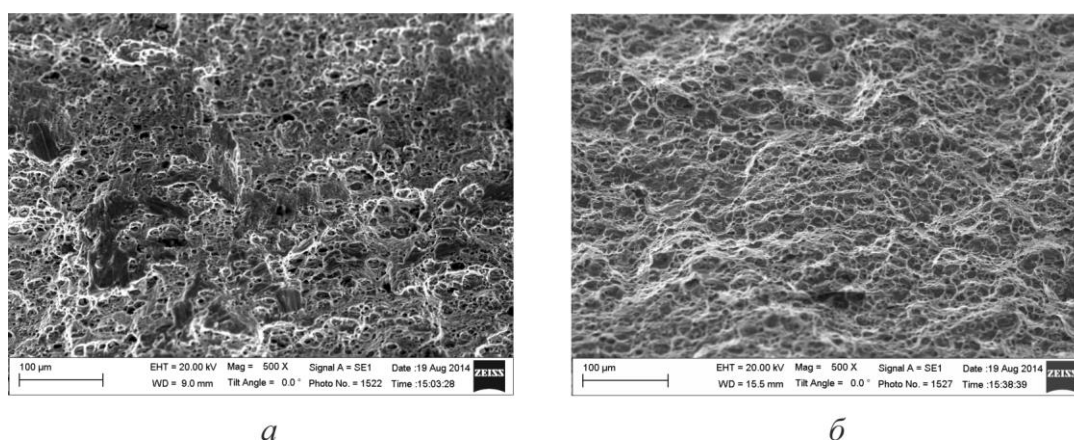


Рис. 4. Рельеф поверхности изломов Д1: *а* – в состоянии (1) и *б* – в состоянии (2)

После разрыва предварительно наводороженных в течение 100 часов образцов Д1, вблизи линии отрыва возникают области, где формируется система разрозненных пластин, состоящих из сплава Д1 (основной матрицы сплава) и глобулярных включений (рис. 5).

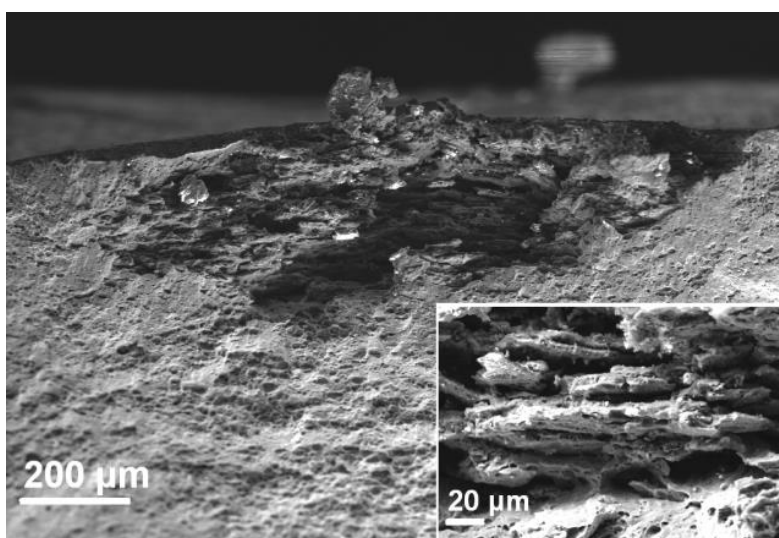


Рис. 5. Фрактограммы поверхности разрушения сплава Д1 в течение 100 часов (в)

При обработке цифровых спекл-изображений методикой, основанной на измерении скорости мерцания спеклов, наблюдаются периодически перемещающиеся одиночные

фронты локализованной деформации, аналогичные полосам Чернова-Людерса. Пример таких фронтов локализации пластической деформации показан на рисунке 6.

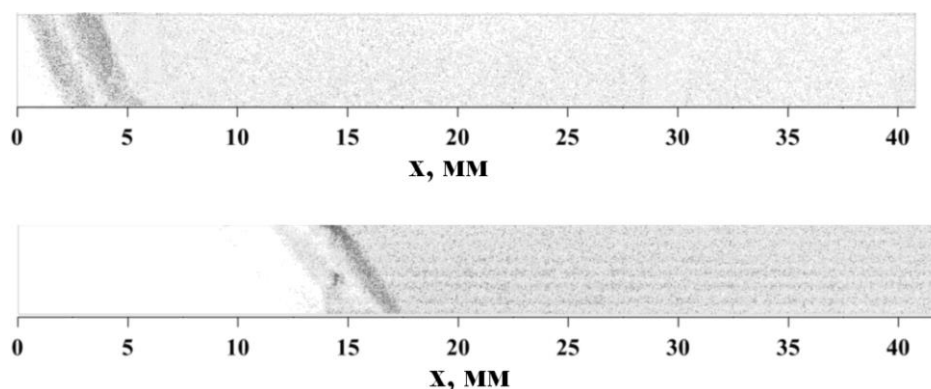


Рис. 6. Визуализация полос макролокализации деформации на поверхности образца Д1 в состоянии (1) при общей деформации 1,1 % (а) и в состоянии (2) при общей деформации 5,1 % (б)

Анализ картин локализации пластической деформации в образцах сплава Д1 показал преимущественное распространение одиночных фронтов деформации по всей длине образца. Зарождение новых полос локализованной пластической деформации происходит вблизи неподвижного захвата (рис. 7). Скорость полос локализации пластической деформации и расстояние между ними снижаются по мере роста общей деформации как в исходном состоянии (1), так и после предварительного насыщения водородом (2). На стадии предразрушения к моменту формирования шейки перемещение фронтов деформации ограничено узкой областью – местом будущего разрушения (рис. 7).

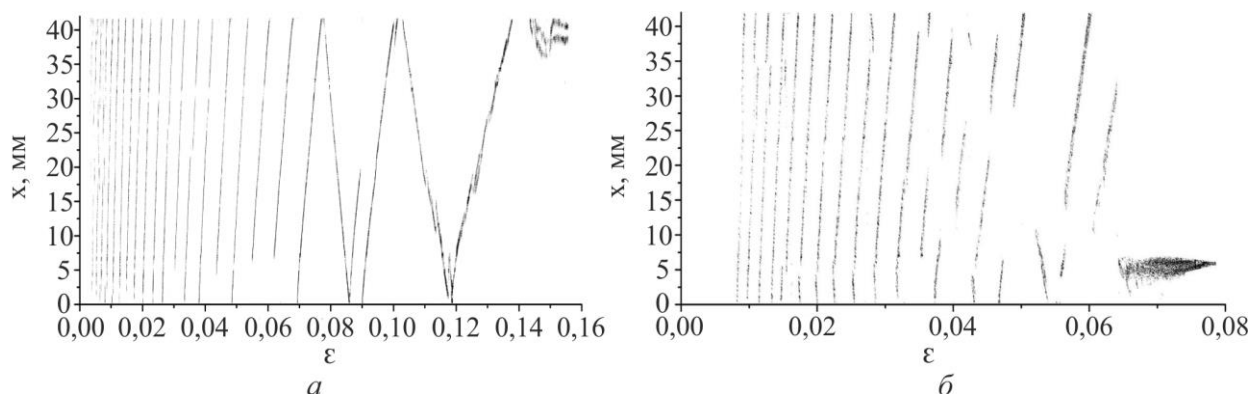


Рис. 7. Кинетические диаграммы полос локализованной деформации с ростом общей деформации в сплаве Д1 в исходном состоянии (а) и после электролитического насыщения (б)

4. Заключение

В настоящей работе показано влияние насыщения водородом алюминиевого сплава марки Д1 электролитическим методом на локализацию пластического течения.

Показано, что насыщение водородом образцов в течение 100 ч в значительной степени влияет на пластичность сплава по сравнению с исходным состоянием. При этом остается неизменным число присутствующих стадий пластического течения, а именно, линейная, параболическая и стадия предразрушения, однако сокращается их продолжительность.

Водород усиливает локализацию пластической деформации и меняет количественные параметры локализации пластической деформации: скорость фронтов локализации пластической деформации и расстояние между ними.

Анализ экспериментальных данных показывает [2–7], что водород, образующийся в результате электрохимических реакций, участвует в процессе коррозионного растрескивания алюминиевых сплавов систем Al-Zn-Mg и Al-Cu-Mg.

Водород также играет определенную роль и в процессе их коррозионного растрескивания, хотя однозначно механизм охрупчивания, идентичный тому, который имеет место при предварительном наводороживании, не установлен.

Работа выполнена в рамках Программы фундаментальных исследований Государственной академии наук в 2013–2020 гг.

Литература

1. Hydrogen Solubility and Diffusion in Austenitic Stainless Steels Studied with Thermal Desorption Spectroscopy / Y. Yagodzinsky, O. Todoshchenko, S. Papula, H. Hänninen // *Steel Research International*. - 2011. - [Vol. 82, no. 1](#). - P. 20–25.
2. Danilov V. I., Bochkaryova A. V., Zuev L. B. Macrolocalization of deformation in material having unstable plastic flow behavior // *Metal Physics and Metal Science*. – 2009. – Vol. 107, no. 6. – P. 660–667.
3. Lunarska E., Chernyaeva O. Effect of precipitates on hydrogen transport and hydrogen embrittlement of aluminum alloys // *Materials Science*. – 2004. – Vol. 40, no. 3. – P. 399–407.
4. Kannan M., Raja V. S. Hydrogen embrittlement susceptibility of over aged 7010 Al-alloy // *Journal of Materials Science*. – 2006. – Vol. 41. – P. 5495–5499.
5. Kim S. J., Han M. S., Jang S. K. Electrochemical characteristics of Al-Mg alloy in seawater for leisure ship: Stress corrosion cracking and hydrogen embrittlement // *Korean Journal of Chemical Engineering*. – 2009. – Vol. 26, no. 1. – P. 250–257.
6. Kumar S., Namboodhiri T. Precipitation hardening and hydrogen embrittlement of aluminum alloy AA7020 // *Bulletin of Materials Science*. – 2011. – Vol. 34, no. 2. – P. 311–321.
7. Electrochemical evaluation of the in-service degradation of an aircraft aluminum alloy / H. M. Nykyforchyn, O. P. Ostash, O. T. Tsyryl'nyk, I. M. Andreiko, Yu. V. Holovatyuk // *Materials Science*. – 2008. – Vol. 44, no. 2. – P. 254–259.

МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССА ХОЛОДНОЙ ШТАМПОВКИ ДЛИННОМЕРНЫХ ЛИСТОВЫХ ЗАГОТОВОК

Д. И. Крючков^{1*}, И. М. Березин¹, А. А. Петунин²

¹Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт машиноведения Уральского отделения Российской академии наук, ул. Комсомольская, 34, Екатеринбург, Российская Федерация

²Федеральное государственное автономное образовательное учреждение высшего профессионального образования «Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина», ул. Мира, 19, Екатеринбург, Российская Федерация

*Ответственный автор. Электронная почта: kru4koff@bk.ru; адрес для переписки: 620049, ул. Комсомольская, 34, Екатеринбург, Российская Федерация. Телефон: +7 (343) 374–50–51; факс: +7 (343) 374–53–30

В работе представлены результаты компьютерного моделирования процесса последовательной холодной штамповки длинномерных листовых заготовок (лепестков) шарового резервуара. Определены маршрут инструмента и значения усилий последовательного деформирования листовых заготовок, обеспечивающих формирование заданной геометрии лепестка. Проведен анализ напряженно-деформированного состояния на каждом шаге приложения нагрузок.

Ключевые слова: листовой металл, сферические резервуары, штамповка, конечно-элементное моделирование.

Цель работы: Разработка рекомендаций по совершенствованию технологии изготовления шаровых резервуаров объемом более 600 м³ в части сокращения трудоемкости штамповки лепестков на гидравлическом прессе «Schleifstein».



Рис. 1. Шаровые резервуары

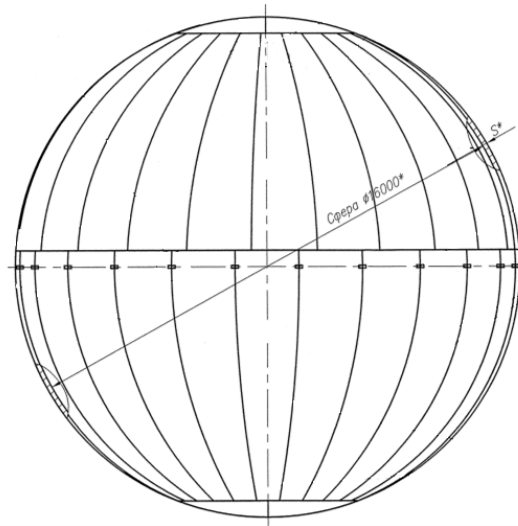


Рис. 2. Схема раскроя корпуса шарового резервуара объемом 2000 м^3

Материал

В качестве материала заготовки используется сталь марки 09Г2С.

Модуль упругости $E = 205 \text{ ГПа}$.

Коэффициент Пуассона $\nu = 0,3$.

Условный предел текучести 388 МПа .

Временное сопротивление 509 МПа .

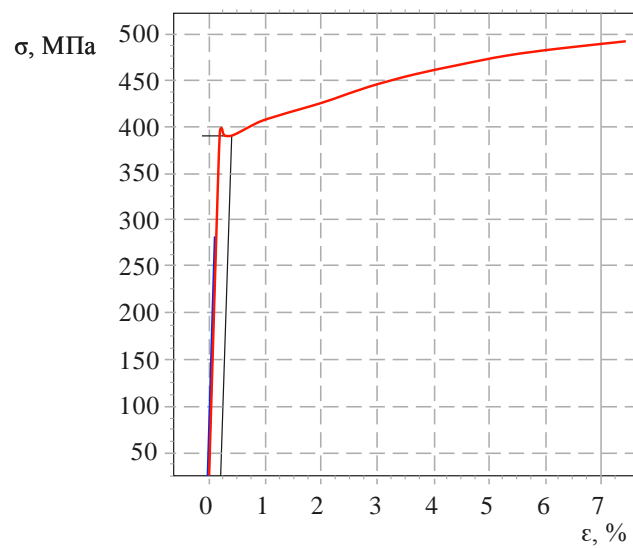


Рис. 3. Диаграмма упрочнения

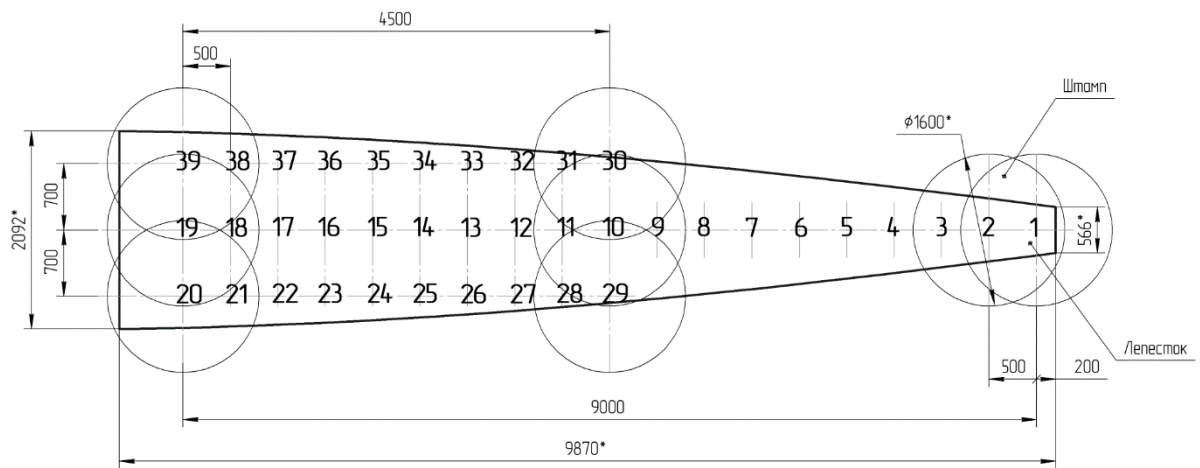


Рис. 4. Схема приложения нагрузок. Толщина заготовки 34 мм

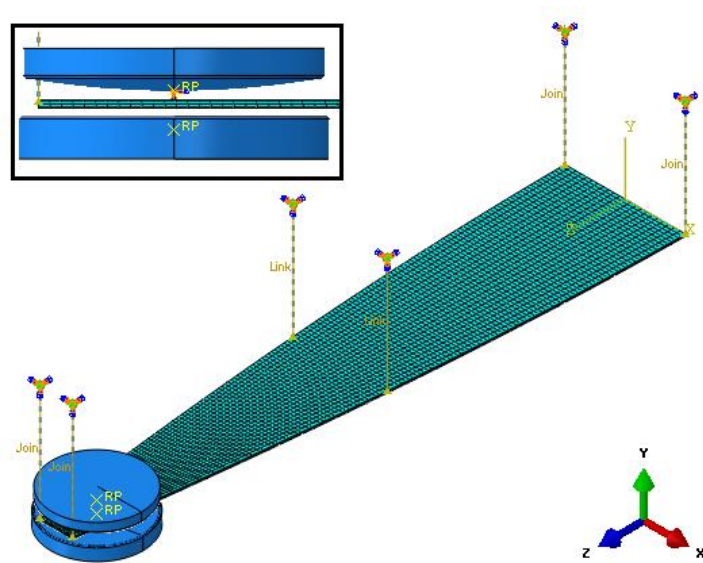


Рис. 5. Конфигурация заготовка/инструмент с сеткой конечных элементов

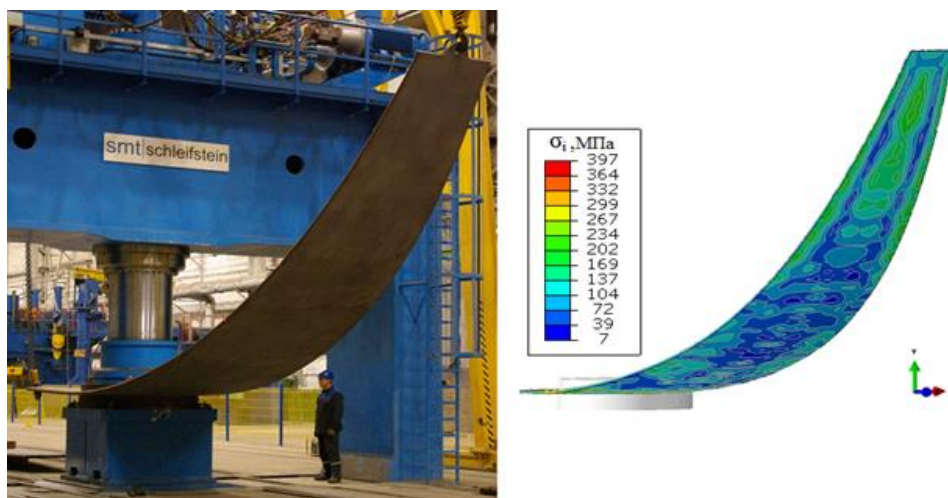


Рис. 6. Формоизменение заготовки в процессе компьютерного моделирования

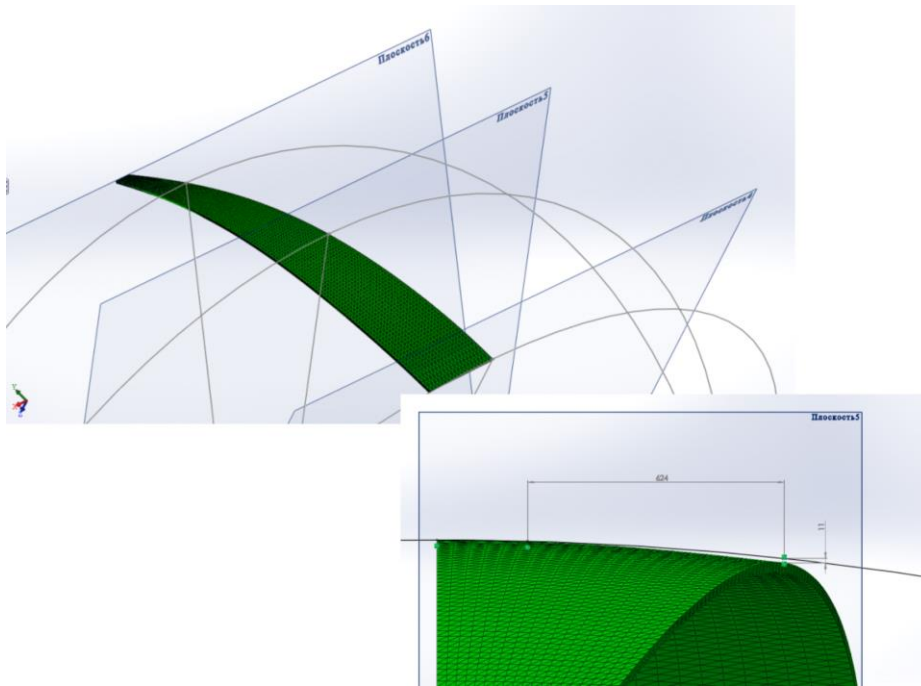


Рис. 7. Контроль конечной формы лепестка

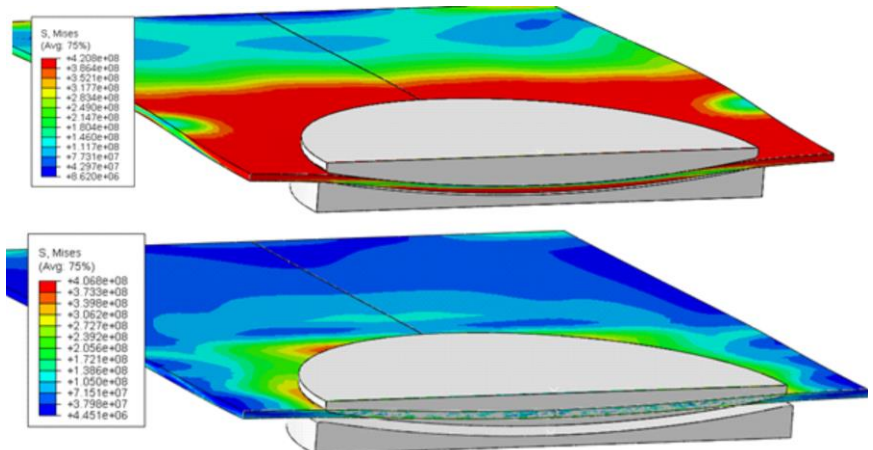


Рис. 8. Напряженно-деформированное состояние

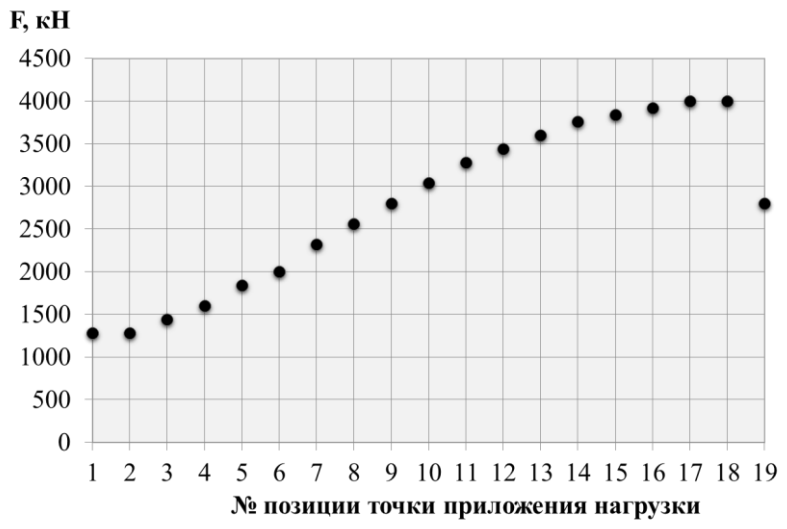


Рис. 9. Усилия в точках приложения нагрузок

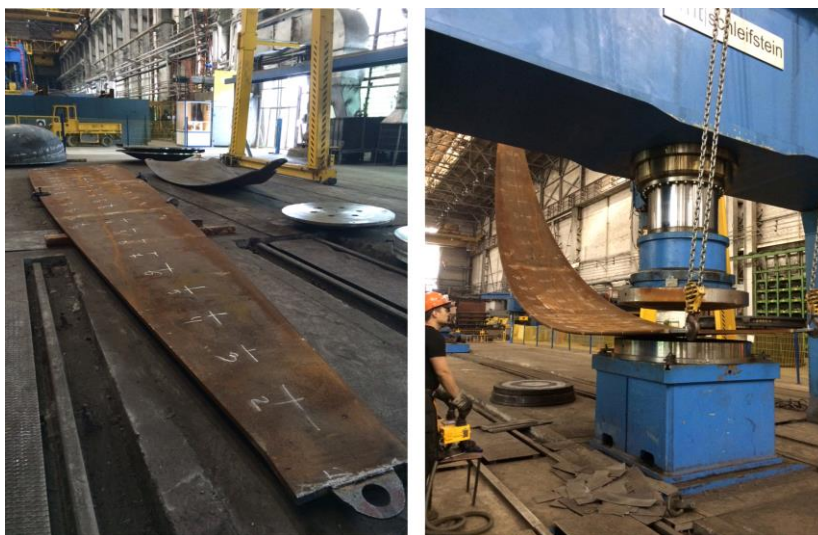


Рис. 10. Опытная штамповка

Заключение

Показано, что моделирование процесса штамповки крупногабаритных корпусных изделий шаровых резервуаров позволяет получить адекватные результаты прогнозирования формоизменения листовой заготовки с учетом эффекта упругого последствия. Геометрия листовой заготовки после виртуальной штамповки близка к сфере радиусом 8 метров.

Характер распределения напряжений в деформируемой заготовке говорит о необходимости корректировки величины прикладываемого усилия прессы, определении оптимального маршрута процесса штамповки. Положение и форма инструмента в процессе деформирования, особенно при штамповке краев заготовки, влияет на равномерность проработки материала деформируемого листа, что в свою очередь определяет качество и форму готового изделия. Выявлена необходимость определения оптимальной формы инструмента для каждого радиуса сферы шарового резервуара.

Благодарность выражается, Кузнецову А.Ф., главный металлург АО «Уралхиммаш».

МОДЕЛЬ СОПРОТИВЛЕНИЯ РАЗРУШЕНИЮ КАБИНЫ ГАЗОТУРБОВОЗА С УЧЕТОМ БУФЕРНОГО УСТРОЙСТВА

И. Г. Емельянов*, В. И. Миронов, А. В. Кузнецов

Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт машиноведения Уральского отделения Российской академии наук, ул. Комсомольская, 34, Екатеринбург, Российская Федерация

*Ответственный автор. Электронная почта: emelyanov@imach.uran.ru; адрес для переписки: ул. Комсомольская, 34, 620049, Екатеринбург, Российская Федерация. Телефон: +7 (343) 375–35–73; факс: +7 (343) 374–53–30

Предложена математическая модель, позволяющая оценить сопротивление разрушению кабины газотурбовоза с учетом буферного устройства. В работе на примере расчета кабины локомотива при наезде на препятствие предложен подход к определению параметров области безопасной эксплуатации конструкции при сверхнормативной нагрузке.

Ключевые слова: Метод конечных элементов, прочность, тонкостенные конструкции, безопасность эксплуатации, жесткость конструкции.

Цель работы: Построить математическую модель, позволяющую определить область безопасной эксплуатации конструкций.

Задачи

- Построение математической модели буферного устройства.
- Расчет на прочность пространственной конструкции с учетом буферного устройства.
- Определение силы удара о препятствие.
- Определение области безопасной эксплуатации конструкции.



Рис. 1. Аварии с железнодорожным транспортом

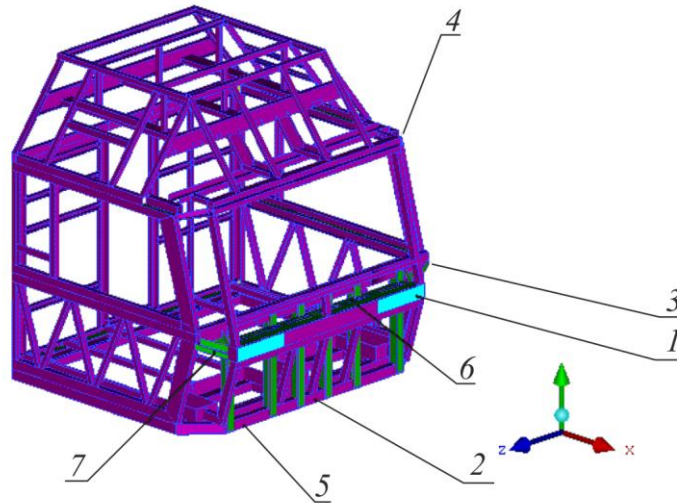


Рис. 2. Расчетная схема силового каркаса кабины

На рис. 2 обозначены: 1 – лобовая балка, 2 – крепящие элементы, 3 – силовой пояс, 4 – верхняя обвязка кабины, 5 – нижняя обвязка кабины, 6 – набор сотовых элементов, 7 – боковые упоры.

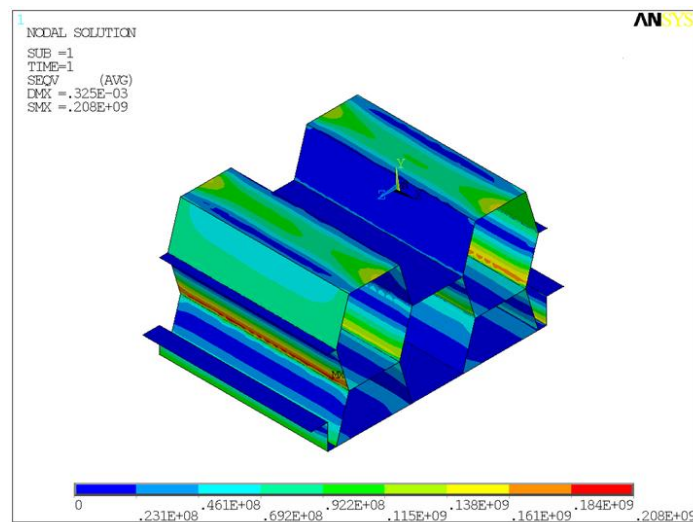


Рис. 3. Напряженное состояние сотового элемента при нагрузке $F=60\text{кН}$

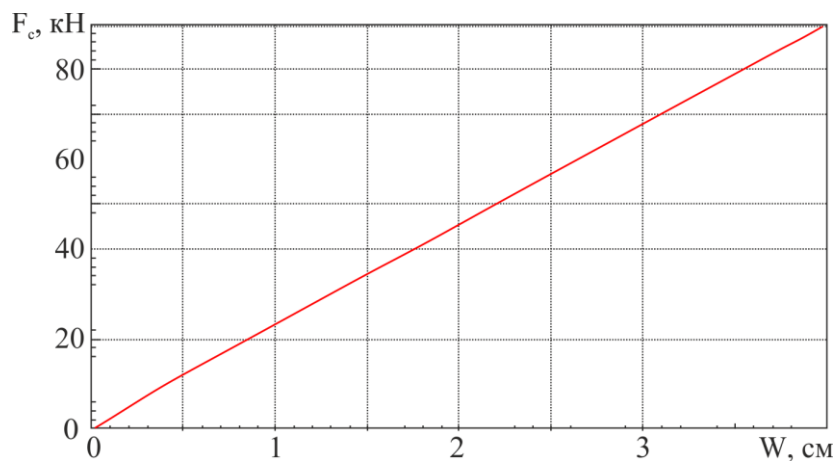


Рис. 4. Осадка пакета сотами от силы F_c

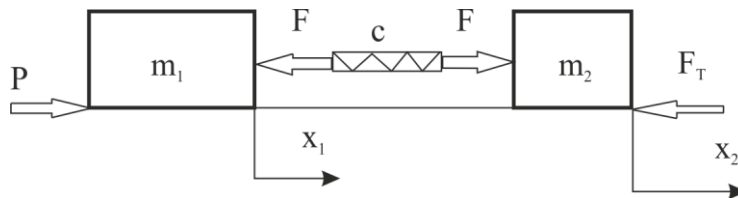


Рис. 5. Двух массовая расчетная схема

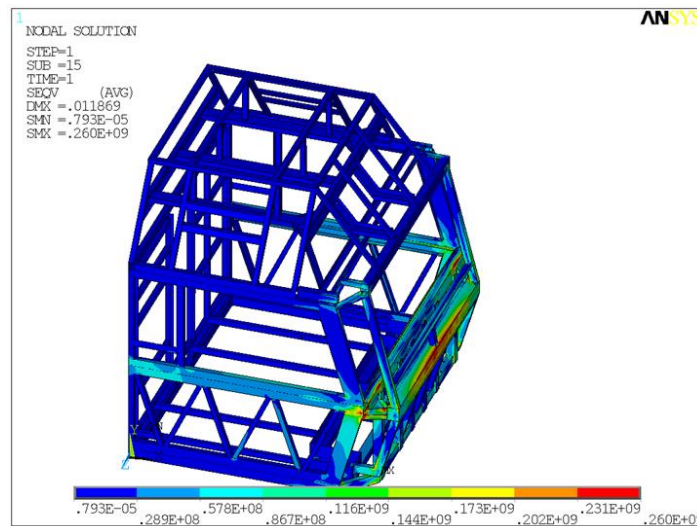


Рис. 6. Напряженное состояние кабины при нагрузке 340 кН

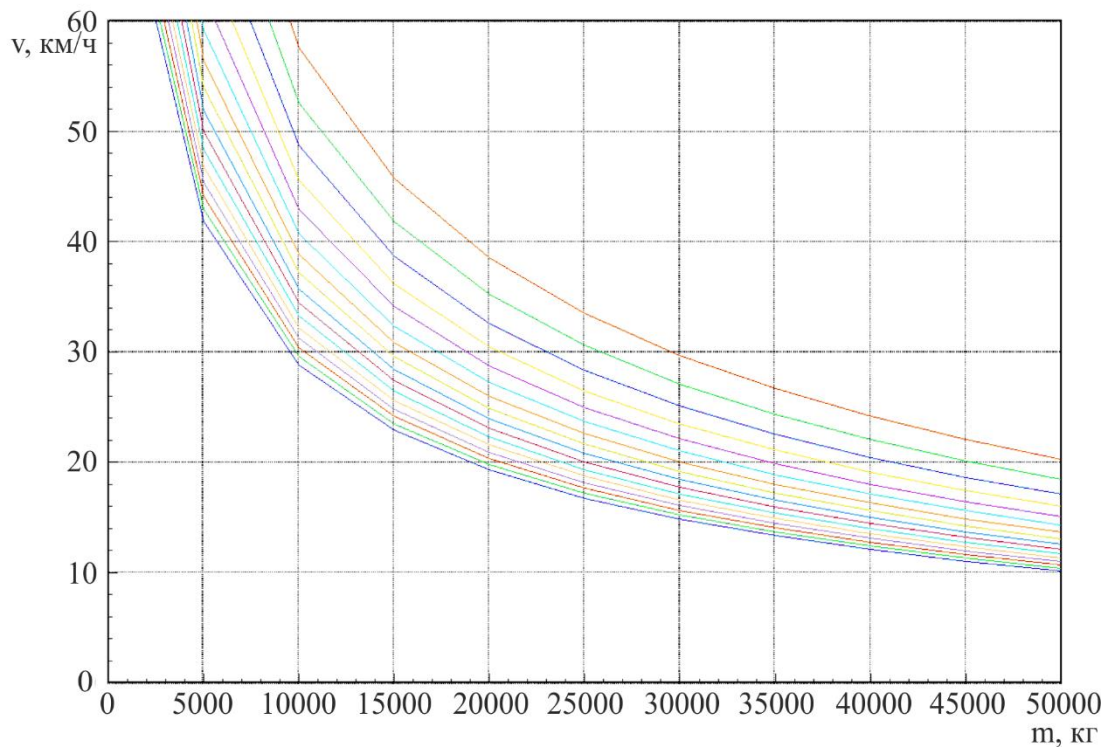


Рис. 7. Зоны с опасными (выше) и безопасными (ниже) параметрами препятствий

Основные выводы

Учитывая участвовавшее в последнее время количество аварий на переездах, необходимо более адекватно оценить несущую способность кабины локомотива при возможном столкновении с препятствиями. Используя предложенный метод, на этапе проектирования можно оптимально выбрать как общую силовую схему различных

транспортных конструкций, так и жесткостные параметры необходимых буферных устройств.

Литература

1. Емельянов И. Г., Кузнецов А. В., Миронов В. И. Математическая модель, описывающая напряженное состояние кабины газотурбовоза при встрече с препятствием // Транспорт Урала. – № 4 (39). – 2013. – С. 71–74.
2. Emel'yanov I. G. Mironov V. I. Kuznetsov A. V. On an Approach to the Evaluation of the Strength of a Spatial Rod System under Impact Loading [Electronic Resource] // Diagnostics, Resource and Mechanics of materials and structures. – 2015. – Iss. 2. – P. 16–23. – URL: http://dream-journal.org/issues/2015-2/2015-2_24.html (дата обращения: 05.05.2015).
3. Emel'yanov I. G., Mironov V. I. Kuznetsov A. V. Estimation of the Fracture Strength of a Spatial Beam–Rod Structure Notches // Journal of Machinery Manufacture and Reliability. – 2015. – Vol. 44, no. 5. – P. 449–454.
4. Емельянов И. Г., Миронов В. И. Долговечность оболочечных конструкций. – Екатеринбург : УрО РАН, 2012. – 224 с.
5. Рахматулин Х. А., Демьянов Ю. А. Прочность при интенсивных кратковременных нагрузках. М. : Гос. изд. физико-математической литературы. – 1961. – 393 с.
6. Басов К. А. ANSYS. Справочник пользователя. – М. : ДМК Пресс, 2005. – 640 с.

ИССЛЕДОВАНИЕ КОРРОЗИОННОЙ СТОЙКОСТИ КОМПОЗИТА Al/SiC

Н. Б. Пугачева^{1*}, Е. И. Сенаева²

¹Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт машиноведения Уральского отделения Российской академии наук, ул. Комсомольская, 34, Екатеринбург, Российская Федерация

²Федеральное государственное автономное образовательное учреждение высшего профессионального образования «Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина», ул. Мира, 19, Екатеринбург, Российская Федерация

*Ответственный автор. Электронная почта: nat@imach.uran.ru ; адрес для переписки: 620049, ул. Комсомольская, 34, Екатеринбург, Российская Федерация. Телефон: +7 (343) 375–35–91; факс: +7 (343) 374–53–30

Исследована коррозионная стойкость композиционного материала Al/SiC с содержанием наполнителя 10, 20 и 50 мас. %. Показано, что коррозия развивается за счет окисления поверхности матрицы с образованием оксида Al₂O₃. Максимальные коррозионные повреждения зафиксированы для материала с 50 % SiC.

Ключевые слова: композиционный материал, матрица, наполнитель, микроструктура, коррозия, оксиды.

Цель работы: определить влияние количества наполнителя в композите Al/SiC на коррозионную стойкость

Задачи:

1. Определить тип и показатели коррозии композитов с содержанием наполнителя 10, 20 и 50 %.
2. Выявить влияние микроструктуры на характер коррозионных повреждений.

1. Введение

Одним из основных свойств современных композиционных материалов является показатели их коррозионной стойкости, поскольку практически все конструкции эксплуатируются в коррозионных средах разной степени активности. Создаваемые новые металломатричные композиты (ММК), к которым относятся системы Al/SiC, характеризуются уникальным сочетанием прочности с высокими значениями тепло- и электропроводности, жесткости, технологической обрабатываемости, малым удельным весом [1–3]. Коррозионная стойкость этих материалов на данный момент изучена недостаточно.

2. Материалы и методика

Исследованы ММК с содержанием наполнителя 10 и 20 об. %, полученных методом технологии вакуумно-компрессионной пропитки (ВИАМ, г. Москва), и с 50 об. % SiC, полученного методом пропитки расплавленным алюминием (А8) склеенных силикатным клеем в сетчатый каркас частиц SiC .

Методика коррозионных испытаний

Испытания проводили в соответствии с требованиями ГОСТ 9.913-90 методом полного погружения образцов при температуре 20 – 22 °С в 3 %-ный раствор хлористого натрия с периодическим добавлением 0,1 %-ного раствора перекиси водорода. Раствор

заменяли по мере его загрязнения продуктами коррозии (помутнение, выпадение осадка) не реже чем через 5 сут.

Через каждые 10 суток вынимали по 1 образцу для контроля глубины коррозии по поперечному срезу.



Рис. 1. Внешний вид образцов композита Al-10 % SiC после 480 часов испытаний

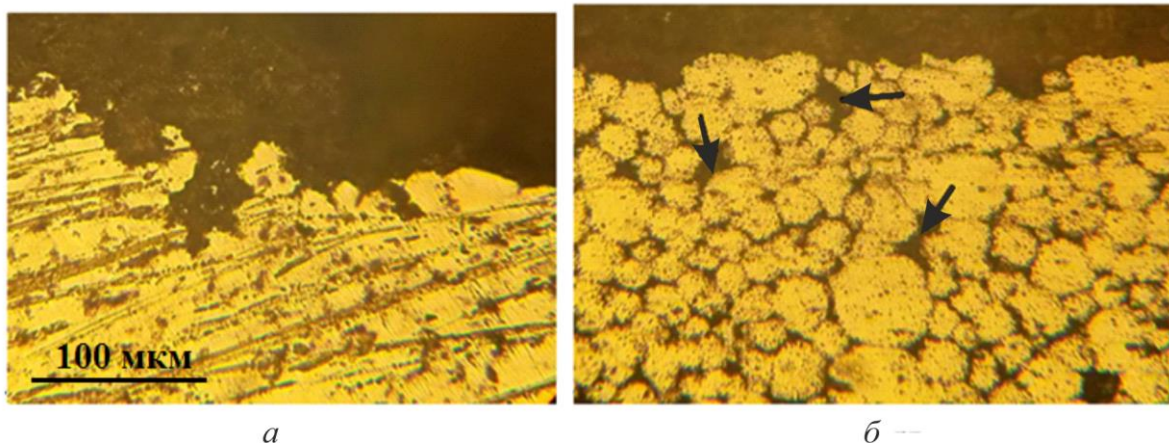


Рис. 2. Характер коррозионных повреждений образцов композита Al-10 % SiC после 480 часов испытаний: *а* – коррозионные язвы; *б* – подповерхностная коррозия

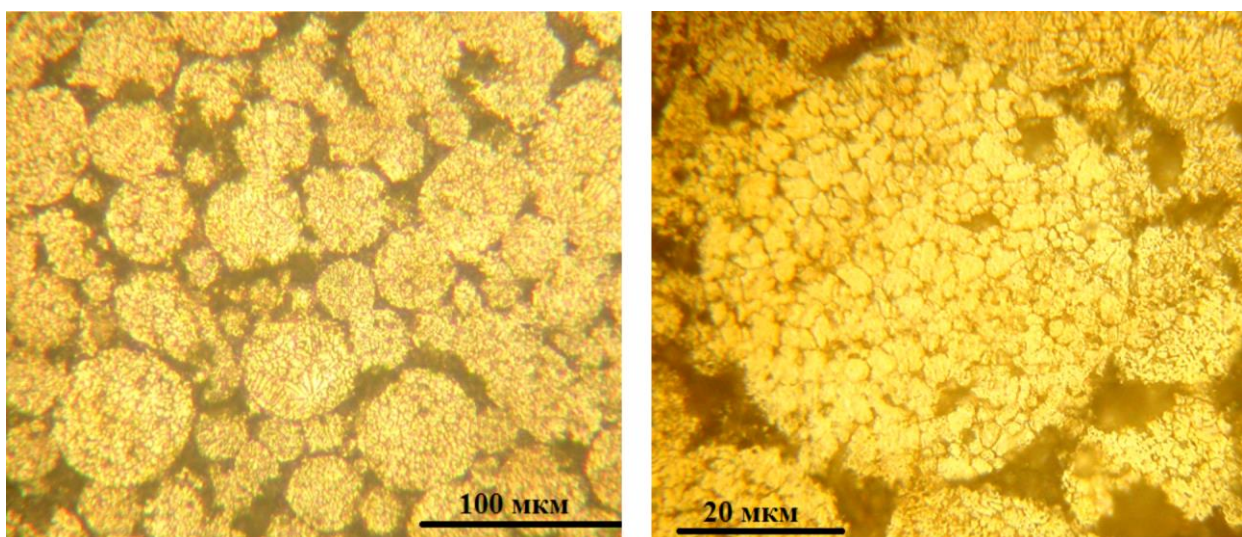


Рис. 3. Микроструктура композита Al-10 % SiC

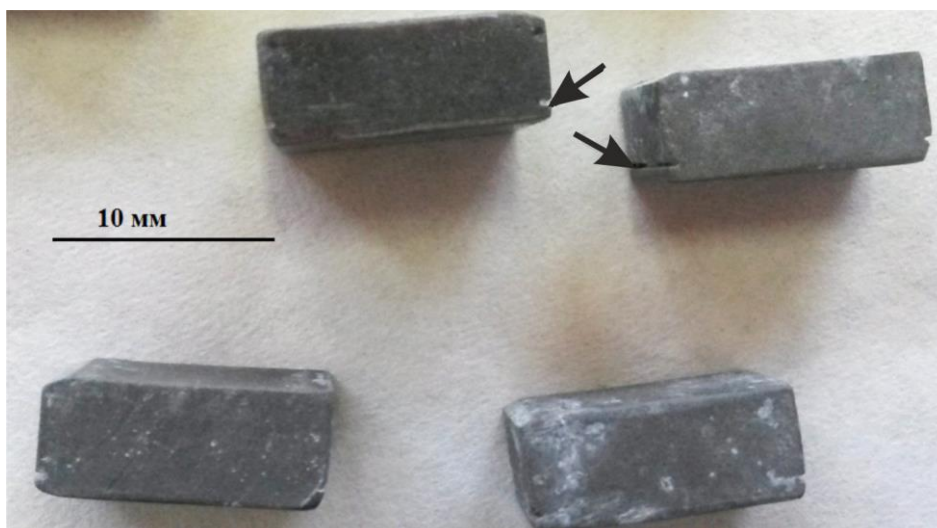


Рис. 4. Внешний вид образцов композита Al-20 % SiC после 480 часов испытаний. Стрелками отмечена слоевая коррозия



Рис. 5. Внешний вид образцов композита Al-50 % SiC после 480 часов испытаний

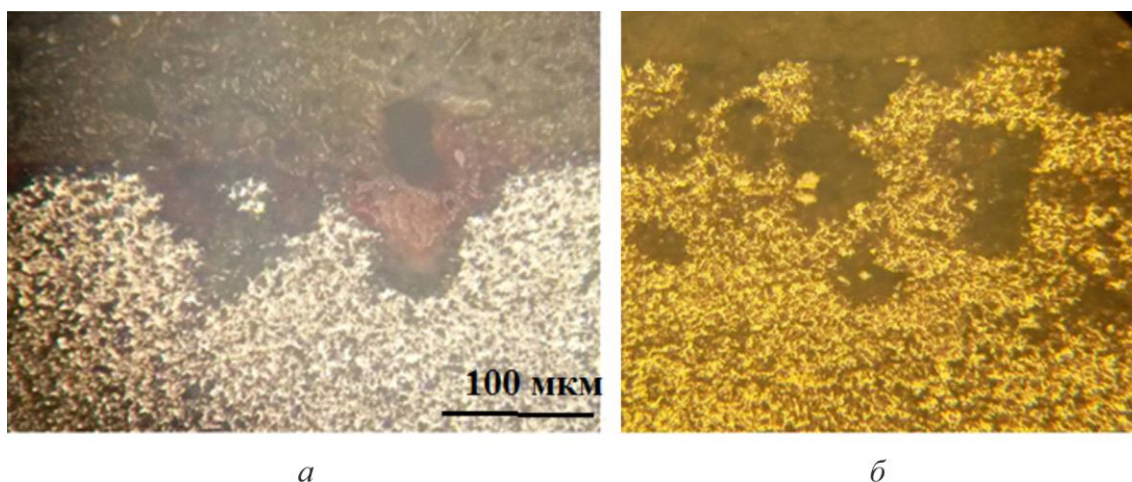


Рис. 6. Характер коррозионных повреждений образцов композита Al-50 % SiC после 480 часов испытаний: *а* – коррозионные язвы; *б* – подповерхностная коррозия

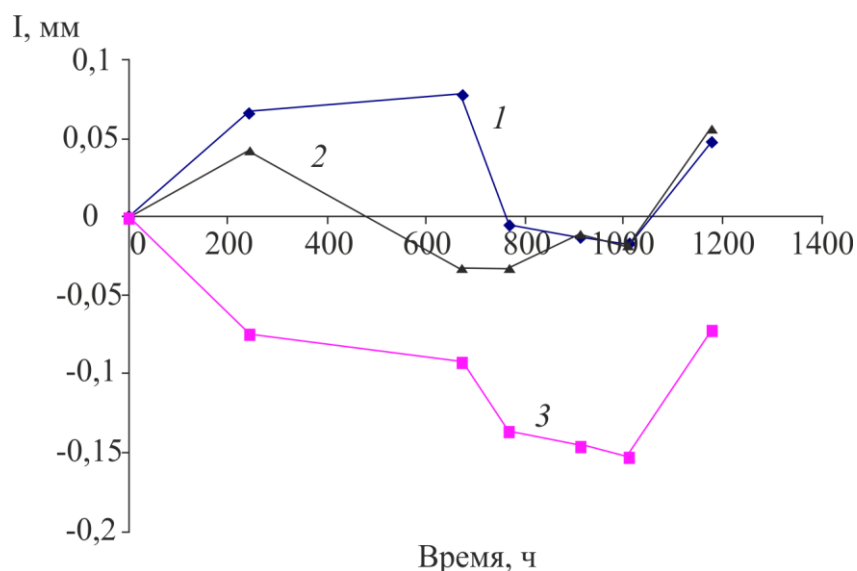


Рис. 7. Изменение толщины образцов композитов при коррозионных испытаниях:
 1 – Al/10 % SiC; 2 – Al/20 % SiC; 3 – Al/50 % SiC

Выводы

1. Максимальные коррозионные повреждения зафиксированы для композита с 50 % SiC.
2. Коррозия композита происходит путем окисления металлической матрицы с образованием тонкой поверхностной пленки Al_2O_3 . Окисление алюминиевой матрицы происходит по всем поверхностям раздела, в том числе на границах с наполнителем.
3. Основной тип повреждений композитов в ходе испытаний – подповерхностная коррозия.

Работа выполнена при поддержке проекта РНФ № 14-19-01358

Литература

1. Крейдер К. Композиционные материалы с металлической матрицей. Т. 4. – М. : Машиностроение, 1978. – 503 с.
2. Евдокимов И. А., Прусов Е. С., Киреев А. В. Модифицированные углеродными наноструктурами фрикционные металломатричные композиционные материалы на основе алюминия и его сплавов с повышенными механическими и эксплуатационными свойствами // Ползуновский альманах. – 2010. – № 2. – С. 264–268.
3. Получение композиционных материалов с алюминиевой матрицей и некоторыми карбидными и оксидными наполнителями / Л. Р. Вишняков, В. П. Мороз, И. М. Ромашко, Е. Л. Вишнякова, О. П. Яременко // Композиты и наноструктуры. – 2013. – № 1. – С. 37–45.

МЕТОДИКА ПРОБОПОДГОТОВКИ ОБРАЗЦОВ ИЗ ВЫСОКОНАПОЛНЕННЫХ МЕТАЛЛОМАТРИЧНЫХ КОМПОЗИТОВ ДЛЯ ДОРЭ-АНАЛИЗА

А. С. Смирнов, Г. А. Белозеров*, Е. О. Смирнова, А. В. Коновалов,
В. П. Швейкин, О. Ю. Муйземнек

Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт машиноведения Уральского отделения Российской академии наук, ул. Комсомольская, 34, Екатеринбург, Российская Федерация

*Ответственный автор. Электронная почта: george@imach.uran.ru; адрес для переписки: 620049, ул. Комсомольская, 34, Екатеринбург, Российская Федерация. Телефон +7 (343) 375–35–89; факс: +7 (343) 374–53–30

Предложена методика пробоподготовки образцов для анализа методом дифракции обратнорассеянных электронов (ДОРЭ) микроструктуры металломатричных композитов с высоким содержанием армирующих частиц, с помощью которой получены изображения микроструктуры металломатричного композита с размером частиц SiC, находящимся в диапазоне от 4 до 28 мкм и их объемным содержанием 50 %. На основании ДОРЭ-анализа изображений ММК SiC50/Al можно заключить, что в процессе деформации при температуре 500 °С активно проходила динамическая полигонизация.

Ключевые слова: ДОРЭ, металломатричный композит, микроструктура.

Цель работы: разработать методику пробоподготовки высоконаполненных металломатричных композитов с микроразмерными армирующими частицами для проведения ДОРЭ-анализа микроструктуры образцов из ММК SiC50/Al после деформации при температуре 500 °С.

1. Введение

Метод ДОРЭ предназначен для анализа [1–8]:

- 1) распределения фаз, построения изображений зерен и субзерен (рис. 1а);
- 2) определения полос деформаций, фазовых превращений, определения деформированных, рекристаллизованных и полигонизированных зерен (рис. 1б);
- 3) получения трехмерной микроструктуры методом реконструкции из карт с последовательных сечений (рис. 1в).

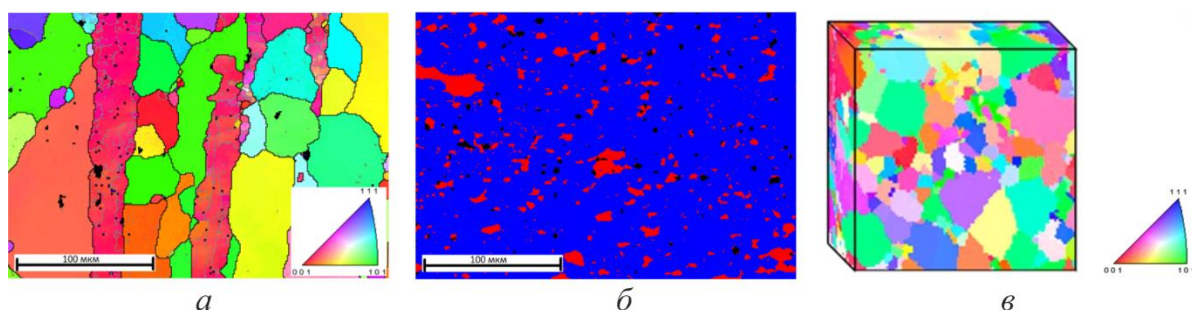


Рис. 1. Микроструктуры, проанализированные методом ДОРЭ

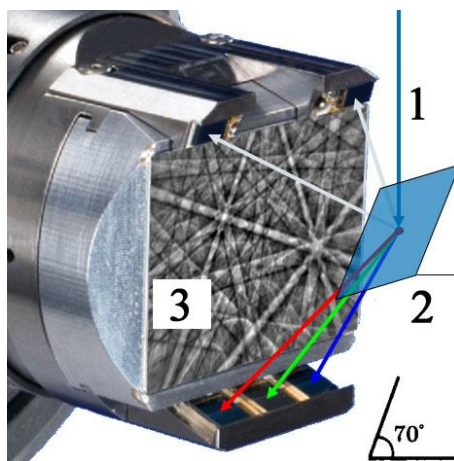


Рис. 2. Формирование линий Кикучи на фосфоресцирующем экране

Электронный луч (рис. 2) (1) направляют на образец (2), расположенный под углом 70° . Электроны отклоняются от образца и летят по направлению кристаллическим плоскостям решетки материала. Поместив на их пути фосфоресцирующий экран (3), а вслед за ним высокочувствительную камеру для наблюдения, можно увидеть появление линий Кикучи. Эти линии используют для ДОРЭ-анализа.

Перед пробоподготовкой образцов необходимо помнить, что для метода ДОРЭ они должны по своей природе являться **кристаллическими веществами** и быть **электропроводными**.

Однофазные материалы можно обработать для ДОРЭ-анализа по стандартной схеме, представленной на рисунке 3.



Рис. 3. Схема обработки материалов для ДОРЭ-анализа

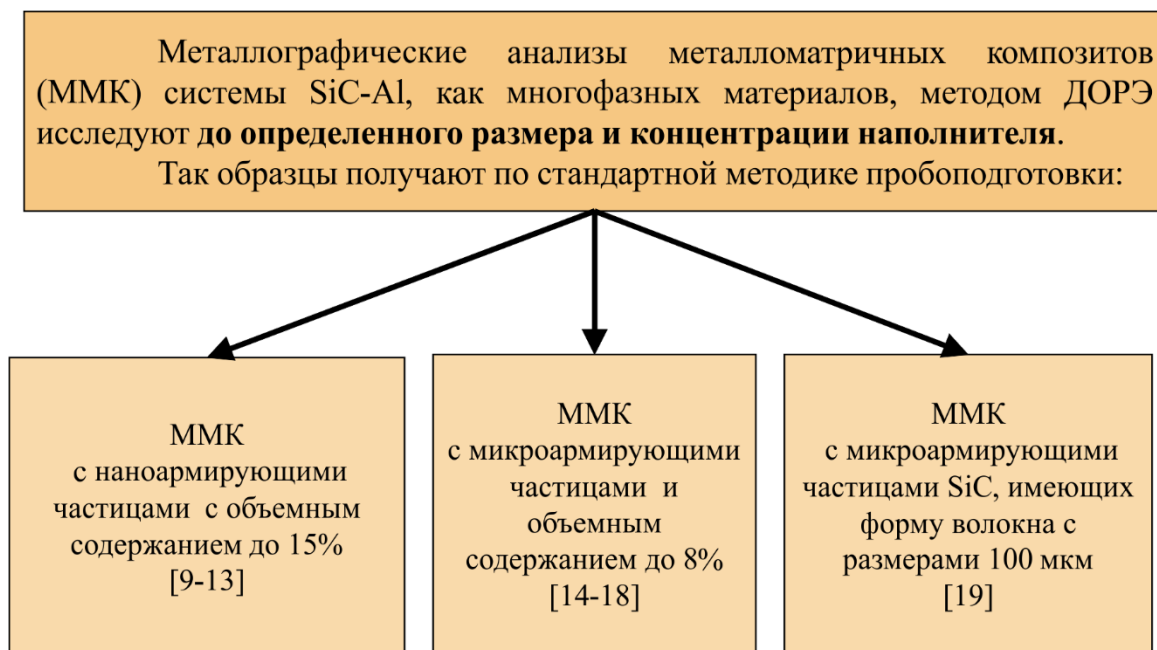


Рис. 4. Виды ММК обычно подвергаемых анализу с помощью метода ДОРЭ

Металломатричные композиты с объемным содержанием армирующих частиц **выше 40%** в основном изучают с помощью оптической микроскопии [20–22] и просвечивающей электронной микроскопии [22–24].

Поскольку **материал многофазный**, то в результате **электрохимическая полировка** на шлифе образуется **перепад высот между фазами** из-за разной скорости их полирования. Если этот перепад значительный, то **менее полированная фаза перекрывает пучок электронов**, и **линии Кикучи не удается получить** от более полированной фазы (рис. 5).

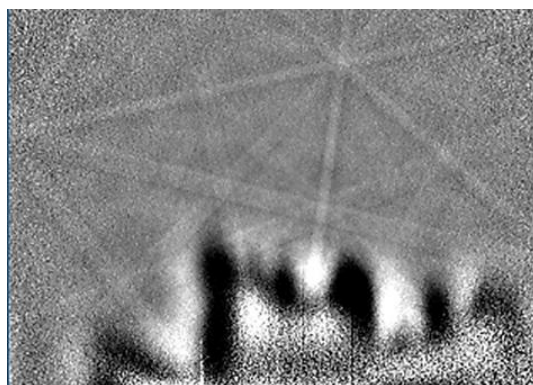


Рис. 5. Результат перекрытия карбидами пучка электронов в виде засвечивания линий Кикучи

В пробоподготовке образцов электрохимическую полировку дополняют методом **ионного полирования** с помощью специального отдельно стоящего оборудования [10, 14, 17, 25].



Рис. 6. Схема пробоподготовки ММК для анализа методом ДОРЭ с использованием ионного полирования

Авторы настоящего доклада провели эксперимент. На рисунке демонстрируются изображения микроструктуры ММК SiC50/Al до (*а*) и после ионного полирования при ускоряющем напряжении 30 кВ (*б*) с помощью приставки на микроскопе в течение 3 ч. После полирования у алюминиевой матрицы в местах, примыкающих к частицам SiC, появились ямки (рис 7*б*). Наличие таких ямок приводит к невозможности получения качественного ДОРЭ-анализа.

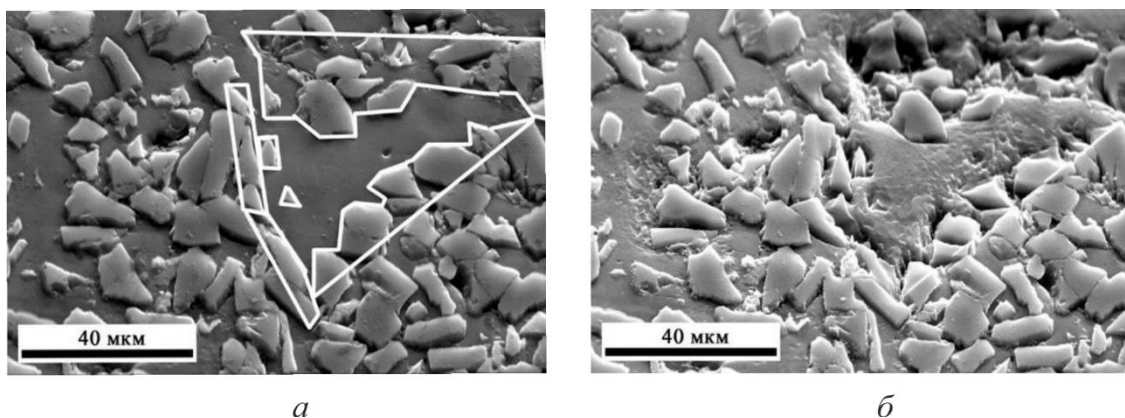


Рис. 7. Изображение образца из ММК SiC50/Al до ионного полирования (*а*) и после ионного полирования при ускоряющем напряжении 30 кВ (*б*)



Рис. 8. Итерационная схема пробоподготовки высоконаполненных ММК для анализа методом ДОРЭ

Шаг 1: резка заготовки под образцы для ДОРЭ-анализа с помощью электроискрового станка Fanuc. На этом шаге перепад высот между частицами и матрицей H в основном составил 15 мкм. Перепад высот оценивался по профилям поверхности ММК, получаемых с помощью оптического профилометра (рис. 9).



Рис. 9. Профилометр Veeco WYKO NT1100

Шаг 2: шлифовка образца на алмазном диске (рис. 10) для грубого выравнивания поверхности шлифа. После шага 2 перепад высот H составил 9 мкм.

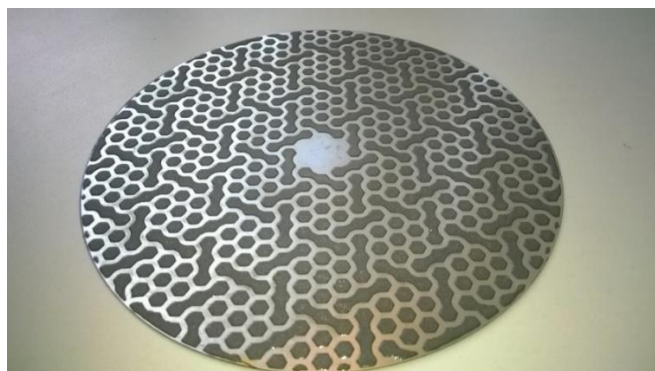


Рис. 10. Алмазный диск

Шаг 3: шлифовка с помощью станка на наждачной бумаге (рис. 11) пропитанной SiC с поэтапным уменьшением зернистости 80 и 40 мкм и механической полировкой образца алмазной суспензией с поэтапным уменьшением размера частиц абразива 6, 3 и 1 мкм. Далее следует этап полирования коллоидной оксидной суспензией с размером частиц 0.04 мкм. В результате применения механической обработки шлифа на данном шаге перепад высот H составил 0.5 мкм.



Рис. 11. Наждачная бумага, пропитанная SiC

Шаг 4: Электрохимическая полировка образца для снятия деформированного слоя в течение 20 с. Использовали электролит 90 % CH_3COOH + 10 % HClO_4 . Охлаждали до 8 °С. Перепад высот между частицами и матрицей H может достигать 24 мкм (рис. 12,б), однако в основном перепад высот H находится в районе 6 мкм. На рис. 12,в виден результат перекрытия карбидами пучка электронов в виде засвечивания линий Кикучи при перепаде высот 2,5 мкм между матрицей и частицами.

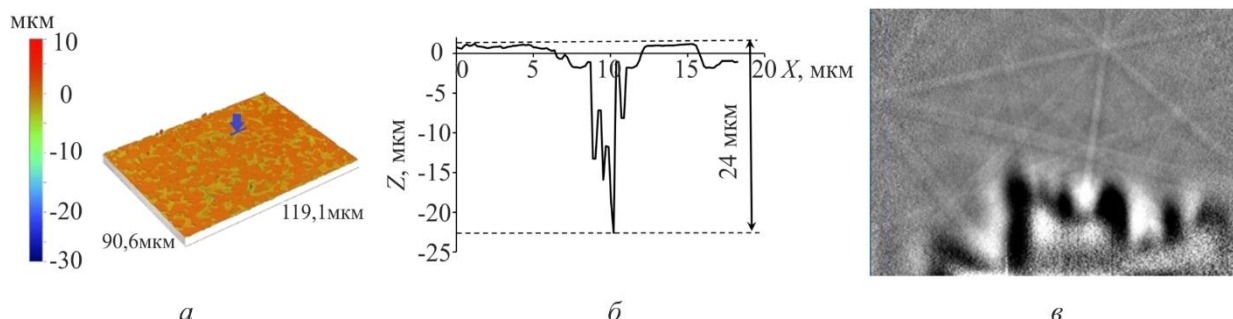


Рис. 12. Поверхность шлифа после шага 4

Шаг 5: механическая шлифовка и полировка образцов с применением тех же абразивов, что и на шаге 3 при скорости вращения абразивного диска не выше 200 оборотов в минуту. В результате применения механической обработки на шаге перепад высот H должен находиться в районе 0,5 мкм.



Рис. 13. Шлифовальный станок LaboPol-5 Struers A/S

Шаг 6: электрохимическая полировка образца в течении 4 с. Как видно из рис. 14 перепад высот достиг 1,4 мкм. На рисунке 14,б приведен типичный пример, получаемых линий Кикучи при перепаде высот H находящемся в районе 1 мкм. При увеличении перепада высот свыше 2 мкм, на линиях Кикучи появлялось пятно сходное с пятном, приведенным на рис. 12в. В результате приняли, что перепад высот H равный 2 мкм является критическим, свыше которого качественные EBSP для определения ориентации решетки не удастся получить и необходимо заново проводить пробоподготовку, начиная с шага 5.

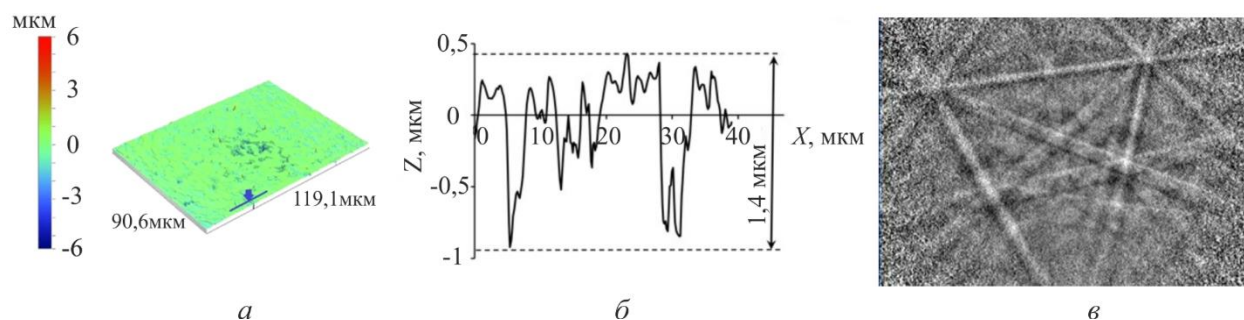


Рис. 14. Поверхность шлифа после шага 6

2. Материал и методика

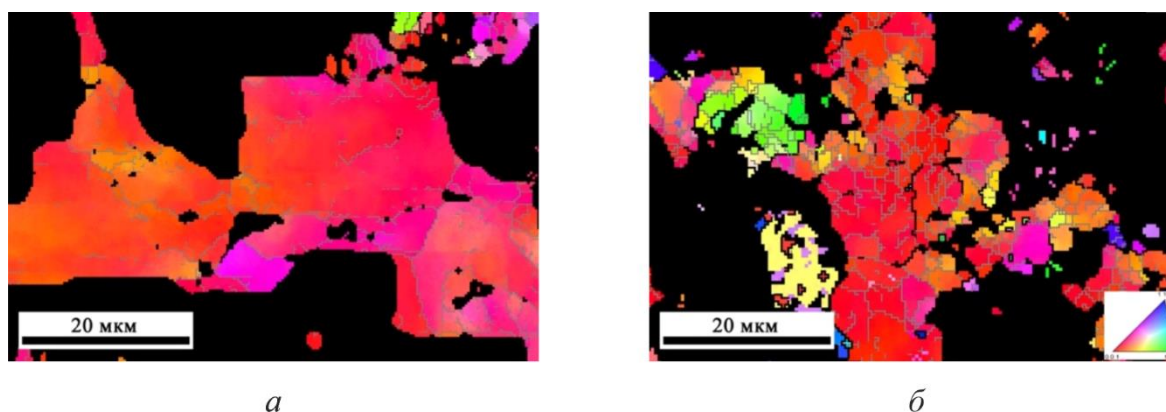


Рис. 15. Микроструктура в центральной зоне образца MMK SiC50/Al перед деформацией (а) и после деформации при температуре 500 °С (б), полученные на микроскопе TESCAN VEGA II XMU с приставкой, фиксирующей дифракцию обратнорассеянных электронов OXFORD HKLNordlysF+

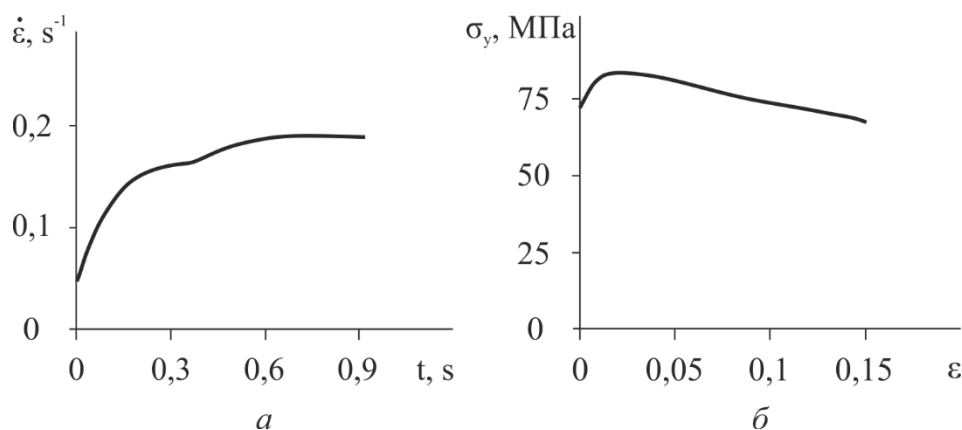


Рис. 16. Экспериментальные зависимости скорости деформации от времени деформации образца t (а) из ММК SiC50/Al при температуре 500 °С и напряжения текучести σ от степени деформации ε (б)

Выводы

1. Предложена итерационная методика пробоподготовки образцов для ДОРЭ-анализа металломатричных композитов с высоким содержанием армирующих частиц.
2. С помощью разработанной методики получены изображения микроструктуры металломатричного композита с размером частиц SiC 14 мкм и их объемным содержанием 50 %.
3. На основании ДОРЭ-анализа изображений ММК SiC50/Al можно заключить, что в процессе деформации при температуре 500 °С активно проходила динамическая полигонизация, которая привела к наличию пика на кривой предела текучести, после которого происходит падение напряжения деформирования.

Работа выполнялась при финансовой поддержке РФФ (проект № 14-19-01358)

Литература

1. Present State of Electron Backscatter Diffraction and Prospective Developments / A. J. Schwartz, D. P. Field, B. L. Adams, M. Kumar, Adam J. Schwartz // *Electron Backscatter Diffraction in Materials Science*. – N.Y. : Springer, 2009. – P. 1–20. – DOI: 10.1007/978-0-387-88136-2.
2. Dingley D. J., Randle V. Microtexture determination by electron back-scatter diffraction // *Journal of Materials Science*. – 1992. – Vol. 27, no. 17. – P. 4545–4566.
3. Growth Directions of Precipitates in the Al-Si-Mg-Hf Alloy Using Combined EBSD and FIB 3D-Reconstruction Techniques / X. Wang, Y. Xing, H. Huang, Y. Li, Z. Jia, Q. Liu // *Microscopy and Microanalysis*. – 2015. – Vol. 21, no. 3. – P. 588–593.
4. On the characterization of recrystallized fraction using electron backscatter diffraction: A direct comparison to local hardness in an IF steel using nanoindentation / S. Dzaszyk, E. J. Payton, F. Friedel, V. Marx, G. Eggeler // *Materials Science and Engineering: A*. – 2010. – Vol. 527, iss. 29–30. – P. 7854–7864.
5. Smirnov A. S., Konovalov A. V., Muizemnek O. Y. Modelling and simulation of strain resistance of alloys taking into account barrier effects // *Diagnostics, Resource and Mechanics of materials and structures*. – 2015. – Iss. 1. – P. 61–72. – URL: <http://dx.doi.org/10.17804/2410-9908.2015.1.061-072>.
6. Dynamic recrystallization in a Ni–Ti–Fe shape memory alloy: Effects on austenite–martensite phase transformation / R. Basu, L. Jain, B. Maji, M. Krishnan // *Journal of Alloys and Compounds*. – 2015. – Vol. 639. – P. 94–101.
7. Zienert T., Fabrichnaya O. Phase relations in the A356 alloy: Experimental study and thermodynamic calculations // *Advanced Engineering Materials*. – 2013. – Vol. 15, no. 12. – P. 1244–1250.

8. Jafarian H., Habibi-Livar J., Razavi S. H. Microstructure evolution and mechanical properties in ultrafine grained Al/TiC composite fabricated by accumulative roll bonding // *Composites Part B: Engineering*. – 2015. – Vol. 77. – P. 84–92. – DOI: 10.1016/j.compositesb.2015.03.009.
9. Jiang X., Galano M., Audebert F. Extrusion textures in Al, 6061 alloy and 6061/SiCp nanocomposites // *Materials Characterization*. – 2014. – Vol. – P. 111–118.
10. Effect of hybridizing micron-sized Ti with nano-sized SiC on the microstructural evolution and mechanical response of Mg-5.6Ti composite / S. Sankaranarayanan, R. K. Sabat, S. Jayalakshmi, S. Suwas, M. Gupta // *Journal of Alloys and Compounds*. – 2013. – Vol. 575. – P. 207–217.
11. An EBSD and TEM study on the microstructural evolution of in situ synthesized (TiB + TiC)/Ti matrix composites during superplastic deformation / M. M. Wang, W. J. Lu, D. Zhang, J. N. Qin, T. Fan, B. Ji, F. Zhu, S. Ji // *Materials Transactions*. – 2005. – Vol. 46, no. 8. – P. 1833–1838.
12. Herrmann M., Neher R., Brandt K., Hoehn S. Micro-segregations in liquid phase sintered silicon carbide ceramics // *Journal of the European Ceramic Society*. – 2010. – Vol. 30, no. 6. – P. 1495–1501.
13. Ocelík V., Vreeling J. A., De Hosson J. T. M. EBSP study of reaction zone in SiC/Al metal matrix composite prepared by laser melt injection // *Journal of Materials Science*. – 2001. – Vol. 36, no. 20. – P. 4845–4849.
14. Effect of SiC particles on the microstructure evolution and mechanical properties of aluminum during ARB process / M. Alizadeh, M. H. Paydar, D. Terada, N. Tsuji // *Materials Science and Engineering A*. – 2012. – Vol. 540. – P. 13–23.
15. Relating microtexture and dynamic micro hardness in an extruded AA8090 alloy and AA8090-8 vol% SiCp composite / R. Bauri, V. Pancholi, I. Samajdar, M. K. Surappa // *Science and Technology of Advanced Materials*. – 2005. – Vol. 6, no. 8. – P. 933–938.
16. Microstructure of TRISO coated particles from the AGR-1 experiment: SiC grain size and grain boundary character / R. Kirchhofer, J. D. Hunn, P. A. Demkowicz, J. I. Cole, B. P. Gorman // *Journal of Nuclear Materials*. – 2013. – Vol. 432, no. 1-3. – P. 127–134.
17. Role of particle stimulated nucleation in recrystallization of hot extruded Al 6061/SiCp composites / C. S. Ramesh, R. Keshavamurthy, P. G. Koppad, K. T. Kashyap // *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*. – 2013. – Vol. 23, no. 1. – P. 53–58.
18. Mariani E., Ghassemieh E. Microstructure evolution of 6061 O Al alloy during ultrasonic consolidation: An insight from electron backscatter diffraction // *Acta Materialia*. – 2010. – Vol. 58, no. 7. – P. 2492–2503.
19. Dry sliding wear behavior of cast SiC-reinforced Al MMCs // *Materials Science and Engineering A* / T. Ma, H. Yamaura, D. A. Koss, R. C. Voigt. – 2003. – Vol. 360, iss. 1-2. – P. 116–125.
20. Kumar S. S., Bai V. S., Rajasekharan T. Aluminium matrix composites by pressureless infiltration: The metallurgical and physical properties // *Journal of Physics D: Applied Physics*. – 2008. – Vol. 41, no. 10.
21. Effect of controlled interfacial reaction on the microstructure and properties of the SiCp/Al composites prepared by pressureless infiltration / S. Ren, X. He, X. Qu, Y. Li // *Journal of Alloys and Compounds*. – 2008. – Vol. 455, iss. 1-2. – P. 424–431.
22. Zhao M., Wu G., Jiang L. Aging behavior and precipitation kinetics of SiCp/6061Al composites // *Journal of Materials Science*. – 2004. – Vol. 39, no. 5. – P. 1759–1763.
23. Kawai C. Effect of Interfacial Reaction on the Thermal Conductivity of Al-SiC Composites with SiC Dispersions // *Journal of the American Ceramic Society*. – 2001. – Vol. 84, no. 4. – P. 896–898.
24. Influence of dispersion/mixture time on mechanical properties of Al-CNTs nanocomposites / S. Simões, F. Viana, M. A. L. Reis, M. F. Vieira // *Composite Structures*. – 2015. – Vol. 126, no. 0. – P. 114–122.

25. Dynamic and post-dynamic recrystallization under hot, cold and severe plastic deformation conditions / T. Sakai, A. Belyakov, R. Kaibyshev, H. Miura, J. J. Jonas // Progress in Materials Science. – 2014. – Vol. 60, no. 0. – P. 130–207.

26. Current issues in recrystallization: A review / R. D. Doherty, D. A. Hughes, F. J. Humphreys, J. J. Jonas, Jensen D. Juul, M. E. Kassner, W. E. King, T. R. McNelley, H. J. McQueen, A. D. Rollett // Materials Science and Engineering A. – 1997. – Vol. 238, no. 2. – P. 219–274.

ДИАГРАММА ПРЕДЕЛЬНОЙ ПЛАСТИЧНОСТИ ТЕХНИЧЕСКИ ЧИСТОГО АЛЮМИНИЯ

С. В. Смирнов, Д. И. Вичужанин*, А. В. Нестеренко

Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт машиноведения Уральского отделения Российской академии наук, ул. Комсомольская, 34, Екатеринбург, Российская Федерация

*Ответственный автор. Электронная почта: mmm@imach.uran.ru; адрес для переписки: 620049, ул. Комсомольская, 34, Екатеринбург, Российская Федерация. Телефон +7 (343) 375–35–96; факс: +7 (343) 374–53–30

Проведены исследования влияния напряженного состояния на предельную пластичность технически чистого алюминия при повышенной температуре. Величина предельной пластичности количественно может быть охарактеризована накопленной степенью деформации к моменту разрушения. В качестве характеристик напряженного состояния использовались безразмерные инвариантные параметры: показатель напряженного состояния k и показатель вида напряженного состояния Лоде – Надаи μ_σ . Совокупность показателей k и μ_σ однозначно характеризует напряженное состояние при пластической деформации, кроме того, являясь безразмерными, они позволяют сопоставлять напряженное состояние материалов с различным уровнем прочностных свойств. Для исследования предельной пластичности выполнены испытания на растяжение гладких цилиндрических образцов и образцов с кольцевой выточкой, испытания на растяжение и сжатие образцов типа «колокольчик», испытания по выдавливанию доньшка толстостенного стаканчика. Напряженно – деформированное состояние в процессе испытаний образцов оценивали по результатам моделирования испытаний методом конечных элементов. По результатам испытаний получена диаграмма предельной пластичности, которая может быть использована в моделях механики поврежденности для прогнозирования разрушения исследованного материала в процессах пластического формоизменения.

Ключевые слова: предельная пластичность, диаграмма предельной пластичности, влияние напряженного состояния, алюминиевый сплав.

Цель работы: построение диаграммы предельной пластичности технически чистого алюминия

1. Введение

Линейная модель поврежденности

$$\omega = \frac{\Lambda}{\Lambda_p}$$

$\Lambda_p(k, \mu_\sigma)$ – пластичность (степень деформации сдвига, накопленная к моменту разрушения).

Параметры напряженно – деформированного состояния

$$k = \frac{\sigma}{T}; \mu_\sigma = 2 \frac{\sigma_{22} - \sigma_{33}}{\sigma_{11} - \sigma_{33}} - 1; \Lambda = \sum_{n=1}^N \sqrt{2\Delta\varepsilon_{ij}\Delta\varepsilon_{ij}};$$

$\sigma = \sigma_{ii} / 3$ – среднее нормальное напряжение;

$T = \frac{1}{\sqrt{6}} \sqrt{(\sigma_{11} - \sigma_{22})^2 + (\sigma_{22} - \sigma_{33})^2 + (\sigma_{33} - \sigma_{11})^2}$ – интенсивность касательных напряжений;

$\Delta\varepsilon_{ij}$ – приращение компонент тензора деформации на n – ом шаге расчета;

$\sigma_{11}, \sigma_{22}, \sigma_{33}$ – главные напряжения.

2. Испытания образцов

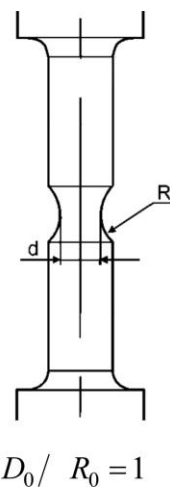
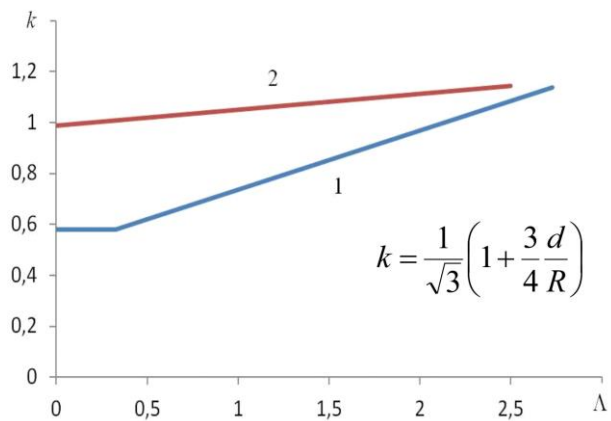


Рис. 1. Испытания на растяжение цилиндрических образцов. $\mu_\sigma = -1$ на протяжении всего процесса испытания

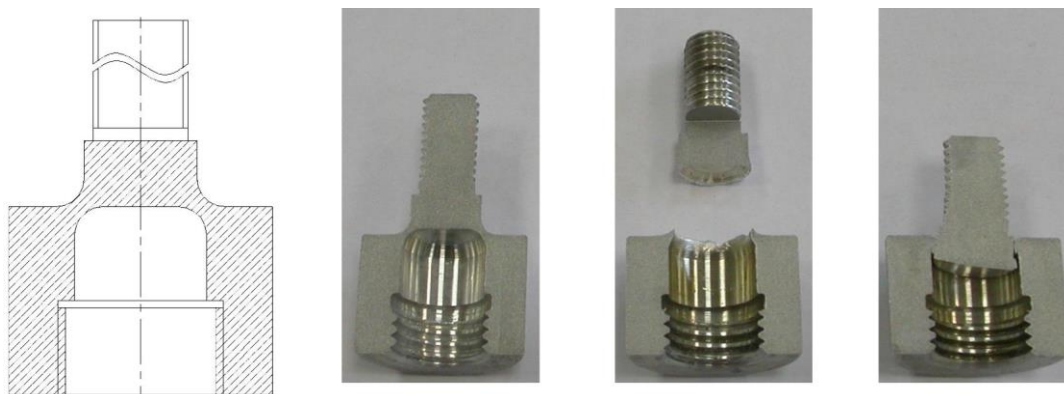


Рис. 2. Испытания на растяжение и сжатие образцов типа «колокольчик»

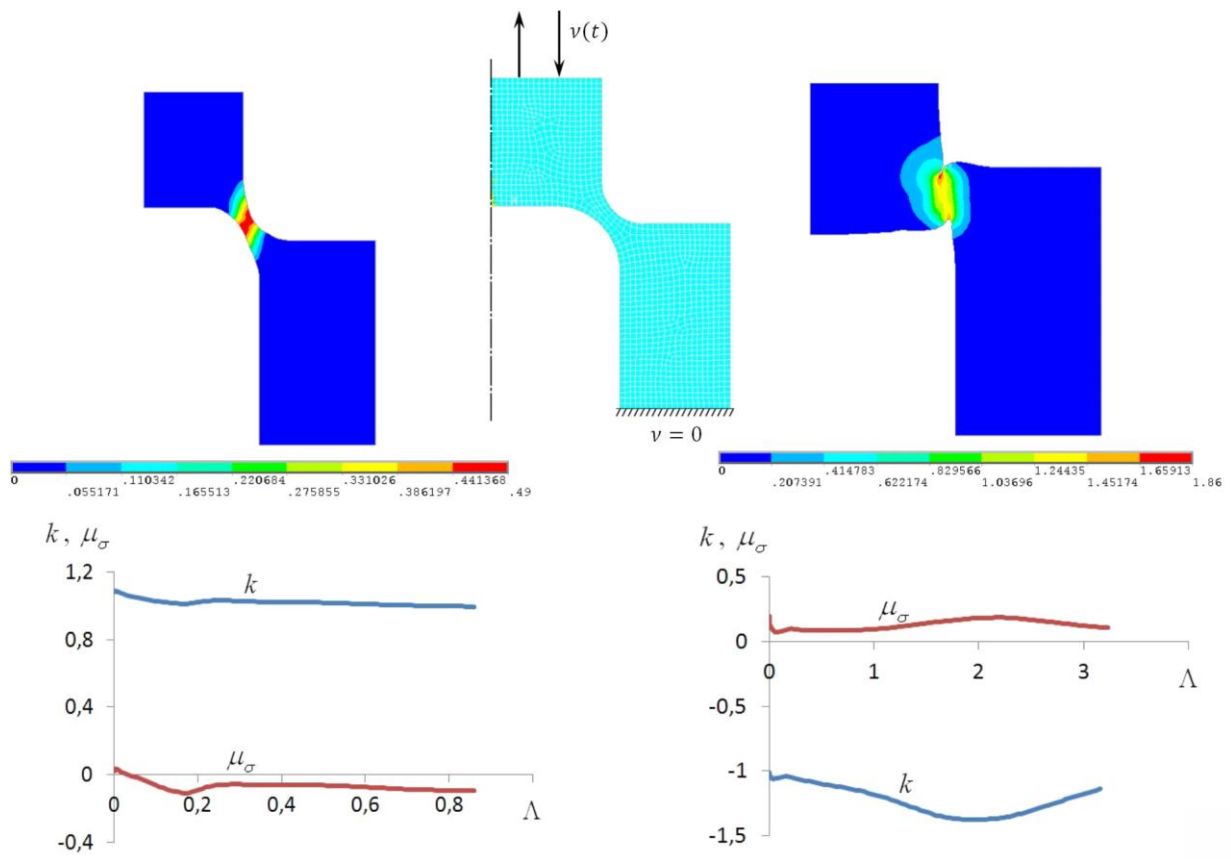


Рис. 3. Конечно-элементная модель испытания образца «Колокольчик»

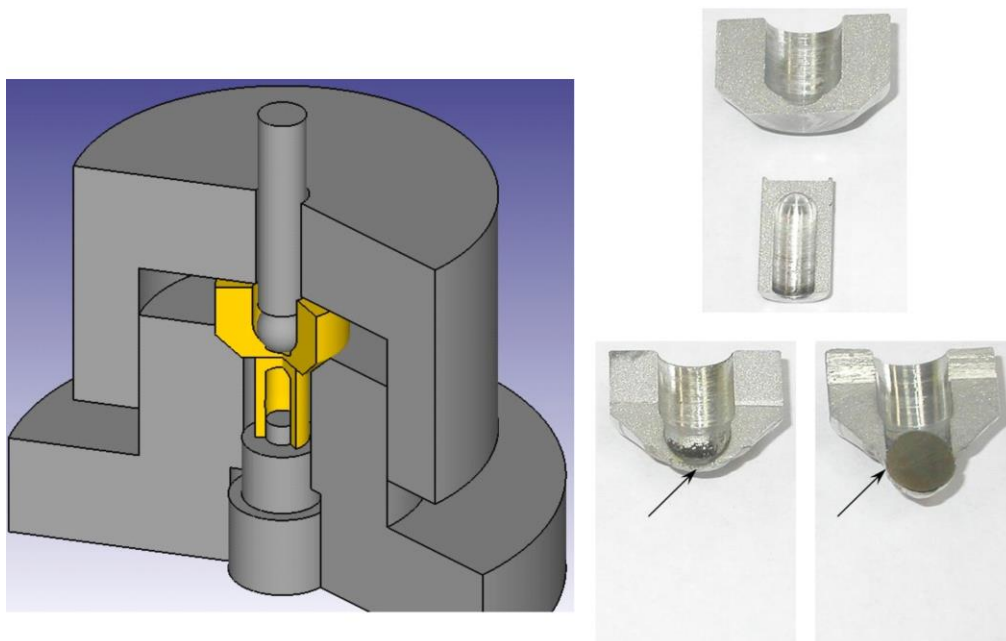


Рис. 4. Испытания на выдавливание доньшка толстостенного стаканчика

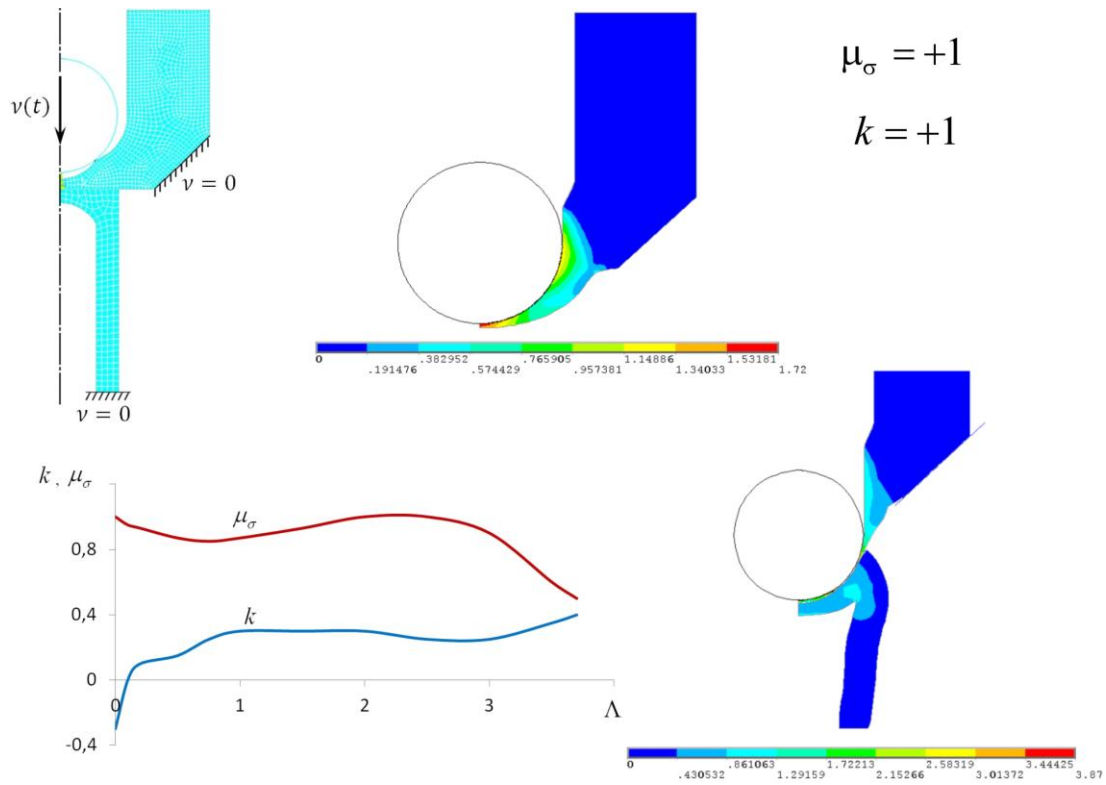


Рис. 5. Конечно-элементная модель испытания на выдавливание доньшка толстостенного стаканчика

Общий вид зависимости: $\Lambda_p(k, \mu_\sigma)$

$$\Lambda_p = a_0(k) + a_1(k) \cdot \mu_\sigma + a_2(k) \cdot \mu_\sigma^2$$

$a_0(k), a_1(k), a_2(k)$ – неизвестные функции коэффициента напряженного состояния

При фиксированных значениях μ_σ :

$$\Lambda_p = \alpha_i \cdot \exp(\beta_i \cdot k)$$

$$\alpha_{(-1)} \cdot \exp(\beta_{(-1)} \cdot k) = a_0(k) - a_1(k) + a_2(k)$$

$$\alpha_{(0)} \cdot \exp(\beta_{(0)} \cdot k) = a_0(k)$$

$$\alpha_{(+1)} \cdot \exp(\beta_{(+1)} \cdot k) = a_0(k) + a_1(k) + a_2(k)$$

$$\Lambda_p = \alpha_{(0)} \cdot \exp(\beta_{(0)} \cdot k) + \left(\alpha_{(+1)} \cdot \frac{\exp(\beta_{(+1)} \cdot k)}{2} - \alpha_{(-1)} \cdot \frac{\exp(\beta_{(-1)} \cdot k)}{2} \right) \cdot \mu_\sigma +$$

$$+ \left(\alpha_{(+1)} \cdot \frac{\exp(\beta_{(+1)} \cdot k)}{2} + \alpha_{(-1)} \cdot \frac{\exp(\beta_{(-1)} \cdot k)}{2} - \alpha_{(0)} \cdot \exp(\beta_{(0)} \cdot k) \right) \cdot \mu_\sigma^2$$

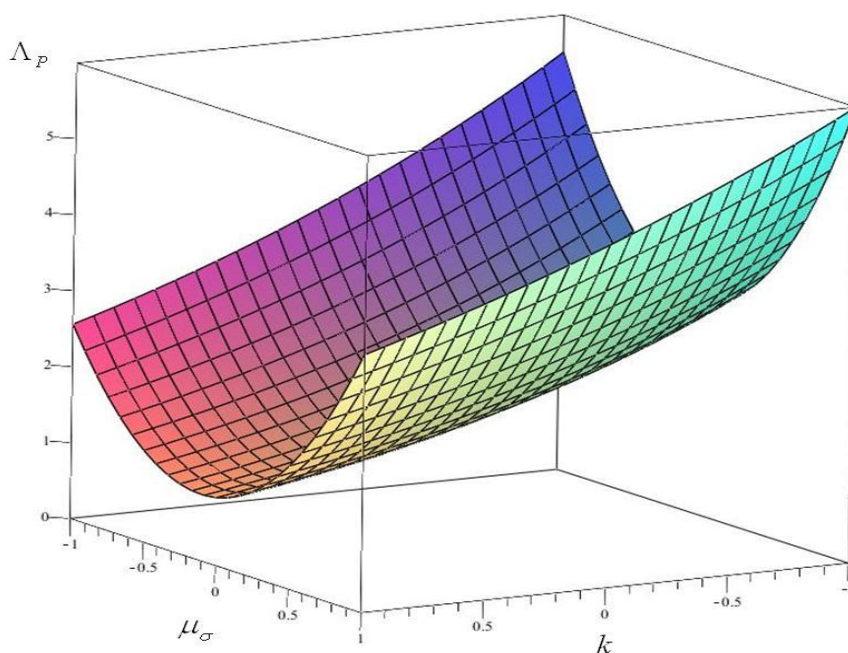


Рис. 6. Диаграмма пластичности технически чистого алюминия

3. Заключение

На основании результатов испытаний на растяжение цилиндрических образцов, сжатие и растяжение образцов типа «колокольчик», испытаний на выдавливание доньшка толстостенного стаканчика получена диаграмма предельной пластичности технически чистого алюминия при температуре 300 °С в зависимости от показателя напряженного состояния и показателя Лоде – Надаи. Диаграмма предельной пластичности может быть использована в моделях механики поврежденности для прогнозирования разрушения исследованного материала в процессах пластического формоизменения.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФ (грант № 14–19–01358). Испытания проведены на оборудовании Центра коллективного пользования «Пластометрия» ИМАШ УрО РАН.

О ПЕРЕСЧЕТЕ ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЙ ДИАГРАММЫ КРУЧЕНИЯ КРУГЛОГО ОБРАЗЦА НА ДИАГРАММУ МАТЕРИАЛА В КООРДИНАТЫ «КАСАТЕЛЬНОЕ НАПРЯЖЕНИЕ – СДВИГ»

В. В. Стружанов*, Д. И. Вичужанин

Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт машиноведения Уральского отделения Российской академии наук, ул. Комсомольская, 34, Екатеринбург, Российская Федерация

*Ответственный автор. Электронная почта: stru@imach.uran.ru; адрес для переписки: 620049, ул. Комсомольская, 34, Екатеринбург, Российская Федерация. Телефон +7 (343) 375–35–94; факс: +7 (343) 374–53–30

Цель работы: разработка методики пересчета экспериментальной диаграммы кручения цилиндрического образца в координатах «Крутящий момент – Угол закручивания» в координаты «Касательное напряжение – Сдвиг».

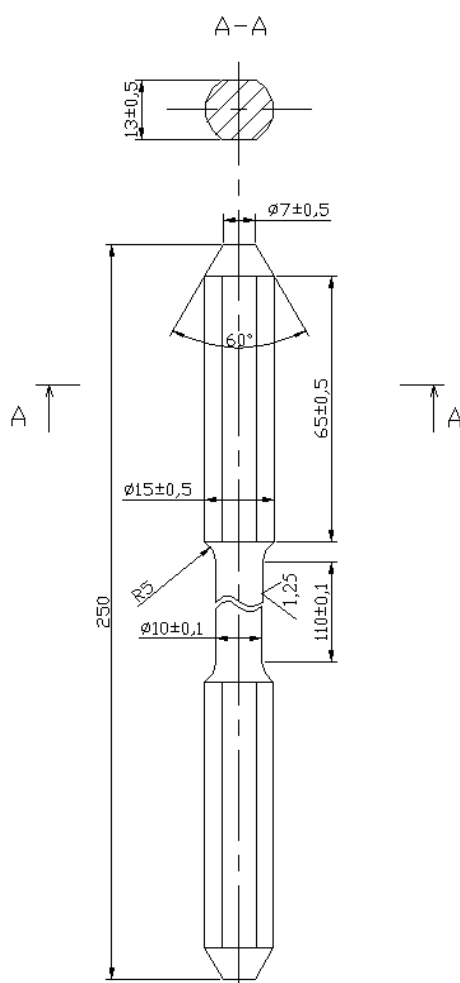


Рис. 1. Испытания на кручение проводили на машине 2014 МК-50. Испытывали образец диаметром 10 мм и рабочей длиной 110 мм

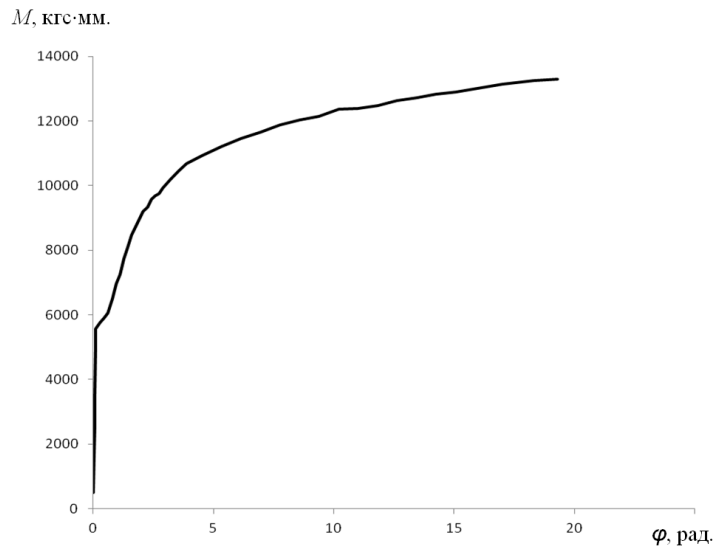


Рис. 2. Зависимость крутящего момента от угла закручивания образца

$$\tau_i = \tau_{i-1} + \alpha_{i-1} \cdot (\gamma_i - \gamma_{i-1}) \quad (1)$$

$$\alpha_0 = \frac{4 \cdot M_1 \cdot L}{2 \cdot \pi \cdot R^4 \cdot \varphi_1}$$

$$\alpha_{i-1} = \frac{6 \cdot (M_i \cdot \varphi_i^3 - M_{i-1} \cdot \varphi_{i-1}^3)}{\pi \cdot R^4 \cdot (3 \cdot \varphi_i^4 - 4 \cdot \varphi_{i-1} \cdot \varphi_i^3 + \varphi_{i-1}^4) - \frac{4 \cdot (\varphi_i^3 - \varphi_{i-1}^3) \cdot [\alpha_0 \cdot \varphi_1 + \alpha_1 \cdot (\varphi_2 - \varphi_1) + \dots + \alpha_{i-2} \cdot (\varphi_{i-1} - \varphi_{i-2})]}{3 \cdot \varphi_i^4 - 4 \cdot \varphi_{i-1} \cdot \varphi_i^4 + \varphi_{i-1}^4}};$$

$$\gamma_i = \frac{R \cdot \varphi_i}{L}$$

L – рабочая длина образца, мм;

R – радиус рабочей части образца, мм;

M_i – текущий крутящий момент, кгс·мм;

φ_i – текущий угол закручивания, рад.

$$\tau = b_0 + b_1 \cdot \gamma + b_2 \cdot \gamma^{b_3} \quad (2)$$

b_0, b_1, b_2, b_3 – коэффициенты аппроксимации.

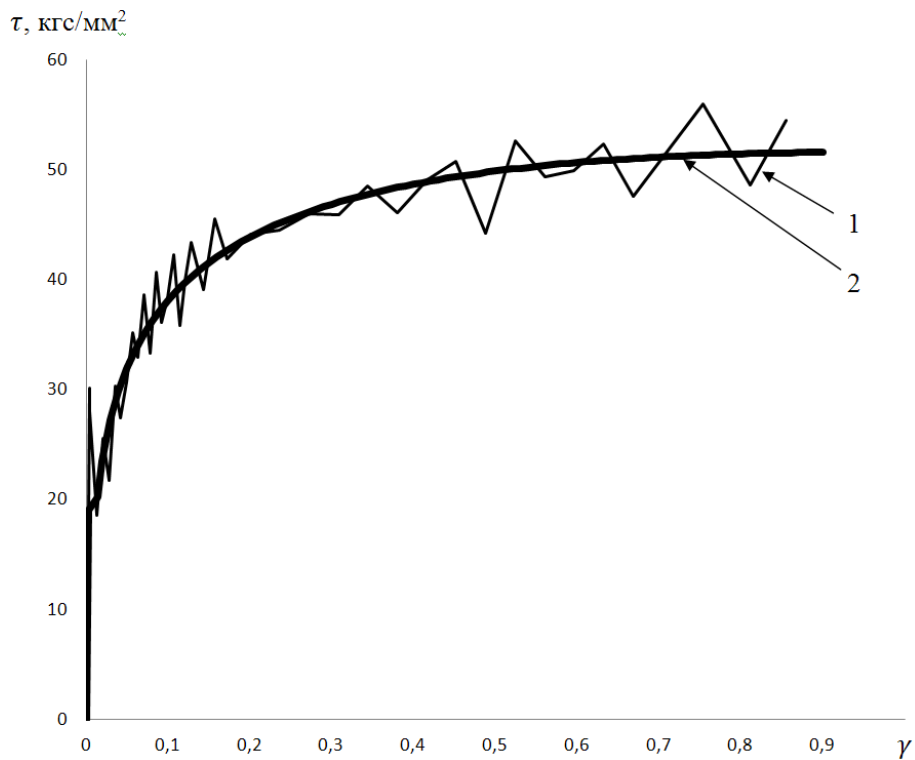


Рис. 3. Зависимость $\tau(\gamma)$: 1 – полученная по формуле (1); 2 – аппроксимационная кривая
 Для проверки выполненных расчетов воспользовались формулой:

$$M(\varphi) = \frac{2 \cdot \pi \cdot L^3}{\varphi^3} \int_0^\gamma \tau(\gamma) \cdot \gamma^2 d\gamma \quad (3)$$

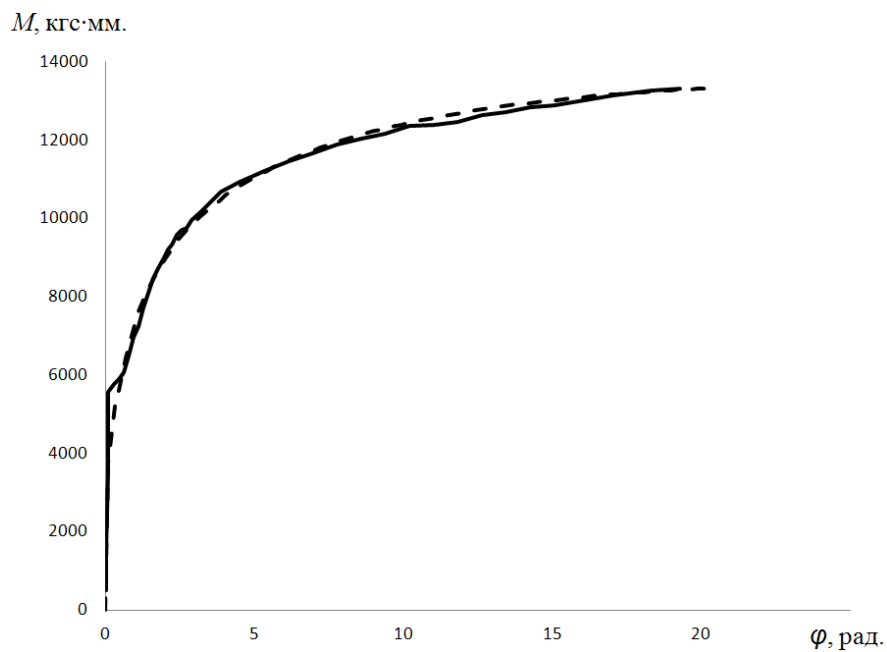


Рис. 4. Экспериментальная и расчетная зависимости $M(\varphi)$
 Испытание образца диаметром 10 мм и рабочей длиной 26 мм.

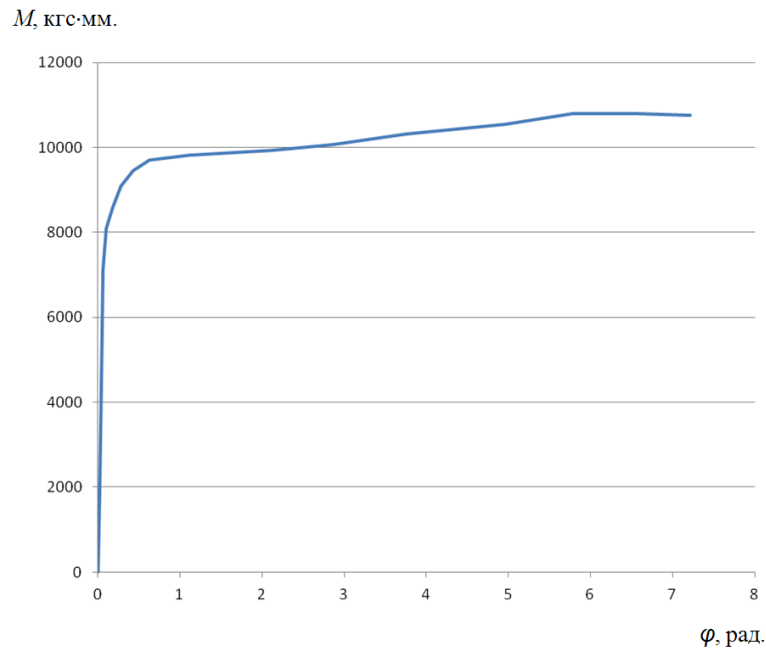


Рис. 5. Зависимость крутящего момента от угла закручивания образца

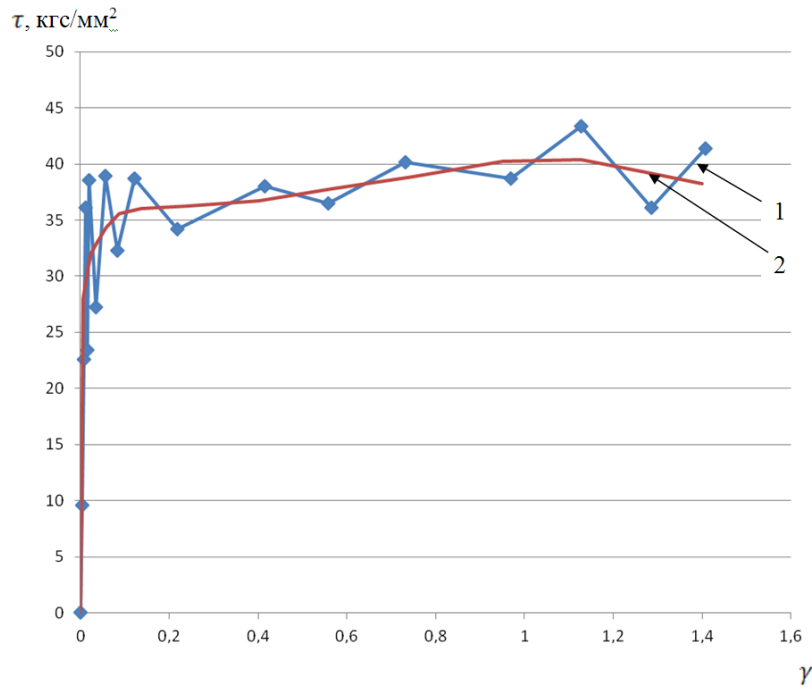


Рис. 6. Зависимость $\tau(\gamma)$: 1 – полученная по формуле (1); 2 – аппроксимационная кривая
Для проверки выполненных расчетов воспользовались формулой:

$$M(\varphi) = \frac{2 \cdot \pi \cdot L^3}{\varphi^3} \int_0^\gamma \tau(\gamma) \cdot \gamma^2 d\gamma$$

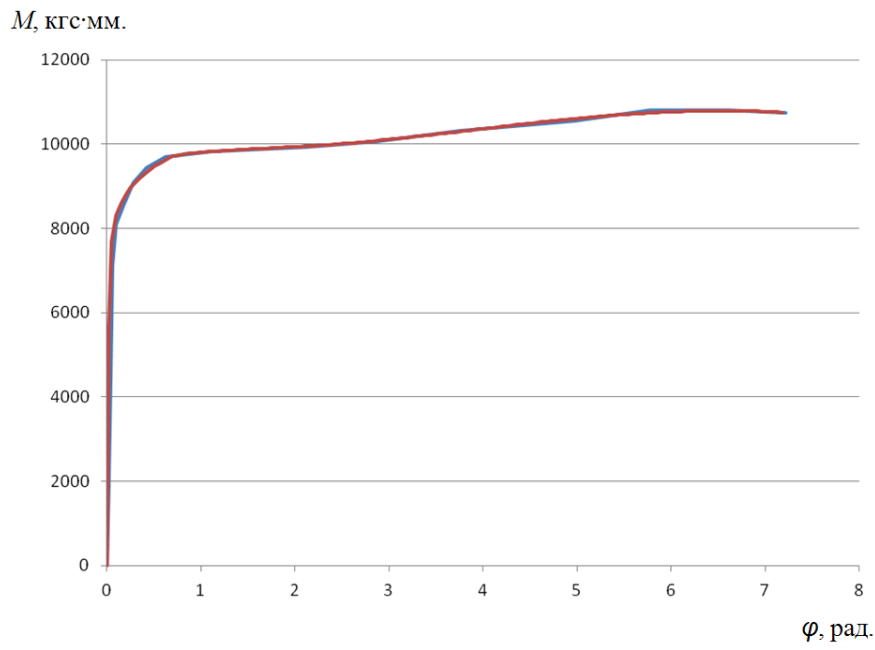


Рис. 7. Экспериментальная (синяя) и расчетная (красная) зависимости $M(\varphi)$

МОДЕЛИРОВАНИЕ ПЛАСТИЧЕСКОГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ ТИТАНОВОЙ ГУБКИ, ПОДВЕРГНУТОЙ ТЕРМОВОДОРОДНОЙ ОБРАБОТКЕ

И. М. Березин*, А. В. Нестеренко, А. Г. Залазинский

Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт машиноведения Уральского отделения Российской академии наук, ул. Комсомольская, 34, Екатеринбург, Российская Федерация

*Ответственный автор. Электронная почта: berezin.e-mail@yandex.ru; адрес для переписки: 620049, ул. Комсомольская, 34, Екатеринбург, Российская Федерация. Телефон +7 (343) 375–35–90; факс: +7 (343) 374–53–30

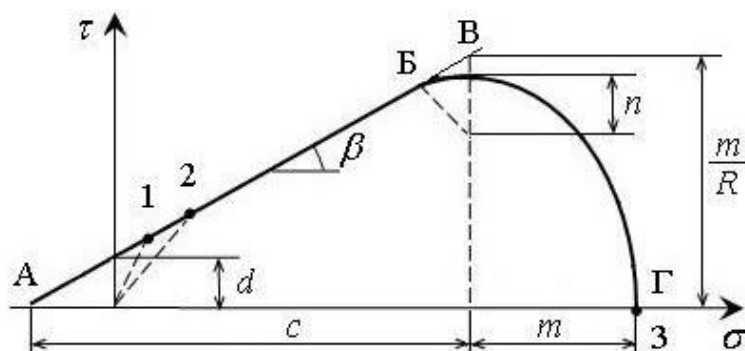
В работе рассматривается методика идентификации условия текучести для моделирования процессов уплотнения пластифицированного титаносодержащего сырья. Для описания реологического течения деформируемой массы использована модифицированная модель текучести Друкера – Прагера. Показано, что при идентификации принятой модели текучести с точностью приемлемой для инженерных расчетов целесообразно использовать вспомогательную кривую на основе лемнискаты Бернулли. Установлено, что наряду с уменьшением количества необходимых экспериментальных точек при построении кривой текучести, трудоемкие физические эксперименты можно заменить имитационным моделированием с применением основополагающих принципов механики структурно-неоднородных тел. На основе теоретических и экспериментальных исследований выявлено, что операция легирования водородом позволяет получить более плотную заготовку при неизменной температуре и усилии прессования по сравнению с традиционной технологией уплотнения титановой губки.

Ключевые слова: титановая губка, термоводородное легирование, пластифицирование титана, моделирование, пористый материал, метод конечных элементов, модифицированная модель текучести Друкера – Прагера.

Цель работы: разработка методики идентификации условия текучести для моделирования процессов пластического деформирования некомпактного титаносодержащего сырья, подвергнутого термоводородной обработке.

Задачи исследования:

1. Выполнить идентификацию применяемого условия текучести.
2. Осуществить моделирование процесса компактирования титановой губки в закрытой матрице.



Точки: 1 – радиальное сжатие; 2 – осевое сжатие; 3 – гидростатическое сжатие

Рис. 1. Геометрическая интерпретация модели текучести Друкера-Прагера

$$f_{AB} = \tau - d - \sigma \cdot \operatorname{tg}(\beta) = 0$$

$$f_{BG} = \sqrt{(\sigma - c)^2 + \left(\frac{R}{1 + \alpha - \alpha / \cos \beta} \cdot \tau \right)^2} - m = 0$$

$$c = \frac{p_s - Rd}{1 + R \tan \beta}, \quad m = R(d + c \tan \beta)$$

$$f_{BB} = \sqrt{(\sigma - c)^2 + \left[\tau - \left(1 - \frac{\alpha}{\cos \beta} \right) \cdot \frac{n}{\alpha} \right]^2} - n = 0$$

$$n = \alpha(d + c \cdot \operatorname{tg} \beta)$$

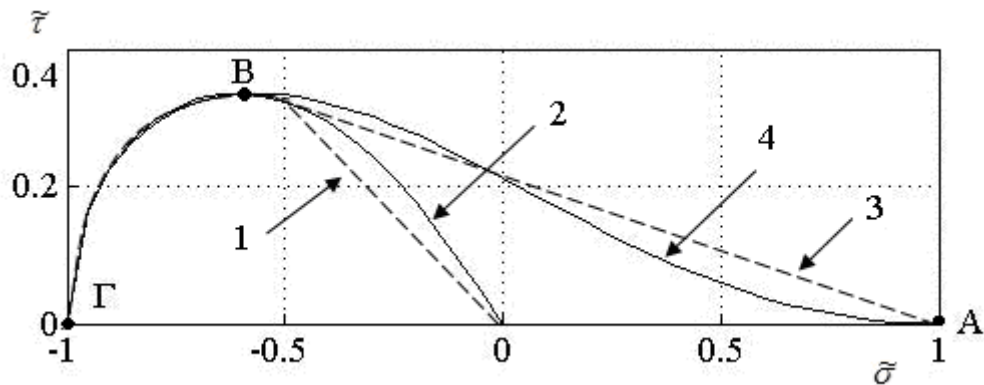


Рис. 2. Качественное сравнение геометрической интерпретации модифицированного условия текучести Друкера-Прагера (сплошные линии) и аппроксимирующей кривой в виде лемнискаты (штриховые линии) 1, 2 – порошок материал; 3, 4 – пористый материал

$$\tilde{\tau} = k \cdot \left[\sqrt{2(\tilde{\sigma} \cdot c - b)^{2a} + \frac{1}{4}} - (\tilde{\sigma} \cdot c - b)^{2a} - \frac{1}{2} \right]^{\frac{1}{2}}$$

где τ^* , σ^* – интенсивность касательных напряжений и средне нормальное напряжение, представленные в безразмерной форме ($\tau^* = \tau / p_s$, $\sigma^* = \sigma / p_s$); $p_s(\theta)$ – предел текучести на всестороннее равномерное сжатие; θ – пористость материала; a , b , c – коэффициенты принимающие значения: $a=1$, $b=0$, $c=1$ для порошковых материалов; $a=2$, $b=1/2$, $c=1/2$ для пористых материалов.

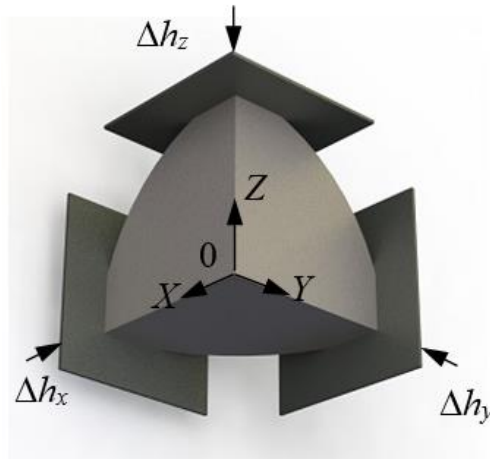


Рис. 3. Схема нагружения 1/8 ячейки представительного объема деформируемой среды

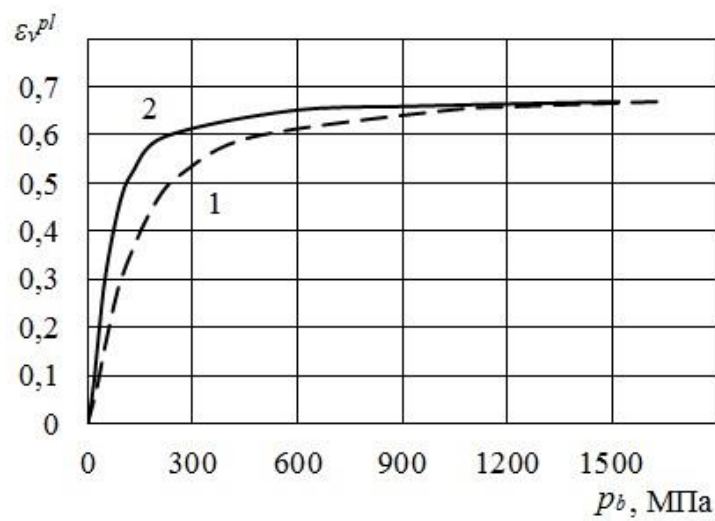


Рис. 4. Зависимость объемной пластической деформации ε_v^{pl} от всестороннего равномерного давления p_b при температуре 325°C и концентрации водорода 0 % мас. (кривая 1); 0,5 % мас. (кривая 2)

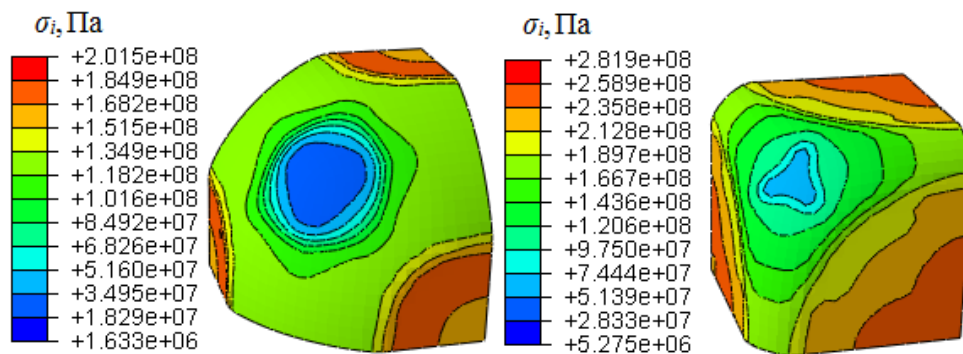


Рис. 5. Распределение интенсивности напряжений σ_i в 1/8 ячейки представительного объема

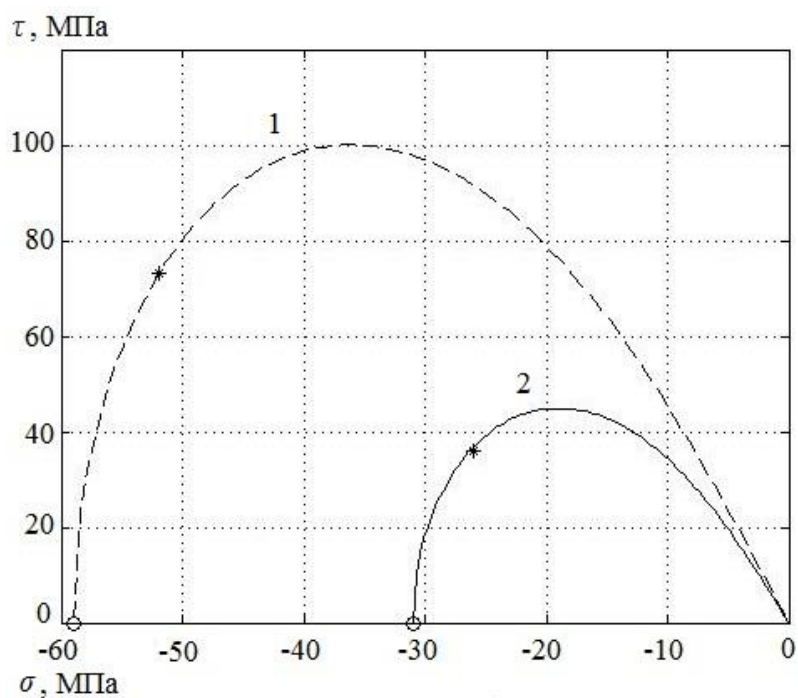


Рис. 6. Кривые в виде лемнискаты для титановой губки при температуре 325°С и концентрации водорода 0 % мас. (кривая 1); 0,5 % мас. (кривая 2) для относительной плотности материала $\rho_{отн} = 0,713$

Таблица 1 – Параметры DPC-модели

Титановая губка при концентрации водорода C_H , % мас.	β	R	$\varepsilon_v^{pl} _0$	α	K	$d \cdot 10^6$, Па
0	70	0,23	0	0,05	1	1
0,5	64,5	0,256	0	0,05	1	1

Уравнение лемнискаты для титановой губки при концентрации водорода 0 % мас. (кривая 1):

$$\tau = 283 \cdot \left[\sqrt{2 \cdot \sigma^2 + \frac{1}{4}} - \sigma^2 - \frac{1}{2} \right]^{\frac{1}{2}}$$

для титановой губки при концентрации водорода 0,5 % мас. (кривая 2):

$$\tau = 127 \cdot \left[\sqrt{2 \cdot \sigma^2 + \frac{1}{4}} - \sigma^2 - \frac{1}{2} \right]^{\frac{1}{2}}$$

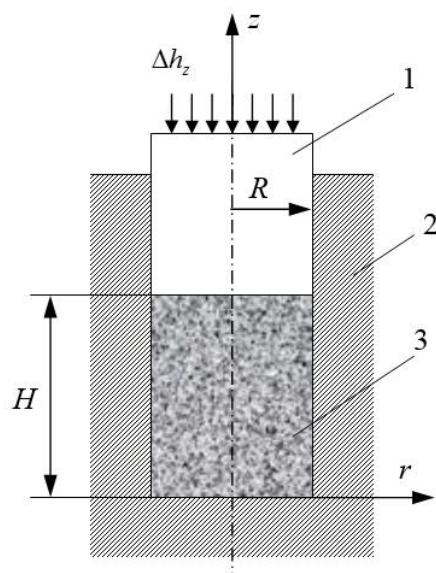


Рис. 7. Схема процесса прессования: 1 – пуансон; 2 – пресс-форма; 3 – титановая губка

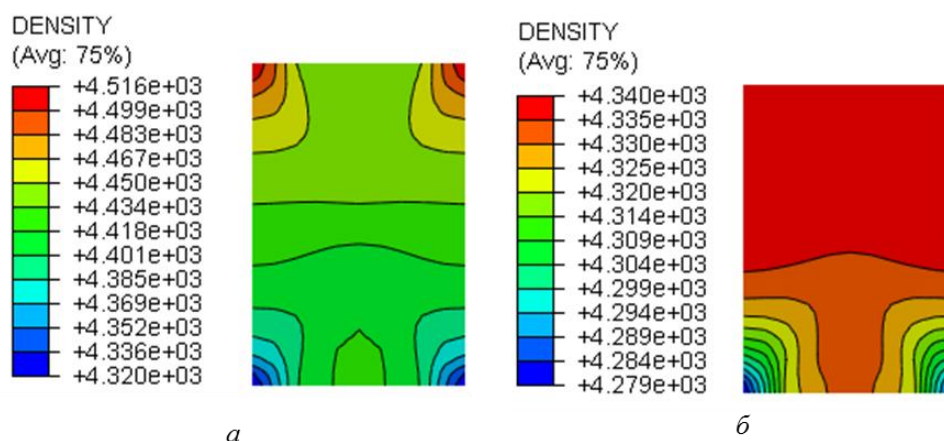


Рис. 8. Распределение плотности ρ по осевому сечению спрессованной заготовки при температуре 325°C и содержании водорода 0 % мас. (а); 0,5 % мас. (б)

Таблица 2 – Экспериментальные и расчетные значения относительной плотности

Концентрация водорода C_H , % мас.	$\rho_{\text{отн}}$ эксперимент	$\rho_{\text{отн}}$ моделирование
0	0,965	0,973
0,5	0,978	0,993

Заключение

Предложенная методика идентификации модифицированной модели текучести Друкера – Прагера позволила заменить трудоемкую процедуру проведения физических экспериментов путем использования аппроксимирующей кривой в виде лемнискаты и имитационного моделирования пластического деформирования ячейки представительного объема. Результаты компьютерного моделирования процесса компактирования титановой

губки показывают, что при неизменной температуре и усилии прессования разница между максимальными значениями плотности по высоте прессовки для титановой губки с содержанием водорода СН 0 % мас. составляет 4,3 %, для титановой губки с содержанием водорода 0,5 % мас. – 1,4 %. При этом, в случае наводороженной титановой губки область с плотностью близкой к теоретической ($\rho_{\text{теор}} = 4340 \text{ кг/м}^3$) занимает не менее 50 % от общей площади сечения брикета. Сопоставление экспериментальных и расчетных средних значений относительной плотности брикетов из титановой губки позволяют сделать вывод об удовлетворительной сходимости результатов исследования.

Литература

1. Производство титановых сплавов и деталей экономичным методом порошковой металлургии для широкомасштабного промышленного применения / О. М. Ивасишин, Д. Г. Саввакин, К. А. Бондарева, В. С. Моксон, В.А. Дузь // Наука та інновації. – 2005. – Т. 1, № 2. – С. 44–57.
2. Особенности компактирования гранул титанового сплава ВТ5-1кт, легированных водородом / В. В. Шевченко, И. Д. Низкин, А. В. Мальков, Е. В. Лукьянова // Известия высших учебных заведений. Цветная металлургия. – 2008. – № 3. – С. 39–45.
3. Скворцова С. В., Ильин А. А., Сенкевич К. С. Формирование структуры гранул из сплава ВТ6 при термоводородной обработке // Титан. – 2010. – № 4. – С. 18–22.
4. The effect of hydrogenation on the ECAP compaction of Ti-6Al-4V powder and the mechanical properties of compacts / R. Lapovok, D. Tomus, V. M. Skripnyuk, M. R. Barnett, M. A. Gibson // Materials Science and Engineering: A. – 2009. – Vol. 513–514. – P. 97–108.
5. Use of residual hydrogen to produce CP-Ti powder compacts for low temperature rolling / R. Lapovok, D. Tomus, M. R. Barnett, M. A. Gibson // International journal of materials research. – 2009. – Vol. 100, № 12. – P. 1727–1738.
6. Влияние температуры на компактируемость брикетов из титановой губки, легированной водородом / А. В. Нестеренко, В. И. Новожинов, А. Г. Залазинский, А. В. Скрипов // Известия высших учебных заведений. Цветная металлургия. – 2015. – № 2. – С. 52–57.
7. ABAQUS 6.10. Theory Manual. – Providence, RI, USA : Dassault Systemes Simulia Corp., 2010.
8. Chtourou H., Guillot M., Gakwaya A. Modeling of the metal powder compaction process using the cap model. Part I. Experimental material characterization and validation // International Journal of Solids Structures. – 2002. – Vol. 39, no. 4. – P. 1059–1075.
9. Zhang B. S., Jain M., Zhao C. H., Bruhis M., Lawcock R., Ly K. Experimental calibration of density-dependent modified Drucker-Prager Cap model using an instrumented cubic die for powder compact // Powder Technology. – 2010. – Vol. 204, no. 1. – P. 27–41.
10. Shang C., Sinka I. C., Pan J. Constitutive Model Calibration for Powder Compaction Using Instrumented Die Testing // Experimental Mechanics. – 2012. – Vol. 52, no. 7. – P. 903–916.
11. Garner S., Strong J., Zavaliangos A. The extrapolation of the Drucker-Prager/Cap material parameters to low and high relative densities // Powder Technology. – 2015. – Vol. 283. – P. 210–226.
12. Hernandez J. A., Oliver J., Cante J. C., Weyler R. Numerical modeling of crack formation in powder forming processes // International Journal of Solids and Structures. – 2011. – Vol. 48, no. 2. – P. 292–316.
13. Jonsen P., Haggblat H. A., Sommer K. Tensile strength and fracture energy of pressed metal powder by diametral compression test // Powder Technology. – 2007. – Vol. 176, no. 2–3. – P. 148–155.
14. Procopio A. P., Zavaliangos A., Cunningham J. C. Analysis of the diametral compression test and the applicability to plastically deforming materials // Journal of Materials Science. – 2003. – Vol. 38, no. 17. – P. 3629–3639.

15. Han L. H., Elliot J. A., Bentham A. C., Mills A., Amidon G. E., Hancock B. C. A modified Drucker-Prager Cap model for die compaction simulation of pharmaceutical powders // *International Journal of Solids and Structures*. – 2008. – Vol. 45, no.10. – P. 3088–3106.
16. Рыбин Ю. И., Рудской А. И., Золотов А. М. Математическое моделирование и проектирование технологических процессов обработки металлов давлением. – СПб : Наука, 2004.
17. Залазинский, А. Г. Пластическое деформирование структурно-неоднородных материалов. – Екатеринбург : УрО РАН, 2000.
18. Полухин П. И., Гун Г. Я., Галкин А. М. Сопротивление пластической деформации металлов и сплавов. – М. : Metallurgy, 1983.
19. Влияние водорода на пластичность и сопротивление деформации технического титана ВТ1-0 при температурах до 750 °С / Ю. А. Аксенов, И. О. Башкин, В. Л. Колмогоров, Е. Г. Понятовский, Г. Г. Талуц, В. К. Катая, И. В. Левин, Ю. И. Потапенко, А. Н. Трубин // *Физика металлов и металловедение*. – 1989. – Т. 67, № 5. – С. 993–999.

АНАЛИТИЧЕСКИЕ И ЧИСЛЕННЫЕ МЕТОДЫ МОДЕЛИРОВАНИЯ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ С ПРОСТРАНСТВЕННОЙ СХЕМОЙ АРМИРОВАНИЯ, ПРИМЕНЯЕМЫХ В ПРОИЗВОДСТВЕ ИМПЛАНТАТОВ

В. А. Шибает*, Е. А. Митюшов, С. А. Берестова

Федеральное государственное автономное образовательное учреждение высшего профессионального образования «Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина», ул. Мира, 19, Екатеринбург, Российская Федерация

*Ответственный автор. Электронная почта: slavikshib@gmail.com; адрес для переписки: 620002, ул. Мира, 19, Екатеринбург, Российская Федерация. Телефон: +7 (343) 397–77–83

В данной исследовательской работе проведено сравнение точности методов геометрического моделирования композиционных материалов с пространственной схемой армирования. Армирование исследуемого материала состоит из волокон, распределенным по шести дискретным направлениям. В качестве параметра для сравнения выбрана пористость армирования.

В работе геометрическое моделирование структуры проводится с помощью компьютерных программ (на примере программного комплекса Solidworks). Представлены результаты аналитических расчетов пористости материалов с использованием модели из периодически повторяющихся элементарных ячеек с армированием в виде октаэдра, а также полученные методом разделения волокон на элементарные объемы, допускающие прямое интегрирование.

Ключевые слова: математическое моделирование, пространственно- армированные композиционные материалы, имплантаты, геометрическое моделирование структуры, пористость, высокопористые ячеистые материалы.

Цель работы. Целью работы является сравнение точности трех методов геометрического моделирования структуры композиционных материалов.

Задачи. Для достижения поставленной цели в работе решались следующие задачи:

1. Моделирование элементарной ячейки армирования с помощью программного комплекса SolidWorks. Вычисление пористости материала с помощью встроенных функций.
2. Аналитическое моделирование геометрической структуры периодически повторяющимися элементарными ячейками с армированием в виде октаэдра. Вычисление пористости материала с определением объемов ячейки-параллелепипеда и волокон без учета их пересечения.
3. Аналитическое моделирование разделением волокон на элементарные объемы, допускающие прямое интегрирование. Вычисление пористости материала по определению.
4. Разработка компьютерной программы, позволяющей автоматизировать процесс расчета пористости армирования для аналитических способов моделирования.
5. Сравнение полученных результатов.

1. Введение

Одним из факторов, влияющим на эффективные свойства композиционного материала с пространственной схемой армирования является коэффициент заполнения волокнами матрицы. Для материалов, применяемых в производстве имплантатов, важной характеристикой является пористость, тесно связанная с коэффициентом заполнения.

Существует множество методов экспериментального определения пористости, например, адсорбционные методы или ртутно-порометрические методы. Разработаны и численные способы определения пористости с помощью ЭВМ. Но, остается открытым вопрос об аналитическом определении пористости и нахождении её зависимости от геометрических параметров.

На точность вычисления эффективных свойств материала влияет выбор метода моделирования его структуры. На данный момент широкое распространение получили методы численного моделирования с помощью прикладных программ. Однако, как и все численные методы он дает лишь приближенный результат. В работе дана оценка соответствия результатов численного моделирования характеристикам реальной структуры материала на примере пористости волокнистого композита.

2. Описание материала и метода исследования

В качестве структурной модели была выбрана пространственная схема армирования, состоящая из цилиндрических волокон. Данная структура состоит из шести дискретных направлений армирования, которые в конечном итоге образуют элементарные ячейки, представляющие собой октаэдры. Такие ячейки позволяют получить армирование с высоким значением открытой сообщающейся пористости, достигающей 95 %.

Для возможности изготовления такого армирования на 3D-принтере, с помощью программного комплекса Solidworks была изготовлена 3D-модель материала. Элементарная ячейка, используемая в компьютерном моделировании, представлена на рисунке 2. Данная модель допускает изменение геометрических параметров ячейки и диаметра волокон в широком диапазоне значений. С помощью встроенных программных функций были получены значения пористости для различных геометрических параметров ячейки и различных значений диаметра волокон.

Однако, информации о пористости армирования не достаточно для расчета физико-механических характеристик материала, так как параметры армирования, используемые при расчете физико-механических характеристик материала, зависят не только от геометрических параметров ячейки, но и от объемной доли каждого направления армирования. Поэтому, для расчета параметров армирования и пористости материала были разработаны две аналитические модели.

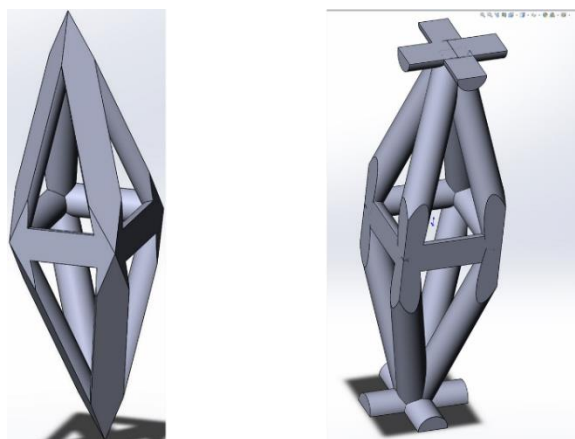


Рис. 1. Элементарная ячейка для аналитического расчета объема

Одна из моделей при расчете объема волокон не учитывает их пересечений. Вторая модель разделяет ячейку на отдельные части, исходя из ее симметрии. Ячейка состоит из 16 таких частей. Посчитав объем одной части и умножив результат на 16, можно получить объем волокон в ячейке. Форма ячейки, используемая в аналитических расчетах, приведена на рисунке 1. Для удобства расчета пористости ячейка дополняется до параллелепипеда, что представлено на рисунке 1. В результате чего получена точная формула вычисления

пористости и параметров армирования. Для автоматизации расчетов была написана компьютерная программа.

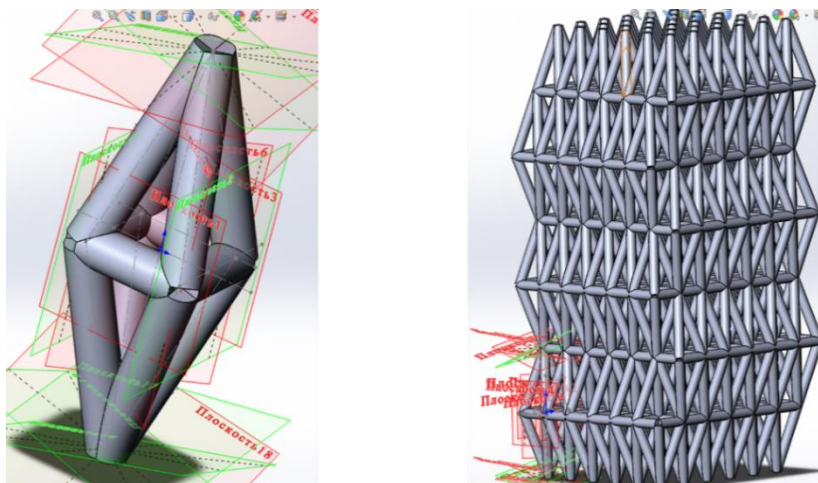


Рис. 2. Модель армирования, созданная в SolidWorks

На рисунке 3 показано влияние изменения высоты ячейки на пористость материала. Как видно из графика, при увеличении высоты ячейки пористость стремится к определенному пределу. График, представленный на рисунке, приведен для ячейки, ширина которой 1 мм, а радиус волокон – 0,15 мм. В данном случае предел составляет 65%.

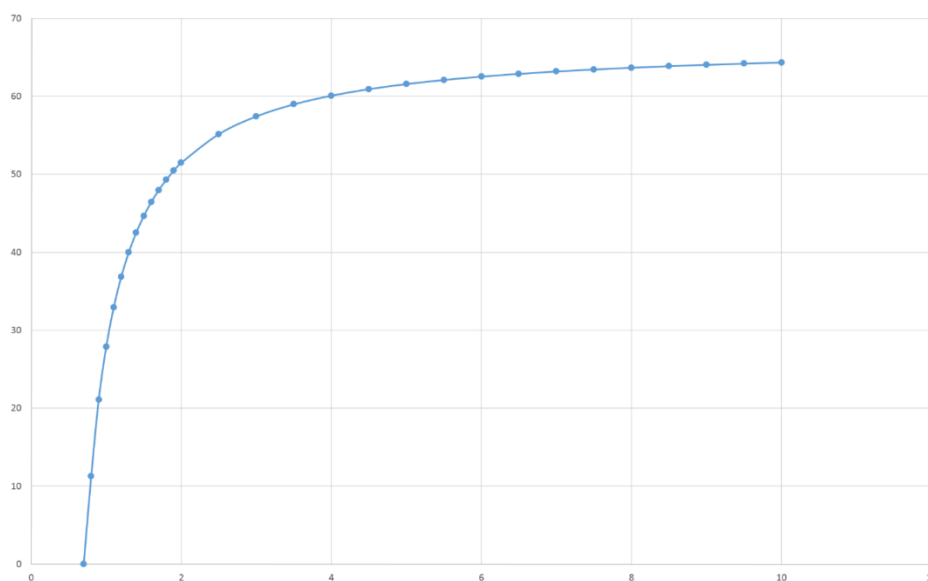


Рис. 3. Влияние изменения высоты элементарной ячейки на пористость (на основе аналитического вычисления объемов)

На рисунке 4 изображено влияние изменения ширины ячейки на пористость материала. Как видно из графика, при увеличении ширины ячейки при постоянных ширине ячейки и радиусе волокон пористость увеличивается, стремясь к 100%.

На рисунке 5 приведен график, отображающий влияние радиуса волокон на пористость материала. График показывает, что при увеличении радиуса волокон пористость понижается до 0%.

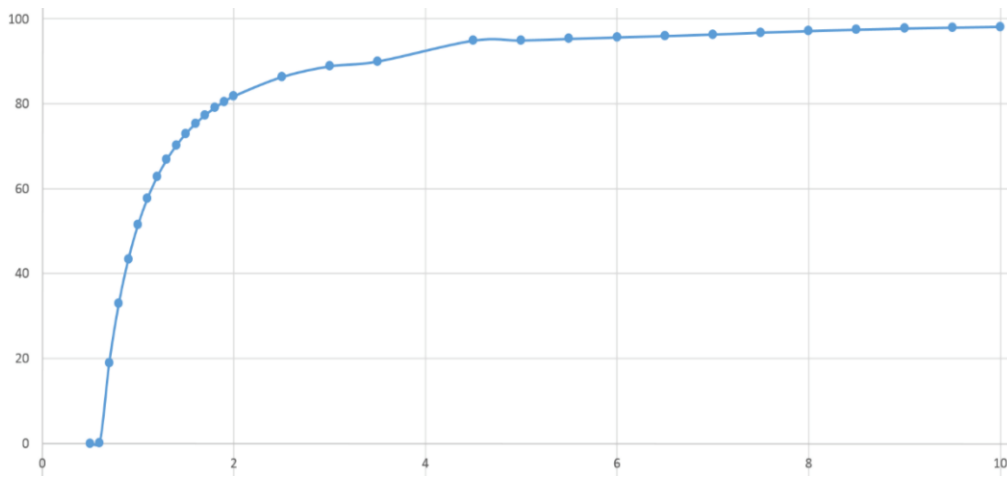


Рис.4. Влияние изменения ширины элементарной ячейки на пористость (на основе аналитического вычисления объемов)

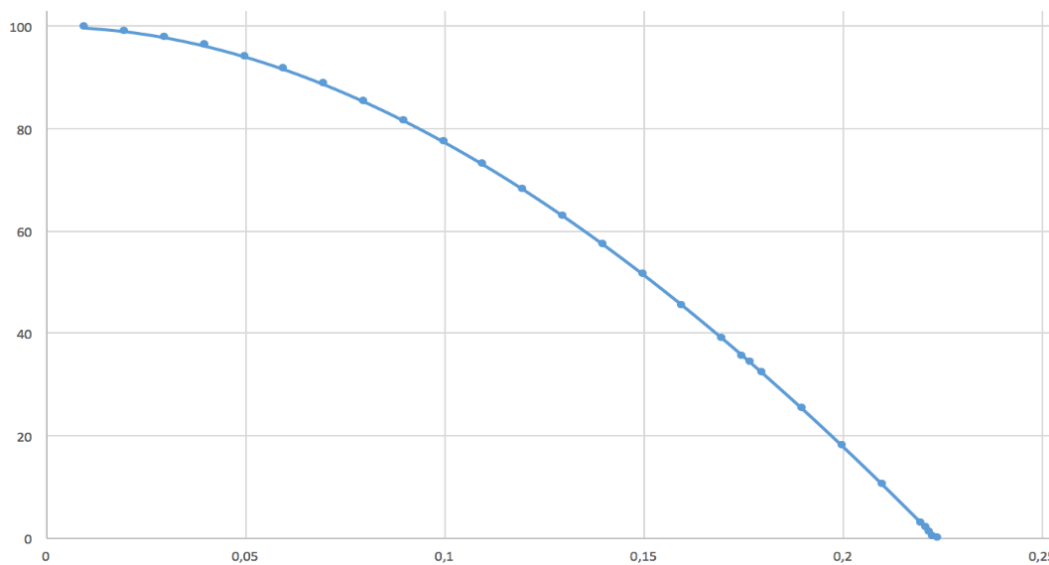


Рис. 5. Влияние изменения радиуса волокон на пористость (на основе аналитического вычисления объемов)

На рисунке 6 представлены результаты сравнения двух аналитических методов. Как видно из графика, при малой высоте ячейки погрешность пористости, полученной на основе модели, не учитывающей пересечения волокон, составляет 100 %.

Погрешность численной модели, спроектированной в программном комплексе Solidworks составляет не более 2 %.

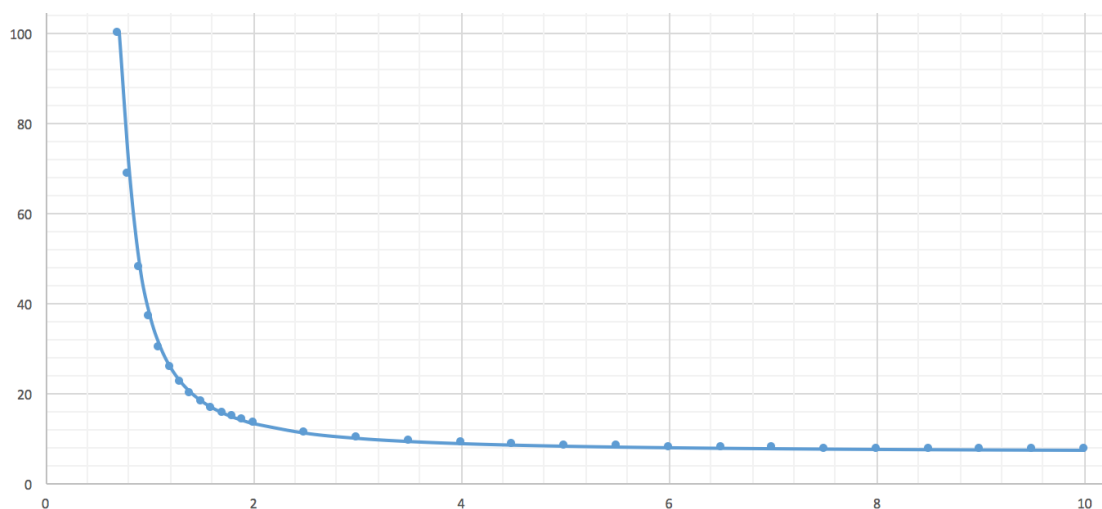


Рис. 6. Погрешность пористости двух аналитических методов расчета при изменении высоты ячейки

Заключение

В ходе работы были получены аналитические уравнения для вычисления пористости композиционного материала с армированием, состоящим из октаэдрических ячеек. Представленный метод позволяет менять параметры ячейки, а также диаметр армирующих волокон.

Результаты проведенного исследования показали, что, в целом, компьютерные методы моделирования дают приемлемую погрешность результата. Однако, информации, полученной с использованием этих методов в прогнозировании физико-механических свойств материалов не достаточно. Необходимо учитывать анизотропию свойств материалов, нацеленных на применение в тех областях, где важна высокая точность расчетов (например, имплантология). Для этого необходима дополнительная информация о геометрии структуры материала в виде интегрированных параметров.

Литература

1. Димитриенко Ю. И., Соколов А. П. Метод конечных элементов для решения локальных задач механики композиционных материалов: учеб. пособие. – М. : Изд-во МГТУ им. Баумана, 2010. – С. 66.
2. Димитриенко Ю. И., Соколов А. П. Об упругих свойствах композиционных материалов. Математическое моделирование. – 2009. – Т. 21, № 4. – С. 96–110.
3. Митюшов Е. А. Теория армирования. Механика композиционных материалов и конструкций. – 2000. – Т. 6, № 2. – С. 151–161.
4. Плаченев Т. Г., Колосенцев С. Д. Порометрия. – Л. : Химия, 1988. – С. 176.
5. Князькин С. В. Разработка технологии создания текстильных армирующих компонентов композитных материалов, применяемых в атомной промышленности : дис. ... канд. техн. наук. – Дмитровград, 2015.
6. Дедков Д. В. Математическая модель механического поведения тканых композитов с локальными технологическими дефектами : дис. ... канд. техн. наук. – Пермь, 2015.
7. Guang-Wu Du, Frank K. Ko. Unit Cell Geometry of 3-D Braided Structures // Journal of Reinforced Plastics and Composites. – 1993. – Vol. 12 – P. 752–768.
8. Scott J. Hollister. Porous scaffold design for tissue engineering // Nature materials. – 2005. – Vol. 4 – P. 518–524.

ГРАНИЦЫ АНИЗОТРОПИИ УПРУГИХ СВОЙСТВ ТЕКСТУРИРОВАННЫХ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ

Н. Е. Мисюра, Е. А. Митюшов, С. А. Берестова*

Федеральное государственное автономное образовательное учреждение высшего профессионального образования «Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина», ул. Мира, 19, Екатеринбург, Российская Федерация

*Ответственный автор. Электронная почта: s.a.berestova@urfu.ru; адрес для переписки: 620002, ул. Мира, 19, Екатеринбург, Российская Федерация. Телефон: +7 (343) 375-47-55

Предлагается метод получения границ анизотропии упругих свойств текстурированных металлов и сплавов с ОЦК- и ГЦК-структурой. Показано, что анизотропия текстурированного ортотропного поликристалла определяется пятью константами, которые являются собственными значениями линейного оператора упругости при инвариантной записи обобщенного закона Гука.

Ключевые слова: обобщенный закон Гука, собственные упругие состояния, модули Кельвина-Рыхлевского, текстурные параметры, анизотропия упругих свойств.

Цель работы: отыскание количественных характеристик для оценки анизотропии упругих свойств текстурированных металлов и сплавов.

Задачи:

1. Нахождение инвариантных упругих характеристик, определяющих анизотропию металлов и сплавов с однородным модулем всестороннего сжатия.
2. Установление связи найденных упругих характеристик с параметрами текстуры.
3. Построение области изменения текстурных параметров.
4. Оценка возможной анизотропии текстурированных металлов и сплавов с учетом возможного изменения текстурных параметров.

1. Собственные состояния и собственные значения оператора упругости

Установлено, что для текстурированных металлов и сплавов с ОЦК- и ГЦК-структурой в случае ортотропной симметрии существует шесть независимых собственных состояний: одно из которых является состояние всестороннего сжатия и характеризуется объемным модулем, а пять - отражает независимые возможные формоизменения материала и характеризуются параметрами, отвечающими за его анизотропию.

Собственные значения оператора упругости определяются соотношениями:

$$\lambda_1^* = 3K$$

$$\lambda_{2,3}^* = \lambda_2^{1-(\beta_{\Delta_1-\Delta_2+\Delta_3-2p_{2,3}}(\Delta_2-\Delta_3))} \lambda_4^{(\beta_{\Delta_1-\Delta_2+\Delta_3-2p_{2,3}}(\Delta_2-\Delta_3))}$$

$$\lambda_4^* = \lambda_2^{2(\Delta_2+\Delta_3-\Delta_1)} \lambda_4^{1-2(\Delta_2+\Delta_3-\Delta_1)}$$

$$\lambda_5^* = \lambda_2^{2(\Delta_3+\Delta_1-\Delta_2)} \lambda_4^{1-2(\Delta_3+\Delta_1-\Delta_2)}$$

$$\lambda_6^* = \lambda_2^{2(\Delta_1+\Delta_2-\Delta_3)} \lambda_4^{1-2(\Delta_1+\Delta_2-\Delta_3)}$$

$$\lambda_2 = c_{11} - c_{12}$$

$$\lambda_4 = 2c_{44}$$

$$p_{2,3} = k \pm \sqrt{1+k+k^2}$$

$$k = \frac{c_{13} - c_{23}}{c_{12} - c_{13}}$$

$$\Delta_i = \left(\alpha_{i1}^2 \alpha_{i2}^2 + \alpha_{i2}^2 \alpha_{i3}^2 + \alpha_{i3}^2 \alpha_{i1}^2 \right)$$

где λ_i и λ_i^* – собственные значения оператора упругости монокристалла и поликристалла, Δ_i – текстурные параметры, α_{ij} – направляющие косинусы, задающие положение кристаллографических осей относительно лабораторной системы координат, c_{ij} – компоненты тензора упругости в матричной записи.

2. Область изменения текстурных параметров

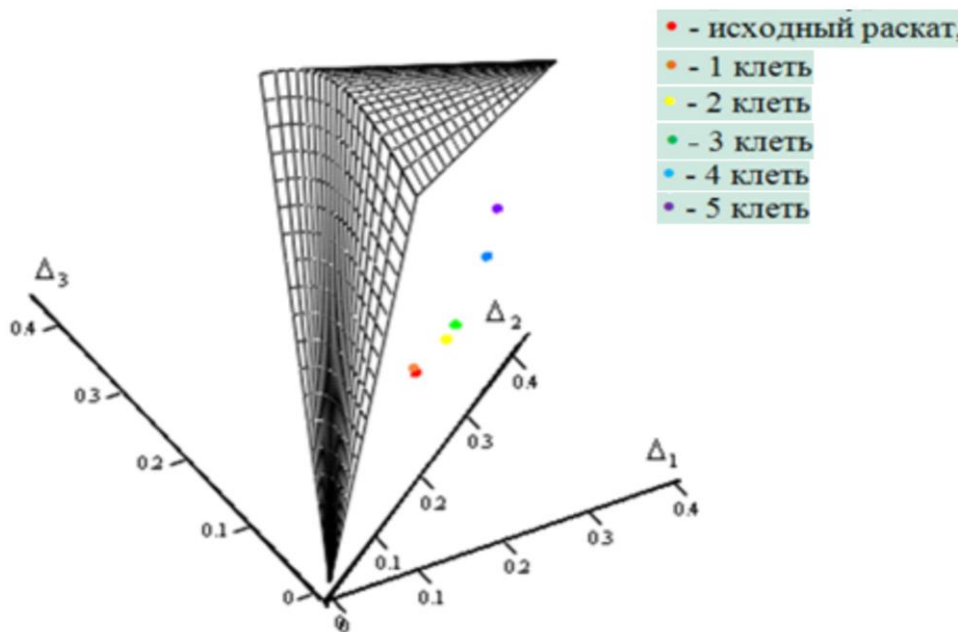


Рис. 1. Траектория текстурных состояний на выходе из клеток непрерывной группы стана «2800» [5]

3. Границы анизотропии упругих свойств

Степень анизотропии текстурированного поликристалла оценивается отношением собственных значений оператора упругости металла в текстурированном состоянии и нетекстурированном параметрами:

$$\alpha_i = \frac{\lambda_i^*}{(2c_{44})^{3/5} (c_{11} - c_{12})^{2/5}}$$

Литература

1. Рыхлевский Я. О законе Гука // ПММ. – 1984. – Т. 48, вып. 3. – С. 420–435.
2. Berestova, S. A., Misyura N. E., Mityushov E. A. Analytical method of constructing field of possible texture parameters changes // PNRPU Mechanics Bulletin. – 2015. – Vol. 1, iss. 1. – P. 31–42.
3. Аннин Б. Д., Остросаблин Н. И. Анизотропия упругих свойств материалов // ПМТФ. – 2008. – Т. 49, № 6. – С.131–151.
4. Берестова С. А., Митюшов Е. А. Об одном точном решении проблемы определения эффективных модулей упругости микронеоднородных сред // ПММ. – 1999. – Т. 63, вып. 3. – С. 524–527.
5. Гречников Ф. В., Арышенский В. Ю. Феноменологические и кристаллографические основы формирования заданной анизотропии свойств при прокатке высокотекстурованных алюминиевых лент // Вестник Самарского государственного аэрокосмического университета.– 2002. – № 1. – С. 68–77.

ИСПОЛЬЗОВАНИЕ АЭ МЕТОДА ПРИ ПРОДЛЕНИИ СРОКА СЛУЖБЫ СТАЛЬНЫХ ДЕТАЛЕЙ СЛОЖНОЙ КОНСТРУКЦИИ

А. Л. Бобров

Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего профессионального образования «Сибирский государственный университет путей сообщения», ул. Д. Ковальчук, 191, Новосибирск, Российская Федерация

*Ответственный автор. Электронная почта: beaver@stu.ru . Телефон: +7-383-328-05-98

Работа посвящена разработке и экспериментальному опробованию методики продления срока службы литых деталей сложной формы с применением акустико-эмиссионного метода. Рассматриваются возможности модификации и применения интегрального метода для оценки состояния объекта диагностики, а также приводятся исследования направленные на выбор критериев оценки по данным сигналов акустической эмиссии, зарегистрированных при нагружении.

Ключевые слова: Акустическая эмиссия, боковая рама, диагностика, испытания, источники, критерии оценки, литые детали, нагружение, надежность, надрессорная балка, параметры, срок службы.

Цель работы: разработка методики оценки продления ресурса литых деталей сложной формы на основе метода акустической эмиссии.

Задачи:

- анализ компонентов технического состояния литых стальных деталей сложной формы, определение основных факторов развития опасных дефектов и их использование для построения системы диагностики литых деталей;
- исследование связи параметров АЭ с характеристиками материала литых стальных деталей на разных стадиях их состояния, в том числе при развитии усталостных трещин;
- экспериментальные исследования АЭ параметров, описывающих состояние потенциальных источников разрушения литых деталей подвижного состава и определение достоверности выбранных значимых критериев, связанных с техническим состоянием этих объектов;
- разработка методики определения остаточного ресурса литых деталей тележек грузовых вагонов с использованием метода АЭ и его экспериментальная апробация.

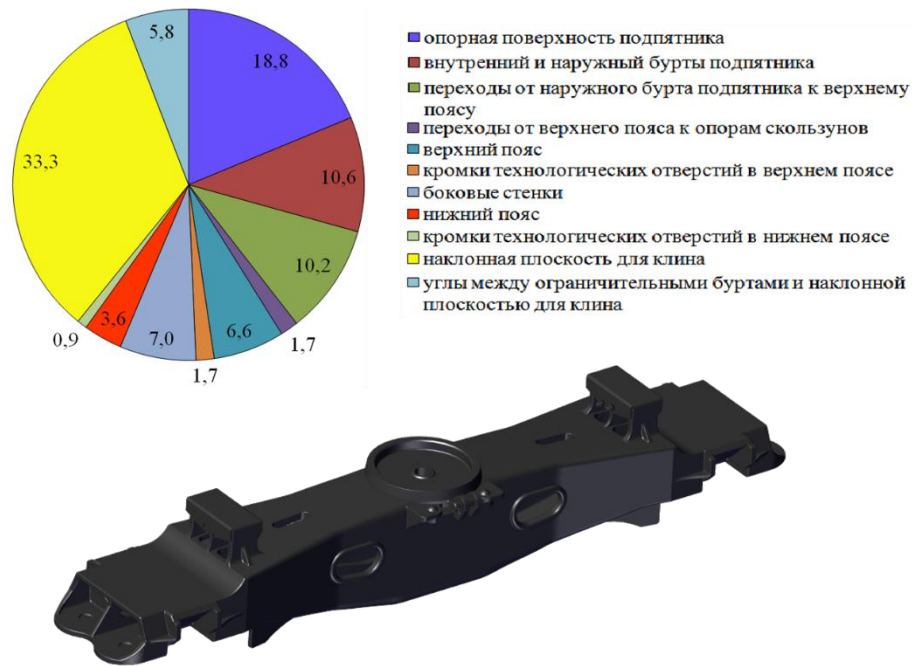


Рис. 1. Распределение эксплуатационных дефектов в надрессорной балке

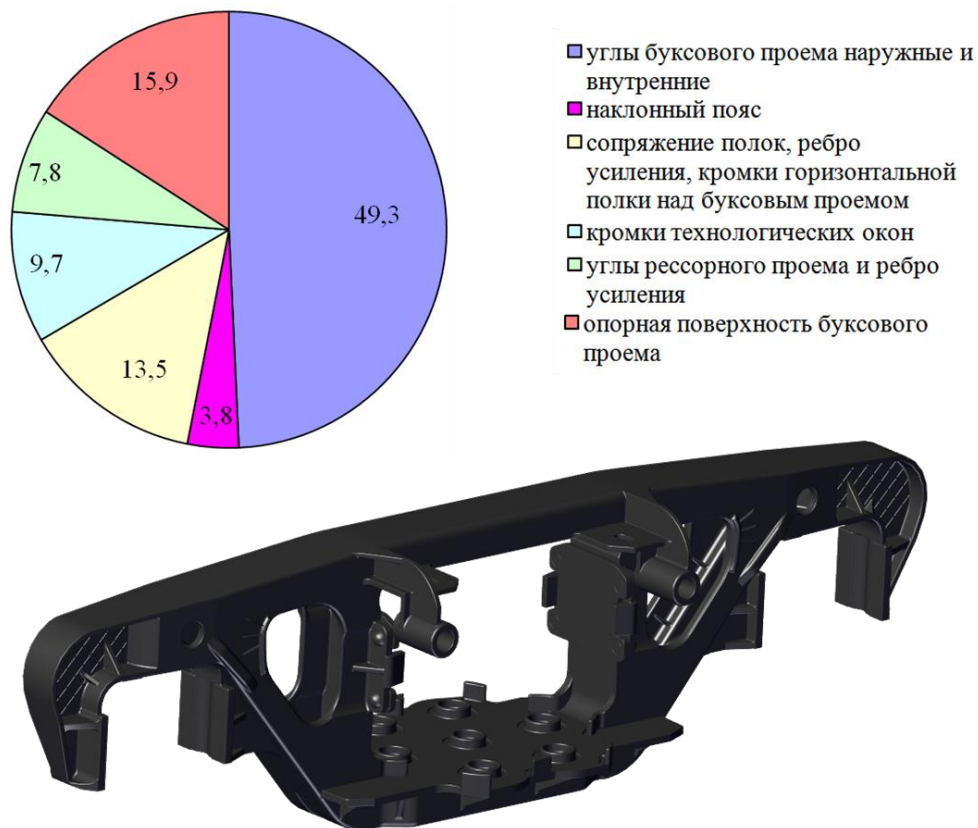


Рис. 2. Распределение эксплуатационных дефектов в боковой раме

Анализ прочностных параметров литых деталей при различных нагрузках

Таблица 1 – Характеристики прочности материалов литых деталей тележки

Сталь	Предел текучести σ_T , МПа	Предел прочности σ_B , МПа	Предел выносливости σ_{-1} , МПа
20ГФЛ, 20ГЛ	294	490	170
20ГТЛ	343	510	180

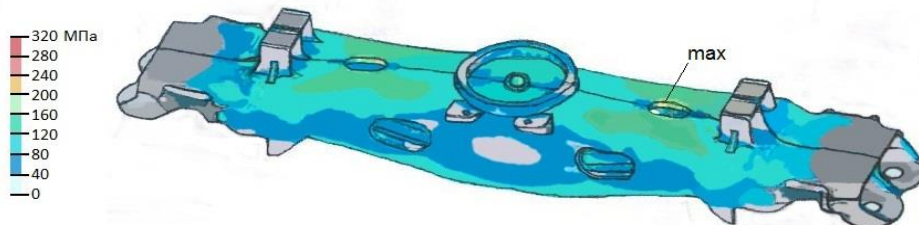


Рис. 3. Распределение растягивающих и сжимающих напряжений (по модулю) в надрессорной балке при вертикальной динамической нагрузке 738 кН

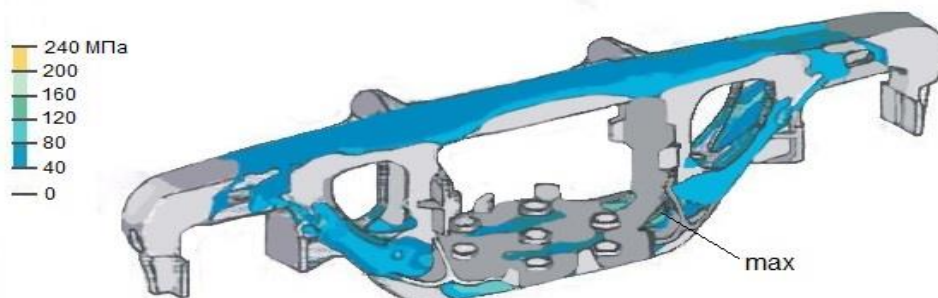


Рис. 4. Распределение растягивающих и сжимающих напряжений (по модулю) в боковой раме при вертикальной динамической нагрузке 369 кН

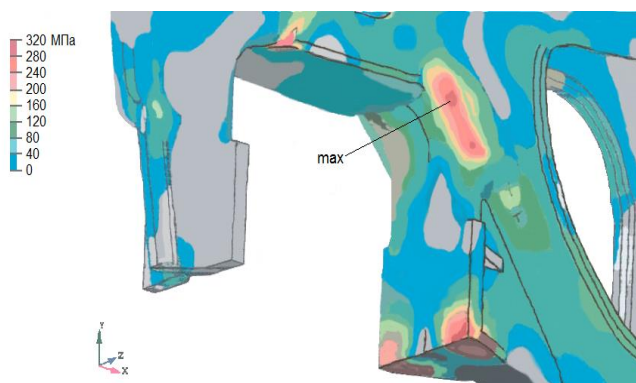


Рис. 5. Распределение напряжений в боковой раме при совместной нагрузке сил действующих на деталь, включая удар на ползуне глубиной 0,5 мм

Экспериментальный анализ напряжений в литых деталях под воздействием статической нагрузки

Таблица 2 – Сравнительные данные напряжений в литых деталях тележки модели 18-100 полученных при моделировании и измеренной статической нагрузкой

№ точки	Напряжения в боковых рамах, МПа		Напряжения в надрессорных балках, МПа	
	Расчет	Эксперимент	Расчет	Эксперимент
1	<20,0	9,7	90,0	67,9
2	38,0	35,5	102,0	93,6
3	88,0	96,2	85,0	–
4	104,0	110,8	81,0	105,3
5	<20,0	5,3	81,0	27,2
6	25,0	24,0	82,0	59,7
7	45,0	58,1	216,0	193,1
8	191,0	83,6	124,0	156,8

Максимальное усилие для нагружения детали:

$$F_n = F_{ст} \cdot k_{дин} \cdot k_{уд} \cdot k_{исп};$$

где $k_{дин}$ – коэффициент динамической нагрузки; $k_{уд}$ – коэффициент, учитывающий ударную нагрузку; $k_{исп}$ – коэффициент повышения испытательной нагрузки (1,1...1,25).

Вертикальная нагрузка боковой рамы – 553 кН;

Горизонтальная нагрузка боковой рамы – 117 кН;

Вертикальная нагрузка надрессорной балки – 706 кН.

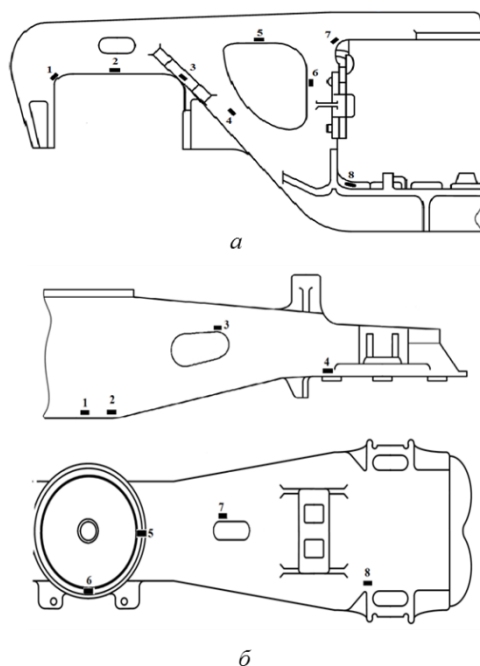


Рис. 6. Места установки тензодатчиков для экспериментального измерения напряжения в боковых рамах (а) и надрессорных балках (б)

Образцы для статических и циклических испытаний

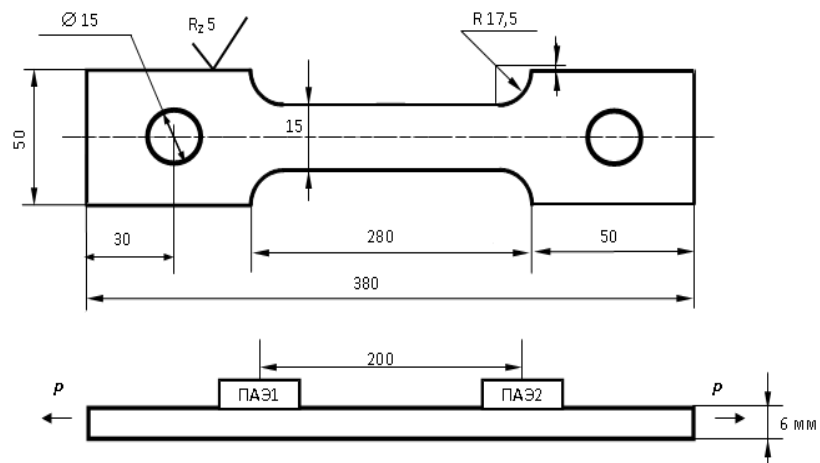


Рис. 7. Изменение потоковых параметров АЭ и напряжений

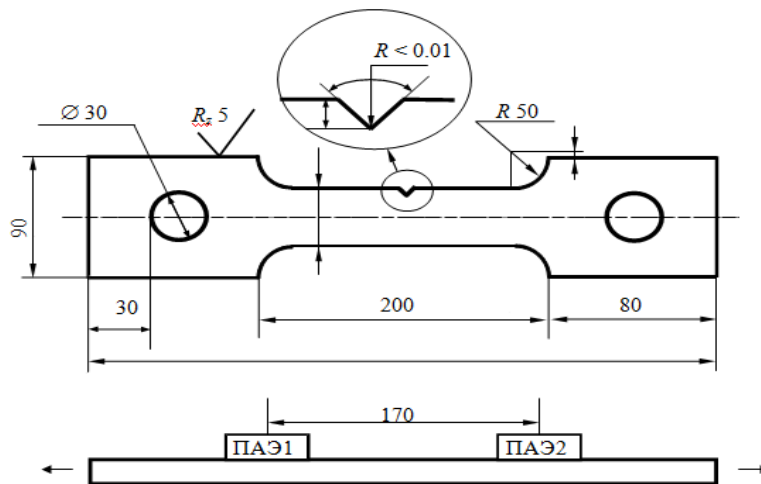


Рис. 8. Образцы с концентратором для испытаний на растяжение

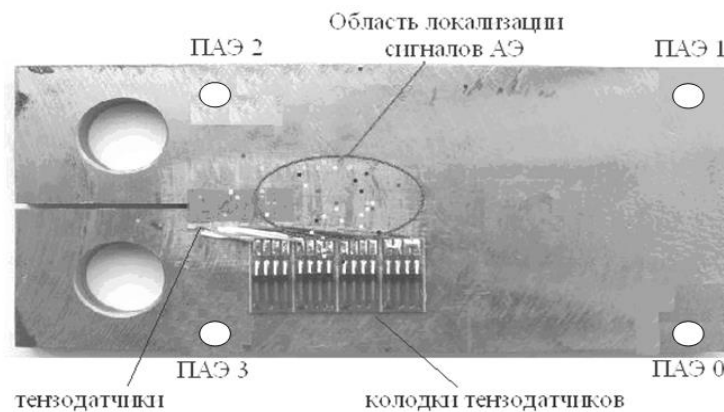


Рис. 9. Образец для испытаний с применением изгибных нагрузок с наклеенными тензодатчиками

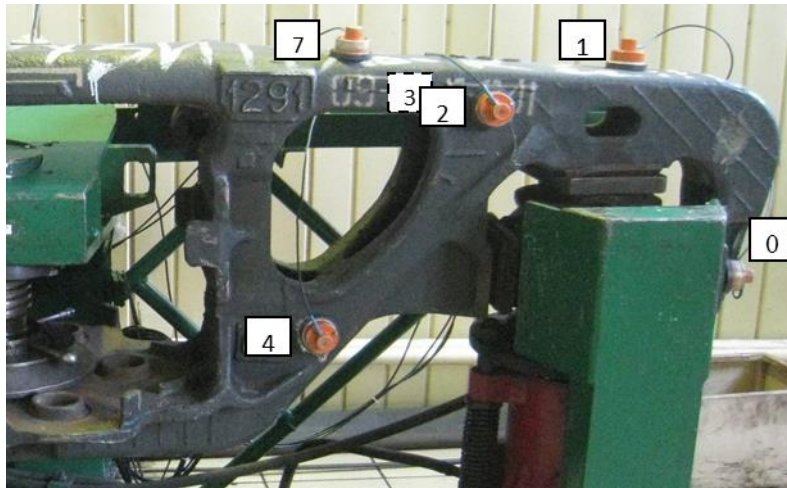


Рис. 10. Боковая рама в испытательном нагружающем устройстве

Оценка чувствительности каналов АЭ диагностики для низколегированной стали литых деталей тележки вагонов

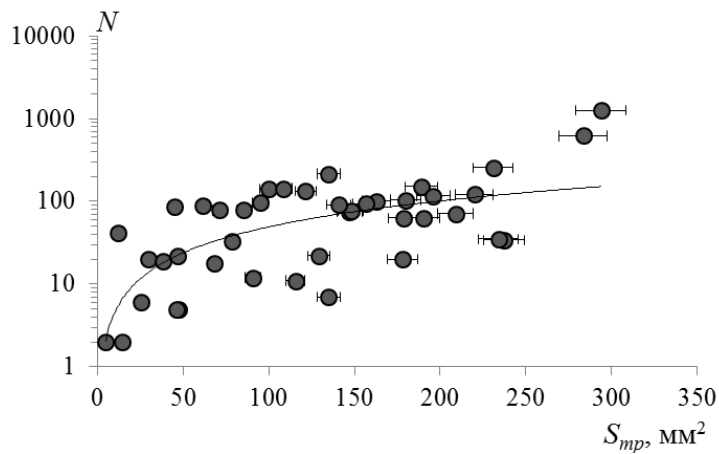


Рис. 11. Связь числа зарегистрированных сигналов АЭ при статических испытаниях N с площадью трещины S_{mp}

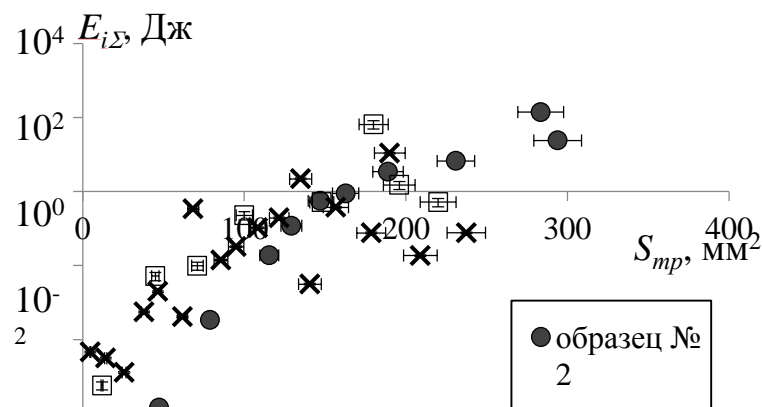


Рис. 12. Связь суммарной энергии сигналов АЭ при статических испытаниях с площадью трещины S_{mp}

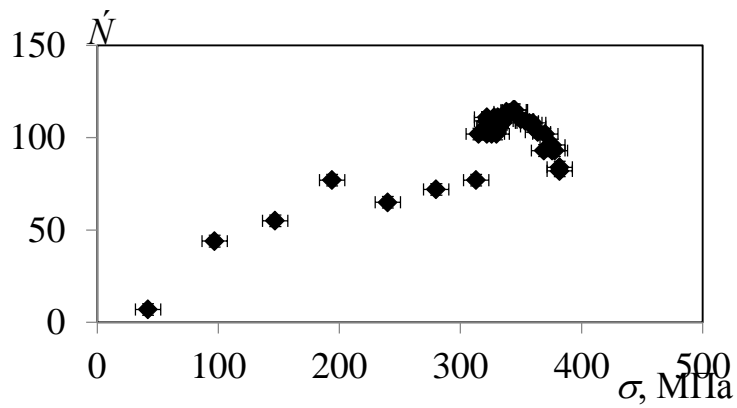


Рис. 13. Изменение активности сигналов АЭ от напряжения в образце из низкоуглеродистой стали без концентратора

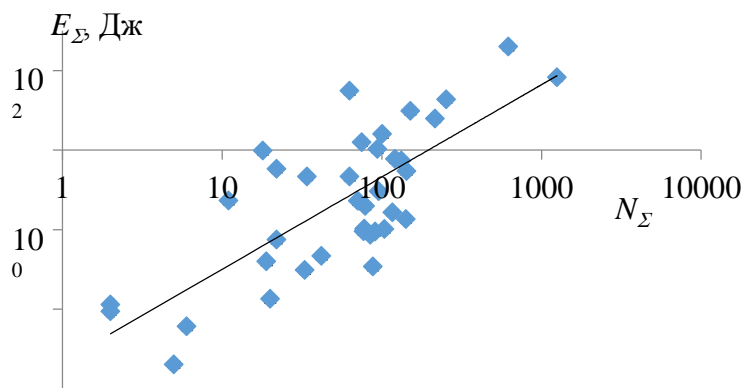


Рис. 14. Связь суммарной энергии сигналов АЭ при статических испытаниях с суммарным счетом для образцов с усталостными трещинами

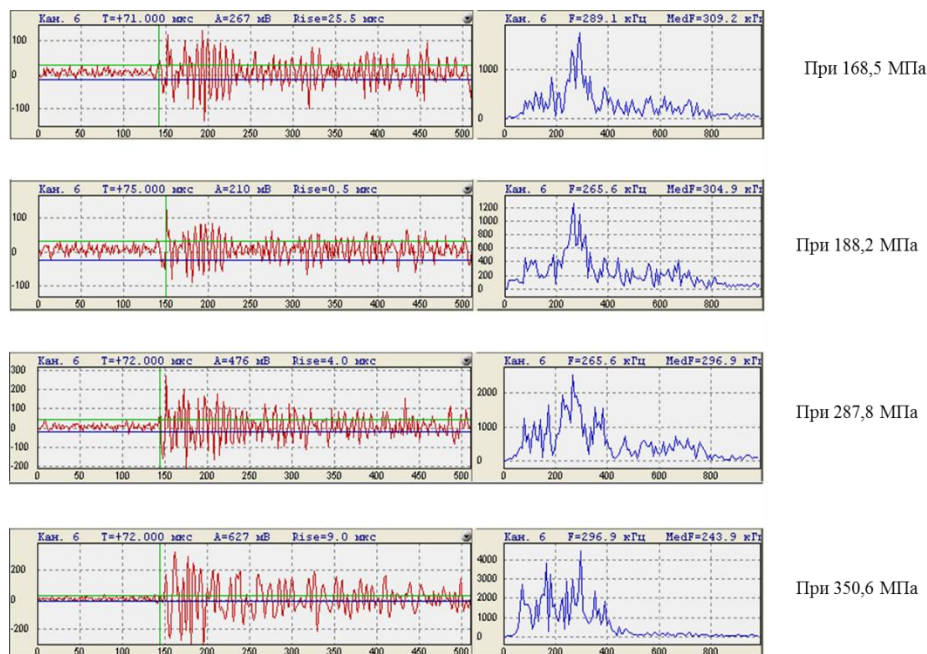


Рис. 15. Записанные АЭ системой волновые пакеты АЭ импульсов от концентратора на один канал при увеличении нагрузки в образце из СтЗ

Корреляционный анализ сигналов АЭ при изменении напряженного состояния образца из малоуглеродистой стали

$$k_{ij} = \left[\frac{\sum_{\substack{i=1, \\ j=1+S}}^n (a_i - \bar{a}_i)(a_j - \bar{a}_j)}{n \cdot \delta_i \cdot \delta_j} \right] \rightarrow \max$$

где a_i и \bar{a}_i – значение амплитуды сигнала в каждой точке дискретизации i -го сигнала от данного источника и его среднее значение; a_j и \bar{a}_j – значение амплитуды сигнала в каждой точке дискретизации j -го сигнала от данного источника и его среднее значение; n – число точек дискретизации, использованных для определения коэффициента корреляции; δ_i и δ_j – дисперсии амплитуды i -го и j -го сигналов; S – временное смещение сигнала

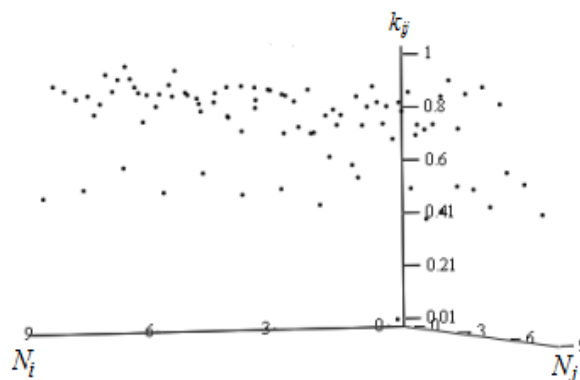


Рис. 16. Коэффициент взаимной корреляции между сигналами АЭ из области концентратора при упругой деформации

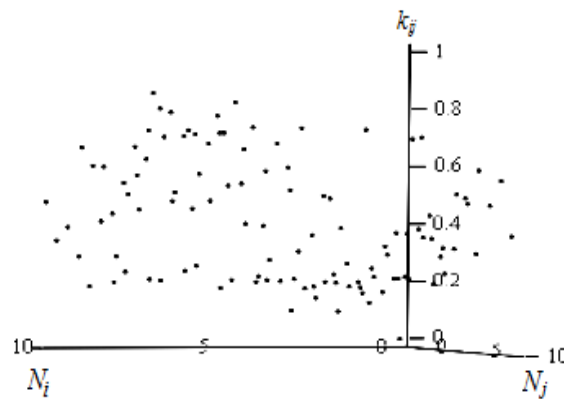


Рис. 17. Коэффициент взаимной корреляции между сигналами АЭ из области концентратора при пластической деформации

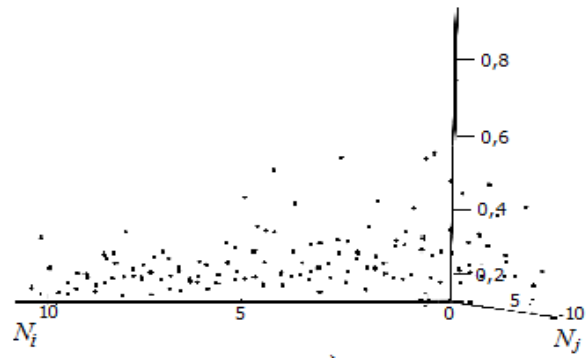


Рис. 18. Коэффициент взаимной корреляции между сигналами АЭ из области трения захвата нагружающего устройства

Анализ динамики нарастания потоковых параметров АЭ развивающихся источников в литых деталях

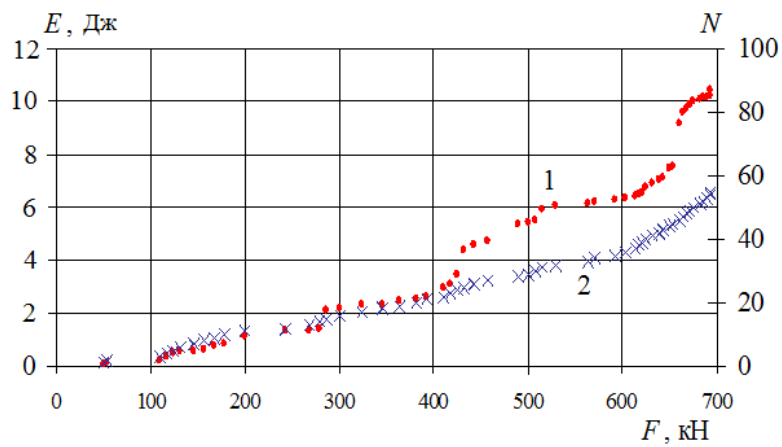


Рис. 19. Зависимость суммарной относительной энергии (1) и суммарного счета сигналов АЭ (2) от величины механической нагрузки в надрессорной балке № 22960

Основные закономерности измерения суммарной энергии и счета АЭ развивающихся источников в литых деталях

$$E_{\Sigma} = E_0 e^{\left(n \frac{F_i}{F_{max}}\right)}$$

$$N_{\Sigma} = N_0 e^{\left(m \frac{F_i}{F_{max}}\right)}$$

$$n > m \quad m > 1$$

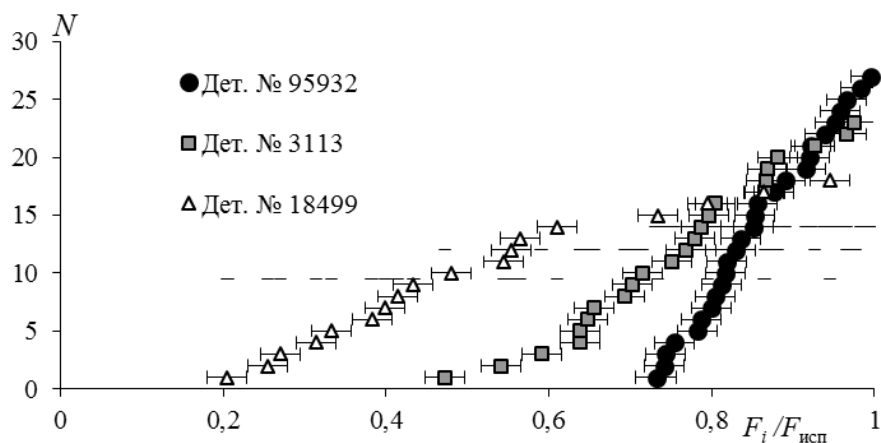


Рис. 20. Динамическое изменение суммарного счета N АЭ из областей развивающихся изменений на литейных дефектах в боковых рамах

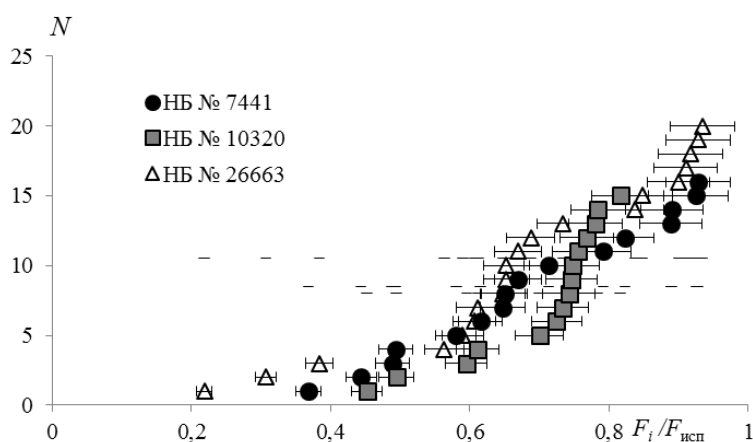


Рис. 21. Динамическое изменение суммарного счета N АЭ из областей развивающихся изменений на литейных дефектах в надрессорных балках

Факторы, определяющие оценку параметров ресурса литых деталей сложной формы

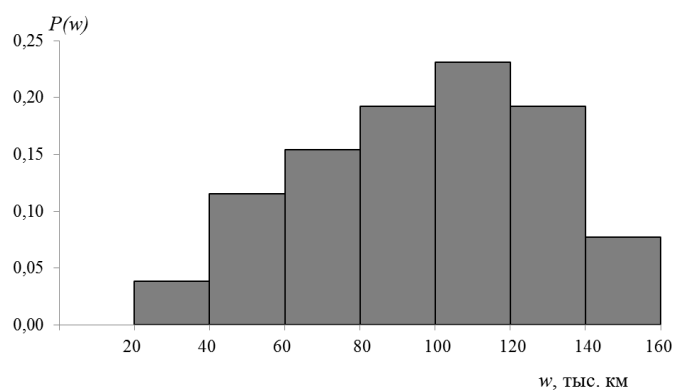


Рис. 22. Распределение вероятности разрушения боковой рамы по развивающейся трещине во внутреннем углу буксового проема в зависимости от пробега вагона от последней диагностики

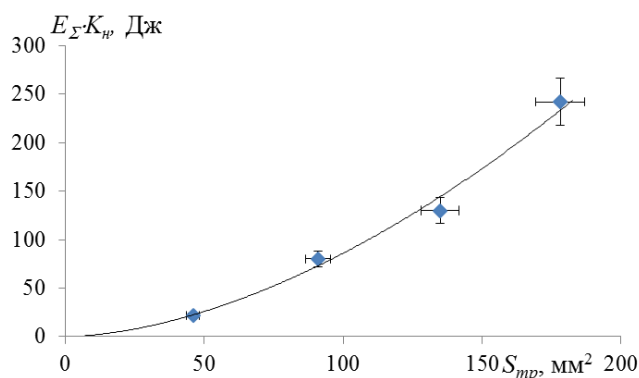


Рис. 23. Экспериментально полученная зависимости суммарной энергии сигналов АЭ с учетом коэффициента нагрузки от площади развития трещины

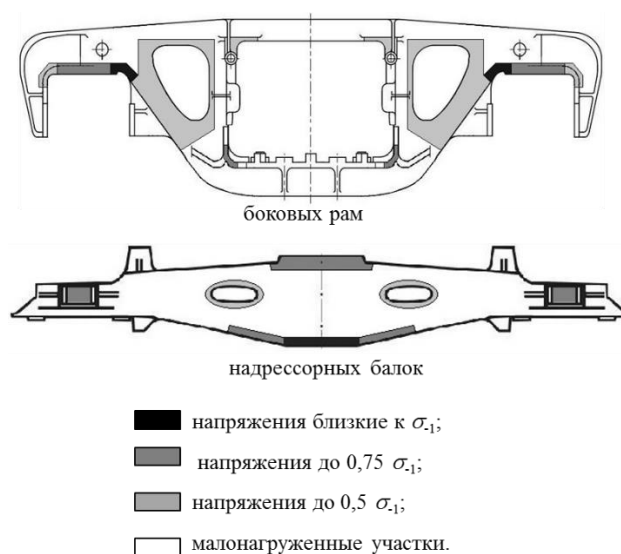


Рис. 24. Участки по величине комплексного напряженного состояния

Эмпирическая связь суммарной энергии с площадью развивающейся трещиной:

$$E_{\Sigma k} = 0,03 \cdot S_{тр}^{1,73}$$

Дискретный (интегральный модифицированный) метод оценки ресурса литых деталей

Таблица 3 – Критерии определения опасности источников АЭ

S_{xy} , МВ	$S_{xy} < S_{min}$	$S_{min} < S_{xy} < S_{max}$	$S_{xy} > S_{max}$
Q_{xy} , МВ			
$Q_{xy} < Q_{min}$	незначительный	незначительный	малозначительный
$Q_{min} < Q_{xy} < Q_{max}$	малозначительный	значительный	значительный
$Q_{xy} > Q_{max}$	значительный	критический	критический

Таблица 4 – Критерии оценки состояния боковых рам и надрессорных балок для дискретного способа оценки устанавливаемого продленного пробега

Зона	S_{min} , Дж	S_{max} , Дж	Q_{min} , Дж	Q_{max} , Дж
1	0,1	0,3	0,1	0,2
2	0,3	1,0	0,2	0,4
3	0,5	1,5	0,3	0,6
4	1,0	3	0,5	1,0

Таблица 5 – Назначение дополнительного пробега

Вид дефекта	Назначаемый пробег, тыс. км
нет источников	210
незначительный	160
малозначительный	110
значительный	60
критический	0

$$S_{xy} = \sum_{i=1}^N (E_i \cdot \frac{F_i}{F_{max}})$$

$$Q_{xy} = \sum_{\substack{i=1 \\ j=2 \\ i \neq j}} \left\{ \left(\frac{E_i + E_j}{2} \right) \cdot \frac{k_{ij}}{2} \cdot \frac{F_j}{F_{max}} \right\}$$

где S – энергетический критерий оценки;

Q – корреляционный критерий корреляции x -го источника сигнала акустической эмиссии в y -ом секторе изделия;

E_i – энергия сигналов АЭ;

F_i и F_{max} – соответственно нагрузка, зарегистрированная в момент приема i -го сигнала и максимальная нагрузка в ходе однократного нагружения изделия;

N – число сигналов акустической эмиссии в источнике;

N – число сигналов акустической эмиссии в источнике;

K_{ij} – коэффициент корреляции между сигналами акустической эмиссии i и j .

Таблица 6 – Результаты определения дополнительного пробега боковых рам с использованием АЭ и метода и тензометрирования

№ детали	Зона	N в наиболее значимом кластере	S, Дж	Q	Степень опасности по критериям акустико-эмиссионной диагностики	$\sigma_{0\alpha}$	$\Delta\sigma_{0\alpha}$	$\sigma_{p\alpha}$	Ψ_{α}	Степень опасности по измерениям напряжений	Назначенный срок эксплуатации, % от максимально допустимого
25425	Бок плоскость тех окна	10	0,16	20,25	Критический	2,23	0,36	1,49	2,05	Критический	0
2670	Верх угол тех окна	5	0,06	0,14	Незначительный	4,45	0,47	4,69	0,51	Мало-значительный	160
16422	Нижний угол тех окна	4	0,3	87,4	Критический	9,7	0,54	8,04	3,07	Критический	0
62997	Внутренний угол букс проема	8	0,09	23,13	Критический	8,59	0,59	8,19	0,68	Мало-значительный	0
15534	Верх угол тех окна	5	0,17	51,55	Критический	4,45	0,47	4,16	0,62	Мало-значительный	0
21347	Верхняя плоскость тех окна	2	0,04	0,22	Незначительный	2,62	0,34	2,47	0,44	–	210
15885	Боковая плоскость тех окна	8	0,06	4,99	Значительный	2,23	0,36	2,01	0,61	Мало-значительный	110

Основные результаты

Объекты сложной формы и сложного напряженного состояния обладают неравномерным напряженным состоянием в ходе эксплуатации, что позволяет расчетными и экспериментальными методами выделить наиболее потенциально опасные участки и выстраивать систему эффективного контроля.

Примененные статистические методы практически позволили определить интервалы периодичности эксплуатационного контроля.

Разработана методика АЭ контроля с определением интегральных критериев оценки источников АЭ и определения параметров ресурса литых деталей сложной формы. Такой подход удачно сочетается с моделью технологической диагностики в межремонтные периоды боковых рам и надрессорных балок на стационарных вагоноремонтных предприятиях.

Методика позволяет ее использовать как самостоятельно, что видимо, будет снижать достоверность получаемых результатов, так и совместно с другими применяемыми методиками НК для оценки состояния боковых рам и надрессорных балок тележек грузовых вагонов в условиях вагоноремонтных предприятий.

Литература

1. Диагностирование технических устройств опасных производственных объектов / А. Н. Смирнов, Б. Л. Герике, В. В. Муравьев. – Новосибирск : Наука. – 2003. – 244 с.
2. Коллакот Р. Диагностика повреждений. – М. : Мир, 1989. – 516 с.
3. Иванов В. И. Оценка дополнительного времени эксплуатации объектов с применением акустико-эмиссионного контроля // Дефектоскопия. – 1982. – № 11. – С. 60–64.

4. Способ прогнозирования остаточного ресурса металлических изделий : пат. 2361199 Рос. Федерация / Бобров А. Л. – МПК G01N 29/14 ; опубл. 10.07.2009, Бюл. № 19. – 11 с.
5. Способ прогнозирования остаточного ресурса металлических изделий и устройство для его осуществления : пат. 2448343 Рос. Федерация / Бобров А. Л., Степанова Л. Н., Кабанов С. И., Лебедев Е. Ю. : опубл. 20.04.2012, Бюл. № 11. – 13 с.
6. Абрамов О. В., Градов О. М. Идентификация некоторых процессов эволюции дефектной структуры материала с источниками спонтанных акустических сигналов // Контроль. Диагностика. – 2000. – № 6. – С. 15–21.
7. Способ прогноза остаточного ресурса стальных металлоконструкций : пат. 2193772 Рос. Федерация / Берман А. В. и др. – 2001105893/28 ; заявл. 05.03.2001 ; опубл. 27.11.2002, Бюл. № 34. – 8 с.
8. Робсман В. А. Нелинейная трансформация вероятностных распределений сигналов акустической эмиссии при эволюции ансамбля дефектов в твердом теле // Акустический журнал. – 1996. – Т. 42, № 6. – С. 846–852.
9. Исследования основных параметров сигналов акустической эмиссии при статических и циклических испытаниях образцов из стали 20ГЛ / Л. Н. Степанова, А. Л. Бобров, К. В. Канифадин, В. В. Чернова // Деформация и разрушение. – 2014. – № 6. – С. 41–47.
10. Недосека А. Я., Недосека С. А. Акустическая эмиссия и ресурс конструкций // Техническая диагностика и неразрушающий контроль. – 2008. – № 2. – С. 5–19.
11. Акустико-эмиссионный контроль боковых рам коробчатого сечения / Л. Н. Степанова, С. А. Грассман, А. Л. Бобров и др. // Дефектоскопия. – 2011. – № 3. – С. 10–16.
12. Акустико-эмиссионный контроль боковой рамы тележки грузового вагона / С. А. Грассман, Л. Н. Степанова, А. Л. Бобров и др. // Железнодорожный транспорт. – 2011. – № 12. – С. 45–47.
13. Бобров А. Л. Анализ изменений динамических характеристик источников акустической эмиссии при статическом нагружении металлических образцов // Дефектоскопия. – 2009. – № 5. – С. 18–24.

ОПРЕДЕЛЕНИЕ СКОРОСТИ И УСИЛИЯ НАТЯЖЕНИЯ ДВИЖУЩЕГОСЯ СТЕРЖНЯ ПО СОБСТВЕННЫМ ЧАСТОТАМ ИЗГИБНЫХ КОЛЕБАНИЙ

А. Г. Хакимов

Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт механики им. П.П. Мавлютова Уфимского научного центра Российской академии наук, 450054 пр. Октября, 71, Уфа, Российская Федерация

*Ответственный автор. Электронная почта: hakimov@anrb.ru. Телефон: +7-347-292-14-06

Исследованы собственные поперечные колебания участка постоянной длины прямолинейного тонкого стержня, движущегося вдоль нейтральной линии недеформированного состояния. Перемещение происходит между двумя фиксированными соосными направляющими (зажимами), расстояние между которыми равно длине колеблющейся части стержня. Предполагается, что вдоль нейтральной линии действует постоянная продольная сила. По двум частотам изгибных колебаний можно определить скоростной и силовой параметры движущегося стержня.

Ключевые слова: движение стержня, продольная сила, изгибные колебания, собственные частоты, прямая и обратная задачи.

Цель работы: определить скорость и усилие натяжения стержня по собственным частотам изгибных колебаний.

1. Введение

В [1] исследованы собственные поперечные колебания участка постоянной длины прямолинейного тонкого стержня, движущегося вдоль нейтральной линии недеформированного состояния, где перемещение происходит между двумя фиксированными соосными направляющими, расстояние между которыми равно длине колеблющейся части стержня. Вдоль нейтральной линии стержня действует постоянная продольная сила. Установлены глобальные свойства спектра в зависимости от скорости, продольной силы и номера моды [1].

Новизна

Решена обратная задача определения скорости и усилия натяжения стержня по двум собственным частотам изгибных колебаний.

2. Постановка задачи

Уравнение изгибных колебаний стержня по модели Кирхгоффа имеет вид [2–4]:

$$EJ \frac{\partial^4 w_*}{\partial x^4} + (\rho F V^2 - T) \frac{\partial^2 w_*}{\partial x^2} + 2\rho F V \frac{\partial^2 w_*}{\partial x \partial t} + \rho F \frac{\partial^2 w_*}{\partial t^2} = 0,$$

где E , ρ , J , F – модуль упругости, плотность, осевой момент инерции и площадь поперечного сечения стержня, T – усилие растяжения в стержне, V – скорость стержня, w_* – прогиб стержня, x – координата, направленная по оси стержня, t – время.

Перейдя к безразмерным величинам:

$$\xi = \frac{x}{L}, w = \frac{w_*}{L}, v^2 = \frac{EJ}{\rho FL^4}, R = \frac{TL^2}{EJ}, \alpha = \frac{V}{vL}, p = \alpha^2 - R, q = 2\alpha\Omega, r = -\Omega^2, \Omega^2 = \frac{\rho FL^4 \omega^2}{EJ}, \tau = vt,$$

сделаем подстановку:

$$w = W(\xi) \exp(i\Omega\tau)$$

и получим уравнение, определяющее форму изгибных колебаний стержня

$$\frac{\partial^4 W}{\partial \xi^4} + p \frac{\partial^2 W}{\partial \xi^2} + iq \frac{\partial W}{\partial \xi} + rW = 0.$$

Граничные условия для защемленного по краям стержня:

$$w = 0, \frac{\partial w}{\partial \xi} = 0 \quad (\xi = 0, 1).$$

Частотное уравнение [1]

$$D = \begin{vmatrix} 1 & 1 & 1 & 1 \\ k_1 & k_2 & k_3 & k_4 \\ e^{k_1} & e^{k_2} & e^{k_3} & e^{k_4} \\ k_1 e^{k_1} & k_2 e^{k_2} & k_3 e^{k_3} & k_4 e^{k_4} \end{vmatrix} = 0.$$

Прямая задача

Расчеты проведены для следующих параметров стержня круглого поперечного сечения: $E=200000$ МН/кв.м, $\rho=7800$ кг/куб.м, $F=3.1415$ кв. см, $T = -3.141$ кН, $V= 25.318$ м/с, $L=2$ м ($\alpha=2, R= -8$).

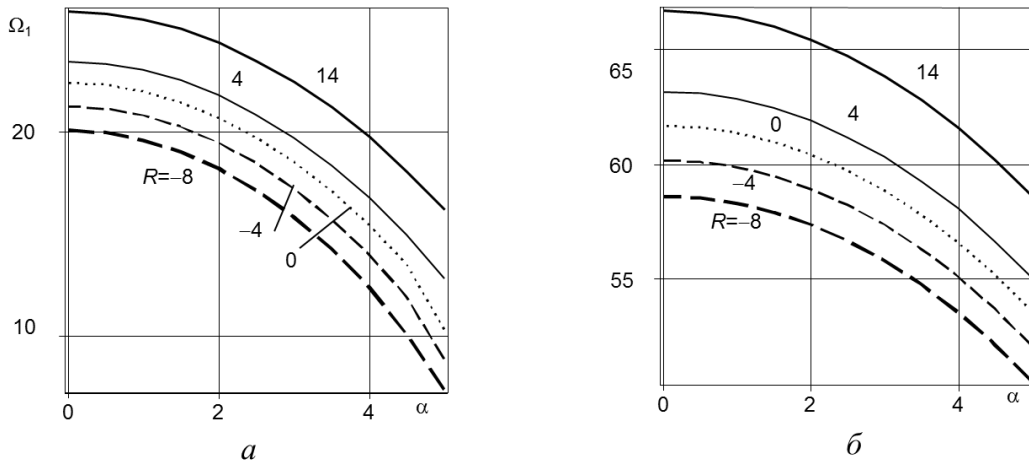


Рис. 1. Зависимости первой (фрагмент а), второй (фрагмент б) собственных частот изгибных колебаний стержня от скоростного параметра α для различных значений силового параметра R

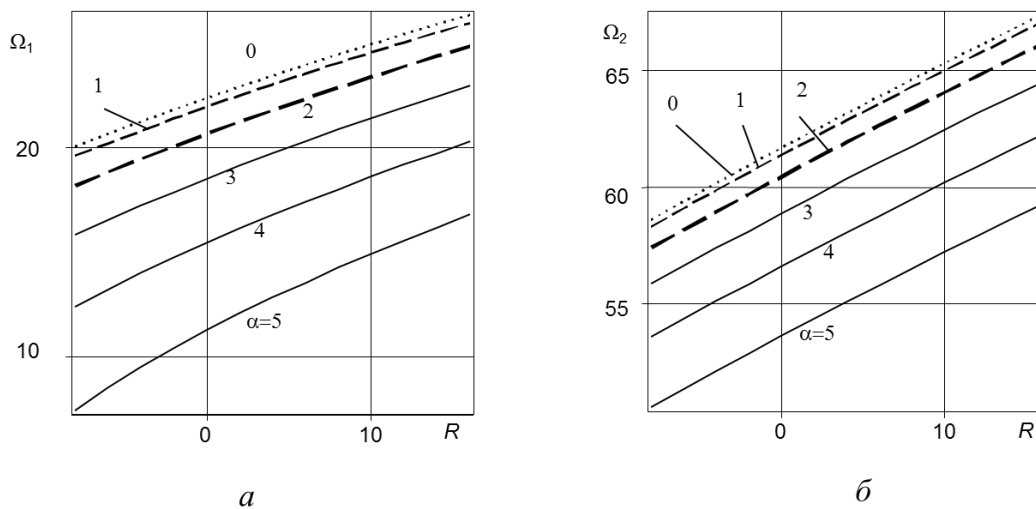


Рис. 2. Зависимости первой (фрагмент *a*), второй (фрагмент *б*) собственных частот изгибных колебаний стержня от силового параметра R для различных значений скоростного параметра α

Обратная задача

Для определения скоростного и силового параметров запишем систему двух уравнений:

$$\begin{cases} D_1 = D_1(\alpha, R, \Omega_1) = 0, \\ D_2 = D_2(\alpha, R, \Omega_2) = 0. \end{cases}$$

Решение этой системы уравнений определяется методом последовательных приближений *в области однозначной зависимости скоростного и силового параметров от частоты колебаний движущегося стержня.*

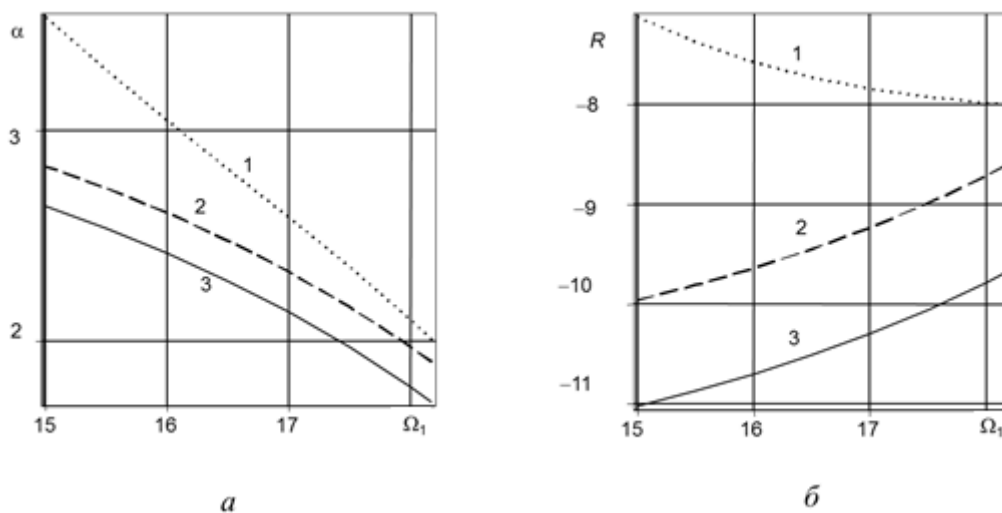


Рис. 3. Зависимости от первой частоты изгибных колебаний Ω_1 скоростного параметра α (фрагмент *a*) и силового параметра R (фрагмент *б*) для различных частот изгибных колебаний Ω_2 : 57.374 – кривая 1; 58 – 2; 59 – 3

3. Заключение

Получено, что с увеличением скоростного параметра происходит уменьшение собственных частот изгибных колебаний стержня. Показано, что с увеличением силового параметра происходит увеличение собственных частот изгибных колебаний стержня. По

двум частотам изгибных колебаний можно определить скоростной и силовой параметры движущегося стержня.

Результаты работы могут находить технические применения в задачах динамики и прочности приборов, машин и механизмов в текстильной промышленности при производстве нитей и канатов, в металлургии, в частности, при прокатке металлических стержней и полос, протяжке проволоки, производстве изделий из пластмасс и рулонов бумаги и могут быть применены для определения скоростного и силового параметров движущегося стержня, полосы, проволоки, нити, полосы бумаги по двум собственным частотам изгибных колебаний.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (проекты № 14-01-97010-поволжье_а, № 14-01-97013-поволжье_а, № 14-01-00740_а).

Литература

1. Акуленко Л. Д., Георгиевский Д. В., Нестеров С. В. Спектр поперечных колебаний движущегося стержня // Известия РАН. МТТ. – 2015. – № 2. – С. 139–144.
2. Светлицкий В. А. Механика стержней. – М. : Высшая школа, 1987. – Т. 2. – 304 с.
3. Mote C.D. A study of band saw vibrations // J. Franklin Inst. June – 1965. – Vol. 279, no. 6. – P. 430–444.
4. Игамов М. А. Static Problems of Hydroelasticity. – М. : Наука. Fizmatlit, 1998. – 208 p.
5. Нестеров С. В., Акуленко Л. Д. Спектр поперечных колебаний движущегося стержня // Докл. РАН. – 2008. – Т. 420, № 1. – С. 50–54.
6. Kong L., Parker R. G. Approximate eigensolutions of axially moving beams with small flexural stiffness // J. Sound and Vibr. – 2004. – Vol. 276. – P. 459–469.
7. Акуленко Л. Д., Нестеров С. В. Изгибные колебания движущегося стержня // ПММ. – 2008. – Т. 72, вып. 5. – С. 766–781.

ОПРЕДЕЛЕНИЕ НАПРАВЛЕНИЯ ВОЛНЫ ПРИ АКУСТИКО-ЭМИССИОННОМ КОНТРОЛЕ

А. А. Попков

Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего профессионального образования «Сибирский государственный университет путей сообщения», ул. Д. Ковальчук, 191, Новосибирск, Российская Федерация

*Ответственный автор. Электронная почта: zabagy@gmail.com

Доклад посвящен повышению эффективности локации источников акустической эмиссии путем определения направления возбужденной источником волны. Рассматриваются возможные варианты использования информативного параметра сигнала акустической эмиссии такого, как направления следования волны.

Ключевые слова: акустическая эмиссия, локация источников акустической эмиссии, направление волны.

Цель работы: Повышение достоверности локации источников АЭ

Задачи:

- Определение зависимости фазовой разности сигналов от направления волны
- Разработка алгоритмов определения фазовой разности сигналов

Актуальность

- Несовершенство методов определения источников АЭ сигналов
- Наличие погрешности при локации источников АЭ
- Большое количество ложных событий, регистрируемых в процессе АЭ контроля

Расстояние между ПЭП настолько мало, что в его пределах фронт волны представлен прямой линией.

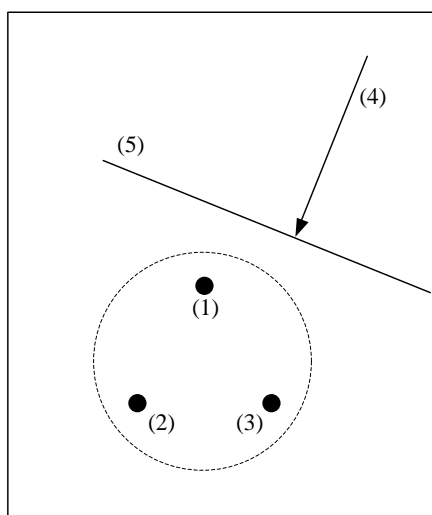


Рис. 1. Регистрация волны датчиком (1), (2), (3) – пьезоэлектрические преобразователи (4) – направление волны (5) – фронт волны

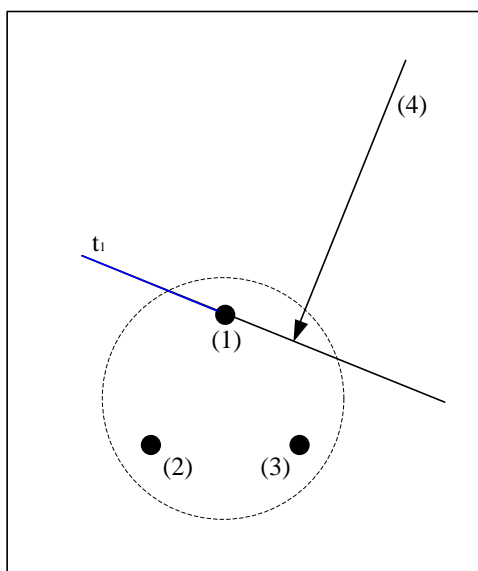


Рис. 2. Регистрация волны датчиком: (1), (2), (3) – пьезоэлектрические преобразователи
(4) – направление волны; t_1 – время прохождения волны через ПЭП №1

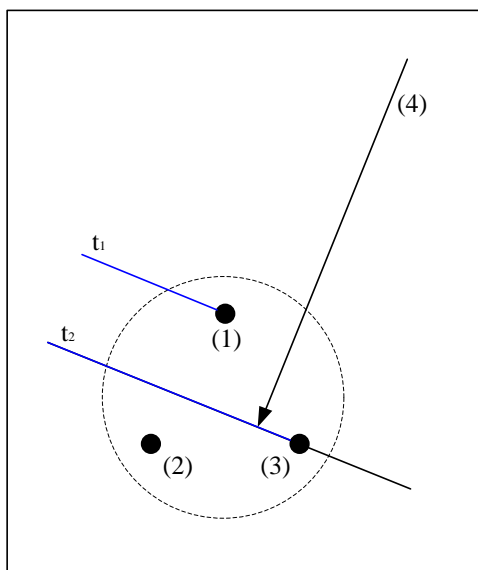


Рис. 3. Регистрация волны датчиком: (1), (2), (3) – пьезоэлектрические преобразователи
(4) – направление волны; t_1 – время прохождения волны через ПЭП №1, t_2 – время
прохождения волны через ПЭП №2

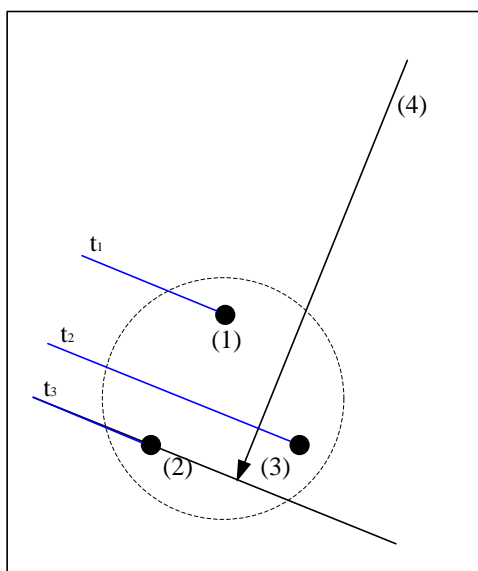


Рис. 4. Регистрация волны датчиком: (1), (2), (3) – пьезоэлектрические преобразователи (4) – направление волны; t_1 – время прохождения волны через ПЭП №1, t_2 – время прохождения волны через ПЭП №2, t_3 – время прохождения волны через ПЭП №3

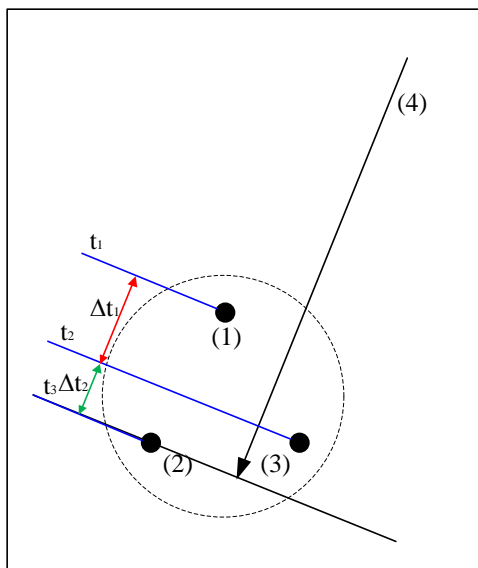


Рис. 5. Регистрация волны датчиком: (1), (2), (3) – пьезоэлектрические преобразователи (4) – направление волны

Формула определения задержки сигнала между ПЭП:

$$\Delta t_1 = |t_1 - t_2|$$

$$\Delta t_2 = |t_2 - t_3|$$

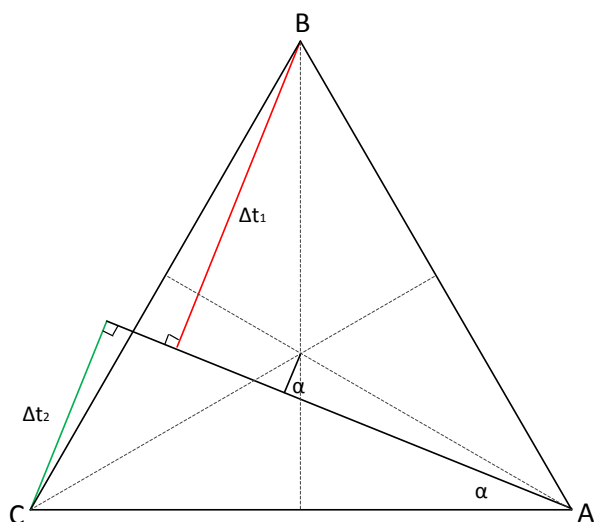


Рис. 6. Определение направления волны: А, В, С – пьезоэлектрические преобразователи; Δt_1 , Δt_2 – задержки сигнала между ПЭП; α – искомый угол

Направление волны определяется по формуле:

$$\alpha = \cot^{-1} \left(\frac{2}{\sqrt{3}} \left(\frac{\Delta t}{\Delta t_2} + \frac{1}{2} \right) \right)$$

Определение задержек

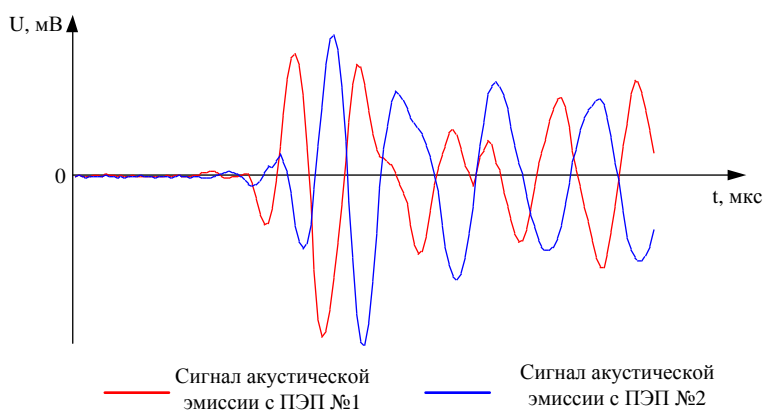


Рис. 7. Сигналы акустической эмиссии без сдвигов во времени

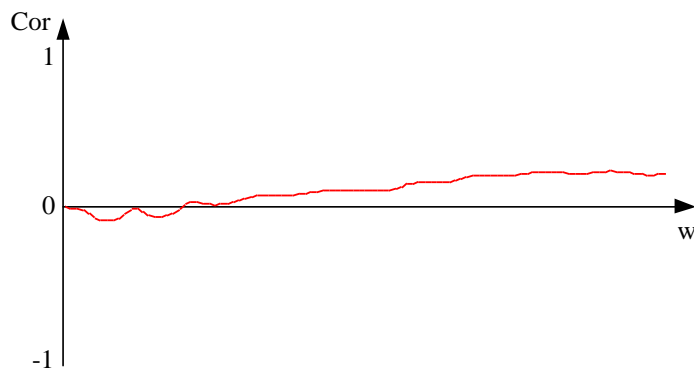


Рис. 8. График зависимости коэффициента корреляции сигналов без сдвигов от ширины рассматриваемого интервала



Рис. 9. Сигналы акустической эмиссии со сдвигом во времени $\Delta t_1=10\text{мкс}$

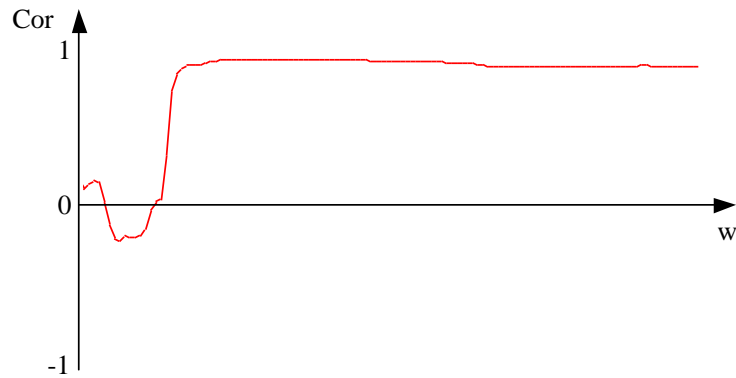


Рис. 10. График зависимости коэффициента корреляции сигналов со сдвигом $\Delta t_1=10\text{мкс}$ от ширины рассматриваемого интервала

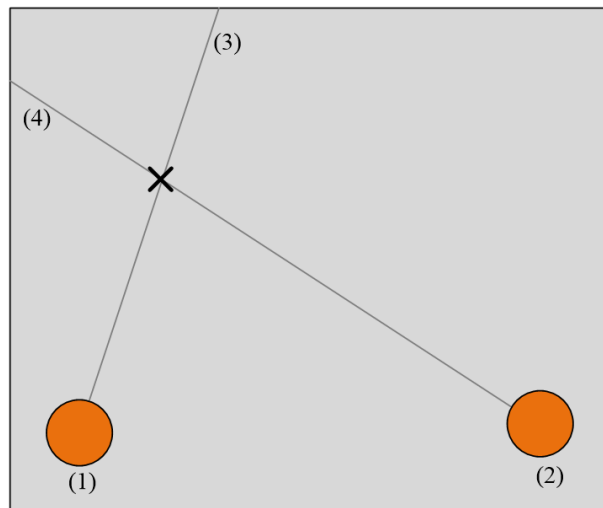


Рис. 11. Локация событий акустической эмиссии: (1), (2) – преобразователи акустической эмиссии (3), (4) – направления волн, зарегистрированной датчиками

На рисунке 11 источник акустической эмиссии расположен на пересечении лучей, совпадающих с направлениями волн, зарегистрированных преобразователями.

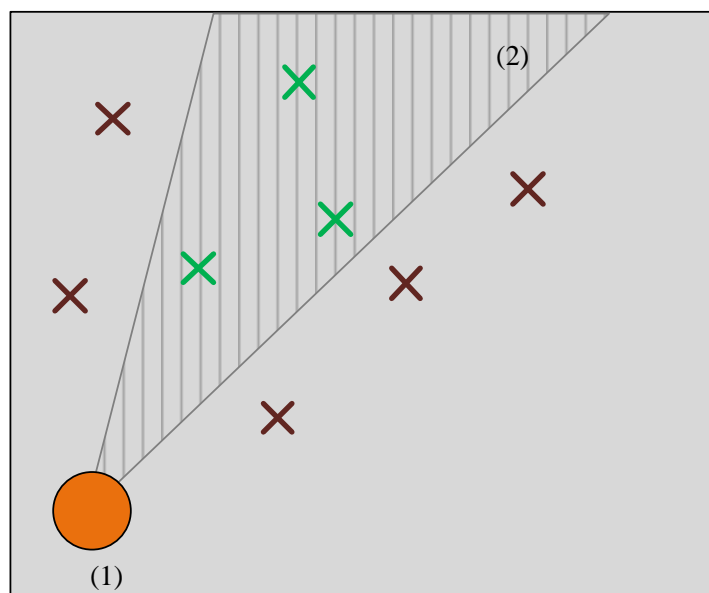


Рис. 12. Управление диаграммой направленности: (1) – преобразователь акустической эмиссии; (2) – программно настраиваемая диаграмма направленности

Фильтрация событий акустической эмиссии (рис. 12): зеленым цветом выделены события, которые будут зафиксированы системой, красным – которые будут проигнорированы.

Заключение

- Увеличение количества информативных параметров сигнала
- Возможность программной регулировки диаграммы направленности датчика
- Повышение эффективности контроля путем снижения погрешности при локации источников акустической эмиссии.

Литература

1. Акустико-эмиссионный контроль качества сварного шва в процессе остывания / Л. Н. Степанова, Е. Ю. Лебедев, С. И. Кабанов, К. В. Канифадин, И. С. Рамазанов, С. А. Бехер // Контроль. Диагностика. – 2009. – № 3. – С. 61–67.
2. Степанова Л. Н., Бехер С. А., Тенитлов Е. С. Методика определения координат дефектов при акустико-эмиссионном контроле свободных колец подшипников // Контроль. Диагностика. – 2010. – № 4. – С. 61–65.
3. Муравьев В. В., Бехер С. А., Власов К. В. Анализ погрешностей определения координат источников акустической эмиссии в конструкциях из листовой стали // Дефектоскопия. – 2008. – № 7. – С. 53–59.

КОРРЕЛЯЦИОННЫЙ АНАЛИЗ ТЕКСТУРЫ МАТЕРИАЛА, ПОЛУЧЕННЫХ ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНО И В МОДЕЛЯХ ФИЗИЧЕСКИХ ТЕОРИЙ ПЛАСТИЧНОСТИ

В. А. Частоедов*, Н. С. Кондратьев

Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего профессионального образования "Пермский национальный исследовательский политехнический университет", Комсомольский пр., 29, Пермь, Российская Федерация

*Ответственный автор. Электронная почта: v.a.chastoedov@mail.ru

Рассматривается процедура сравнения полюсных фигур, полученных теоретически и экспериментально. В качестве математического аппарата сравнительного анализа используется вейвлет-преобразование. Предложен и численно реализован алгоритм сравнения теоретических и экспериментальных данных.

Ключевые слова: структура материала, полюсные фигуры, текстура, вейвлет-анализ.

Цель работы: постановка и решение оптимизационных задач идентификации параметров физической многоуровневой модели неупругого деформирования, которые относятся к мезо и микромасштабам, с использованием экспериментальных данных распределения ориентаций зерен поликристалла.

Задачи:

- ввести меру коррелированности данных экспериментальных и теоретических полюсных фигур;
- решение задачи оцифровки экспериментальных данных распределения ориентаций;
- выбор и реализация многоуровневой модели неупругого деформирования;
- постановка и решение оптимизационной задачи для идентификации параметров модели физической теории пластичности с использованием данных по текстуре материала.

1. Введение

В настоящее время создание новых или улучшение качества существующих материалов представляет весьма актуальную задачу. Такие инновации необходимы практически во всех сферах деятельности.

Многочисленные эксперименты и теоретические исследования показывают, что свойства поликристаллических материалов и их поведение, в процессе неупругого деформирования, существенным образом определяются состоянием эволюционирующей мезо- и микроструктуры, а также кристаллографической текстурой. Под эволюцией мезоструктуры понимаются процессы разворотов кристаллических решеток зерен или фрагментов зерен, а также их фрагментация и дробление, под эволюцией микроструктуры – изменения в дефектной структуре материала на микроуровне (уровне дислокационных субструктур, границ зерен и т.д.) [5,6].

В процессе интенсивной пластической неупругой деформации материал приобретает текстуру. Текстурообразование, как правило, сопровождается возникновением анизотропии свойств.

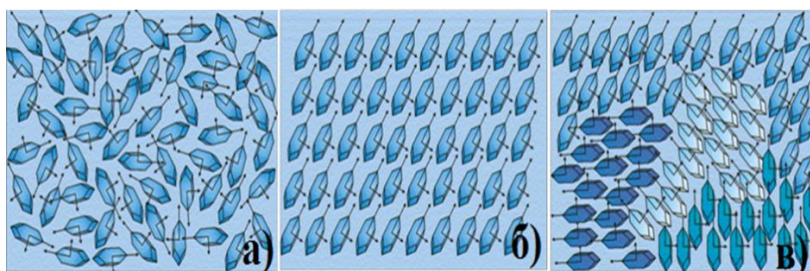


Рис. 1. Виды текстур: а) нет текстуры; б) однокомпонентная; в) многокомпонентная

Экспериментально показано [2], что текстура материала оказывает влияние на динамический предел упругости.

После многопроходного РКУП при нагружении образцов поперек направления прокатки значение динамического предела упругости для сплава Ма2-1 примерно на 36% больше, чем вдоль направления прокатки.

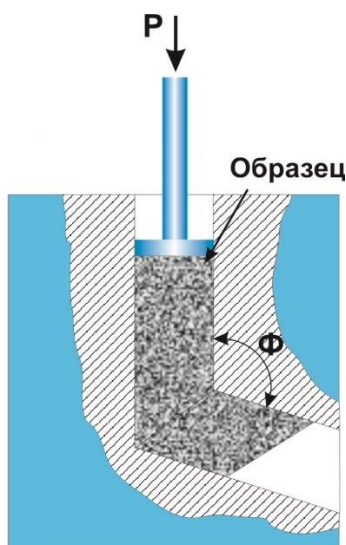


Рис. 2. Принцип работы РКУП

В настоящее время существуют физические многоуровневые модели способные описывать внутреннюю структуру материала, в том числе процессы текстуробразования. Актуальность задачи идентификации параметров таких моделей подтверждается достаточно острой необходимостью их применения для моделирования технологических процессов с целью улучшения свойств изделия и предотвращения негативных эффектов эксплуатации [4].

При натуральных экспериментах с высокой степенью точности определяется кристаллографическая текстура материала, но для идентификации моделей эти данные редко используются. Как правило, такие данные представляют собой полюсные фигуры и для их сравнительного анализа перспективным представляется подход, основанный на вейвлетах.

Предложив способ определения «близости» модельных и экспериментальных данных полюсных фигур, в дальнейшем можно ставить и решать оптимизационные задачи определения параметров модели, что и определяет актуальность данной работы.

В данной работе предлагается применить полученную информацию о текстурах для идентификации многоуровневой физической модели.

2. Прямые полюсные фигуры

Прямая полюсная фигура – стереографическая проекция нормалей к граням всех кристаллитов (зерен) данного поликристалла.

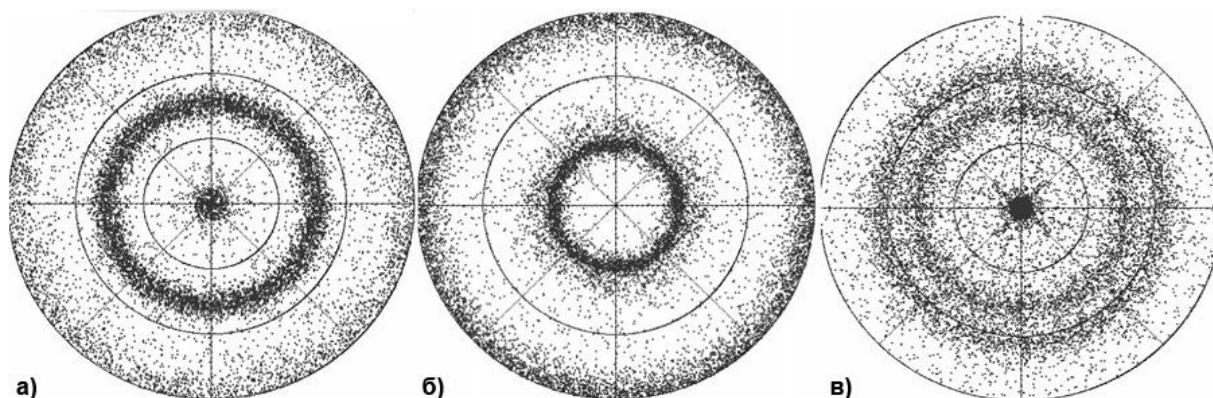


Рис. 3. Прямые полюсные фигуры после осадки вдоль оси ОХ для направлений: а) [100]; б) [110]; в) [111]

3. Экспериментальные методы для получения ПДФ

Для получения прямых полюсных фигур существует множество различных методов исследования. Среди таких методов более известны: рентгеновские (например, фотографические, дифрактометрические), методы электронного излучения и т.д.

В работе будут использоваться результаты дифрактометрических методов, т.к. они предоставляют наиболее точные количественные характеристики полюсной фигуры.

4. Модели ротации физических теорий пластичности

В многоуровневых моделях, как правило, повороты решетки описываются интегрально по зернам, а описание поворота решетки зерна рассматривается как отдельный блок.

Наиболее популярными моделями поворота решетки являются модель стесненного поворота Тейлора, определяющая спин решетки как разность тензора вихря и антисимметричной части тензора пластических сдвигов, и модель, связывающая поворот решетки с материальным поворотом, определяемым ортогональным тензором, сопровождающим упругую деформацию.

5. Переход к массивам данных

На данном этапе в работе полюсные фигуры генерируются самостоятельно для проверки работоспособности алгоритма.

После генерации полюсных фигур необходимо перейти от изображения к массивам данных. Для этого накладывается равноплощадочная сетка и вычисляется отношение количества точек попавших на площадку ко всему количеству точек на полюсной фигуре.

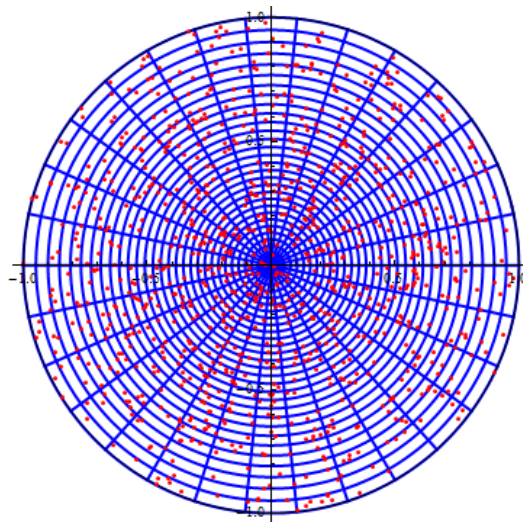


Рис. 4. Равноплощадочная сферическая сетка спроецированная на плоскость по правилу стереографической проекции

6. Переход к массивам данных

Для корреляционного анализа массивов данных используется вейвлет-преобразование. Метод успешно используется для анализа поверхностей и наилучшим образом подходит для решения поставленных задач, чем другие (например, Фурье, поточечный анализ и д.р.).

7. Вейвлет-преобразование

Вейвлет-преобразование сигнала состоит в его разложении по базису, основанного из обладающей определенными свойствами функции (вейвлета) посредством масштабных изменений и переносов.

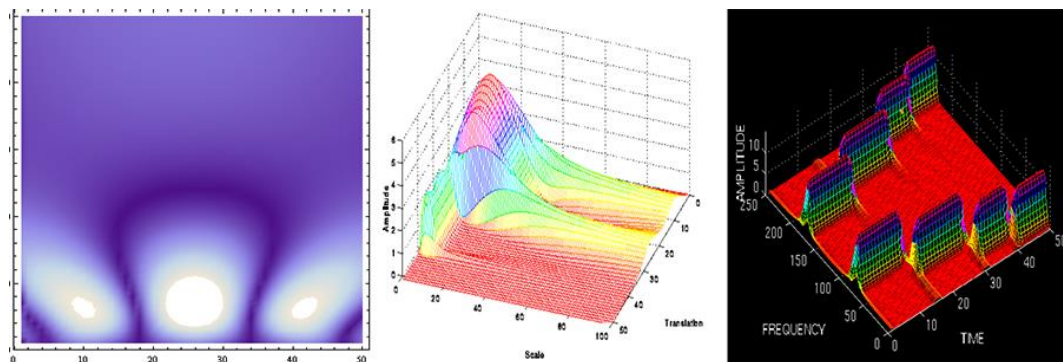


Рис.5. Пример функций вейвлет коэффициентов

Непрерывное вейвлет-преобразование двумерного сигнала $s(\mathbf{t})$ имеет вид:

$$W(a, \mathbf{b}) = \frac{1}{\sqrt{a}} \int_{-\infty}^{\infty} s(\mathbf{t}) \Psi^* \left(\frac{\mathbf{t} - \mathbf{b}}{a} \right) d\mathbf{t} \quad (1)$$

где Ψ^* – анализирующий вейвлет (звездочка обозначает комплексное сопряжение), который получается вращением одномерного вейвлета, \mathbf{t} – радиус-вектор двух пространственных координат, a – масштаб, \mathbf{b} – вектор сдвига двух пространственных координат.

8. Математическая постановка сравнительного анализа полюсных фигур

$$\left\{ \begin{array}{l} W_{теор}(a, \mathbf{b}) = \frac{1}{\sqrt{a}} \int_{-\infty}^{\infty} s_{теор}(\mathbf{t}) \Psi^* \left(\frac{\mathbf{t} - \mathbf{b}}{a} \right) dt, \\ W_{эксп}(a, \mathbf{b}) = \frac{1}{\sqrt{a}} \int_{-\infty}^{\infty} s_{эксп}(\mathbf{t}) \Psi^* \left(\frac{\mathbf{t} - \mathbf{b}}{a} \right) dt, \\ K(a) = \frac{\int_{-\infty}^{\infty} W_{теор}(a, \mathbf{b}) W_{эксп}(a, \mathbf{b}) d\mathbf{b}}{\sqrt{\int_{-\infty}^{\infty} W_{теор}^2(a, \mathbf{b}) d\mathbf{b} \int_{-\infty}^{\infty} W_{эксп}^2(a, \mathbf{b}) d\mathbf{b}}}, \end{array} \right.$$

где K – корреляционная функция, $W_{теор}$ и $W_{эксп}$ – функция вейвлет коэффициентов теоретических и экспериментальных данных, $s_{теор}$ и $s_{эксп}$ – теоретические и экспериментальные данные, Ψ^* – анализирующий вейвлет (звездочка обозначает комплексное сопряжение), который получается вращением одномерного вейвлета вокруг выделенной оси, \mathbf{t} – радиус-вектор, зависящий от двух пространственных координат, a – масштаб, \mathbf{b} – вектор сдвига двух пространственных координат.

9. Результаты

Численные расчеты проводились по собственному алгоритму и визуализировались в математическом пакете Wolfram Mathematica.

Численное интегрирование производилось методом Симпсона, так как он является наиболее точным по сравнению с другими методами (например, трапеций, треугольников и т.д.).

Численные расчеты посвящены исследованию корреляции полюсных фигур при условии разницы количества направлений на них. Для генерирования первой полюсной фигуры задавалось 1000 направлений. Вторая ПФ получалась «стиранием» некоторого числа точек первой случайным образом.

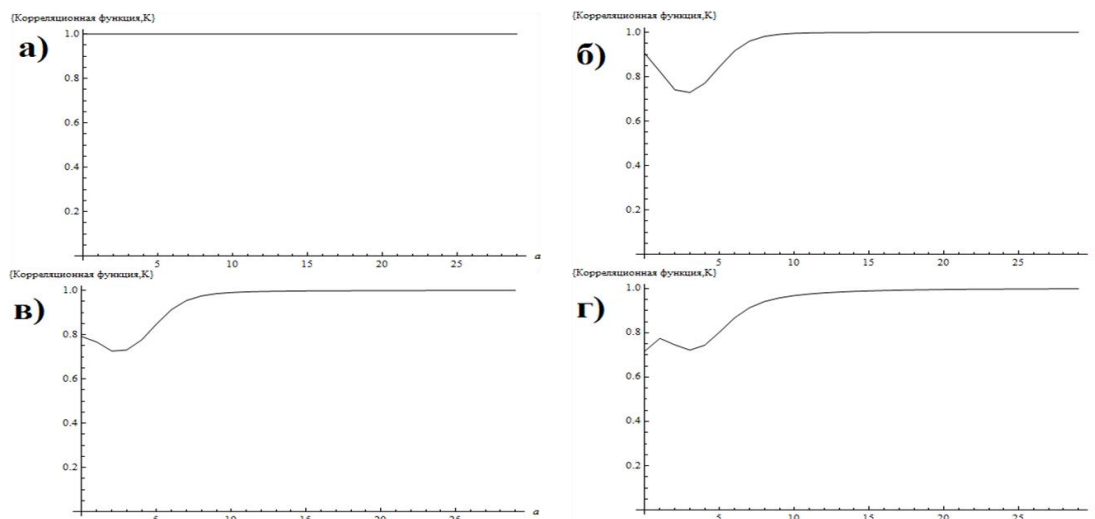


Рис.6. Корреляционные функции сравнения «эталонной» ПФ с ПФ, в которых были исключены некоторое количество направлений: а) исключено 0 % направлений; б) исключено 25 % направлений; в) исключено 50 % направлений; г) исключено 75 % направлений. По оси абсцисс откладывается масштаб, по оси ординат откладывается значение корреляционной функции

Полученные результаты показывают пригодность инструмента, рассматриваемого в данной работе, для задачи сравнения экспериментальных и теоретических текстур. Представленные графики корреляционных функций свидетельствуют о применимости алгоритма сравнения для полюсных фигур в условиях различия (например, количеством направлений или поворотом на некоторый угол). Также, данный способ является весьма гибким: можно проводить расчеты на разных сетках, выбирать масштаб исследования, использовать различные анализирующие функции и т.д.

10. Заключение

Данная работа является частью глобальной задачи идентификации параметров модели неупругого деформирования посредством корреляционного анализа экспериментальных и теоретических данных распределения ориентаций зерен на основе вейвлет-преобразования. Результатами данной работы стал корреляционный анализ двух модельных полюсных фигур.

Литература

1. Астафьева Н. М. Вейвлет-анализ: основы теории и примеры применения // Успехи физических наук. – 1996. – Т. 166, № 11. – С. 1145–1170.
2. Добеши И. Десять лекций по вейвлетам. – Ижевск : НИЦ «Регулярная и хаотическая динамика», 2001. – 464 с.
3. Иванов А. Н. Кристаллография, рентгенография и электронная микроскопия. – Москва, 2009 – 22 с.
4. Поздеев А. А., Трусков П. В., Няшин Ю. И. Большие упругопластические деформации: теория, алгоритмы, приложения. – М. : Наука. – 1986. – 232 с.
5. Трусков П. В., Волегов П. С., Кондратьев Н. С. Физические теории пластичности: учеб. пособие. – Пермь : Изд-во Перм. нац. исслед. политехн. ун-та, 2013. – 244 с.
6. Волегов П. С. Математическая модель неупругого деформирования ГЦК-поликристаллов на базе несимметричной физической теории пластичности: дис. ... канд. физ-мат наук. – Пермь, 2011. – 144 с.

ОСОБЕННОСТИ РАЗРУШЕНИЯ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ ПРИ РАЗЛИЧНЫХ ВИДАХ НАГРУЖЕНИЯ

С. В. Гладковский¹, Д. А. Двойников¹, И. С. Каманцев^{1*}, В. Е. Веселова¹, С. В. Кутенева¹,
С. Н. Сергеев²

¹Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт машиноведения Уральского отделения Российской академии наук, ул. Комсомольская, 34, Екатеринбург, Российская Федерация

²Федеральное государственное бюджетное учреждение Институт проблем сверхпластичности металлов Российской академии наук, ул. Степана Халтурина, 39, Уфа, Российская Федерация

*Ответственный автор. Электронная почта ks@imach.uran.ru; адрес для переписки: 620049, ул. Комсомольская, 34, Екатеринбург, Российская Федерация. Телефон: +7 (343) 362–34–48; факс: +7 (343) 374–53–30

Композиционные материалы характеризуются особенностями процессов разрушения, обусловленных особой природой композитов: неоднородностью, статистической природой прочностных свойств, развитием трещин на микроуровне и объемным напряженным состоянием как в слоях, так и в компонентах слоя. В работе обсуждаются результаты проведенных исследований композиционных материалов при циклическом, ударном и статическом нагружениях с целью выявления закономерностей повышения конструкционной прочности металлических материалов.

Ключевые слова: слоистые композиционные материалы, стали и сплавы, мониторинг роста трещин, ударная вязкость, трещиностойкость

1. Введение

Известным методом торможения трещины, лежащим в основе многих технических решений, является создание на пути движения трещины границы раздела. На такой границе связи между частицами тела ослаблены, что увеличивает вязкость материала и соответственно его сопротивление распространению трещин. Широкие перспективы в этом отношении связываются с разработкой и внедрением слоистых металлических композиционных материалов из разноименных и разнородных металлов, получаемых методами сварки взрывом, давлением и интенсивной пластической деформации.

2. Задачи исследования

При разработке и изготовлении указанного класса композитов основная задача заключается в целенаправленном формировании комплекса механических свойств, характеризующегося нестандартным сочетанием повышенного уровня прочности и ударной вязкости материала.

1. Основная задача работы заключалась в исследовании влияния элементов конструкции слоистых металлов – межслойных границ и промежуточных прослоек из пластичного металла, соединяющих стальные слои, а также технологии их изготовления – на уровень механических свойств и характер структуры композиционного материала.

2. Определение характеристик живучести и циклической трещиностойкости модельного биметалла 09Г2С-09Г2С и многослойном композита 09Г2С-АМц-09Г2С, а также выявление особенностей развития усталостной трещины в данных материалах, связанные с ее прохождением через межслойные границы.

3. Материалы исследования

Таблица 1 – Химический состав сталей

Марка материала	Легирующие элементы, мас. %, %										
	C	Mn	Cr	Ni	Cu	Ti	Al	Si	P	S	Fe
АМц		1,5			0,1		97	0,55			До 0,7
09Г2С	0,10	1,47	0,027	0,041	0,047	0,016	0,041	0,66	0,027	0,007	ост.
09Г2С (в составе композита)	0,073	1,11	0,066	0,061	0,125	0,015	0,039	0,68	0,0025	0,008	ост.

Объектом исследования являлись образцы изготовленные из слоистых металлических композитов полученных сваркой взрывом и горячей пакетной прокаткой. Оценка влияния границы соединения слоев проведена на модельном биметалле с различным качеством соединения слоев: 09Г2С-09Г2С полученном сваркой взрывом и горячей пакетной прокаткой. Влияние наличия вязких прослоек на кинетику роста УТ проведено на слоистых материалах 09Г2С-АМц-09Г2С полученных горячей пакетной прокаткой.

4. Методы исследования

В слоистых композиционных материалах направление роста трещины разделяют на два типа – для образцов с линией надреза перпендикулярно слоям («разветвляющаяся» трещину ориентация) используется термин "crack-divider orientation", а для ориентации параллельно слоям («тормозящая» трещину ориентация) "crack-arrester orientation".

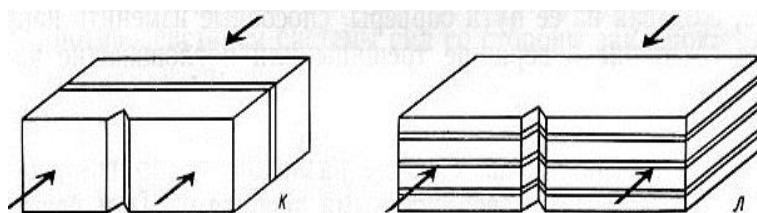


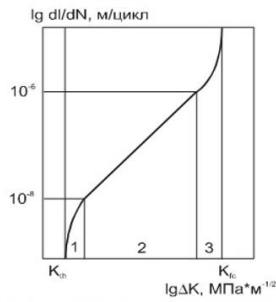
Рис. 1.

Для повышения способности материалов сопротивляться росту усталостных трещин наиболее значимым типом является тормозящий. В этом случае при достижении фронта усталостной трещины границы раздела слоев происходит ее торможение. Торможение роста трещины в слоистых материалах достигается посредством реализации следующих основных механизмов: затупление вершины трещины, расслоение слоев композита, а также изменение траектории трещины и ее ветвление.

Высокочастотная испытательная машина MIKROTRON (RUMUL)



Нагрузка: до 20кН (± 10 кН);
Ход поршня: 4 мм (± 2 мм)
Частотный диапазон: 60-250 Гц (5 ступеней)



Кинетическая диаграмма усталостного разрушения (КДУР)

$$\frac{dl}{dN} = C \cdot \Delta K^m$$

Уравнение Пэриса



Универсальная машина Instron-8801

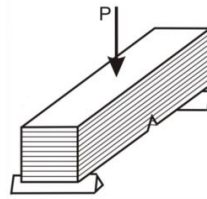


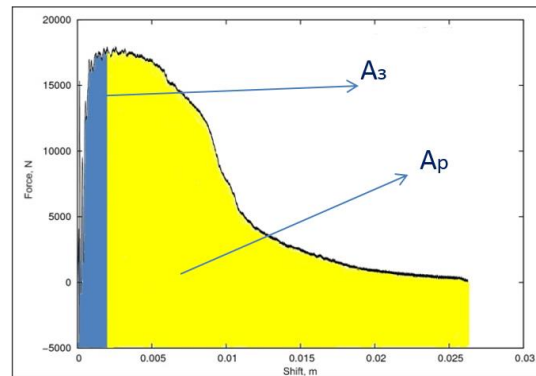
Схема трехточечного изгиба призматического образца с V-образным надрезом 5 x 10 x 55 мм

Рис. 2. Статические испытания и исследования циклической трещиностойкости

Инструментированный маятниковый копер Tinius Olsen IT542M



Диаграммы ударного нагружения



$$J_{1d} = 2A_z/B(W-a)$$

A_z - работа распространения трещины;
 B - ширина образца;
 W - высота образца;
 a - глубина концентратора напряжений

Л.Р. Ботвина, 2008

Рис. 3. Определение характеристик ударной вязкости и динамической трещиностойкости

Таблица 2 – Механические свойства стали 09Г2С, двух- и трехслойных металлокомпозитов

Материал	$\sigma_{0,2}$	σ_B	δ	ψ
	МПа		%	
прокат 09Г2С толщиной 5 мм в нормализованном состоянии	336	465	24	67
двухслойный композит «09Г2С+09Г2С» толщиной 9,8 мм, полученный сваркой взрывом	550	564	16	62
трехслойный композит «09Г2С+АМц+09Г2С», $h_a/h_c = 0,2$, толщиной 7,4 мм, полученный пакетной прокаткой	479	570	13	34
Трехслойный композит «09Г2С+АМц+09Г2С», $h_a/h_c = 0,04$, толщиной 6,3 мм, полученный пакетной прокаткой	666	713	10	29

5. Механические свойства стали 09Г2С, двух- и трехслойных металлокомпозитов

Результаты механических испытаний образцов при комнатной температуре, изготовленных из исходных и композиционных материалов показали, что двухслойные стальные композиты, полученные сваркой взрывом, характеризуются ~ в 1,2 раза более высокими значениями предела прочности (σ_B) и ~ в 1,6 раза более высокими значениями условного предела текучести ($\sigma_{0,2}$) по сравнению с соответствующими величинами для стали 09Г2С в исходном нормализованном состоянии. Величина отношения $\sigma_{0,2}/\sigma_B$ для стали в исходном состоянии составляет 0,7, а для композита после сварки взрывом она достигает 0,97, что свидетельствует об интенсивном упрочнении и уменьшении запаса пластических свойств композиционного материала.

Трехслойные сталеалюминиевые композиты, полученные пакетной прокаткой, отличаются повышенным уровнем прочностных свойств: σ_B и $\sigma_{0,2}$ соответственно в 1,2–1,5 и в 1,4–2,0 раза превышают исходный уровень и в 1,3 и 1,2 выше уровня свойств двухслойного (без алюминиевой прослойки) композита, полученного сваркой взрывом. При этом более высокий уровень прочностных свойств характерен для композиционного материала с относительно тонкими прослойками алюминия ($h_a/h_c = 0,04$). Пластические свойства стальных с алюминиевыми прослойками композитов остаются на достаточно высоком уровне ($\delta \geq 10\%$).

Таблица 3 – Ударная вязкость образцов из стали 09Г2С и композитов на ее основе

Материал	KCV, МДж/м ² , при температуре, °С	
	+20	-196
09Г2С, г/к прокат толщиной от 5 до 10мм*	0,39	-
Двухслойный композит «09Г2С+09Г2С», полученный сваркой взрывом	0,43	0,02 (поперек слоев)
Трехслойный композит «09Г2С+АМц+09Г2С», полученный пакетной прокаткой	>1,14	1,37 (поперек слоев) 0,61 (вдоль слоев)
11-слойный композит «6x09Г2С+5xАМц», полученный пакетной прокаткой	>2,02*	>1,72 (поперек слоев) 0,42* (вдоль слоев)

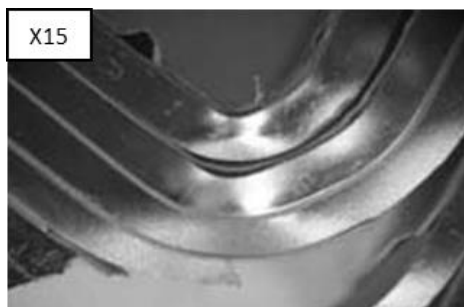


Рис. 4. Боковая поверхность образца после испытания при $t = 20^{\circ}\text{C}$

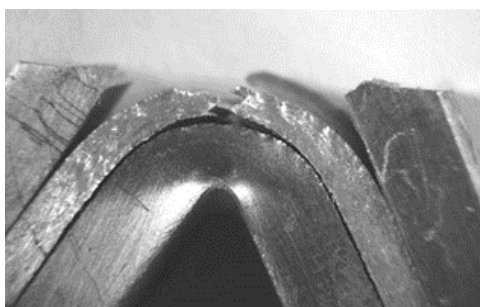


Рис. 5. Боковая поверхность образца после испытания при $t = -196^{\circ}\text{C}$

6. Результаты циклических испытаний модельного биметалла 09Г2С-09Г2С

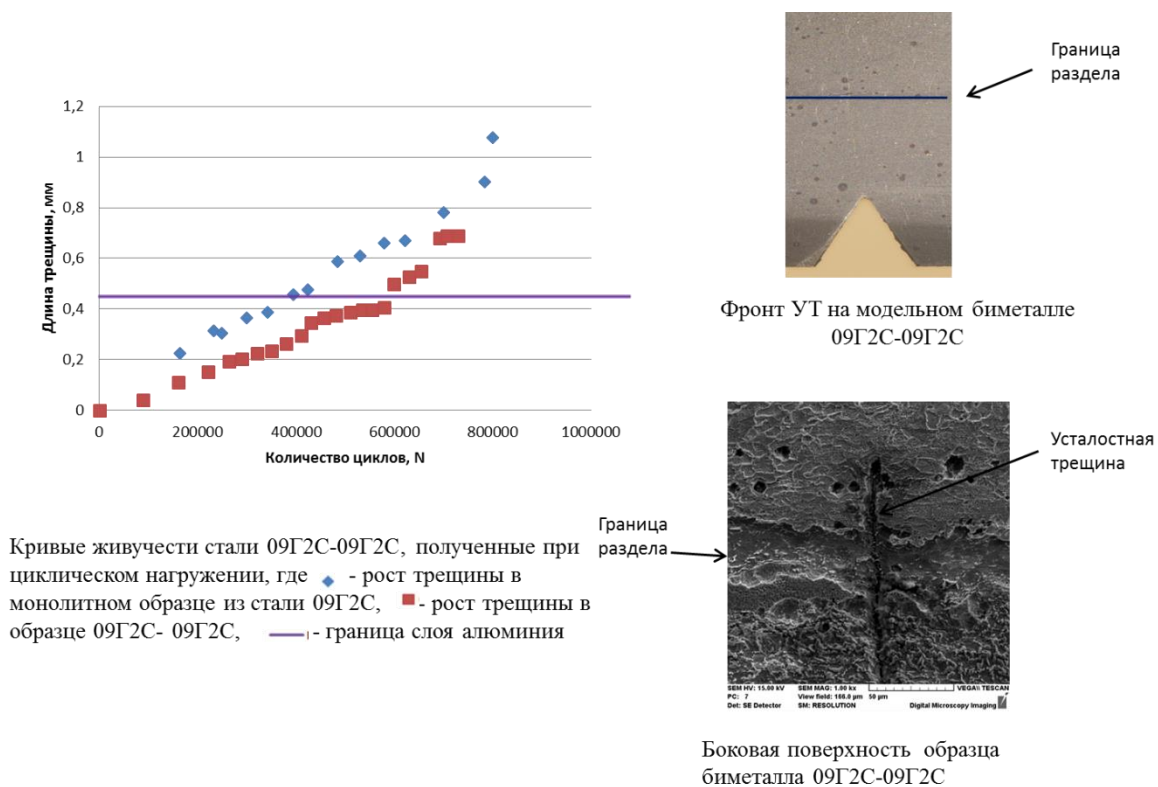


Рис. 6. Результаты циклических испытаний модельного биметалла 09Г2С-09Г2С

7. Мониторинг усталостной трещины

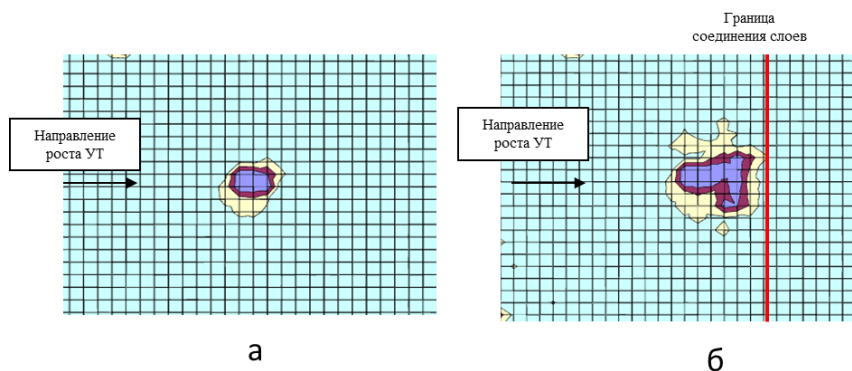


Рис. 7. Форма зоны ЛПД в вершине УТ а – на удалении от границы соединения слоев, б – при подходе к границе соединения слоев композита

Методом динамической спекл-интерферометрии было установлено, что влияние межслойной границы в композиционном материале проявляется в изменении формы зоны ЛПД в вершине УТ, что в большой степени определяет кинетику ее роста. Таким образом, наибольший вклад в эффект торможения УТ межслойная граница оказывает до выхода вершины трещины на границу соединения

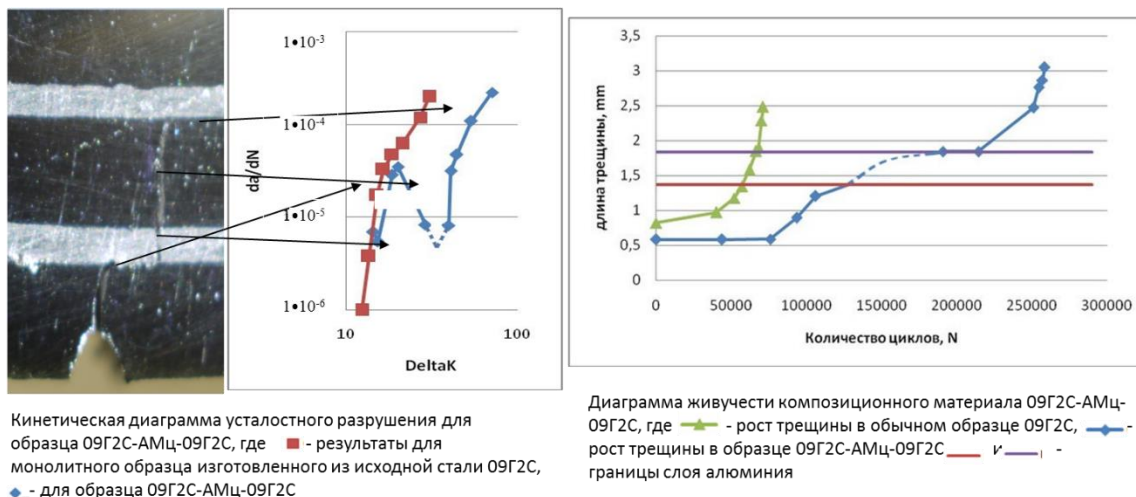


Рис. 8. Испытания на живучесть и циклическую трещиностойкость в многослойном композите 09Г2С-АМц-09Г2С

Кинетика роста УТ в композите имеющем вязкую прослойку исследована на примере многослойного слоистого композита с вязкими прослойками из алюминиевых сплавов. Композит 09Г2С – АМц-09Г2С получен методом горячей прокатки. Фиксации фронта УТ проводилась фотофиксацией в белом свете, регистрацией изменений спекловых изображений «in situ» и контролем по падению частоты колебаний.

8. Выводы

1. Установлено, что способ сварки взрывом, с помощью которого получены двухслойные композиты из стали 09Г2С, обеспечивает упрочнение композиционного материала и приводит к одновременному снижению его пластичности и сопротивления хрупкому разрушению. Наличие одной поверхности раздела слоев композита не оказывает решающего влияния на улучшение комплекса механических свойств.

2. Полученные горячей пакетной прокаткой стальные с алюминиевыми прослойками композиты характеризуются повышенным уровнем прочностных свойств и одновременно значительным увеличением сопротивления циклическому и ударному

разрушению по сравнению с двухслойными стальными композитами, полученными сваркой взрывом, и стали 09Г2С в исходном нормализованном состоянии.

3. Работа на распространение трещины в сталеалюминиевом композите всегда превышает работу на её зарождение, что характеризует повышенную динамическую трещиностойкость материала. Высокие значения работы ударного нагружения сохраняются вплоть до температуры $T = -196$ °С.

4. Сочетание повышенного уровня прочностных свойств с высокими значениями ударной вязкости может быть обеспечено созданием межслойных границ и введением прослоек из пластичного металла в конструкции композита. Изменением количества и качества границ, а также относительной толщины стальных слоев и прослоек, можно управлять соотношением значений прочностных свойств и сопротивления циклическому и ударному разрушению, добиваясь оптимального сочетания прочности и вязкости конструкционного материала.

5. На примере модельного биметалла 09Г2С–09Г2С и многослойных композитов 09Г2С-АМц-09Г2С, полученных сваркой взрывом и горячей прокаткой соответственно, выявлено влияние границы раздела слоев и пластифицирующей прослойки алюминиевого сплава АМц на кинетику развития усталостной трещины. Обнаружен эффект торможения трещины при прохождении ею границы соединения слоев в модельном биметалле.

Авторы выражают благодарность: д.т.н. Владимирову А.П. и к.т.н. Коковихину Е.А. за помощь в проведении экспериментов и обсуждении результатов.

Работа выполнена с использованием оборудования ЦКП «Пластометрия» при частичной финансовой поддержке РФФИ грант №14-08-31673мол_а, проекта УрО РАН №15-15-1-52 по программе «Арктика» и в соответствии с планом Фундаментальных научных исследований государственных академий наук на 2013-2020г. по теме №01201354598.

СТРУКТУРА, ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И ОСТАТОЧНЫЕ НАПРЯЖЕНИЯ ЭВТЕКТОИДНОЙ СТАЛИ, ПОДВЕРГНУТОЙ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ МЕТОДОМ ГИДРОЭКСТРУЗИИ

Э. С. Горкунов, С. М. Задворкин, Л. С. Горулева*, Э. Р. Черемичина

Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт машиноведения Уральского отделения Российской академии наук, ул. Комсомольская, 34, Екатеринбург, Российская Федерация

*Ответственный автор. Электронная почта sherlarisa@yandex.ru; адрес для переписки: 620049, ул. Комсомольская, 34, Екатеринбург, Российская Федерация. Телефон: +7 (343) 375–35–87; факс: +7 (343) 374–53–30

Исследована структура, физико-механические свойства и остаточные напряжения высокоуглеродистой стали У8А, подвергнутой интенсивной пластической деформации методом гидроэкструзии. Показано, что с увеличением степени деформации при гидроэкструзии становится более развитой субзеренная структура. Установлен однозначный характер взаимосвязей магнитных и механических характеристик стали У8А, подвергнутой гидроэкструзии, что позволяет оценивать величины σ_v , $\sigma_{0,2}$ этого материала, используя в качестве параметров контроля коэрцитивную силу, максимальную магнитную проницаемость, характеристики магнитных шумов Баркгаузена и скорость распространения упругих волн. Установлено, что для стали У8А возможна оценка величины микроискажений кристаллической решетки по измерениям коэрцитивной силы, максимальной магнитной проницаемости и скорости распространения упругих волн во всем диапазоне изменения микроискажений.

Ключевые слова: интенсивная пластическая деформация, гидроэкструзия, эвтектоидная сталь, структура, физико-механические свойства.

Цель работы: Установить взаимосвязи между структурой, физико-механическими свойствами и уровнем остаточных напряжений высокоуглеродистой стали, подвергнутой интенсивной пластической деформации методом гидроэкструзии.

Задачи:

- 1) Исследовать микроструктуру холоднодеформированных прутков стали У8А при разных степенях деформации методом EBSD анализа.
- 2) Определить основные прочностные, магнитные и электромагнитные свойства высокоуглеродистой стали, подвергнутой гидроэкструзии
- 3) Установить корреляционные зависимости между физическими характеристиками и уровнем прочностных свойств и остаточных напряжений в изделиях из высокоуглеродистой стали, подвергнутых деформированию методом гидроэкструзии.

1. Введение

В последние годы все большее распространение получает технология интенсивной пластической деформации (ИПД) материалов с целью повышения их эксплуатационных характеристик. Используя методы ИПД (волочение и прессование на большие степени обжатия без промежуточных отжигов, кручение под высоким давлением, равноканальное угловое прессование, гидроэкструзия), можно добиться значительного уменьшения размера зерна и получения высокопрочного состояния без изменения химического состава. Это и объясняет все возрастающий интерес к материалам, подвергнутых такого рода обработкам.

Гидроэкструзия, или гидропрессование, как один из видов ИПД, дает возможность обрабатывать изделия из малопластичных материалов сравнительно больших размеров в широком диапазоне деформаций. Уже первые исследования показали, что механические свойства металлов после деформации гидроэкструзией заметно отличаются от свойств металлов, продеформированных, например, волочением или прокаткой.

Особенно следует отметить возможности гидроэкструзии по пластической деформации хрупких труднодеформируемых металлов как молибден, вольфрам, хром и их сплавов. Для многих труднодеформируемых материалов метод гидроэкструзии является единственной технологией формообразования. Таким образом, технология гидроэкструзии оказалась весьма перспективной, и к настоящему времени для многих металлов открыта возможность существенного улучшения их физико-механических свойств. Следует, однако, отметить, что в литературе достаточно подробно описано влияние деформирования методом гидроэкструзии на структуру и свойства чистых металлов, а особенностям гидроэкструзии таких широко распространенных материалов, как стали, уделено гораздо меньше внимания.

2. Материал и методики исследований

Материалом для исследования служила горячекатаная прутковая сталь У8А диаметром 18 мм. Пластическую деформацию прутков в состоянии поставки проводили методом гидроэкструзии при комнатной температуре по последовательному маршруту $\varnothing 18 \rightarrow \varnothing 12 \rightarrow \varnothing 10 \rightarrow \varnothing 8 \rightarrow \varnothing 6$ мм. Это обеспечило получение четырех экструдатов с различной степенью деформации, равной 0; 0,64; 1,31; 1,76; 2,37

- Исследование микроструктуры стали У8А в исходном состоянии и полученных экструдатов на поперечных и продольных шлифах выполняли методом дифракции обратнорассеянных электронов (EBSD).

- С помощью рентгеноструктурного анализа методом моментов по линии (211) феррита определяли микроискажения кристаллической решетки и размер области когерентного рассеяния.

- Механические свойства стали в исходном состоянии и после гидроэкструзии определяли на пятикратных цилиндрических образцах с головками на универсальной испытательной машине INSTRON 8801.

- Магнитные характеристики определяли в замкнутой магнитной цепи по схеме пермеметра по начальным кривым намагничивания и предельным петлям магнитного гистерезиса на магнитно-измерительном комплексе «Remagraph C500».

- С помощью накладного преобразователя изучали влияние гидроэкструзии на параметры магнитных шумов Баркгаузена в переменных магнитных полях.

- С помощью электромагнитно-акустического преобразования по резонансной методике с использованием проходных датчиков определяли скорость распространения упругих волн V.

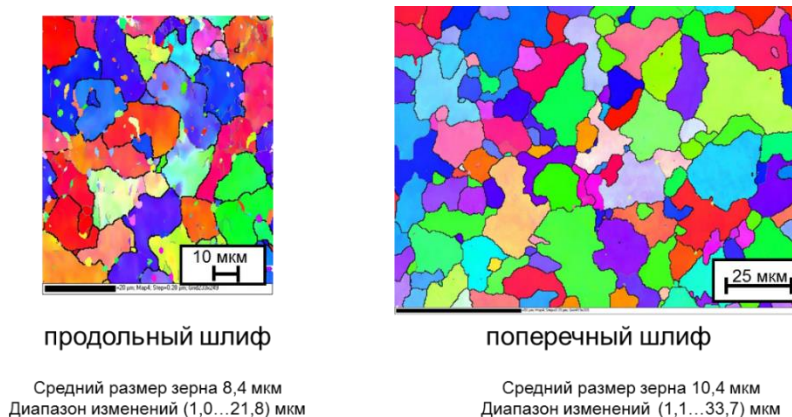
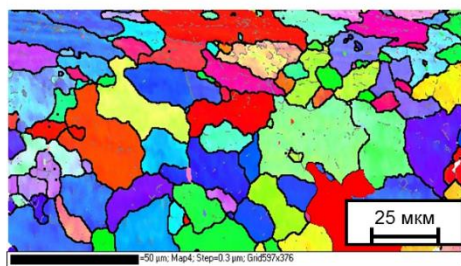
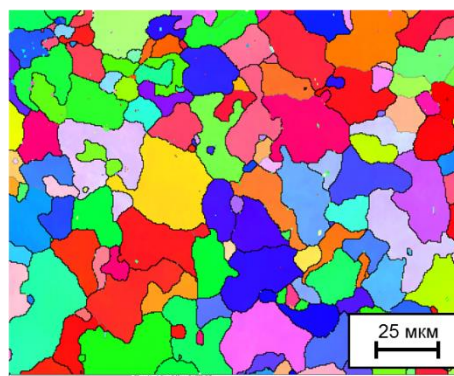


Рис. 1. EBSD-карты микроструктуры стали У8А. Исходное состояние



продольный шлиф

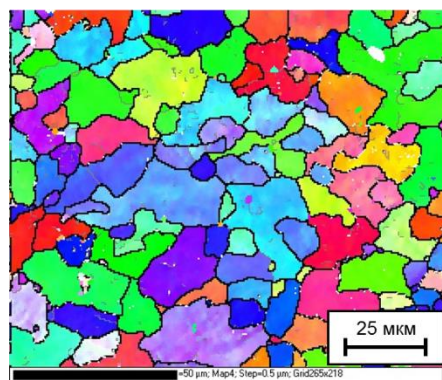
Средний размер зерна 10,9 мкм
 Диапазон изменений (0,7...35,0) мкм



поперечный шлиф

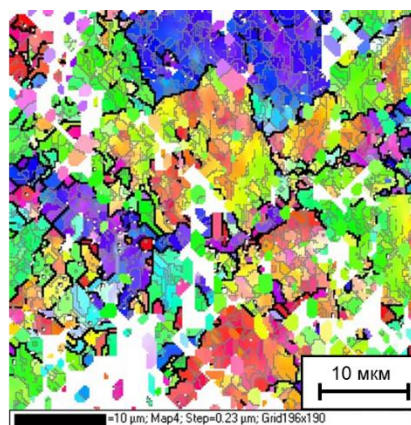
Средний размер зерна 11,8 мкм
 Диапазон изменений (1,3...35,1) мкм

Рис. 2. EBSD-карты микроструктуры стали У8А. Ø18→ Ø12 Степень деформации 0,64



продольный шлиф

Средний размер зерна 9,6 мкм
 Диапазон изменений (1,3...28,4) мкм



поперечный шлиф

Рис. 3. EBSD-карты микроструктуры стали У8А. Ø18→ Ø12→ Ø10 Степень деформации 1,31

Таблица 1 – Механические характеристики стали У8А, подвергнутой гидроэкструзии

Степень деформации	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	$\sigma_{0,2}/\sigma_B$	δ , %	HRB
0	589	325	0,55	14,1	85
0,64	938	862	0,92	1,5	100
1,31	1048	959	0,92	1,2	98
1,76	1168	1124	0,96	0,9	102
2,37	1325	1174	0,89	1,2	101

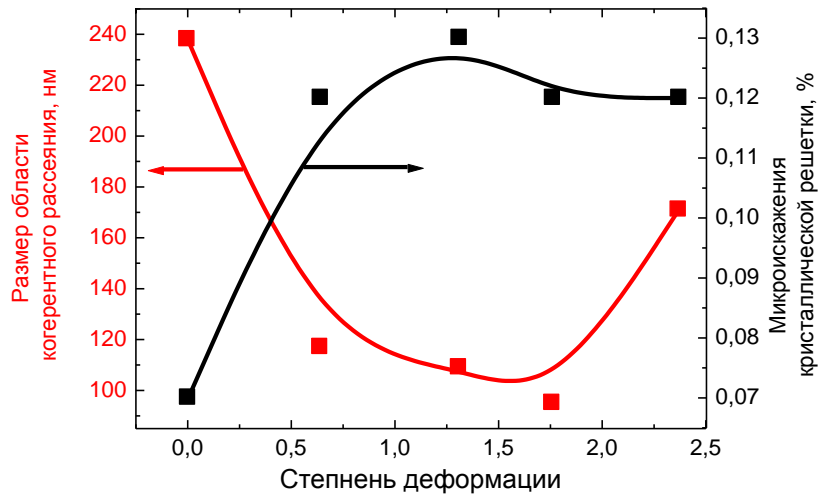


Рис. 4. Зависимость микроискажений кристаллической решетки и размера области когерентного рассеяния от степени деформации при гидроэкструзии

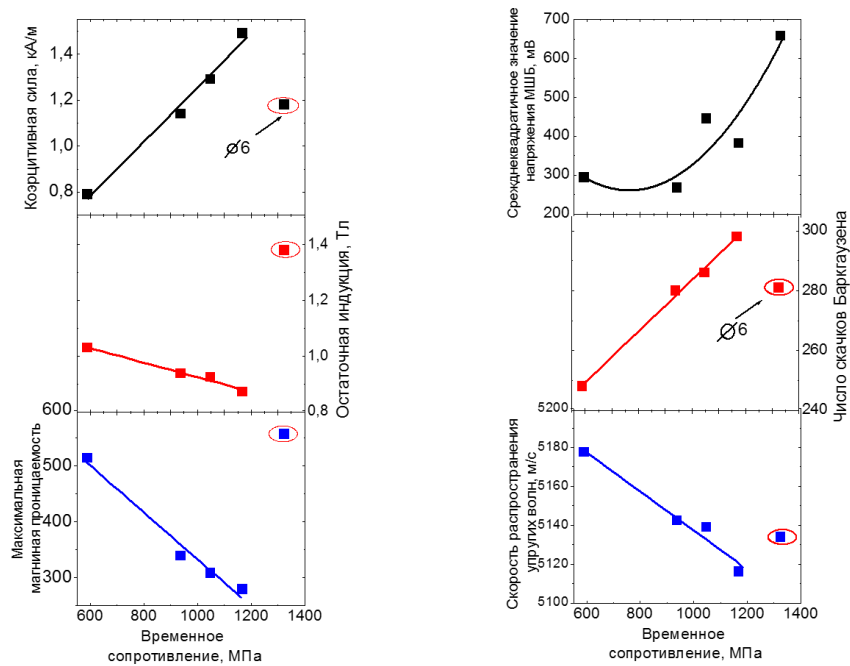


Рис. 5. Взаимосвязь магнитных характеристик и скорости распространения упругих волн стали У8А с ее временным сопротивлением

С целью получения состояний с промежуточными значениями микроискажений кристаллической решетки образец с максимальной степенью деформации был подвергнут последовательному отжигу при температурах 50...700 °С с шагом 50 °С.

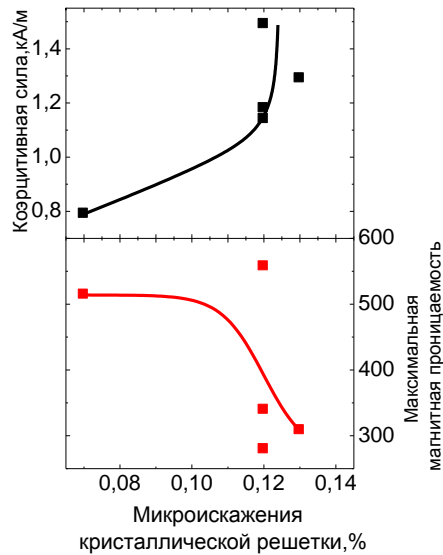


Рис. 6. Взаимосвязь магнитных свойств стали У8А, подвергнутой интенсивной пластической деформации методом гидроэкструзии с величиной микроискажений кристаллической решетки

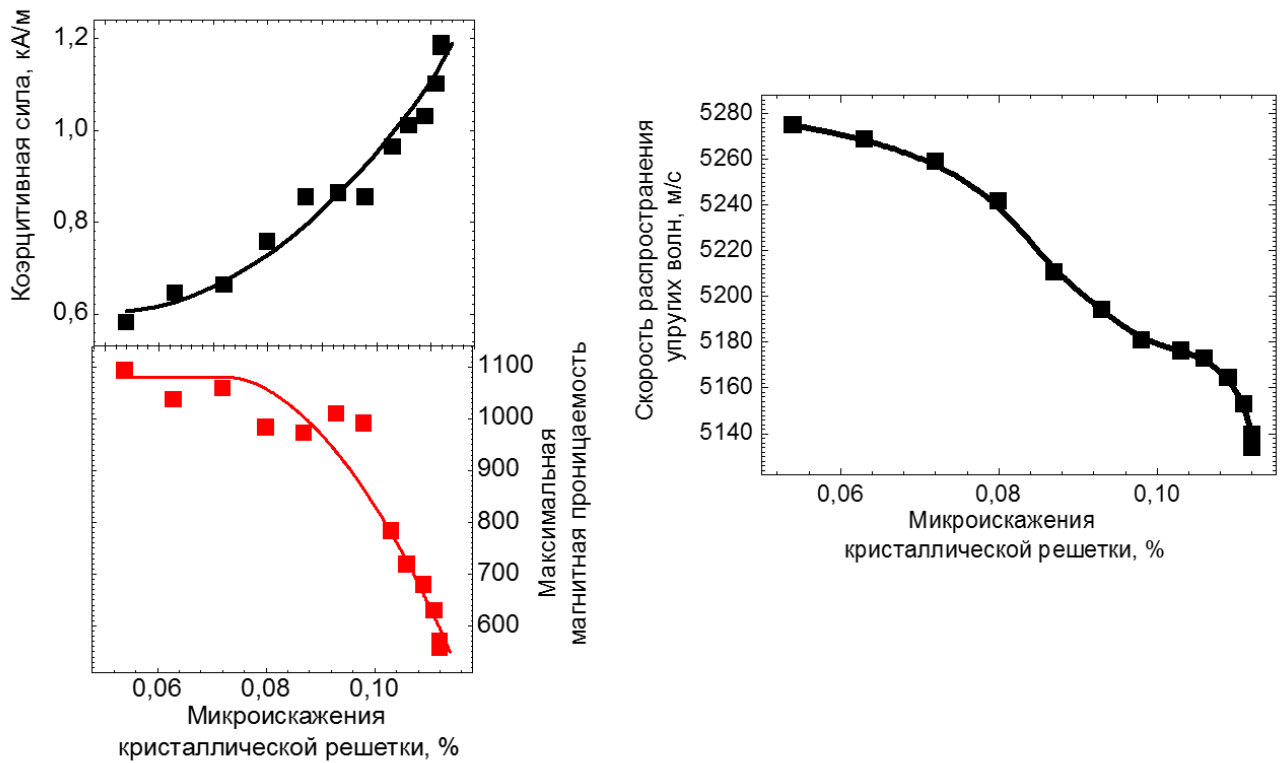


Рис. 7. Зависимость магнитных характеристик от уровня микроискажений кристаллической решетки

3. Заключение

1. Установлена однозначная связь степени деформации с основными прочностными характеристиками для стали У8А, подвергнутой гидроэкструзии. При этом после гидроэкструзии возрастает отношение $\sigma_{0,2}/\sigma_B$, что свидетельствует об уменьшении

резерва деформационного упрочнения материала и возрастании опасности его хрупкого разрушения.

2. Показано, что с увеличением степени деформации в процессе гидроэкструзии становится более развитой субзеренная структура материала.

3. Установлен однозначный характер взаимосвязей магнитных и механических характеристик стали У8А, подвергнутой гидроэкструзии, что позволяет оценивать величины σ_b , $\sigma_{0,2}$ этого материала, используя в качестве параметров контроля коэрцитивную силу, максимальную магнитную проницаемость, характеристики магнитных шумов Баркгаузена и скорость распространения упругих волн.

4. Установлено, что для стали У8А возможна оценка величины микроискажений кристаллической решетки по измерениям коэрцитивной силы, максимальной магнитной проницаемости и скорости распространения упругих волн во всем диапазоне изменения микроискажений.

Литература

1. Береснев Б. И., Трушин Е. В. Процесс гидроэкструзии. – М. : «Наука», 1976. – 200 с.
2. Бородкина М. М., Спектор Э. Н. Рентгенографический анализ текстуры металлов и сплавов. – М. : Металлургия, 1981. – 272 с.
3. Лякишев Н. П., Алымов М. И. Наноматериалы конструкционного назначения. Российские нанотехнологии. – 2006. – Т. 1, № 1–2. – С. 71–81.
4. Валиев Р. З., Александров И. В. Наноструктурные материалы, полученные интенсивной пластической деформацией. – М. : Логос, 2000. – 272 с.
5. Валиев Р. З., Александров И. В. Объемные наноструктурные металлические материалы. – М. : ИКЦ Академкнига, 2007. – 398 с.
6. Носкова Н. И., Мулюков Р. Р. Субмикроструктурные и нанокристаллические металлы и сплавы. – Екатеринбург : УрО РАН, 2003. – 279 с.
7. Русаков А. А. Рентгенография металлов. – М. : Атомиздат, 1977. – 480 с.
8. Применение EBSD анализа в физическом материаловедении / В. Н. Даниленко, С. Ю. Миронов, А. Н. Беляков, А. П. Жилиев // Заводская лаборатория. Диагностики материалов. – 2012. – Т. 78, № 2. – С. 28–46.
9. Вонсовский С. В., Шур Я. С. Ферромагнетизм. – М.-Л. : ОГИЗ, 1948. – 816 с.
10. Михеев М. Н., Горкунов Э. С. Магнитные методы структурного анализа и неразрушающего контроля. – М. : Наука, 1993. – 252 с.
11. Соколов И. А., Уральский В. И. Остаточные напряжения и качество металлопродукции. – М. : «Металлургия», 1981. – 96 с.
12. Бида Г. В., Ничипурук А. П. Магнитные свойства термообработанных сталей. – Екатеринбург : УрО РАН, 2005. – 218 с.

ОЦЕНКА ПАРАМЕТРОВ НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ СТАЛЬНЫХ ИЗДЕЛИЙ ПО КОЭРЦИТИВНОЙ СИЛЕ И СКОРОСТИ РАСПРОСТРАНЕНИЯ АКУСТИЧЕСКИХ ВОЛН РЕЛЕЯ

Э. С. Горкунов, Е. И. Якушенко, С. М. Задворкин, А. Н. Мушников*, А. П. Владимиров

*Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт машиноведения Уральского
отделения Российской академии наук, ул. Комсомольская, 34, Екатеринбург, Российская Федерация*

*Ответственный автор. Электронная почта mushnikov@imach.uran.ru; адрес для переписки: 620049, ул.
Комсомольская, 34, Екатеринбург, Российская Федерация. Телефон: +7 (343) 375-35-87;
факс: +7 (343) 374-53-30

Исследовано влияние упругого деформирования одноосным растяжением (сжатием), кручением и внутренним давлением на магнитные характеристики и скорость волны Релея в стали 09Г2С.

Предложен метод совместного использования магнитных и акустических параметров для более точной оценки механических напряжений.

Ключевые слова: коэрцитивная сила, скорость волны Релея, спекл-интерферометрический метод.

Цель работы: определение возможностей применения магнитного и акустического контроля для оценки изменений, происходящих в ферромагнетике в условиях объемного напряженного состояния.

Задачи исследования:

Экспериментально установить зависимости магнитных и акустических свойств трубной стали 09Г2С от действующих механических напряжений при различных схемах нагружения (растяжение, сжатие, кручение, внутреннее давление и их комбинации).

Найти параметры контроля и инвариантные характеристики напряженного состояния, между которыми может быть установлена однозначная взаимосвязь.

Действующие механические напряжения

$$A = \begin{pmatrix} \sigma_r & 0 & 0 \\ 0 & \sigma_\theta & \tau \\ 0 & \tau & \sigma_z \end{pmatrix}, \text{ где } \sigma = \frac{F}{\pi(R_{\text{внеш}}^2 - R_{\text{внутр}}^2)},$$

$$\tau = \frac{(R_{\text{внеш}} + R_{\text{внутр}})}{\pi(R_{\text{внеш}}^4 - R_{\text{внутр}}^4)} T,$$

$$\sigma_r = \frac{R_{\text{внутр}}^2}{R_{\text{внеш}}^2 - R_{\text{внутр}}^2} \left(1 - \frac{R_{\text{внеш}}^2}{r^2} \right) p$$

$$\sigma_\theta = \frac{R_{\text{внутр}}^2}{R_{\text{внеш}}^2 - R_{\text{внутр}}^2} \left(1 + \frac{R_{\text{внеш}}^2}{r^2} \right) p$$

Главные напряжения:

$$\left\{ \begin{aligned} \sigma_k &= \frac{1}{R_{\text{внеш}} - R_{\text{внут}}} \int_{r=R_{\text{внут}}}^{R_{\text{внеш}}} \sigma_r dr \\ \sigma_k &= \frac{1}{R_{\text{внеш}} - R_{\text{внут}}} \int_{r=R_{\text{внут}}}^{R_{\text{внеш}}} \frac{\sigma_\theta + \sigma_z \pm \sqrt{(\sigma_\theta + \sigma_z)^2 + 4(\tau^2 - \sigma_\theta \sigma_z)}}{2} dr \end{aligned} \right.$$

где индексы k принимают значения 1, 2, 3 из условия $\sigma_1 \geq \sigma_2 \geq \sigma_3$

Параметр «интенсивность напряжений» характеризует величину напряжений:

$$\sigma_i = \sqrt{\sigma_1^2 + \sigma_2^2 + \sigma_3^2 - \sigma_1\sigma_2 - \sigma_2\sigma_3 - \sigma_3\sigma_1}$$

Параметр Лодэ характеризует вид напряженного состояния объекта:

$$\mu_d = \frac{2\sigma_2 - \sigma_1 - \sigma_3}{\sigma_1 - \sigma_3}$$

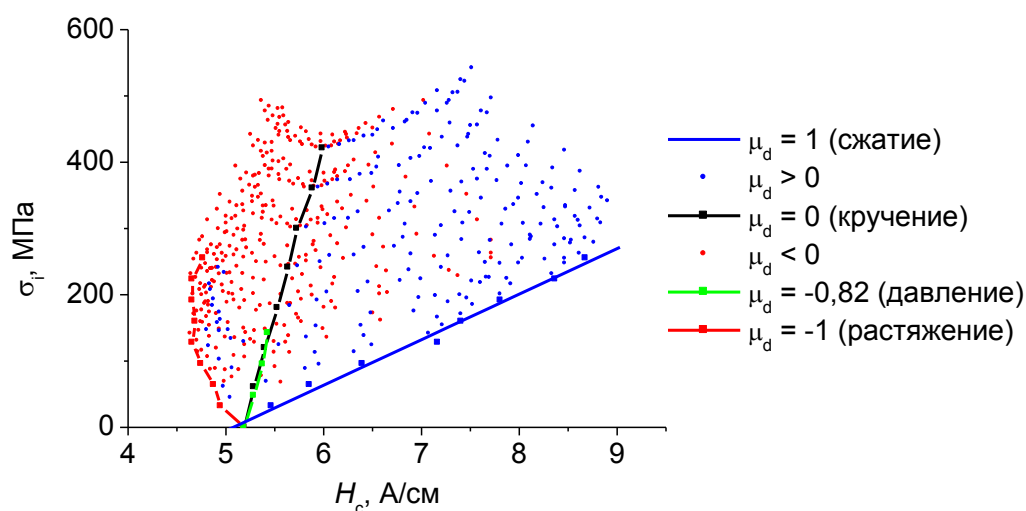


Рис. 1. Зависимости интенсивности напряжений от коэрцитивной силы при различных значениях параметра Лодэ

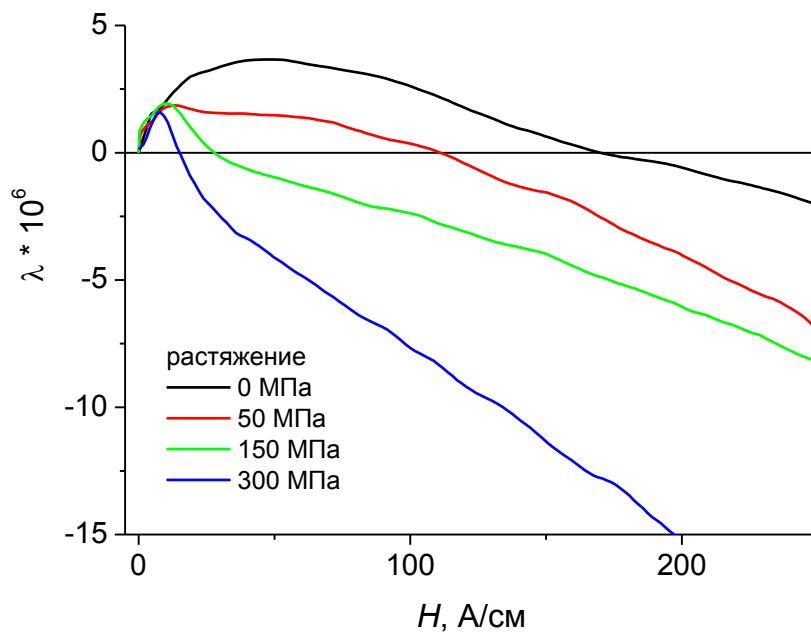


Рис. 2. Влияние растягивающих напряжений на полевые зависимости продольной магнитострикции стали 09Г2С

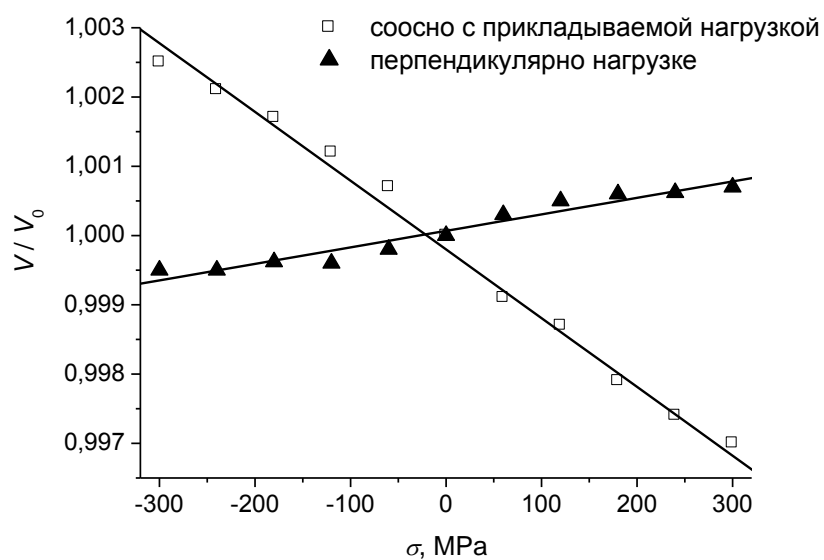


Рис. 3. Влияние растягивающих и сжимающих напряжений на скорость поверхностной волны Релея (метод автоциркуляции)

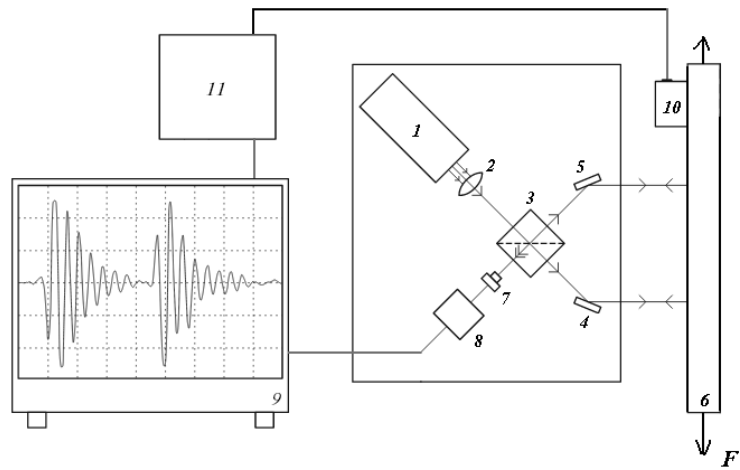


Рис. 4. Схема лабораторной установки для измерения скорости волны Релея спекл-интерферометрическим методом

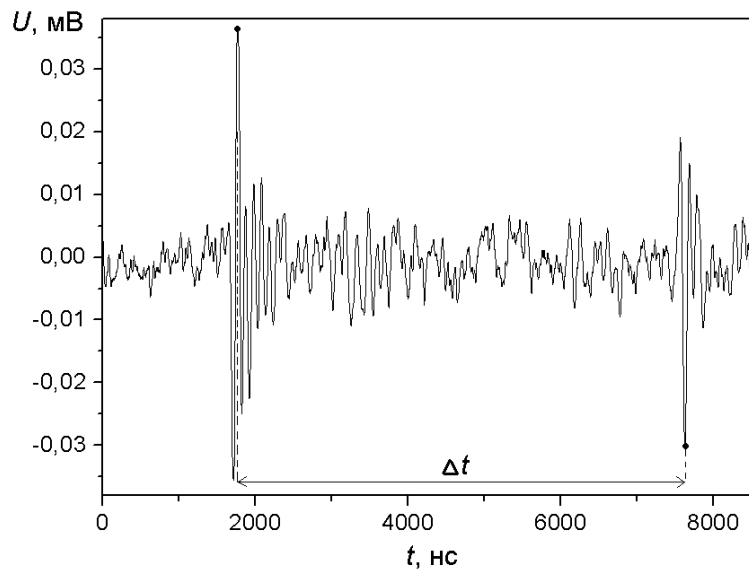


Рис. 5. Осциллограмма сигналов

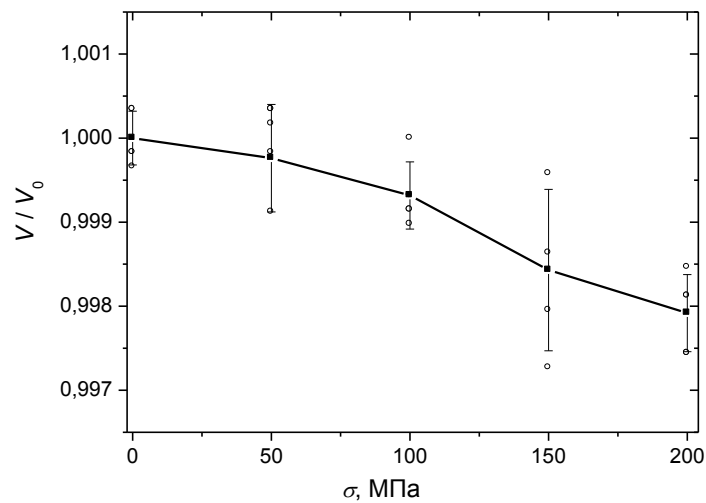


Рис. 6. Изменение скорости распространения волны Релея от растягивающих напряжений (метод спекл-интерферометрии)

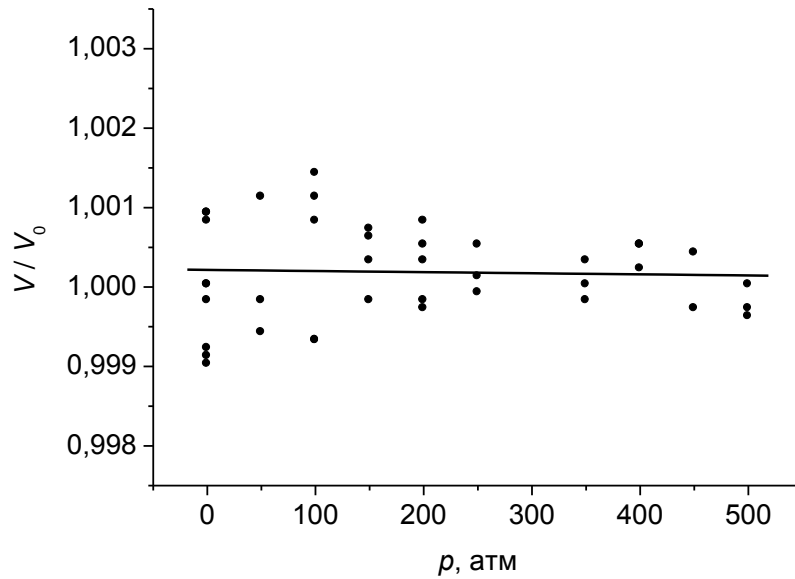


Рис. 7. Относительное изменение скорости распространения волны Релея под действием внутреннего давления

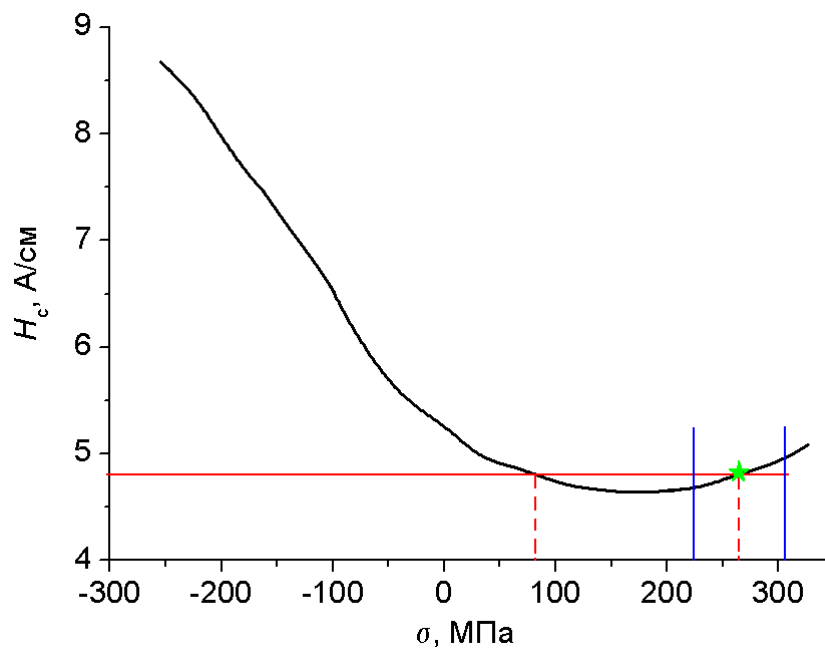


Рис. 8. Пример совместного использования магнитных и акустических параметров для определения действующих напряжений

Выводы

Методами автоциркуляции и спекл-интерферометрии показан линейный характер влияния одноосного нагружения на скорость поверхностной волны Релея в стали 09Г2С. Напряжения, вызываемые кручением и внутренним гидростатическим давлением, не оказывают заметного влияния на скорость распространения Релеевской волны вдоль оси образца ввиду того, что действуют в плоскости, перпендикулярной направлению распространения поверхностной волны.

Предложен метод совместного использования магнитных и акустических параметров для более точной оценки механических напряжений.

Литература

1. Методы акустического контроля металлов / Под ред. Н. П. Алешина. – М. : Машиностроение, 1989. – С. 11.
2. Zhitlukhina Yu. V., Perov D. V., Rinkevich A. B. Analysis of the space-time dynamics of acoustic fields on the surface of a solid // *Acoustical Phys.* – 2008. – Vol. 54, no. 1. – P. 94–100.
3. Бондаренко А. Н., Базылев П. В., Луговой В. А. Лазерная установка для измерения скорости распространения поверхностных волн Рэлея // *Дефектоскопия.* – 1990. – № 10. – С. 91–97.
4. Video visualization of the dispersive behavior of Rayleigh and Lamb wave trains by double pulsed TV holography / J. L. Dean, C. Trillo, A. F. Doval, J. L. Fernandez // *Proceedings of SPIE.* – 2008. – Vol. 7098. – P. 7098OL1–7098OL8.
5. Спекл-интерферометрическая установка для определения скорости ультразвуковой волны Рэлея на участках миллиметрового размера / А. П. Владимиров, Э. С. Горкунов, Л. С. Горулева, С. М. Задворкин, М. В. Шадрин // *Дефектоскопия.* – 2011. – № 3. – С. 3–9.
6. Никитина Н. Е. Акустоупругость: опыт практического применения. – Н. Новгород : ТАЛИАМ, 2005. – 2008 с.
7. Спекл-интерферометрическая установка для бесконтактного измерения скорости ультразвуковой волны рэлея / А. П. Владимиров, Э. С. Горкунов, П. С. Ерёмин, С. М. Задворкин, М. В. Шадрин, К. Е. Соловьёв // *Приборы и техника эксперимента.* – 2010. – № 1. – С. 128–131.

ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ СВЕРХНИЗКОУГЛЕРОДИСТОЙ ИF-СТАЛИ В МОНОЛИТНОМ МАТЕРИАЛЕ И В СОСТАВЕ СЛОИСТОГО КОМПОЗИТА

С. В. Гладковский^{1,2}, С. В. Кутенева^{1*}, И. С. Каманцев¹, С. Н. Сергеев³, И. М. Сафаров³

¹Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт машиноведения Уральского отделения Российской академии наук, ул. Комсомольская, 34, Екатеринбург, Российская Федерация

²Федеральное государственное автономное образовательное учреждение высшего профессионального образования «Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина», ул. Мира, 19, Екатеринбург, Российская Федерация

³Федеральное государственное бюджетное учреждение Институт проблем сверхпластичности металлов Российской академии наук, ул. Степана Халтурина, 39, Уфа, Российская Федерация

*Ответственный автор. Электронная почта birdinfly@mail.ru; адрес для переписки: 620049, ул. Комсомольская, 34, Екатеринбург, Российская Федерация. Телефон: +7 (343) 374–18–53; факс: +7 (343) 374–53–30

Изучены структура и механические свойства сверхнизкоуглеродистой ИF-стали (в отожженном состоянии, после теплой и холодной прокатки, а также в составе 7-слойного сталелегалюминиевого композита. Сравнительный анализ структурных исследований с применением оптической, сканирующей и просвечивающей микроскопии выявил возможность формирования в стальном слое ультрамелкозернистой структуры в ходе прокатки при температурах от комнатной до 520 °С. Установлено, что 7-слойный композит обладает более высокими прочностными свойствами по сравнению с монолитными образцами ИF-стали после аналогичного режима теплой прокатки.

Ключевые слова: сверхнизкоуглеродистая ИF-сталь, слоистый композит, холодная и теплая пакетная прокатка, субмикроструктурная структура, механические свойства.

Цель работы: изучение структурных и механических характеристик ИF-стали (001ЮТ) в качестве основы в многослойном композиционном материале и после различных деформационно-термических обработок.

ЗАДАЧИ:

1. Проведение деформационной обработки стали 001ЮТ и изготовление композита на ее основе согласно выбранным режимам прокатки.
2. Изучение микроструктуры монолитных образцов стали 001ЮТ в исходном отожженном состоянии, после теплой и холодной прокатки, а также в составе 7-слойного композита методами оптической, растровой и электронной микроскопии.
3. Проведение механических испытаний монолитных образцов стали 001ЮТ в исходном отожженном состоянии, после теплой и холодной прокатки, а также 7-слойного композита.

1. Сварка взрывом
2. Пакетная прокатка
3. Накопительная пакетная прокатка с соединением слоев (ARB-accumulative rolling bonding process)
4. Литье
5. РКУП

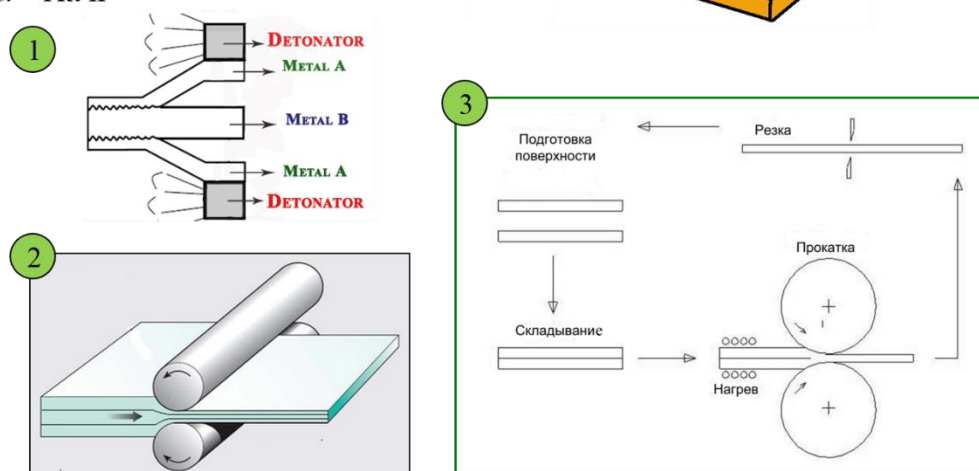


Рис. 1. Методы получения слоистых металлических композитов

Таблица 1 – Химический состав IF-стали (interstitial free steel) 001ЮТ

C	Nb	Ti	Al	Mn	Si	P	S	Fe
0.0056	0.055	0.044	0.053	0.123	0.023	0.006	0.004	основа

Таблица 2 – Материалы и технологии обработки

	Материалы	Технология обработки
1	Сталь 001ЮТ	отжиг в вакууме $T=720\text{ }^{\circ}\text{C}$, 2 ч, охлаждение в печи
2	Сталь 001ЮТ	прокатка $T=20\text{ }^{\circ}\text{C}$, $\epsilon=83\%$
3	Сталь 001ЮТ	прокатка $T=520\text{ }^{\circ}\text{C}$, $\epsilon=50\%$
4	7-слойный композит 001ЮТ+АД0	

Методы структурных исследований

✓ Оптическая микроскопия (ОМ):

- 1) Meiji Techno
- 2) Neophot-21

✓ Растровая электронная микроскопия (РЭМ):

- 1) TESCAN VEGA II XMU (микрорентгеноспектральный анализ и EBSD-анализ)
- 2) TESCAN MIRA 3 LMU (EBSD-анализ)
- 3) TESCAN MIRA 3 LMH (режим ориентационно-фазового контраста)

✓ Просвечивающая электронная микроскопия (ПЭМ):

- 1) JEM-200 CX
- 2) JEM-200 EX

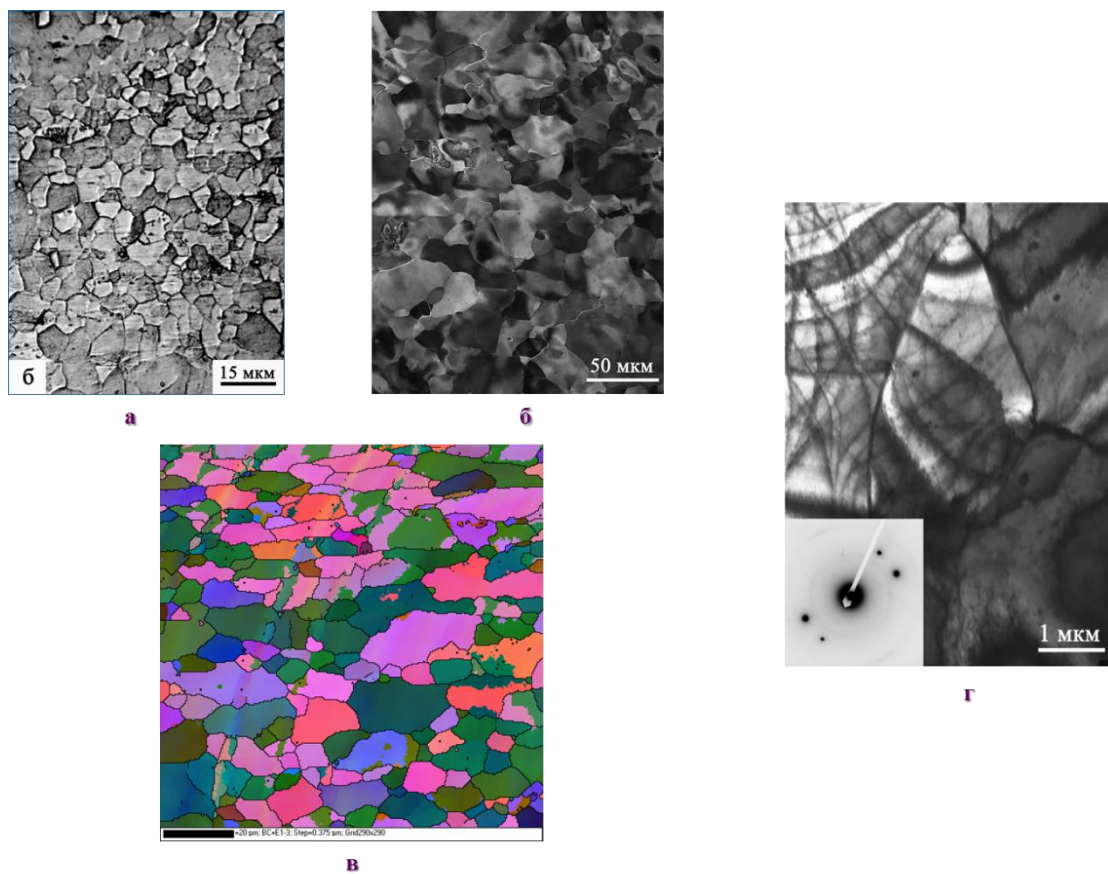


Рис. 2. Микроструктура стали 001HOT в исходном состоянии: а – ОМ; б – РЭМ; в – EBSD-анализ; г – ПЭМ

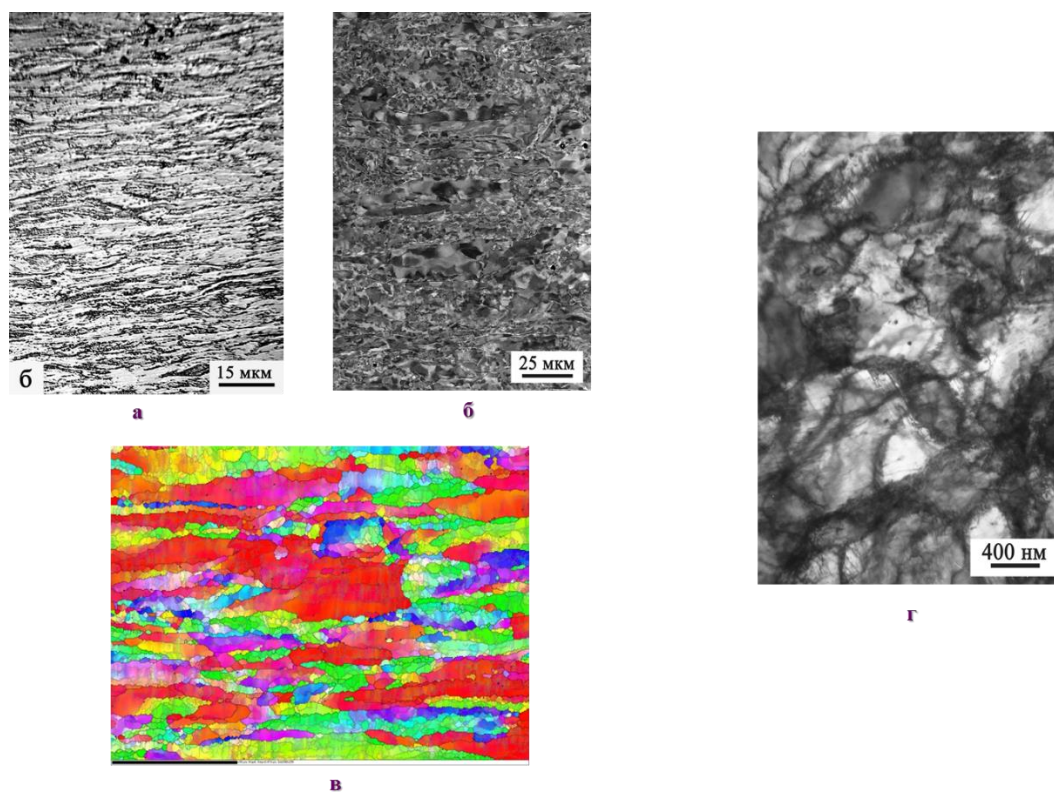


Рис. 3. Микроструктура стали 001HOT после ХПД с обжатием 83%: а – ОМ; б – РЭМ; в – EBSD-анализ; г – ПЭМ

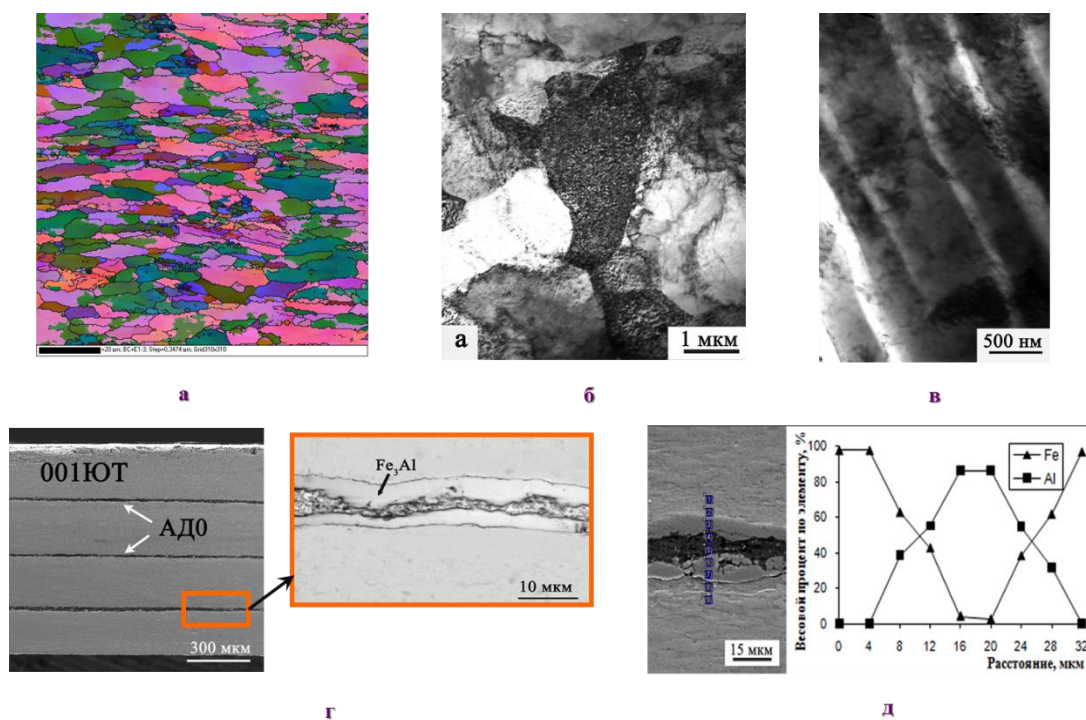


Рис. 4. Микроструктура стали 001ЮТ в составе 7-слойного композита ($T = 520\text{ }^{\circ}\text{C}$, $\varepsilon=50\%$): а – EBSD-анализ; б – ПЭМ; в – ПЭМ; г – общий вид 7-слойного композита; д – диффузионная прослойка на границе стальных и алюминиевых слоев и распределение элементов Al и Fe в пограничной зоне

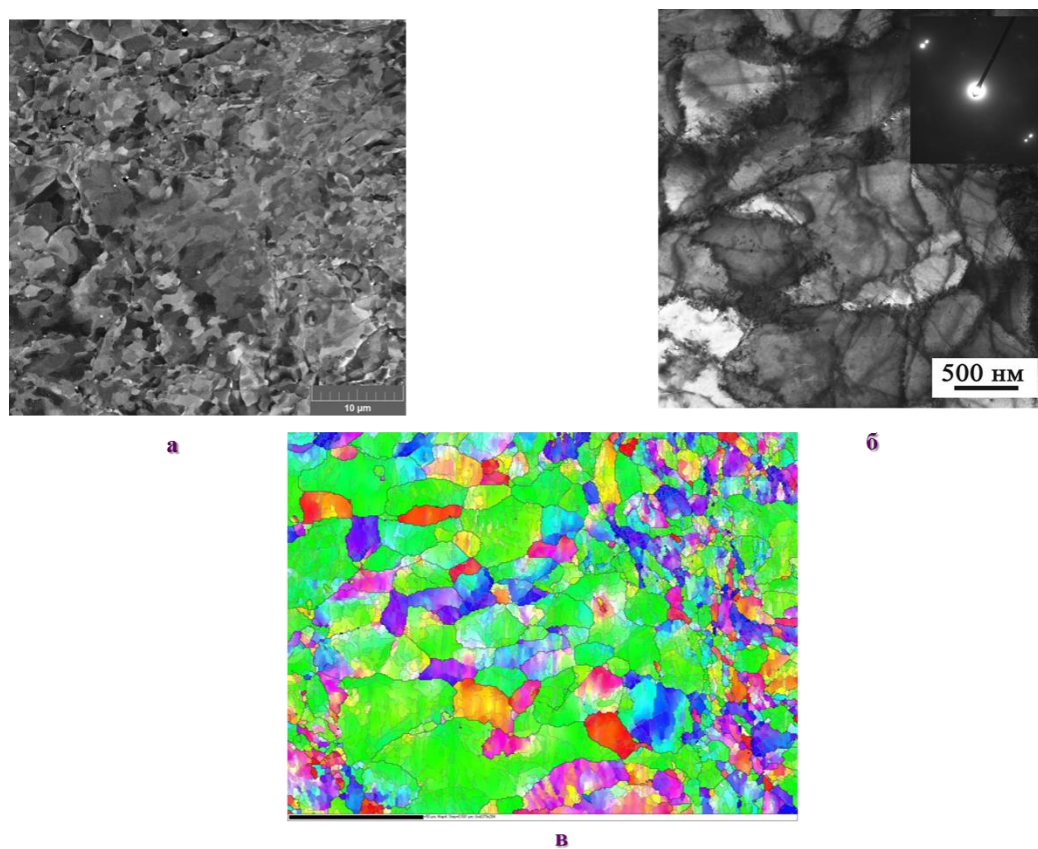


Рис. 5. Микроструктура стали 001ЮТ после теплой деформации $T = 520\text{ }^{\circ}\text{C}$, $\varepsilon=50\%$: а – РЭМ; б – ПЭМ; в – EBSD-анализ

Таблица 3 – Влияние обработки на механические свойства монолитных образцов и композита

Материалы		Технология обработки	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ , %
1	сталь 001ЮТ	отжиг $T=720$ °С, 2 ч, печь	140	330	43
2	сталь 001ЮТ	прокатка $T=20$ °С, $\varepsilon=83\%$	495	600	2.5
3	Алюминий АД0	состояние поставки	40	80	20
4	сталь 001ЮТ	прокатка $T=520$ °С, $\varepsilon=50\%$	380	450	13
5	7-слойный композит 001ЮТ +АД0		495	520	12

Заключение

1. Установлено, что многоэтапная прокатка стали 001ЮТ со степенью обжатия свыше 50% при температурах ниже 520 °С приводит к формированию УМЗ структуры и повышению значений условного предела текучести и временного сопротивления отрыву в 3,5 и 1,8 раз соответственно по сравнению с отожженным состоянием.

2. В ходе холодной прокатки со степенью обжатия 83 % в стали 001ЮТ развиваются процессы непрерывной динамической рекристаллизация с образованием субмикрочастиц структурированной структуры порядка 0.5–1 мкм с высокоугловыми границами, что способствует получению наиболее высокого уровня прочностных свойств по сравнению с другими изученными режимами обработки.

3. В стали 001ЮТ формируется диспергированная зеренно-субзеренная структура со средним размером структурных элементов 1 мкм, имеющая характерную направленность вдоль прокатки и преимущественно малоугловую разориентировку. Данный тип структуры позволяет получить прочностные свойства практически на уровне холоднодеформированной стали 001ЮТ, но с более высоким уровнем пластичности.

4. Слоистый композит и монолитный образец стали 001ТЮ, полученные при одинаковых технологических параметрах прокатки, имеют структурные элементы порядка 1.0 и 3.7 мкм соответственно. При этом в прочностных показателях композиционный образец превосходит монолитный (в 1,2–1,3 раза).

5. Методами ОМ и ПЭМ на границе стальных и алюминиевых слоев выявлены интерметаллидные диффузионные прослойки В2–структуры Fe_3Al шириной до 5 мкм. Наличие узкой интерметаллидной прослойки не снижает пластичность композита и соответствует показателю относительного удлинения стали 001ЮТ после обработки, моделирующей технологический процесс получения слоистого композита.

6. На основании результатов механических испытаний установлено, что условия деформирования стали 001ЮТ в композите с алюминиевыми прослойками при его получении методом теплой прокатки являются более благоприятными для формирования повышенного комплекса механических свойств композита при сохранении достаточной пластичности в сравнении с монолитными образцами, обработанными по аналогичному режиму.

Авторы выражают благодарность А.В. Горбунову (ОАО «ММК») за предоставленные для исследования листовые заготовки стали 001ЮТ, Е.А. Коковихину за проведение

деформационной обработки материалов и В.Г. Пушину за подготовку и проведение электронно-микроскопических исследований.

Электронно-микроскопические исследования выполнены в ЦКП «Испытательный центр нанотехнологий и перспективных материалов» ИФМ имени М.Н. Михеева УрО РАН и Институте проблем сверхпластичности металлов РАН.

Работа выполнена в соответствии с планом Фундаментальных научных исследований государственных академий наук на 2013-2020 г. по теме № 01201354598 и при частичной поддержке проекта УрО РАН № 15-15-1-52 (программа «Арктика») и гранта РФФИ №14-08-31673 мол_а.

Литература

1. Chawla N., Chawla K. N. *Metal Matrix Composites* / 2nd edition. – New York : Springer Science+Business Media, 2013. – 370 p.
2. Трыков Ю. П., Шморгунов В. Г., Гуревич Л. М. Деформация слоистых композитов. – Волгоград : Политехник, 2001. – 240 с.
3. Батаев А. А., Батаев В. А. Композиционные материалы. – М. : Логос, 2006. – 400 с.
4. Трыков Ю. П., Гуревич Л. М., Шморгунов В. Г. Слоистые композиты на основе алюминия и его сплавов. – М.: Металлургиздат, 2004. – 230 с.
5. Formability of ultrafine-grained interstitial-free steel fabricated by accumulative roll-bonding and subsequent annealing / R. Yoda, K. Shibata, T. Morimitsu, D. Terada and N. Tsuji // *Scr. Mater.* – 2011. – Iss. 65. – P. 175–178.
6. Рудской А. И., Коджеспиров Г. Е., Добаткин С. В. Перспективные технологии изготовления листового проката с ультрамелкозернистой структурой // *Металлы.* – 2012. – № 1. – С. 88–92.
7. Ko Y. G., Lee J. S., Loorentz. Microstructure evolution and mechanical properties of ultrafine grained IF steel via multipass differential speed rolling // *Materials Science and Technology.* – 2013. – № 29. – P. 553–558.
8. Структура и свойства многослойного материала на основе сталей, полученного методом горячей пакетной прокатки / Т. И. Табатчикова, А. И. Плохих, И. Л. Яковлева, С. Ю. Ключева // *Физика металлов и металловедение.* – 2013. – Т. 114, № 7. – С. 633–646.
9. Особенности образования и строения вихревых зон, формируемых при сварке взрывом углеродистых сталей / И. А. Батаев, А. А. Батаев, В. И. Мали, В. Г. Буров, Е. А. Приходько // *Физика металлов металловедение.* – 2012. – Т. 113, № 3. – С. 1–8.
10. Novel ultra-high straining process for bulk materials-development of the accumulative roll-bonding (ARB) process / Y. Saito, H. Utsunomiya, N. B. Tsuji, T. Sakai // *Acta mater.* – 1999. – Vol. 47, no. 2. – P. 579–583.
11. Ultra grain refinement and handing of IF-steel during accumulative roll-bonding / A. L. M. Costa, A. C. C. Reis, L. Kestens, M. S. Andrade // *Materials Science and Engineering: A.* – 2005. – Vol. 406, iss. 1–2. – P. 279–285. – DOI: 10.1016/j.msea.2005.06.058.
12. Tamimi S., Ketabchi M., Parvin N. Microstructural evolution and mechanical properties of accumulative roll bonded interstitial free steel // *Materials and Design.* – 2009. – P. 2556–2562.
13. Li B. L., Tsuji N., Kamikawa N. Microstructure homogeneity in various metallic materials heavily deformed by accumulative roll-bonding // *Materials Science and Engineering: A.* – Iss. 423. – 2006. – P. 331–342.
14. Исследование особенностей формирования субмикро- и наноразмерной структуры в многослойных материалах методом горячей прокатки / А. Г. Колесников, А. И. Плохих, Ю. С. Комисарчук, И. Ю. Мальцевич // *МиТОМ.* – 2010. – № 6. – С. 44–49.
15. Трыков Ю. П., Гуревич Л. М., Шморгунов В. Г. Слоистые композиты на основе алюминия и его сплавов. – М. : Металлургиздат, 2004. – 230 с.
16. Рыбин В. В. Большие пластические деформации и разрушение металлов. – М. : Металлургия, 1986. – 224 с.

17. Structural steel-aluminum sandwich composites based on low-carbon steel 006/IF / S. V. Gladkovskii, T. A. Trunina, E. A. Kokovikhin, S. V. Smirnova et al. // *Metal Science and Heat Treatment*. – 2013. – Iss. 55 (1–2). – P. 3–7.
18. Горелик С. С., Добаткин С. В., Капуткина Л. М. // Рекристаллизация металлов и сплавов. – 3-е изд. – М. : МИСИС, 2005. – 432с.
19. Microstructural evolution during accumulative roll-bondng commercial purity aluminum / X. Huang, N. Tsuji, N. Hansen, Y. Minamino // *Materials Sceince and Engineering: A*. – 2003. – Iss. 340. – P. 265–271.
20. Эволюция дислокационных субструктур в мало- и среднеуглеродистых сталях при волочении / В. В. Грачев, А. В. Громова, В. Я. Целлермаер, М. П. Ивахин, Э. В. Козлов // *Вопросы материаловедения*. – 2007. – № 4. – С. 169–173.
21. ARB and other new techniques to produce bulk ultrafine grained materials / N. Tsuji, Y. Saito, S. H. Lee, Y. Minamino. // *Advanced Engineering Materials*. – 2003. – No. 5. – P. 338–344.

ВЛИЯНИЕ ДИФфуЗИОННОГО БОРИДНОГО ПОКРЫТИЯ НА ЭЛЕКТРОМАГНИТНЫЕ СВОЙСТВА СТАЛИ 4Х5МФС

Н. Б. Пугачева¹, С. М. Задворкин¹, Т. М. Быкова^{1*}, П. А. Носов²

¹Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт машиноведения Уральского отделения Российской академии наук, ул. Комсомольская, 34, Екатеринбург, Российская Федерация

²Федеральное государственное автономное образовательное учреждение высшего профессионального образования «Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина», ул. Мира, 19, Екатеринбург, Российская Федерация

*Ответственный автор. Электронная почта tatiana_8801@mail.ru; адрес для переписки: 620049, ул. Комсомольская, 34, Екатеринбург, Российская Федерация. Телефон: +7 (343) 374–35–74; факс: +7 (343) 374–53–30

При нанесении любого защитного покрытия встает вопрос о разработке неразрушающих методов контроля его толщины, с этой целью были приведены исследование магнитных свойств образцов из стали 4Х5МФС с покрытиями разной толщины. Показано существенное изменение характера петли гистерезиса до и после борирования. Показано, что по значениям максимальной магнитной проницаемости можно контролировать наличия покрытия, а по значениям удельного электросопротивления можно контролировать толщину покрытия.

Ключевые слова: покрытие, электросопротивление, коэрцитивная сила, магнитная проницаемость.

Цель работы:

1. Получить экспериментальные зависимости электромагнитных характеристик образцов из стали 4Х5МФС от толщины боридного покрытия.
2. Установить взаимосвязь между толщиной боридного покрытия и его электромагнитными свойствами.

1. Методика работы

На образцы из стали 4Х5МФС в форме дисков диаметром 40 мм и толщиной 10 мм было нанесено диффузионное боридное покрытие различной толщины (без покрытия, покрытие толщиной 50, 100, 150 и 200 мкм). Для проведения исследования магнитных свойств диффузионных боридных покрытий использовался оригинальный компьютеризированный маготно – измерительный комплекс, оснащенный приставным магнитным устройством предназначенный для определения магнитных характеристик изделий из ферромагнитных материалов. Определяли следующие магнитные характеристики: коэрцитивная сила, значение остаточной магнитной индукции и индукции в максимальном поле, максимальная дифференциальная магнитная проницаемость. Запись петель магнитного гистерезиса осуществлялась на компьютере, путем фиксирования 7900 точек. Перед каждым измерением образцы размагничивались, и проводилась магнитная подготовка (10 циклов). Полученные петли магнитного гистерезиса были численно продифференцированы с целью получения полевой зависимости дифференциальной магнитной проницаемости. При анализе полученных зависимостей определялись точки максимумов дифференциальной магнитной проницаемости и их значения.

2. Результаты работы и обсуждения

Диффузионное борирование проводилось в порошковой насыщающей смеси при температуре 900 °С, для получения различной толщины покрытия использовали разное

время выдержки при этой температуре. При выдержке 3 ч толщина покрытия составляла 50 мкм, при выдержке в 6 ч – 100 мкм, при выдержке 9 ч – 150 мкм и при выдержке в 12 ч толщина составила 200 мкм.

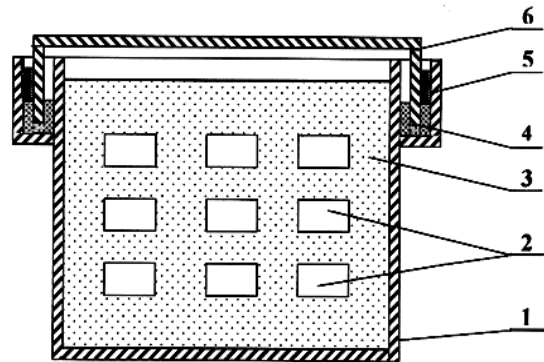


Рис. 1. Схема диффузионного борирования: 1 – корпус контейнера; 2 – образцы или детали; 3 – рабочая порошковая смесь; 4 – отработанная порошковая смесь; 5 – силикатная крошка (плавкий затвор); 6 – крышка контейнера

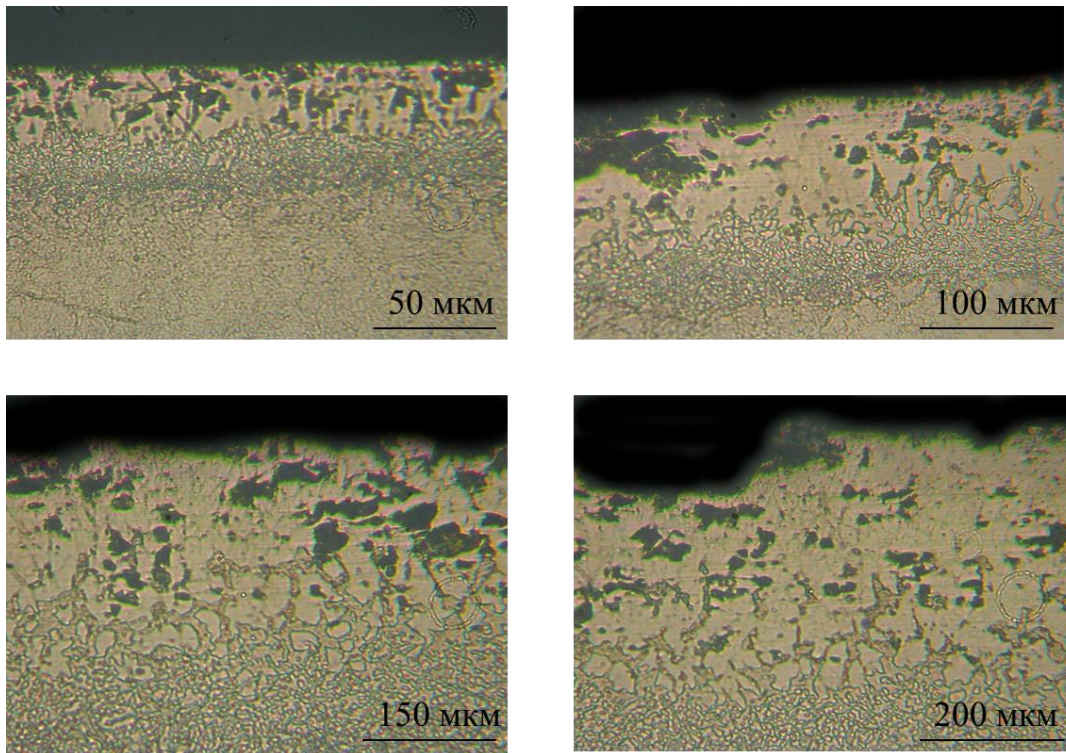


Рис. 2. Микроструктура боридного покрытия на стали 4Х5МФС

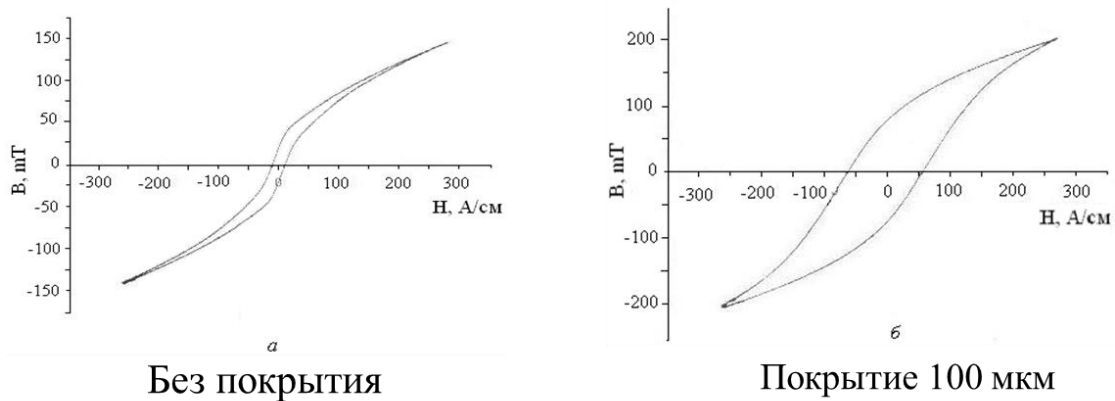


Рис. 3. Экспериментальные зависимости электромагнитных характеристик от толщины боридного покрытия

Исследование магнитных свойств образцов с покрытиями показало, существенное изменение характера петли гистерезиса до и после борирования.

Коэрцитивная сила после борирования значительно возросла. В области сильных полей заметно увеличение максимальной магнитной индукции.

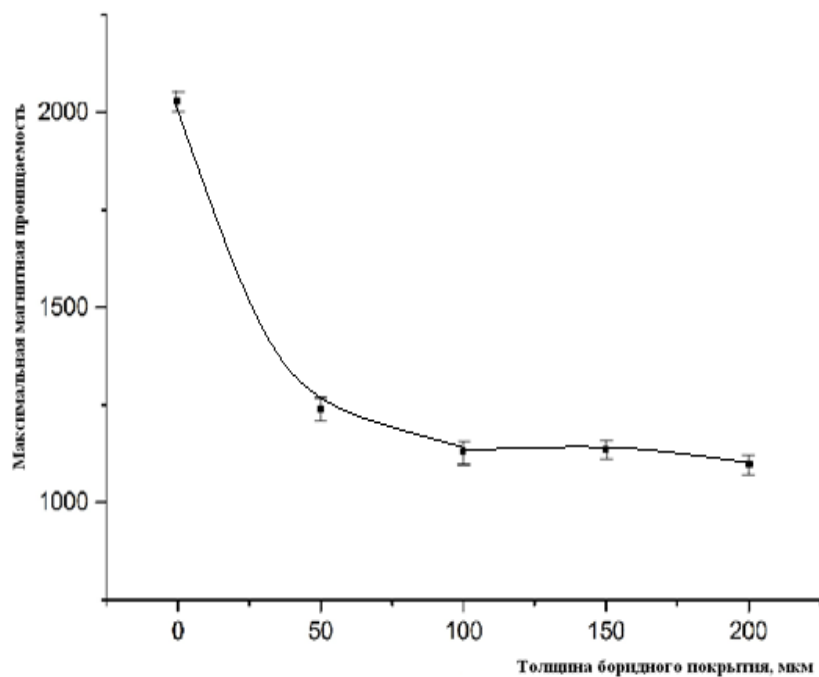


Рис. 4.

Таблица 1

h, мкм	Hс, А/см	B, мТ (остаточная)	B max, мТ (в максимальном поле)
0	9	27	145
50	53,5	92	205
100	53	83	185
150	54	82	182
200	54,2	76	172

Таблица 2 – Значения электросопротивления

Толщина покрытия, мкм	R_t , мкОм	R , мкОм	ρ , мкОм*мм
0	57,41	55,96	1526,05
50	107,43	104,71	2441,59
100	131,77	128,43	2994,77
150	135,68	130,97	3220,00
200	157,37	153,38	3576,59

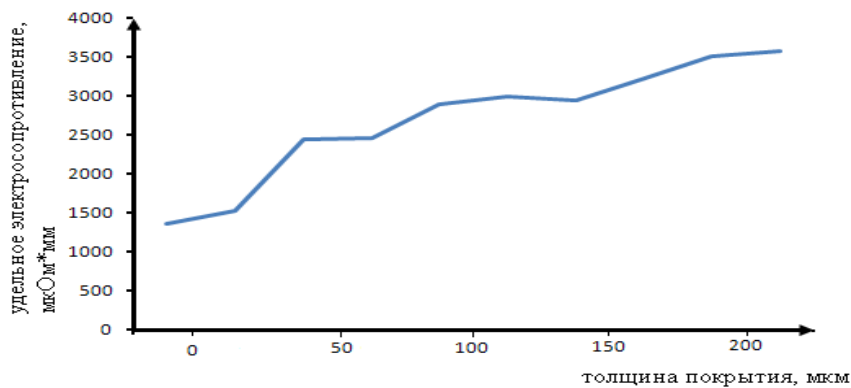


Рис. 5. Значения электросопротивления

Заключение

1. При нанесении боридного покрытия на сталь 4X5MФС коэрцитивная сила увеличивается с 9 А/см до 50 – 55 А/см, в области сильных полей заметно увеличение максимальной магнитной индукции. Остаточная индукция после борирования также возросла с 27 мТ до 75 мТ. Значения максимальной магнитной проницаемости можно использовать для контроля наличия боридного покрытия.

2. Значения удельного электросопротивления образцов повышается при увеличении толщины боридных покрытий, что позволяет использовать этот показатель для контроля толщины упрочненного слоя.

Литература

1. Cadeville M. C. Proprietes Magnetiques borides de Mn et Cr MnB et CrB // Journal of Physics and Chemistry of Solids. – 1998. – Vol. 27. – P. 667–670.
2. Костецкий И. И., Львов С. Н., Кунцкий Ю. А. Некоторые физические свойства боридов железа. // Известия АН СССР. Неорганические материалы. – 1971. – Т. 7. – С. 951–955.

РАСПРЕДЕЛЕНИЕ МАГНИТНОГО ПОТОКА В ФЕРРОМАГНИТНОЙ СТАЛИ ПРИ НАМАГНИЧИВАНИИ ПРИСТАВНЫМ П-ОБРАЗНЫМ ЭЛЕКТРОМАГНИТОМ

Э. С. Горкунов¹, С. М. Задворкин¹, П. А. Носов^{1,2*}

¹Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт машиноведения Уральского отделения Российской академии наук, ул. Комсомольская, 34, Екатеринбург, Российская Федерация

²Федеральное государственное автономное образовательное учреждение высшего профессионального образования «Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина», ул. Мира, 19, Екатеринбург, Российская Федерация

*Ответственный автор. Электронная почта p.nosov1995@gmail.com; адрес для переписки: 620049, ул. Комсомольская, 34, Екатеринбург, Российская Федерация. Телефон: 89122741323; факс: +7 (343) 374–53–30

Проведен эксперимент по исследованию распределения магнитной индукции в однородном изотропном образце из ферромагнитной стали 40Х при локальном намагничивании его приставным П-образным электромагнитом

Ключевые слова: распределение магнитного потока, П-образный электромагнит, конструкционная сталь, приставное магнитное устройство.

Цель работы: определить топографии магнитного потока с учетом бокового рассеяния в различных участках изделий, геометрические размеры которых существенно превосходят размеры полюсов приставного П-образного электромагнита.

Задача работы: проведение модельного эксперимент по определению распределения магнитного потока в однородном изотропном образце из конструкционной стали 40Х при локальном намагничивании приставным П-образным электромагнитом.

1. Введение

Сведения о распределении магнитного потока в поверхностных и внутренних слоях контролируемых изделий необходимы для оптимального выбора конфигурации приставных магнитных устройств, адекватной интерпретации результатов измерений, моделирования процессов намагничивания и перемагничивания, а также контроля механических свойств и глубины промагничивания поверхностно упрочненных изделий.

2. Объект исследования

- Материал: конструкционная легированная хромистая сталь 40Х
- Коэрцитивная сила H_c 8А/см
- Остаточная индукция B_r 0,24 Тл
- Индукция в максимальном поле B_s 2,03 Тл

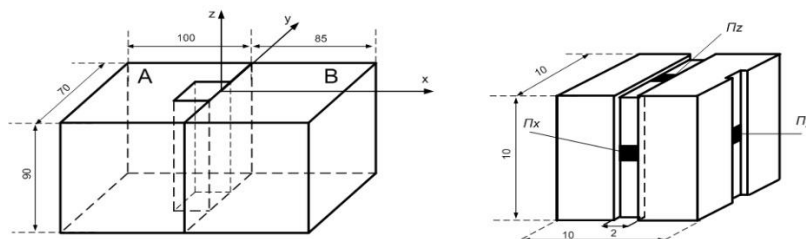


Рис. 1. Эскиз модельного образца и измерительного вкладыша

3. Методика эксперимента

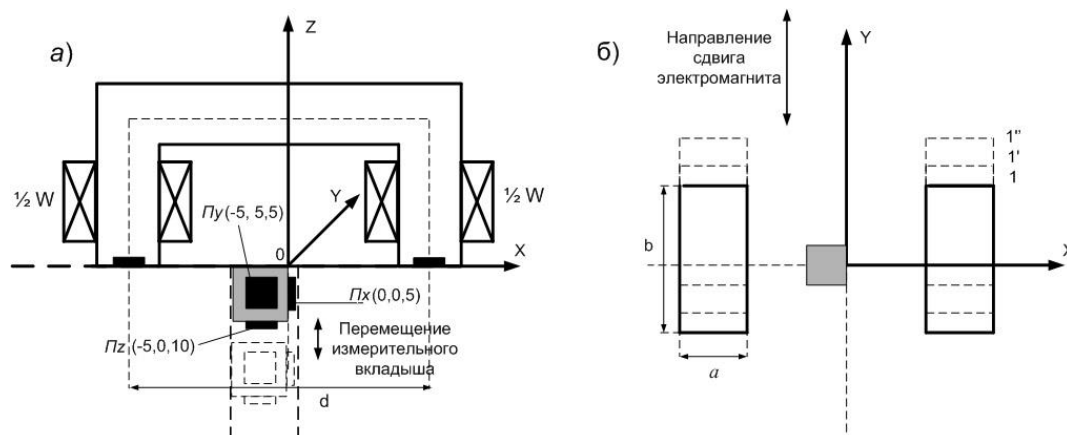
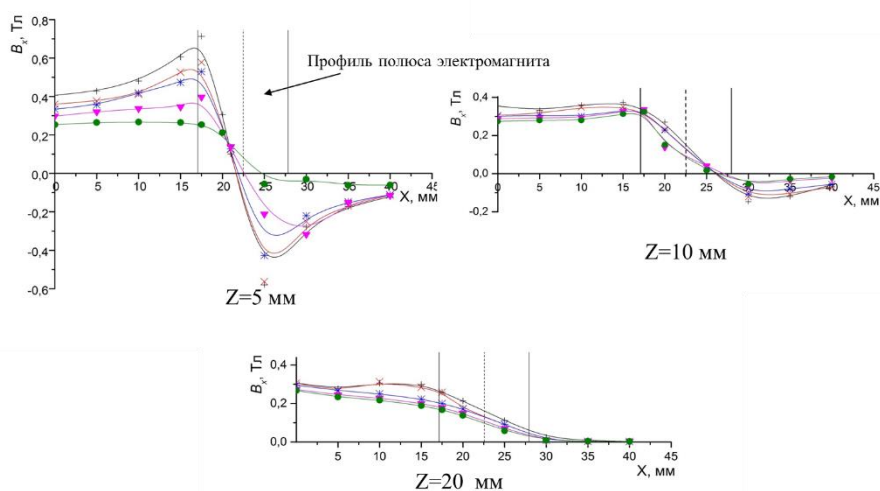
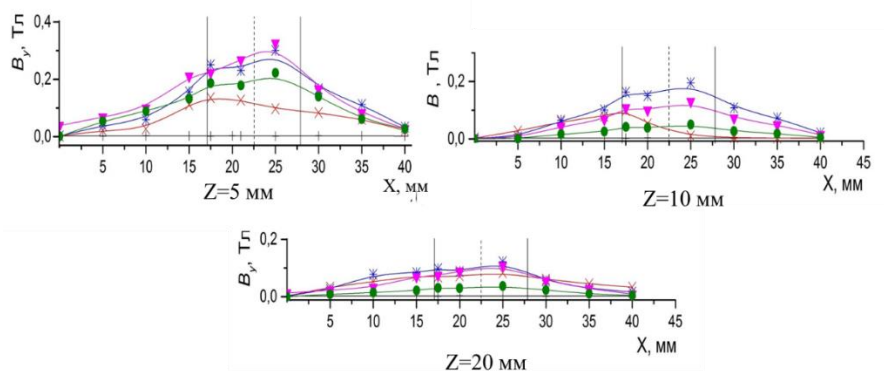


Рис. 2. Расположение электромагнита на образце и ориентация преобразователей Холла (а), перемещение электромагнита (вид сверху) (б)



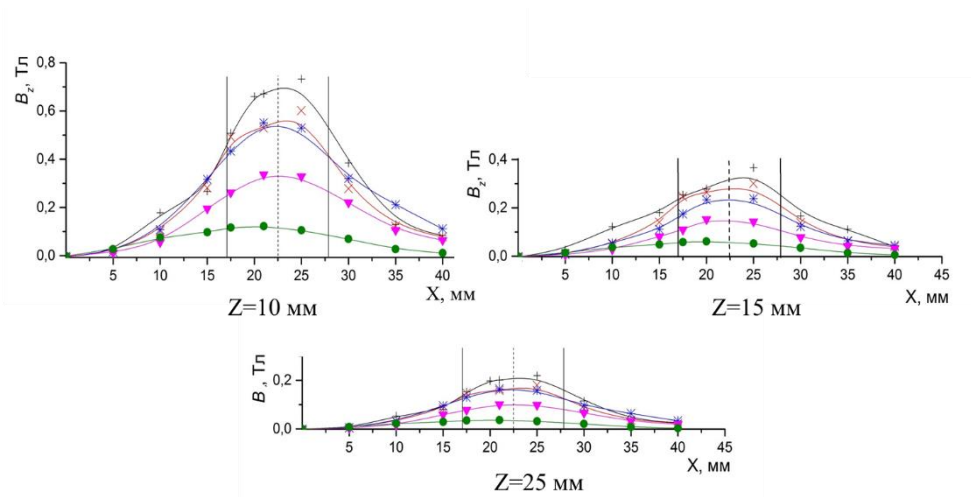
Обозначения: + $y=0$ мм; × $y=5$ мм; * $y=10$ мм; ▼ $y=15$ мм; • $y=20$ мм

Рис. 3. Компонента магнитной индукции B_x при различном положении приставного магнитного устройства относительно измерительного вкладыша



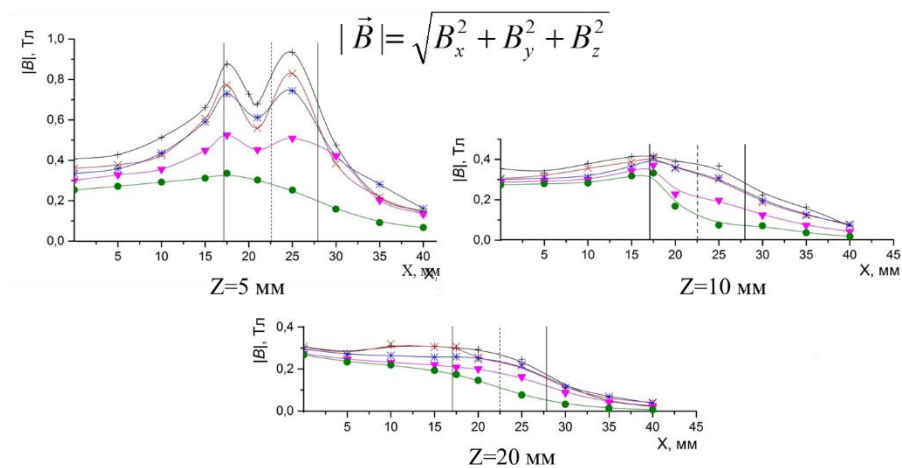
Обозначения: + $y=0$ мм; × $y=5$ мм; * $y=10$ мм; ▼ $y=15$ мм; • $y=20$ мм

Рис. 4. Компонента магнитной индукции B_y при различном положении приставного магнитного устройства относительно измерительного вкладыша



Обозначения: + $y=0$ мм; × $y=5$ мм; * $y=10$ мм; ▼ $y=15$ мм; • $y=20$ мм

Рис. 5. Компонента магнитной индукции B_z при различном положении приставного магнитного устройства относительно измерительного вкладыша



Обозначения: + $y=0$ мм; × $y=5$ мм; * $y=10$ мм; ▼ $y=15$ мм; • $y=20$ мм

Рис. 6. Модуль магнитной индукции $|B|$ при различном положении приставного магнитного устройства относительно измерительного вкладыша

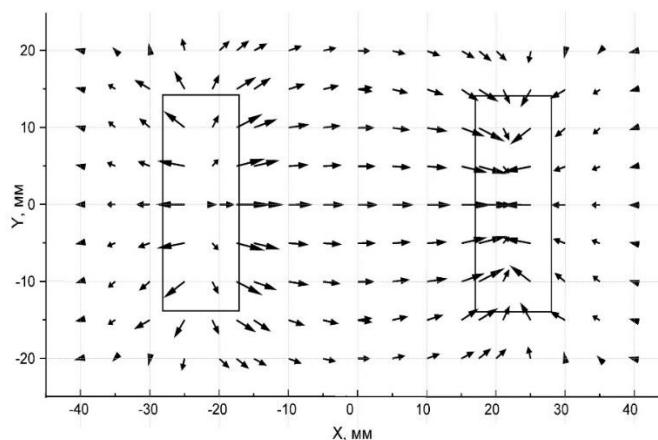


Рис. 7. Силовые линии магнитного поля в плоскости (x,y) на глубине $z=5$ мм. Длина стрелок пропорциональна модулю вектора магнитной индукции

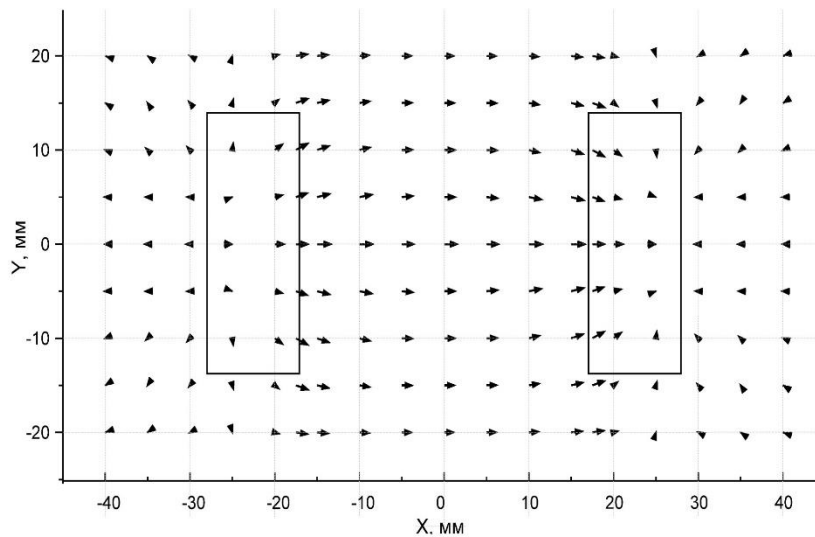


Рис. 8. Силовые линии магнитного поля в плоскости (x,y) на глубине $z=10$ мм. Длина стрелок пропорциональна модулю вектора магнитной индукции

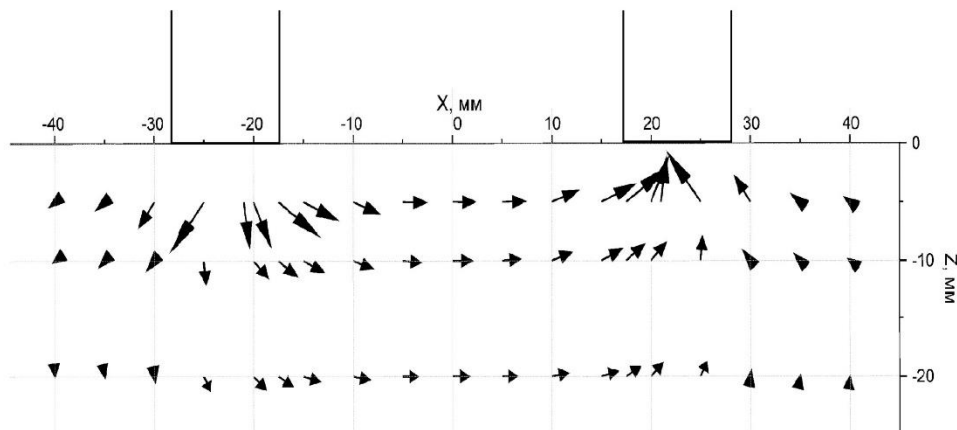


Рис. 9. Силовые линии магнитного поля в плоскости (x,z) при $y=0$ мм. Длина стрелок пропорциональна модулю вектора магнитной индукции

4. Заключение

Проведено модельное исследование распределения магнитного потока в однородном изотропном образце из конструкционной стали 40X при локальном намагничивании его приставным П-образным электромагнитом. Построено пространственное распределение магнитного потока в различных сечениях исследуемого образца.

Результаты настоящего исследования могут быть полезны в магнитной диагностике при выборе наиболее целесообразного расположения измерительных преобразователей в пространстве между полюсами электромагнита, в магнитном структурном анализе для регулирования глубины промагничивания контролируемого изделия, а также для оценки достоверности результатов численного моделирования процессов намагничивания и перемагничивания изделий из стали 40X.

Литература

1. Михеев М. Н., Горкунов Э. С. Магнитные методы структурного анализа и неразрушающего контроля. – М. : Наука, 1993. – 252 с.

2. Ключев В. В., Филинов В. Н., Матвеев В. И. Неразрушающий контроль: справ. в 8 тт. – М. : Машиностроение, 2006. – Т. 6, кн. 1: Магнитные методы контроля. – 841 с.
3. Горкунов Э. С., Захаров В. А. Коэрцитиметры с приставными магнитными устройствами // Дефектоскопия. – 1995. – № 8. – С. 69–88.
4. Михеев, М. Н. Топография магнитной индукции в изделиях при локальном намагничивании их приставным электромагнитом // Известия АН СССР. – 1948. – № 3–4. – С. 68–77.
5. Бида Г. В. О глубине намагничивания массивных изделий приставным электромагнитом и глубине контроля эксплуатационных свойств // Дефектоскопия. – 1999. – № 9. – С. 70–81.
6. Бида Г. В., Сажина Е. Ю. Оптимизация эксплуатационных характеристик приставных электромагнитов // Дефектоскопия. – 1996. – № 5. – С. 92–99.
7. Фридман Л. А., Табачкин В. П., Чернова Г. С. Намагничивание массивных ферромагнитных изделий с помощью приставных электромагнитов // Дефектоскопия. – 1977. – № 4. – С. 104–112.
8. Михеев М. Н. Об оптимальных размерах приставного электромагнита коэрцитиметра для контроля качества термической и химико-термической обработки стальных и чугуновых изделий // Труды института физики металлов. – Вып. 21. – 1959.
9. Хижняк Н. А. Интегральные уравнения макроскопической электродинамики. – Киев : Наукова думка, 1986. – 278 с.
10. Расчет магнитного поля приставного электромагнита с П-образным сердечником / Г. Г. Газизова, Т. И. Гусейнова, З. Г. Каганов, Б. М. Фрадкин // Дефектоскопия. – 1981. – № 3. – С. 71–76.
11. Филиппов Б. Н., Глухов В. М., Горкунов Э. С. Моделирование магнитных состояний в ферромагнитном стержне, намагниченном в проходном преобразователе // Дефектоскопия. – 1998. – № 7. – С. 50–59.
12. Василенко О. Н., Костин В.Н. Топография поля и потока внутри и над поверхностью ферромагнитных пластин при их контактном и бесконтактном намагничивании // Дефектоскопия. – 2013. – № 9. – С. 23–34.
13. Скальский В. Р., Клим Б. П., Почапский Е. П. Распределение индукции квазистационарного магнитного поля, создаваемого в ферромагнетике приставным электромагнитом // Дефектоскопия. – 2012. – № 1. – С. 30–43.
14. Захаров В. А. Магнитостатика систем с ферромагнетиками. – Свердловск : УНЦ АН СССР, 1986. – 95 с.

ГЕОМЕТРИЧЕСКАЯ ИНТЕРПРЕТАЦИЯ УСЛОВИЙ ПОТЕРИ УСТОЙЧИВОСТИ В ПОЛЯРНО-СИММЕТРИЧНЫХ ЗАДАЧАХ ПРИ НЕПОЛОЖИТЕЛЬНОМ ШАРОВОМ ТЕНЗОРЕ ДЕФОРМАЦИЙ

К. В. Бердников*, В. В. Стружанов

Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт машиноведения Уральского отделения Российской академии наук, ул. Комсомольская, 34, Екатеринбург, Российская Федерация

*Ответственный автор. Электронная почта kir.berdnikov@mail.ru; адрес для переписки: 620049, ул. Комсомольская, 34, Екатеринбург, Российская Федерация. Телефон: +7 904-549-97-71; факс: +7 (343) 374-53-30

Рассматривается частный случай континуальных механических систем, деформируемых в условиях полярной симметрии напряжений и деформаций. Свойства материала описываются моделью Генки с разупрочнением при условии стесненного объемного деформирования (неположительности шарового тензора деформаций). Тогда единая кривая обладает ниспадающей до нуля ветвью. Приведенные условия реализуются в задаче о расширении сферической полости в разупрочняющемся пространстве и при нагружении толстостенного сферического сосуда равномерным внешним давлением. Исходя из формализма Лагранжа проведено исследование интегрального квадратичного функционала, представляющего собой приращение полной потенциальной энергии в виде лагранжиана в указанных задачах, что позволило сформулировать условия потери устойчивости квазистатически изменяющегося активного нагружения. Для рассмотренных задач получены множества возможных деформаций, возмущающих положение равновесия и не нарушающих кинематических связей, что обеспечило возможность выписать критерии потери устойчивости процесса деформирования в явном виде. Далее приводится геометрическая интерпретация критериев в двумерном пространстве параметров, определяющих границы областей упрочненного и разупрочненного материала. Таким образом указанное пространство делится на области устойчивого и неустойчивого деформирования.

Ключевые слова: упрочнение, разупрочнение, среда Генки, полярная симметрия, лагранжиан, матрица Гессе.

1. Постановка задачи

В качестве модели материала используется модель среды Генки при следующих ограничениях:

- Тензоры напряжений и деформаций имеют диагональный вид (в сферической системе координат $\varepsilon_r, \varepsilon_\theta, \varepsilon_\varphi; \sigma_r, \sigma_\theta, \sigma_\varphi$)
- $\varepsilon_\theta = \varepsilon_\varphi$
- Единая кривая имеет ниспадающий участок, характеризующий разупрочнение материала
- Объемная деформация не положительна и, следовательно, связь между шаровыми тензорами напряжений и деформаций определяется законом Гука на всех стадиях деформирования

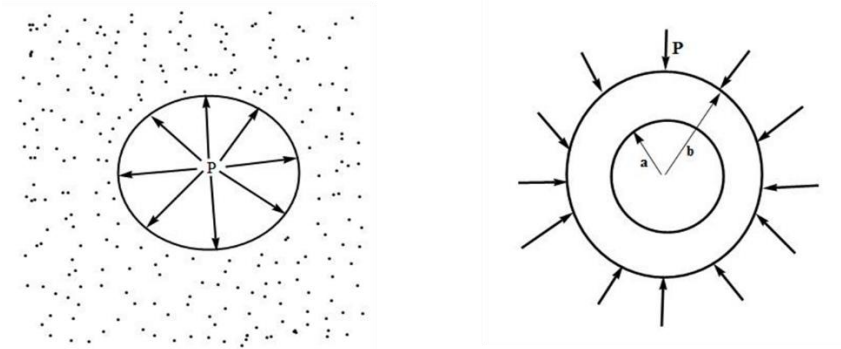


Рис. 1. Задачи

Лагранжиан

$$W = W^i + W^a \quad (1)$$

W^i – работа внутренних сил (энергия деформаций),

W^a – работа внешних сил, взятая со знаком минус (потенциальная энергия поверхностных сил).

$$W^i = \int_V F dV$$

$$W^a = - \int_{S_\sigma} p u_s dS = - p u_s S_\sigma$$

$$F(\theta, \Gamma) = F(\varepsilon_r, \varepsilon_\theta, \varepsilon_\varphi) = \frac{1}{6} K \theta^2 + \int_0^\Gamma G^s(\Gamma) \Gamma d\Gamma \quad (2)$$

$$T(\Gamma) = G^s(\Gamma) \Gamma$$

$$\theta = \varepsilon_r + 2\varepsilon_\theta, \quad \Gamma = 2(\varepsilon_r - \varepsilon_\theta) / \sqrt{3}, \quad T = (\sigma_r - \sigma_\theta) / \sqrt{3}.$$

$$T(\Gamma) = G^s(\Gamma) \Gamma$$

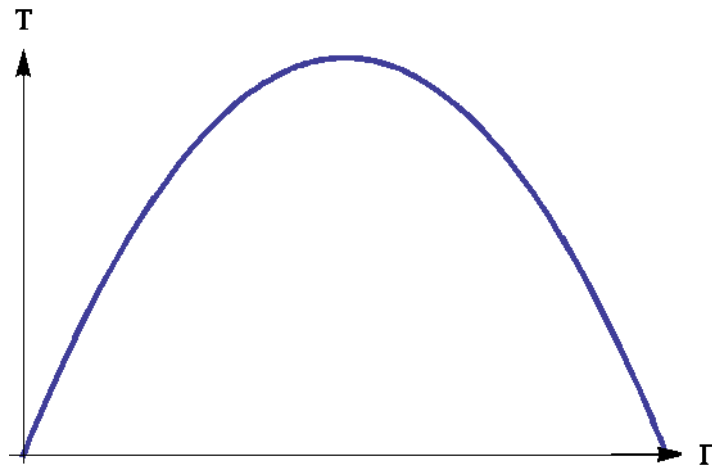


Рис. 2. Качественный вид единой кривой

Критерий устойчивости

$$\delta^2 W = \delta^2 W^i + \delta^2 W^a = -p \delta^2 u_s S_\sigma + \delta^2 W^i$$

$$\delta^2 W^i = \int_V \frac{\partial^2 F}{\partial \varepsilon_i \partial \varepsilon_j} \delta \varepsilon_i \delta \varepsilon_j dV$$

$$\frac{\partial^2 F}{\partial \varepsilon_i \partial \varepsilon_j} = H[F(r)]$$

$$C^P = H(F) = \begin{pmatrix} C_{rr}^P & C_{r\theta}^P & C_{r\varphi}^P \\ & C_{\theta\theta}^P & C_{\theta\varphi}^P \\ & & C_{\varphi\varphi}^P \end{pmatrix}$$

$$C_{rr}^P = \frac{1}{3}(K + G^p)$$

$$C_{\varphi\varphi}^P = C_{\theta\theta}^P = \frac{1}{3}(K + G^p) + G^s$$

$$C_{r\varphi}^P = C_{r\theta}^P = \frac{1}{3}(K - 2G^p)$$

$$C_{\theta\varphi}^P = \frac{1}{3}(K + G^p) - G^s$$

$$G^p = G^s + \Gamma \frac{dG^s}{d\Gamma}$$

Собственные числа матрицы Гессе функции F равны K , $2G^p$, $2G^s$. Это означает, что при отсутствии зоны разупрочненного материала матрица Гессе является положительно определенной, а, следовательно, процесс деформирования устойчив [4].

$$\int_V \delta \varepsilon^T H(F) \delta \varepsilon dV = 0 \quad (2)$$

$$\delta \varepsilon^T = (\delta \varepsilon_r, \delta \varepsilon_\theta, \delta \varepsilon_\varphi)$$

2. Результаты

Пусть $\nu = 0,3$; $E = 2 \times 10^5$ МПа. Свойства материала заданы кусочно-линейной единой кривой.

$$T(\Gamma) = \begin{cases} G \cdot \Gamma, & 0 \leq \Gamma \leq 0,02; \\ 0,5G \frac{(\Gamma - 0,02)}{3} + 0,02G & 0,02 \leq \Gamma \leq 0,05; \\ -0,5G(\Gamma - 0,05) + 0,025G, & 0,05 \leq \Gamma \leq 0,1; \\ 0, & \Gamma > 0,1. \end{cases}$$

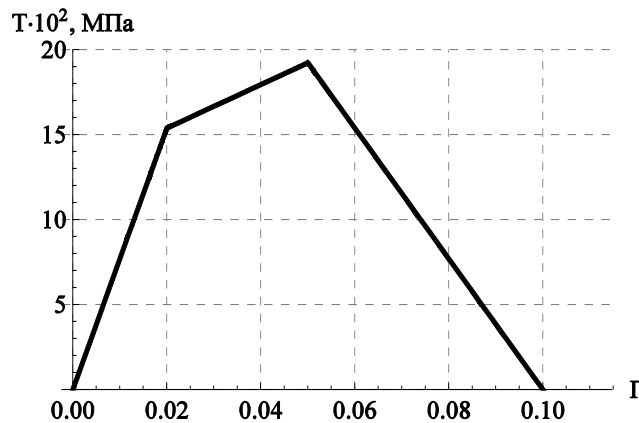


Рис. 3. Кусочно-линейная единая кривая

Устойчивость процесса расширения сферической полости:

$$\int_a^{r^B} r^2 \cdot \delta \varepsilon^T \cdot H(F^{st}) \cdot \delta \varepsilon dr + \int_{r^B}^{r^T} r^2 \cdot \delta \varepsilon^T \cdot H(F^{hr}) \cdot \delta \varepsilon dr + \int_{r^T}^{\infty} r^2 \cdot \delta \varepsilon^T \cdot H(F^{el}) \cdot \delta \varepsilon dr = 0$$

Ограничения на множество возможных перемещений:

- 1) обращение в нуль деформаций на бесконечности;
- 2) неположительность объемной деформации;
- 3) удовлетворение виртуальными перемещениями уравнениям Ляме с нулевой правой частью (отсутствие объемных сил).

$$\delta u = \alpha_i / r^2, \quad \delta \varepsilon_r = -2\alpha_i / r^3, \quad \delta \varepsilon_\theta = \delta \varepsilon_\varphi = \alpha_i / r^3;$$

$$\alpha_i - const$$

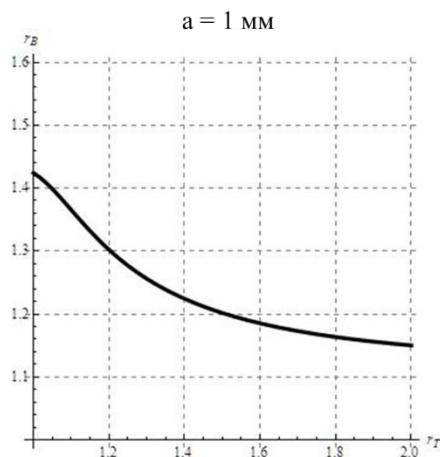


Рис. 4. Геометрическая интерпретация условий потери устойчивости в задаче о расширении сферической полости в пространстве

Устойчивость процесса гидростатического сжатия сферического сосуда:

$$\int_a^{r^B} r^2 \cdot \delta \varepsilon^T \cdot H(F^{st}) \cdot \delta \varepsilon dr + \int_{r^B}^{r^T} r^2 \cdot \delta \varepsilon^T \cdot H(F^{hr}) \cdot \delta \varepsilon dr + \int_{r^T}^b r^2 \cdot \delta \varepsilon^T \cdot H(F^{el}) \cdot \delta \varepsilon dr = 0$$

Ограничения на множество возможных перемещений:

- 1) неположительность объемной деформации;
- 2) удовлетворение виртуальными перемещениями уравнениям Ляме с нулевой правой частью (отсутствие объемных сил)

$$\delta u = \alpha_i / r^2 + \beta_j r, \quad \delta \varepsilon_r = -2\alpha_i / r^3 + \beta_j, \quad \delta \varepsilon_\theta = \delta \varepsilon_\varphi = \alpha_i / r^3 + \beta_j;$$

$$\alpha_i, \beta_j - const$$

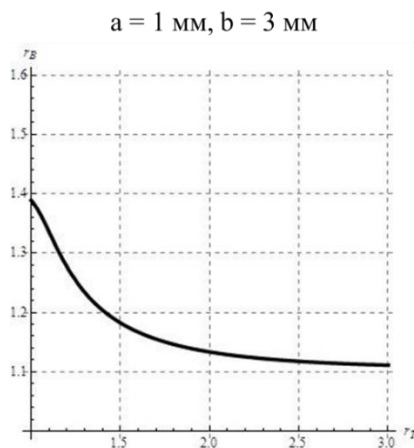


Рис. 5. Геометрическая интерпретация условий потери устойчивости в задаче о деформировании сферического сосуда

Литература

1. Хан Х. Теория упругости. Основы линейной теории и её применения. – М. : Мир, 1988. – 344 с.
2. Стружанов В. В., Бердников К. В. Об определяющих соотношениях среды Генки для разупрочняющегося материала при диагональном тензоре деформаций // Вестн. Сам. гос. техн. ун-та. Сер. Физ.-мат. науки. – 2012. – № 3 (28). – С. 72–80.
3. Васидзу К. Вариационные методы в теории упругости и пластичности. – М. : Мир, 1987. – 542 с.
4. Хорн Р., Джонсон Ч. Матричный анализ. – М. : Мир, 1989. – 655 с.

ОСОБЕННОСТИ ПОВЕДЕНИЯ МАГНИТНЫХ ХАРАКТЕРИСТИК УПРУГОДЕФОРМИРОВАННЫХ ТРУБНЫХ СТАЛЕЙ С РАЗЛИЧНЫМ ИСХОДНЫМ НАПРЯЖЕННЫМ СОСТОЯНИЕМ

Э. С. Горкунов, А. М. Поволоцкая*, С. М. Задворкин

*Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт машиноведения Уральского отделения
Российской академии наук, ул. Комсомольская, 34, Екатеринбург, Российская Федерация*

*Ответственный автор. Электронная почта us@imach.uran.ru; адрес для переписки: 620049, ул. Комсомольская, 34, Екатеринбург, Российская Федерация. Телефон: +7 (343) 374-59-53; факс: +7 (343) 374-53-30

Изучено влияние величины предварительной пластической деформации, моделирующей исходное напряженно-деформированное состояние (НДС) изделия, на поведение магнитных характеристик трубной стали класса прочности X70 (K60) при упругом растяжении и сжатии. Измерения магнитных характеристик образцов проводили как в условиях замкнутой магнитной цепи, так и с применением накладных преобразователей вдоль и поперек направления приложения нагрузки.

Предыстория в виде пластической деформации сказывается на закономерностях изменения магнитных параметров материала при последующем упругом деформировании как следствие вносимых пластической деформацией остаточных напряжений различного уровня, что свидетельствует о необходимости учета исходного НДС металлоконструкции при разработке магнитных методов определения параметров их НДС в процессе эксплуатации.

Ключевые слова: предварительная пластическая деформация, упругое деформирование, растяжение, сжатие, коэрцитивная сила.

Задачи: изучить влияние предварительной пластической деформации в виде упругопластического деформирования при растяжении исследуемой трубной стали на закономерности поведения ряда ее магнитных характеристик в условиях последующего упругого одноосного растяжения (сжатия) с целью выявления характера наведенной таким силовым воздействием магнитной анизотропии и определения параметров, применимых для оценки действующих упругих деформаций.

Объект исследования:

Трубная сталь контролируемой прокатки класса прочности X70.
Образцы вырезаны из трубы Ø1420 мм вдоль направления прокатки.
Рабочая часть образцов: сечение 5,95×46 мм, длина 120 мм.

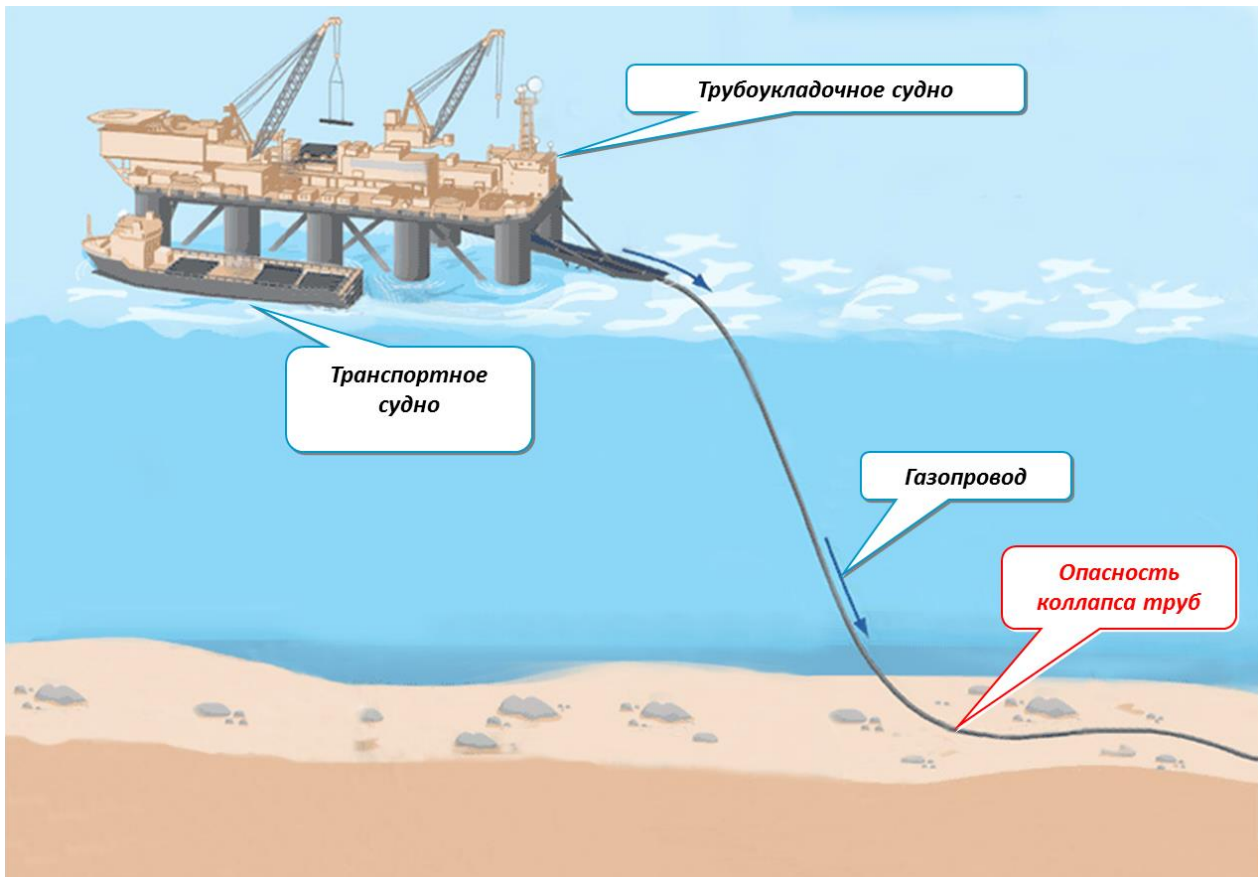


Рис. 1. Схема монтажа подводного трубопровода

1 этап:

Одноосное упругопластическое растяжение.

2 этап:

Упругое одноосное растяжение и сжатие пластически деформированных образцов.

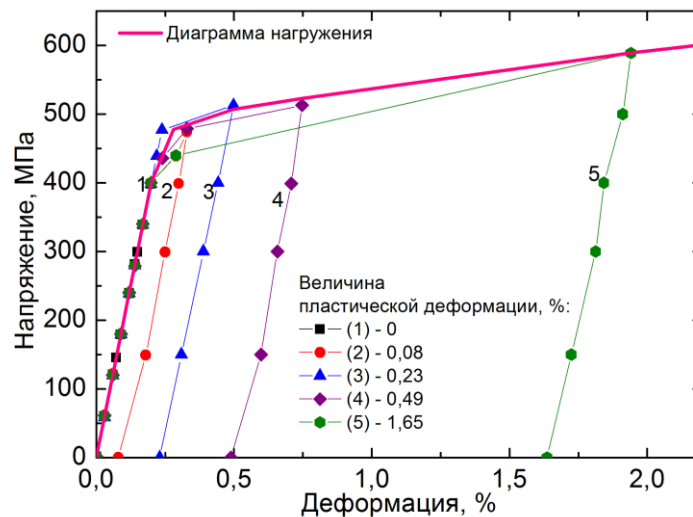


Рис. 3. Диаграммы нагружения с разгрузением исследуемых образцов

Таблица 1 – Величины предварительной пластической деформации

№ образца	1	2	3	4	5
Величина пластической деформации, %	0	0,08	0,23	0,49	1,65

1 этап: Одноосное упругопластическое растяжение

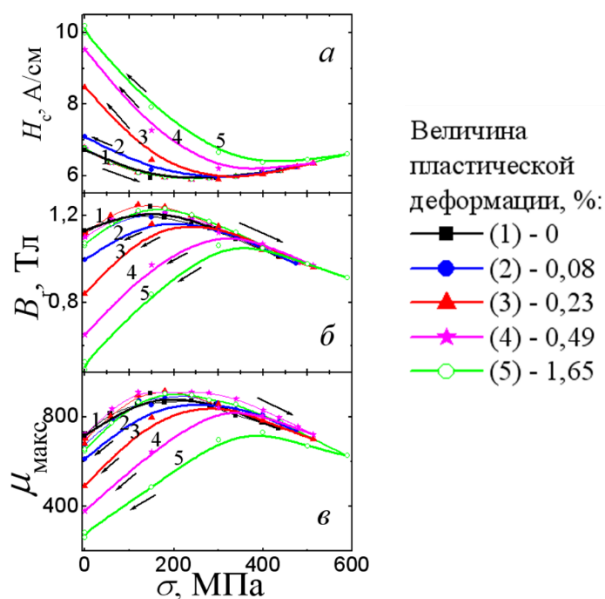


Рис. 4. Зависимости магнитных характеристик от значений растягивающих напряжений при нагружении до различных величин пластической деформации с последующим разгрузением

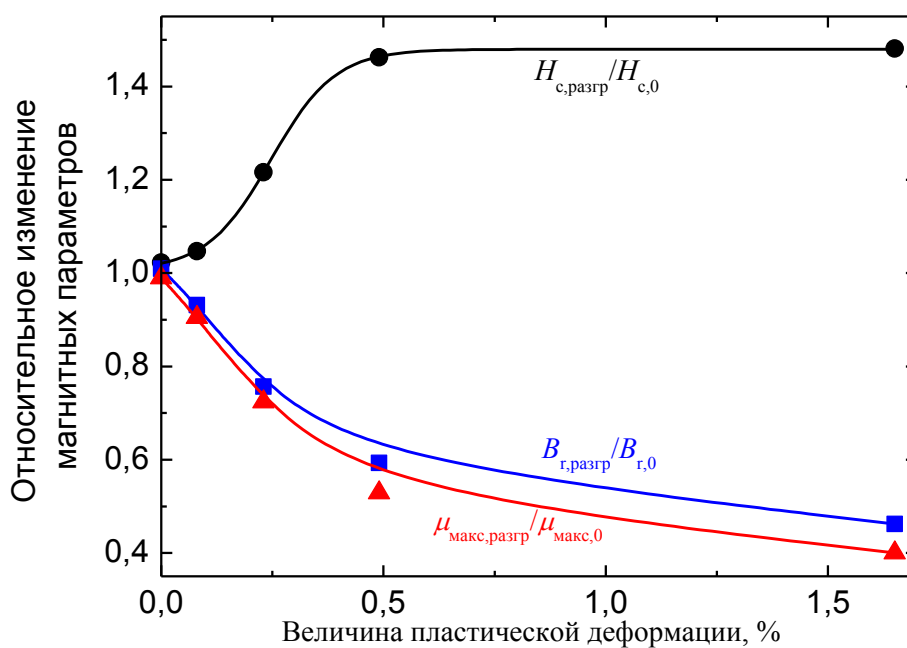


Рис. 5. Относительные изменения магнитных параметров после разгрузки от величины пластической деформации

2 этап: Растяжение и сжатие в упругой области деформации предварительно пластически деформированных образцов

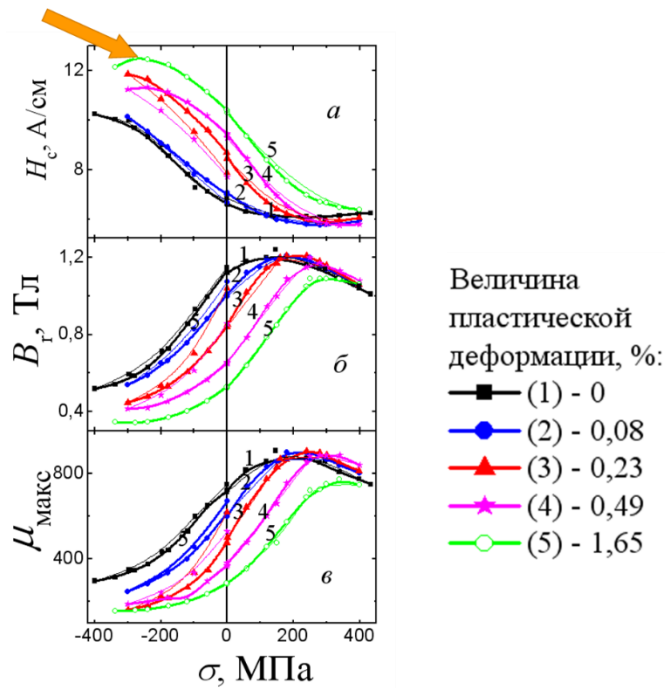


Рис. 6. Зависимости магнитных характеристик от значений приложенных напряжений, измеренных в замкнутой магнитной цепи

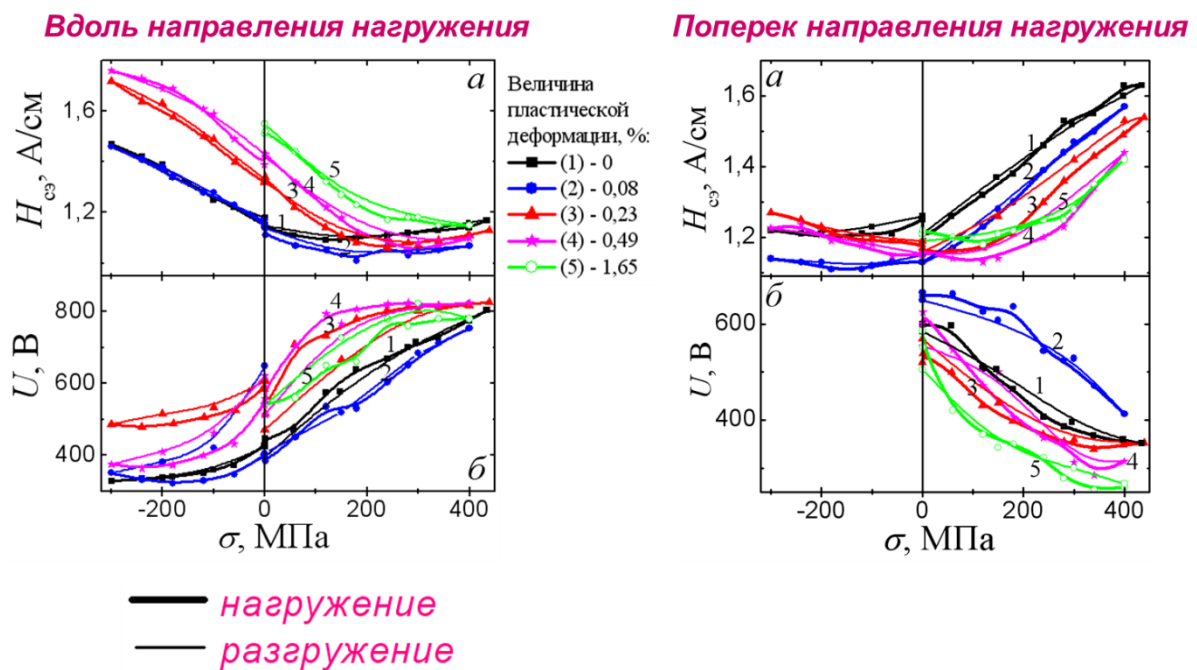


Рис. 7. Зависимости магнитных характеристик от значений приложенных напряжений, измеренных с использованием приставных преобразователей

Заключение

➤ Установлен монотонный характер изменения магнитных характеристик (коэрцитивной силы, остаточной индукции и максимальной магнитной проницаемости) стали с ростом величины пластической деформации. Это дает возможность использовать данные параметры или их комбинацию для оценки деформированного состояния трубы, которое сформировалось в процессе ее изготовления, транспортировки и монтажа.

➤ Предыстория в виде пластической деформации сказывается на закономерностях изменения магнитных параметров материала при его последующем упругом деформировании вследствие вносимых пластической деформацией остаточных напряжений, что свидетельствует о

необходимости учета исходного напряженно-деформированного состояния (НДС) металлоконструкции при разработке магнитных методов определения параметров их НДС в процессе эксплуатации.

➤ Для исследованной стали определен диапазон упругих напряжений (от –200 МПа до 120 МПа), в котором магнитные характеристики, измеренные в продольном направлении, изменяются однозначно и могут быть использованы в целях оценки величины действующих упругих напряжений.

Литература

1. Многопараметровый метод оценки напряженно-деформированного состояния стальных изделий и трубопроводов. / В. Ф. Мужичкий, М. Х. Султанов, Р. В. Загидулин, П. С. Макаров // Контроль. Диагностика. – 2006. – № 8. – С. 17–22.

2. Возможности магнитного контроля предшествующих разрыву пластических деформаций в конструкциях из низкоуглеродистых сталей / А. П. Ничипурук, А. Н. Сташков, В. Н. Костин, М. К. Корх // Дефектоскопия. – 2009. – № 9. – С. 31–38.

3. Применение магнитных методов для оценки напряжений и деформаций в сталях для магистральных трубопроводов / Э. С. Горкунов, С. Ю. Митропольская, С. М. Задворкин, Л. С. Шершнева, Е. А. Туева // Тяжелое машиностроение. – 2010. – № 10. – С. 2–6.

4. Магнитный контроль напряженно-деформированного состояния и остаточного ресурса стальных металлоконструкций грузоподъемных кранов / В. Ф. Мужичкий, Б. Е. Попов, Г. Я. Безлюдько, В. В. Зарудный, Е. А. Левин // Дефектоскопия. – 1996. – № 2. – С. 12–18.

5. Gorkunov E., Ulyanov A., Zakharov V. Estimation of Biaxial Strains by a Coercimetric Method // The 11th European Conference on Non-Destructive Testing (ECNDT 2014): CD-Proceedings, Czech Republic, Prague, October 6–10, 2014.

6. Влияние магнитоупругого эффекта на гистерезисные свойства среднеуглеродистой стали при одноосном нагружении / Э. С. Горкунов, А. М. Поволоцкая, К. Е. Соловьев, С. М. Задворкин // Дефектоскопия. – 2010. – № 9. – С. 17–25.

7. Влияние упругой одноосной деформации среднеуглеродистой стали на ее магнитострикцию в продольном и поперечном направлениях / Э. С. Горкунов, Ю. В. Субачев, А. М. Поволоцкая, С. М. Задворкин // Дефектоскопия. – 2013. – № 10. – С. 40–52.

8. Исследование причин существенных различий величин коэрцитивной силы, остаточной намагниченности и начальной магнитной проницаемости ферромагнитных сталей в нагруженном и разгруженном состояниях при их пластическом растяжении / В. Г. Кулеев, Т. П. Царькова, А. П. Ничипурук, В. И. Воронин, И. Ф. Бергер // ФММ. – 2007. – Т. 103, № 2. – С. 136–146.

9. Кулеев В.Г., Горкунов Э.С. Механизмы влияния внутренних и внешних напряжений на коэрцитивную силу ферромагнитных сталей // Дефектоскопия. – 1997. – № 11. – С. 3–18.

10. Бернштейн М. Л., Займовский В. А. Структура и механические свойства металлов. – М. : Металлургия, 1970. – 472 с.

ПРИМЕНЕНИЕ МАГНИТНЫХ МЕТОДОВ ДЛЯ ОЦЕНКИ ТЕКУЩЕГО СОСТОЯНИЯ КОРРОЗИОННОСТОЙКИХ СТАЛЕЙ, ПОДВЕРГНУТЫХ УПРУГОПЛАСТИЧЕСКОМУ ДЕФОРМИРОВАНИЮ

Е. А. Путилова*, Э. С. Горкунов, С. М. Задворкин

Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт машиноведения Уральского отделения Российской академии наук, ул. Комсомольская, 34, Екатеринбург, Российская Федерация

*Ответственный автор. Электронная почта tuevaevgenya@mail.ru; адрес для переписки: 620049, ул. Комсомольская, 34, Екатеринбург, Российская Федерация. Телефон: +7 (343) 375–35–87; факс: +7 (343) 374–53–30

Изучено влияние упругопластической деформации на структуру, фазовый состав и физико-механические свойства двух коррозионностойких аустенитных сталей: метастабильной - 08X18H10T и стабильной – 04X20H6Г11М2АФБ. Установлены магнитные характеристики, которые могут быть использованы в качестве параметров контроля уровня напряжений, а также фазового состава, изменение которого может привести к образованию новых ферромагнитных фаз, и, следовательно, к ухудшению коррозионных свойств элемента конструкции в целом.

Ключевые слова: аустенитная коррозионностойкая сталь, упругопластическое деформирование, магнитный неразрушающий контроль.

1. Материалы и методики

Таблица 1 – Химический состав исследованных сталей, ат. %

Марка стали	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	Ti	Nb+ V	N
08X18H10T	0,07	0,7	0,5	0,03	0,05	17,3	8,5		0,4		
04X20H6Г11М2АФБ	0.04	0.3	10.6	0.02	0.01	19.9	6.2	1.6	0.01	0.4	0.4

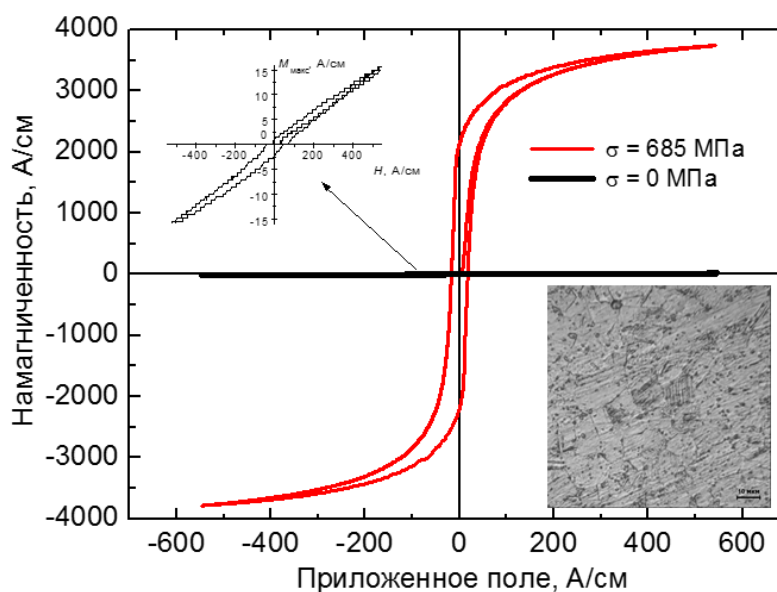


Рис. 1. 08X18H10T

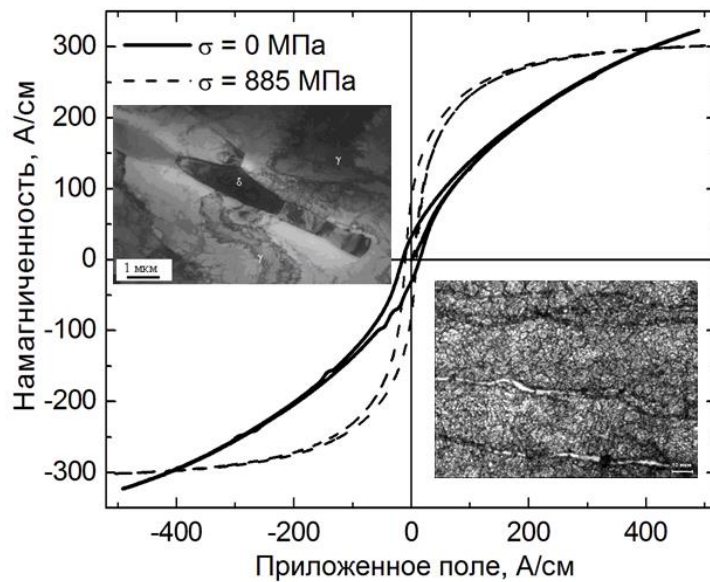


Рис. 2. 04X20H6Г11М2АФБ

2. Результаты

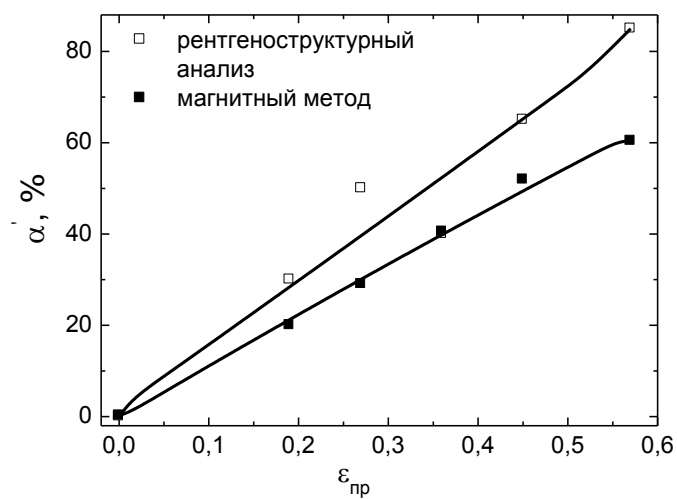


Рис. 3. Количество мартенсита деформации в стали 08X18H10T в зависимости от деформации

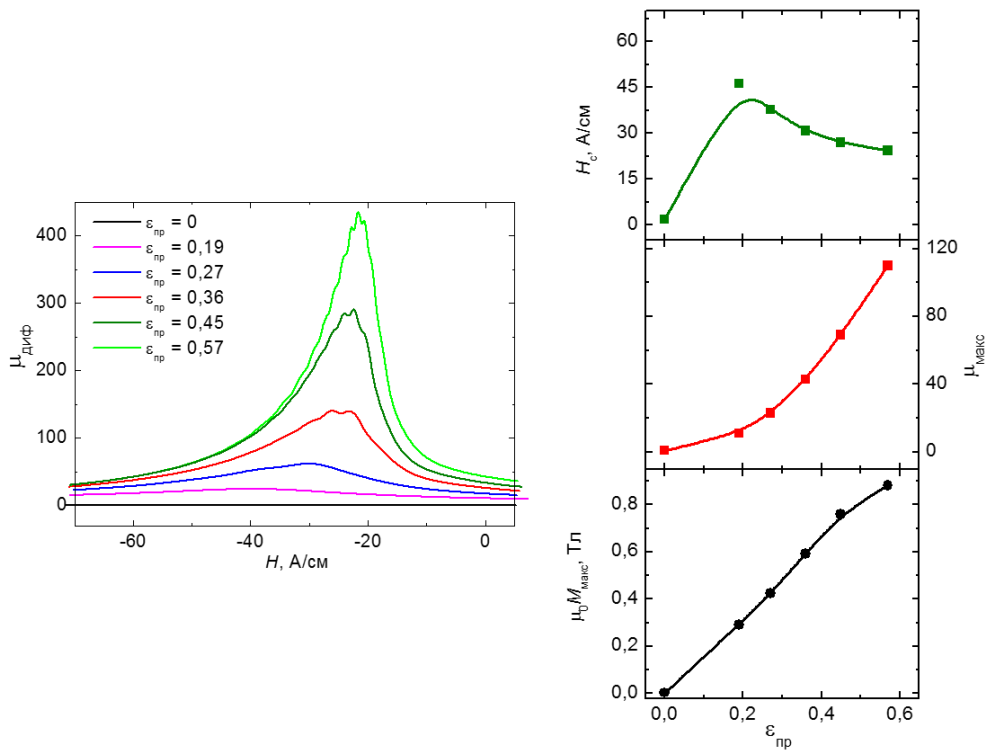


Рис. 4. Изменение магнитных характеристик стали 08X18N10T в зависимости от деформации

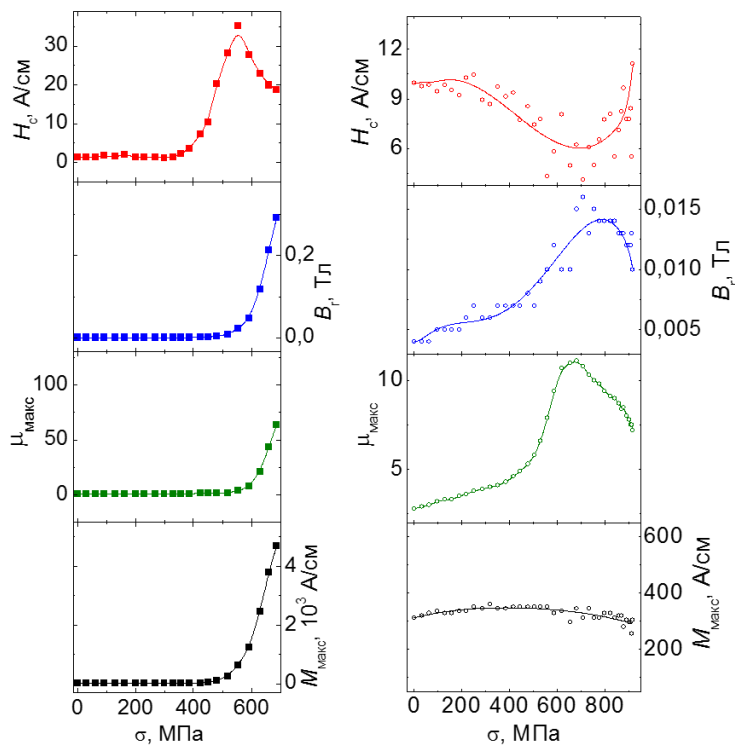


Рис. 5. Зависимость магнитных характеристик сталей 08X18N10T (а) и 04X20N6Г11М2АФБ (б) от растягивающих напряжений

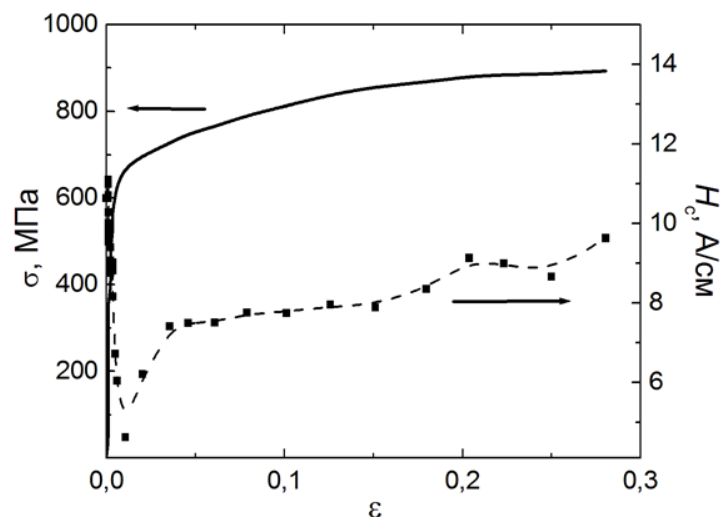


Рис. 6. Кривые деформирования и зависимости коэрцитивной силы стали 04X20H6Г11М2АФБ от степени деформации растяжением

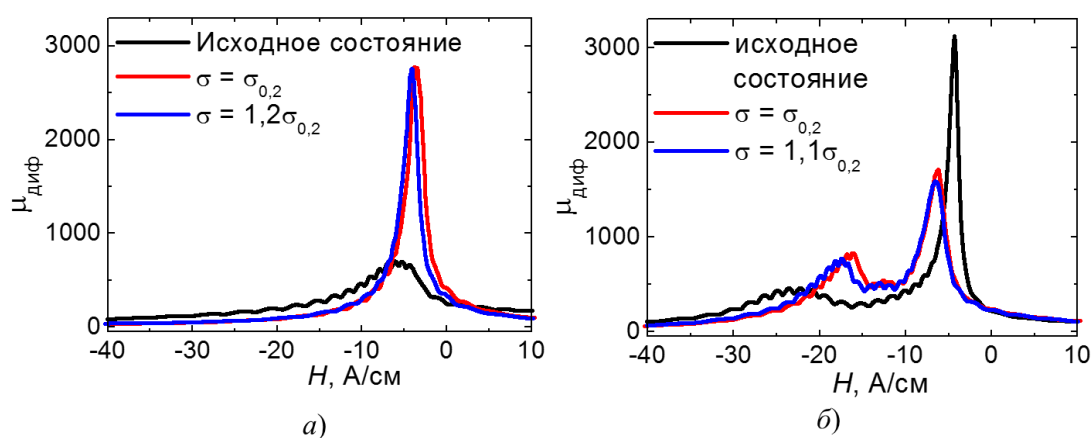


Рис. 7. Полевые зависимости дифференциальной магнитной проницаемости для образцов двухслойного материала «сталь 08X18H10Т – сталь Ст3» в исходном состоянии (а) и после прокатки с $\varepsilon_{пр}=0,62$ (б) при различных уровнях приложенных растягивающих напряжений

Заключение

Экспериментально исследована зависимость магнитных характеристик коррозионноустойчивых сталей типа 18-10 от степени пластической деформации прокаткой. Установлена возможность диагностики образования магнитно-упорядоченной фазы в этих сталях по максимальной намагниченности в максимальном приложенном поле и максимальной магнитной проницаемости, монотонно изменяющихся с ростом степени деформации.

Значения максимумов на полевых зависимостях дифференциальной магнитной проницаемости могут служить параметрами для диагностики образования новой магнитно-упорядоченной фазы и ее количества, образующейся в процессе пластической и упругопластической деформации. Значения полей, при которых формируются максимумы на зависимостях дифференциальной магнитной проницаемости от напряженности магнитного поля могут быть использованы для оценки степени деформации прокаткой и одноосным растяжением коррозионноустойчивых метастабильных сталей.

Установлена однозначная зависимость всех магнитных параметров недеформированного прокаткой образца из стали 08X18H10Т от приложенных одноосных растягивающих напряжений вплоть до 550 МПа. Это обстоятельство позволяет использовать, в указанном интервале σ , магнитные параметры для оценки приложенных напряжений в изделиях из стали 08X18H10Т, подвергнутых одноосному растяжению.

Показано, что с ростом приложенных нормальных напряжений, не превышающих значение предела текучести при одноосном растяжении, такие магнитные характеристики как H_c , B_r , μ_{\max} и $\mu_0 M_{\max}$ азотсодержащей стали 04X20H6Г11М2АФБ (с содержанием δ -феррита до 7 %) изменяются монотонно. Это позволяет использовать их в качестве параметров при оценке изменений, происходящих при изготовлении и эксплуатации деталей и элементов конструкции из высокоазотистых сталей с небольшим содержанием δ -феррита.

Работа выполнена при частичной поддержке гранта РФФИ 14-08-31313-мол_а. При выполнении работы использовано оборудование ЦКП «Пластометрия».

Литература

1. Новый высокопрочный коррозионностойкий сплав для хирургических инструментов / М. В. Костина, О. А. Банных, В. М. Блинов, Е. В. Блинов, В. Н. Карпов // Альманах клинической медицины. – 2008. – № 17-2. – С. 92–95.
2. Марочник сталей и сплавов. / В. Г. Сорокин, А. В. Волосникова, С. А. Вяткин / Под общ. ред. В. Г. Сорокина. – М. : Машиностроение, 1989. – 640с.
3. Легированные азотом хромистые коррозионностойкие стали нового поколения / М. В. Костина, О. А. Банных, В. М. Блинов, А. А. Дымов // Материаловедение. – 2001. – № 2. – С. 35–44.
4. Коррозионностойкие высокопрочные азотистые стали / И. В. Горынин, В. А. Мальшевский, Г. Ю. Калинин, С. Ю. Мушникова, О. А. Банных, В. М. Блинов, М. В. Костина // Вопросы материаловедения. – 2009. – № 3. – С. 7–16.
5. Мальшевский В. А., Калинин Г. Ю., Харьков А. А. Создание высокопрочных корпусных сталей – от первых экспериментов до наших дней // Вопросы материаловедения. – 2011. – № 1. – С. 17–27.
6. Создание перспективных принципиально новых коррозионностойких корпусных сталей, легированных азотом / И. В. Горынин, В. В. Рыбин, В. А. Мальшевский, Г. Ю. Калинин, С. Ю. Мушникова, Н. В. Малахов, В. Д. Ямпольский // Вопросы материаловедения. – 2005. – № 2. – С. 40–54.
7. Гольдштейн М. И., Грачев С. В., Векслер Ю. Г. Специальные стали: учебник для вузов. – 2-е изд., перераб. и доп. – М. : МИСИС, 1999. – 408 с.
8. Филиппов М. А., Литвинов В. С., Немировский Ю. Р. Стали с метастабильным аустенитом. – М. : Металлургия, 1988. – 255 с.
9. Стеценко П. Н., Новикова Л. М. Влияние упругих и пластических деформаций на магнитные свойства аустенитной стали типа 1X18H9T // Вестник Московского Университета. Сер. Физика, астрономия. – 1967. – № 1. – С. 65–68.
10. Русаков А. А. Рентгенография металлов – М. : Атомиздат, 1977. – 480 с.
11. Апаев Б. А. Фазовый магнитный анализ сплавов – М., «Металлургия», 1972. – 280 с.
12. Влияние состава и температуры на перераспределение легирующих элементов в процессе холодной деформации Fe-Cr-Ni сплавов / А. И. Дерягин, В. А. Завалишин, В. В. Сагарадзе и др. // ФММ. – 2008. – Т. 106, № 3. – С. 301–311.
13. Кондорский Е. И. Природа высокой коэрцитивной силы мелкодисперсных ферромагнетиков и теория однодоменной структуры // Изв. АН СССР, серия Физическая. – 1952. – Т. XVI, № 4. – С. 398–411.
14. Преображенский А. А. Магнитные материалы и элементы: учебник для вузов. – М. : Высшая школа, 1976. – 336 с.
15. Грудев А. П. Теория прокатки. – М. : «Металлургия», 1988. – 288 с.
16. Влияние механических напряжений на магнитные характеристики трубной стали 09Г2С / Э. С. Горкунов, С. М. Задворкин, А. Н. Мушников, С. В. Смирнов, Е. И. Якушенко // Прикладная механика и техническая физика. – 2014. – № 3. – С.181–191.

ВЛИЯНИЕ СРОКОВ ЭКСПЛУАТАЦИИ НА ТЕКСТУРУ И КОЭРЦИТИВНУЮ СИЛУ СТАЛЕЙ 15X5M И 08X18H10T ДЛЯ ПЕЧНЫХ ЗМЕЕВИКОВ

Н. М. Шкатуляк¹, Е. А. Драгомерецкая¹, В. В. Усов^{1*}, М. Д. Рабкина², А. Л. Палиенко²

¹ Южно-украинский национальный педагогический университет им. К.Д. Ушинского, ул. Старопортофранковская, 26, 65020, г. Одесса, Украина

² Институт электросварки им. Е.О. Патона НАНУ, ул. Боженко, 11, 03150, г. Киев, Украина

*Ответственный автор. Электронная почта valentin_usov50@mail.ru; адрес для переписки: ул. Колонтаевская, 59, кв. 8, 65091, Одесса, Украина. Телефон: 066–352–90–92

Трубы из хромомолибденовой 15X5M и нержавеющей стали типа 08X18H10T широко применяются для изготовления змеевиков печей в нефтеперерабатывающих комплексах (НПК). Вышеназванные стали регламентируются ГОСТами, в частности, по химсоставу и механическим свойствам, однако характеристики структуры, в частности, кристаллографическая текстура, не стандартизована. Ранее проводились исследования формирования текстуры в листовых полуфабрикатах вышеназванных сталей при горячей и холодной прокатке [1]. Однако текстура труб из вышеупомянутых сталей практически не исследована. В то же время неблагоприятная кристаллографическая текстура облегчает распространение хрупких слоистых трещин [2], что может привести к выходу из строя оборудования. Поэтому мониторинг структурного состояния элементов конструкций и систем оборудования нефтеперерабатывающего комплекса является актуальной задачей физики прочности и пластичности. Одним из перспективных методов неразрушающего контроля структурного состояния сталей мог бы стать метод измерения коэрцитивной силы в элементах оборудования, работающих в экстремальных условиях. Однако для внедрения этого метода в практику контроля необходимо исследовать корреляцию коэрцитивной силы с характеристиками структуры, в частности кристаллографической текстуры. Ранее были найдены значимые корреляционные связи и получены соответствующие линейные уравнения регрессии с высокими значениями коэффициента надежности аппроксимации между значениями полюсной плотностью на обратных полюсных фигурах (ОПФ) направления прокатки (НП) и поперечного направления (ПН) и значениями коэрцитивной силы и листов и оболочек из стали 08кп [3].

Ключевые слова: кристаллографическая текстура, коэрцитивная сила, печной змеевик, хромомолибденовая и нержавеющая стали.

Цель работы: исследование кристаллографической текстуры и коэрцитивной силы трубных элементов из хромомолибденовой стали 15X5M и нержавеющей аустенитной стали 08X18H10T.

Материалами для исследований послужили образцы стали 15X5M, вырезанные из змеевика диаметром 219 мм с толщиной стенки 9 мм после 270000 часов эксплуатации, а также, вырезанные из змеевика трубы диаметром 152 мм образцы толщиной 8 мм стали 08X18H10T после 140000 часов эксплуатации.

Результаты и обсуждение

Обратные полюсные фигуры трубных образцов из стали 15X5M представлены на рис. 1.

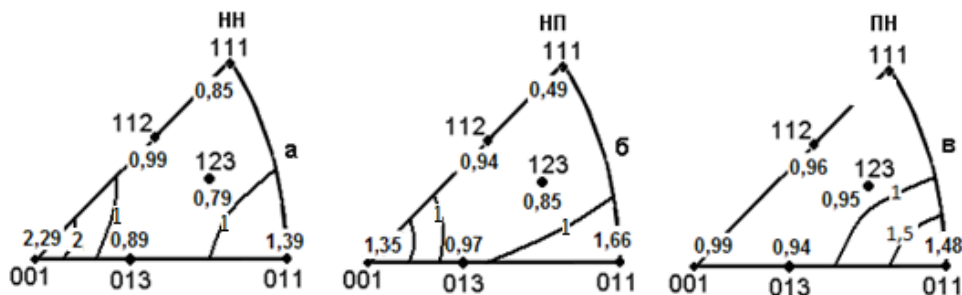


Рис. 1. Текстура трубных образцов из стали 15X5M

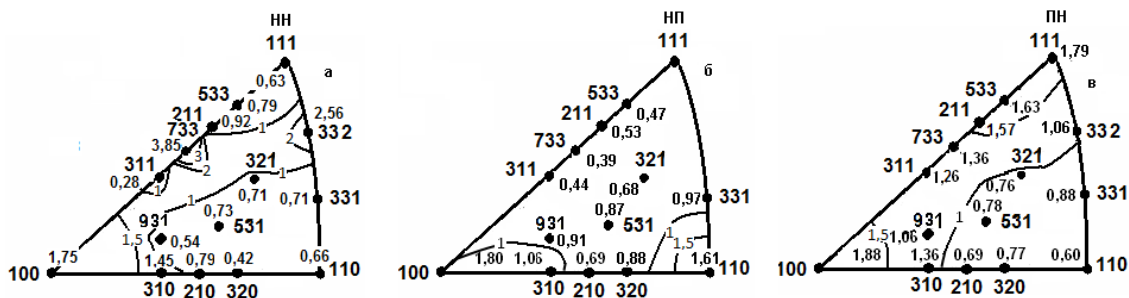


Рис. 2. Текстура трубных образцов из стали 08X1810T

Результаты измерения коэрцитивной силы приведены в таблице.

Таблица 1 – Коэрцитивная сила в трубных образцах печных змеевиков

Сталь	Коэрцитивная сила, А/см	
	Вдоль оси трубы	В кольцевом направлении
15X5M	6,84	6,14
08X18H10T	0,94	1,15

На рис. 1 видно, что на ОПФ НН трубного образца печного змеевика из стали 15X5M наблюдается два максимума полюсной плотности. Один величиной 2,29 – в полюсе <001> и 1,39 – в полюсе <110>. Аналогичное распределение полюсной плотности имеет место на ОПФ НП, но с другими значениями максимумов. На ОПФ ПН при этом имеет место один максимум полюсной плотности 1,48 в полюсе <110>. Анализ показал, что текстура может быть описана комбинацией идеальных ориентировок $\{001\}\langle 110 \rangle + \{110\}\langle 100 \rangle$. Здесь и далее цифры в фигурных скобках означают индексы Миллера семейства кристаллографических плоскостей параллельных поверхности трубы. Цифры в угловых скобках означают индексы Миллера семейства кристаллографических направлений, принадлежащих вышеуказанным кристаллографическим плоскостям и совпадающих с направлением оси трубы. Первая из вышеуказанных ориентировок является типичной для текстуры прокатки ферритной стали. Вторая представляет собой ориентировку так называемой текстуры Госса [1]. Эта текстура является желательной в трансформаторной стали [6]. Формирование текстуры Госса в трансформаторной стали связано с протеканием вторичной рекристаллизации. В то же время текстура типа $\{110\}\langle 100 \rangle$ является текстурой сдвига в ОЦК – металлах и сплавах [7]. Так как при изготовлении бесшовных труб применяется прокатка со скошенными валками [8], то вероятной причиной формирования текстуры $\{110\}\langle 100 \rangle$ в трубном образце стали 015X5M является наличие сдвиговой деформации при прокатке.

Из таблицы видно, что наблюдается анизотропия коэрцитивной силы. Коэрцитивная сила в осевом направлении превышает ее значение в кольцевом направлении примерно в 1,12 раза. В общем случае коэрцитивную силу можно представить как сумму составляющих, обусловленных

кристаллографической магнитной анизотропией, возникающими при наличии дефектов кристаллической решетки внутренними упругими напряжениями, и измельчением кристаллов и их вытянутостью [9].

В работе [3] было показано, что между полюсной плотностью и величиной коэрцитивной силы имеет место линейная корреляция с коэффициентом надежности аппроксимации более 0,8. Аналогичная связь прослеживается и в данном исследовании.

Расчет показал, что отношение полюсной плотности $\langle 110 \rangle$ в осевом направлении в 1,12 раза больше, чем в кольцевом направлении. Можно предположить, что анизотропия коэрцитивной силы в трубных образцах стали 15Х5М обусловлена, в основном, магнитной кристаллографической анизотропией. Таким образом, при оценке структурного состояния сталей необходимо принимать во внимание влияние кристаллографической текстуры.

Текстура трубных образцов печных змеевиков из стали 08Х18Н9Т отличается от обычной текстуры прокатки аустенитных сталей (рис. 2). Видно, что ОПФ НН характеризуется широкой полосой повышенной полюсной плотности. Эта полоса начинается в полюсе $\langle 001 \rangle$ и простирается до полюса $\langle 332 \rangle$. В сочетании с ОПФ НП, где имеет место максимум в полюсе $\langle 110 \rangle$ такое распределение ориентаций характерно для текстуры кручения типа $\{hkl\}\langle 110 \rangle$ [7], что, вероятно, обусловлено условиями прокатки бесшовных труб. При обычной текстуре прокатки листов максимум располагается в полюсе $\langle 112 \rangle$ [1]. Второй по величине максимум полюсной плотности на ОПФ НН имеет место в полюсе $\langle 332 \rangle$. Образование этого максимума связано с двойникованием [1, 5]. Наличие двойников подтверждается на наших снимках микроструктуры (рис. 3).



Рис. 3. Микроструктура трубного образца из стали 08Х18Н10Т. Снято на микроскопе «Неофот – 32». Увеличение $\times 200$

Кроме этого наблюдается также максимум 1,75 в полюсе $\langle 001 \rangle$.

На ОПФ НП имеет место два максимума полюсной плотности. Один величиной 1,80 наблюдается в полюсе $\langle 100 \rangle$, а второй – в полюсе $\langle 110 \rangle$ (1,61).

На ОПФ ПН видно наличие двух максимумов полюсной плотности в полюсе $\langle 100 \rangle$ (1,88) и в полюсе $\langle 111 \rangle$ (1,79).

Анализ показал, что в текстуре присутствует кубический компонент текстуры $\{001\}\langle 100 \rangle$, который, вероятно, связан с динамической рекристаллизацией в процессе прокатки труб. Имеет место также компонент сдвига $\{hkl\}\langle 110 \rangle$. Формирование компонента $\{332\}\langle 113 \rangle$, вероятно, связано со скольжением по плоскостям, параллельным границам двойников, которое ведет к аномальному вращению двойниковой матрицы вышеуказанной ориентации $\{332\}\langle 113 \rangle$ [1]. Как видно из таблицы, в трубных образцах печного змеевика из нержавеющей стали 08Х19Н10Т коэрцитивная сила вдоль оси трубы и в кольцевом направлении составили 1,15 и 0,94 А/см, несмотря на то, что аустенит стали немагнитен. При этом имеет место анизотропия коэрцитивной силы. То, что трубные образцы печных змеевиков из стали 08Х19Н10Т обладают магнитными свойствами, свидетельствует о том, что в процессе эксплуатации или изготовлении произошли фазовые мартенситные превращения. Однако проведенный рентгеноструктурный анализ не выявил наличия мартенситной фазы. Вероятно, кристаллы мартенсита слишком малы. Таким образом, метод измерения коэрцитивной силы обладает большей структурной чувствительностью по сравнению с рентгенофазовым анализом.

Заклучение

Текстура трубного образца печного змеевика из стали 15X5М может быть описана комбинацией ориентировки типичной текстуры прокатки стали $\{001\}\langle 110\rangle$ и компоненты текстуры сдвига $\{110\}\langle 100\rangle$.

В трубных образцах печного змеевика из стали 15X5М имеет место анизотропия коэрцитивной силы: ее величина в осевом и кольцевом направлении трубы составила 6,84 и 6,14 А/см, соответственно. Анизотропия коэрцитивной силы в трубных образцах стали 15X5М обусловлена, в основном, магнитной кристаллографической анизотропией.

Текстура трубных образцов печных змеевиков из стали 08X18Н9Т отличается от обычной текстуры прокатки аустенитных сталей наличием текстуры сдвига $\{hk1\}\langle 110\rangle$ и двойниковых ориентировок $\{332\}\langle 113\rangle$.

В трубных образцах печного змеевика из нержавеющей стали 08X19Н10Т коэрцитивная сила имеет значение 1,15 и 0,94 А/см в осевом и кольцевом направлении, соответственно, хотя рентгеновский фазовый анализ не зафиксировал наличия магнитной фазы.

Литература

1. Singh C. D., Ramaswamy V. Development of rolling textures in an austenitic stainless steel // Textures and Microstructures. – 1992. – Vol. 19. – P. 101–121.
2. Влияние кристаллографической текстуры на склонность к слоисто-хрупкому разрушению низколегированных малоперлитных сталей / В. В. Усов, Н. М. Шкатуляк, В. С. Гиренко, М. Д. Рабкина, А. В. Бернацкий, А. П. Мусиенко, О. Н. Щербаков // Изв. АН СССР. Металлы. – 1990. – № 1. – С. 120–125.
3. Анизотропия коэрцитивной силы и текстура деформируемой стали / Л. М. Лобанов, В. А. Нехотящий, М. Д. Рабкина, В. В. Усов, Н. М. Шкатуляк, Е. Н. Ткачук // Деформация и разрушение материалов. – 2010. – № 10. – С. 19–24.
4. Лейбо А. Н., Хесин Э. Б., Черняк Я. С. Справочник механика нефтеперерабатывающего завода. – Москва : ГОНТИ, 1963. – 804 с.
5. Теория образования текстур в металлах и сплавах / Я. Д. Вишняков, А. А. Бабарэко, С. А. Владимиров, И. В. Эгиз. – М. : Наука, 1979. – 343 с.
6. Shirkoohi G. H., Arikat M. A. M. Anisotropic Properties of High Permeability Grain-oriented 3,25% Si-Fe Electrical Steel” // IEEE transactions on magnetic. –1994. – Vol. 30, no. 2. – P. 928–930.
7. Canova G. R., Kocks U. F., Jonas J. J. Theory of torsion texture development // Acta metall. – 1984. – Vol. 32, no. 2. – P. 211–226.
8. Технология изготовления бесшовных (цельнотянутых) труб. – URL: <http://www.tehnoarticles.ru/svarkametalla/14.html>.
9. Преображенский А. А., Бишард Е. Г. Магнитные материалы и элементы. – М. : Высшая школа, 1986. – 352 с.

СОДЕРЖАНИЕ

Шакиров Р. Н., Панов А. Л. Правила проведения видеоконференции в системе Microsoft Lync	3–5
Спевак Л. Ф., Нефедова О. А., Макаров А. В., Самойлова Г. В. Моделирование низкотемпературного ионно-плазменного азотирования нержавеющей стали	6–10
Гуськов А. В., Заречнева В. А., Милевский К. Е. Физико-механические свойства стали Гадфильда после ударно-волнового нагружения	11–17
Халевицкий Ю. В., Мясникова М. В., Коновалов А. В. Расчёт напряжённо-деформированного состояния и повреждённости при нагружении представительного объёма высоконаполненного SiC/Al металломатричного композита	18–24
Королева Л. Ф. Влияние модифицирования нанодисперсных оксидов для финишного полирования металлов	25–45
Худорожкова Ю. В., Буров С. В., Коробов Ю. С., Вопнерук А. А. Влияние режимов лазерной наплавки на строение и твердость металломатричных покрытий из NiBSi-WC композита на бронзовой основе	46–51
Бехер С. А., Сыч Т. В. Исследование характеристик акустических преобразователей на основе анализа зарегистрированных шумовых сигналов	52–56
Пугачева Н. Б., Мичуров Н. С., Быкова Т. М., Сенаева Е. И. Структура и свойства металломатричного композита Al/10 % SiC	57–60
Ли Ю. В., Баранникова С. А., Бочкарева А. В., Лунев А. Г. Исследование локализации пластической деформации алюминиевого сплава методом цифровых спекл-изображений	61–66
Крючков Д. И., Березин И. М., Петунин А. А. Моделирование процесса холодной штамповки длинномерных листовых заготовок	67–71
Емельянов И. Г., Миронов В. И., Кузнецов А. В. Модель сопротивления разрушению кабины газотурбовоза с учетом буферного устройства	72–75
Пугачева Н. Б., Сенаева Е. И. Исследование коррозионной стойкости композита Al/SiC	76–79
Смирнов А. С., Белозеров Г. А., Смирнова Е. О., Коновалов А. В., Швейкин В. П., Муйземнек О. Ю. Методика пробоподготовки образцов из высоконаполненных металломатричных композитов для ДОРЭ-анализа	80–89
Смирнов С. В., Вичужанин Д. И., Нестеренко А. В. Диаграмма предельной пластичности технически чистого алюминия	90–94
Стружанов В. В., Вичужанин Д. И. О пересчете экспериментальной диаграммы кручения круглого образца на диаграмму материала в координаты «Касательное напряжение – Сдвиг»	95–99
Березин И. М., Нестеренко А. В., Залазинский А. Г. Моделирование пластического деформирования титановой губки, подвергнутой термоводородной обработке	100–106
Шибяев В. А., Митюшов Е. А., Берестова С. А. Аналитические и численные методы моделирования композитных материалов с пространственной схемой армирования, применяемых в производстве имплантатов	107–111
Мисюра Н. Е., Митюшов Е. А., Берестова С. А. Границы анизотропии упругих свойств текстурированных металлов и сплавов	112–114
Бобров А. Л. Использование АЭ метода при продлении срока службы стальных деталей сложной конструкции	115–128
Хакимов А. Г. Определение скорости и усилия натяжения движущегося стержня по собственным частотам изгибных колебаний	129–132
Попков А. А. Определение направления волны при акустико-эмиссионном контроле	133–138

Частоедов В. А., Кондратьев Н. С. Корреляционный анализ текстуры материала, полученных экспериментально и в моделях физических теорий пластичности	139–144
Гладковский С. В., Двойников Д. А., Каманцев И. С., Веселова В. Е., Кутенева С. В., Сергеев С. Н. Особенности разрушения композиционных материалов при различных видах нагружения	145–151
Горкунов Э. С., Задворкин С. М., Горулева Л. С., Черемичина Э. Р. Структура, физико-механические свойства и остаточные напряжения эвтектоидной стали, подвергнутой интенсивной пластической деформации методом гидроэкструзии	152–157
Горкунов Э. С., Якушенко Е. И., Задворкин С. М., Мушников А. Н., Владимиров А. П. Оценка параметров напряженно-деформированного состояния стальных изделий по коэрцитивной силе и скорости распространения акустических волн Релея	158–163
Гладковский С. В., Кутенева С. В., Каманцев И. С., Сергеев С. Н., Сафаров И. М. Формирование структуры и свойств сверхнизкоуглеродистой IF-стали в монолитном материале и в составе слоистого композита	164–170
Пугачева Н. Б., Задворкин С. М., Быкова Т. М., Носов П. А. Влияние диффузионного боридного покрытия на электромагнитные свойства стали 4X5MФС	171–174
Горкунов Э. С., Задворкин С. М., Носов П. А. Распределение магнитного потока в ферромагнитной стали при намагничивании приставным п-образным электромагнитом	175–179
Бердников К. В., Стружанов В. В. Геометрическая интерпретация условий потери устойчивости в полярно-симметричных задачах при неположительном шаровом тензоре деформаций	180–184
Горкунов Э. С., Поволоцкая А. М., Задворкин С. М. Особенности поведения магнитных характеристик упругодеформированных трубных сталей с различным исходным напряженным состоянием	185–189
Путилова Е. А., Горкунов Э. С., Задворкин С. М. Применение магнитных методов для оценки текущего состояния коррозионностойких сталей, подвергнутых упругопластическому деформированию	190–194
Шкатуляк Н. М., Драгомерецкая Е. А., Усов В. В., Рабкина М. Д., Палиенко А. Л. Влияние сроков эксплуатации на текстуру и коэрцитивную силу сталей 15X5M и 08X18H10T для печных змеевиков	195–198

Научное издание

Российская научно-техническая конференция
«МЕХАНИКА, РЕСУРС И ДИАГНОСТИКА МАТЕРИАЛОВ И КОНСТРУКЦИЙ»
IV российская школа-конференция молодых ученых
«ДИАГНОСТИКА И МЕХАНИКА МАТЕРИАЛОВ»
сборник докладов (Екатеринбург, 14-18 декабря 2015 г.)

Рекомендовано к изданию Ученым советом ИМАШ УрО РАН

Ответственный за выпуск *Худорожкова Ю.В.*
Компьютерная верстка *Фатыхова Е.В.*

ISBN 978-5-7691-2433-4



Подписано в печать 30.12.2015.

Усл. печ. л. 21,4

Оригинал-макет изготовлен в
Отделе содействия научным исследованиям ИМАШ УрО РАН.
620049 г. Екатеринбург, ул. Комсомольская, 34

Издательство ИМАШ УрО РАН.
620049 г. Екатеринбург, ул. Комсомольская, 34
Тел.: (343) 375-35-83; (343) 374-47-25, факс: (343) 374-53-30
E-mail: conf_mrdmk@imach.uran.ru