

DREAM

<http://dream-journal.org>

ISSN 2410-9908

DOI: 10.17804/2410-9908.2024.1

Diagnostics, Resource and Mechanics
of materials and structures

<http://dream-journal.org>

1,2024
January-February

Editor-in-Chief: **Sergey V. Smirnov**
Deputy Editors-in-Chief: **Sergey V. Gladkovsky**
Deputy Editors-in-Chief: **Evgenii Yu. Prosviryakov**

Editorial Council

Anatoly A. Burenin (Russia)
Irina G. Goryacheva (Russia)
Janez Grum (Slovenia)
Mikhail P. Lebedev (Russia)
Leopold I. Leontiev (Russia)
Evgeny V. Lomakin (Russia)
Valery P. Matveenko (Russia)
Nikolay A. Makhutov (Russia)
Nikita F. Morozov (Russia)
Vladimir V. Moskvichev (Russia)
Sergey V. Panin (Russia)
Vasily M. Fomin (Russia)
Shao Wen-zhu (China)

Editorial Board

Boris V. Artemyev (Moscow)
Vladimir A. Bataev (Novosibirsk)
Ivan A. Bataev (Novosibirsk)
Aleksandr K. Belyaev (St.-Peterburg)
Sergey V. Burov (Ekaterinburg)
Vladimir O. Vaskovsky (Ekaterinburg)
Dmitry I. Vichuzhanin (Ekaterinburg)
Vladimir G. Degtyar (Miass)
Igor G. Emelyanov (Ekaterinburg)
Sergey M. Zadvorkin (Ekaterinburg)
Alexander G. Zalazinsky (Ekaterinburg)
Anatoly V. Konovalov (Ekaterinburg)
Vladimir N. Kostin (Ekaterinburg)
Tatyana P. Lyubimova (Perm)
Aleksey V. Makarov (Ekaterinburg)
Vladimir A. Mironov (Ekaterinburg)
Radik R. Mulyukov (Ufa)
Vitaly V. Muravyov (Izhevsk)
Aleksandr P. Nichipuruk (Ekaterinburg)
Oleg A. Plekhov (Perm)
Anna M. Povlotskaya (Ekaterinburg)
Artemiy A. Popov (Ekaterinburg)
Nataliya B. Pugacheva (Ekaterinburg)
Igor Yu. Pyshmintsev (Chelyabinsk)
Evgeniy Yu. Raskatov (Ekaterinburg)
Anatoly B. Rinkevich (Ekaterinburg)
Roman A. Savray (Ekaterinburg)
Alexander S. Smirnov (Ekaterinburg)
Alexander I. Ulyanov (Izhevsk)
Yuliya V. Khudorozhkova (Ekaterinburg)
Vladimir P. Shveikin (Ekaterinburg)

Eelena E. Verstakova, editor of the English translation

Olga A. Verstakova, editor of Russian texts

Anna V. Garieva, maker-up

Galina V. Torlopova, associate editor

Raul N. Shakirov, site admin

Postal address: Institute of Engineering Science, Ural Branch of the Russian Academy of Sciences, 34 Komsomolskaya st., 620049,
Ekaterinburg, Russian Federation
phone: +7 (343) 375-35-83,
fax: +7 (343) 374-53-30
e-mail: dream-journal@mail.ru
<http://dream-journal.org>

Главный редактор: Смирнов Сергей Витальевич, д.т.н.
Заместитель главного редактора: **Сергей Викторович Гладковский, д.т.н.**
Заместитель главного редактора: **Евгений Юрьевич Просвиряков, д.ф.-м.н.**

Редакционный совет:

Буренин Анатолий Александрович, член-корр. РАН, д.ф.-м.н. (Россия)
Горячева Ирина Георгиевна, академик РАН, д.ф.-м.н. (Россия)
Грум Янез, Ph.D., (Республика Словения)
Лебедев Михаил Петрович, член-корр. РАН, д.т.н. (Россия)
Леонтьев Леопольд Игоревич, академик РАН, д.т.н. (Россия)
Ломакин Евгений Викторович, член-корр. РАН, д.ф.-м.н. (Россия)
Матвеев Валерий Павлович, академик РАН, д.т.н. (Россия)
Махутов Николай Андреевич, член-корр. РАН, д.т.н. (Россия)
Морозов Никита Федорович, академик РАН, д.ф.-м.н. (Россия)
Москвичев Владимир Викторович, д.т.н. (Россия)
Панин Сергей Викторович, д.т.н. (Россия)
Фомин Василий Михайлович, академик РАН, д.ф.-м.н. (Россия)
Шао Вэнь-чжу, профессор (Китай)

Редакционная коллегия:

Артемьев Борис Викторович, д.т.н., (Москва)
Батаев Владимир Андреевич, д.т.н. (Новосибирск)
Батаев Иван Анатольевич, д.т.н. (Новосибирск)
Беляев Александр Константинович, член-корр. РАН, д.ф.-м.н., (Санкт-Петербург)
Буров Сергей Владимирович, к.т.н. (Екатеринбург)
Васьковский Владимир Олегович, д.ф.-м.н. (Екатеринбург)
Вичужанин Дмитрий Иванович, к.т.н. (Екатеринбург)
Дегтярь Владимир Григорьевич, академик РАН, д.т.н. (Миасс)
Емельянов Игорь Георгиевич, д.т.н. (Екатеринбург)
Задворкин Сергей Михайлович, к.ф.-м.н. (Екатеринбург)
Залазинский Александр Георгиевич, д.т.н. (Екатеринбург)
Коновалов Анатолий Владимирович, д.т.н. (Екатеринбург)
Костин Владимир Николаевич, д.т.н. (Екатеринбург)
Любимова Татьяна Петровна, д.ф.-м.н. (Пермь)
Макаров Алексей Викторович, член-корр. РАН, д.т.н. (Екатеринбург)
Мионов Владимир Александрович, д.м.н. (Екатеринбург)
Мулюков Радик Рафикович, член-корр. РАН, д.ф.-м.н. (Уфа)
Муравьев Виталий Васильевич, д.т.н. (Ижевск)
Ничипурук Александр Петрович, д.т.н. (Екатеринбург)
Плехов Олег Анатольевич, член-корр. РАН, д.ф.-м.н. (Пермь)
Поволоцкая Анна Моисеевна, к.т.н. (Екатеринбург)
Попов Артемий Александрович, д.т.н. (Екатеринбург)
Пугачева Наталия Борисовна, д.т.н. (Екатеринбург)
Пышминцев Игорь Юрьевич, д.т.н. (Челябинск)
Раскатов Евгений Юрьевич, д.т.н. (Екатеринбург)
Ринкевич Анатолий Брониславович, член-корр. РАН, д.ф.-м.н. (Екатеринбург)
Саврай Роман Анатольевич, к.т.н. (Екатеринбург)
Смирнов Александр Сергеевич, к.т.н. (Екатеринбург)
Ульянов Александр Иванович, д.т.н. (Ижевск)
Худорожкова Юлия Викторовна, к.т.н. (Екатеринбург)
Швейкин Владимир Павлович, д.т.н. (Екатеринбург)

Верстакова Елена Евгеньевна – редактор перевода текста на английский язык
Верстакова Ольга Андреевна – редактор текста
Гариева Анна Валерьевна – верстальщик текста
Торлопова Галина Викторовна – помощник редактора
Шакиров Рауль Нурович, к.т.н. – администратор сайта журнала

Адрес редакции:

Россия, 620049, г. Екатеринбург, ул. Комсомольская, д. 34., ИМАШ УрО РАН
телефон: +7 (343) 375 35 83, факс +7 (343) 374-53-30
e-mail: dream-journal@mail.ru
<http://dream-journal.org>

CONTENTS

Makhneva K. V., Kinzin I. B., Shabanov M. A., Selivanova O. V., and Khotinov V. A. Effect of tempering conditions on the structure and strength properties of structural steels	6
Kuzmina A. V. and Khotinov V. A. Evaluation of the strengthening components in 0.4%C–1.3%Mn–0.1%V steel after quenching and high temperature tempering	11
Gafarov M. F. and Okishev K. Yu. Modeling the proof strength of pipe steels tempered with the application of artificial intelligence methods	18
Satskii D. D., Soloveva S. V., Ustinov A. E., Yarkov V. Yu., and Lobanov M. L. Determination of austenite grain size in ferritic-martensitic stainless steel by orientation microscopy methods	28
Farber V. M., Polukhina O. N., Selivanova O. V., Morozova A. N., Vichuzhanin D. I., and Tagirova O. R. Pre-yield and localized deformation band nucleation in a strain-aging low-carbon steel	45

СОДЕРЖАНИЕ

Махнева К. В., Кинзин И. Б., Шабанов М. А., Селиванова О. В., Хотинев В. А. Влияние режимов отпуска на структуру и прочностные свойства конструкционных сталей ..	6
Кузьмина А. В., Хотинев В. А. Оценка компонент упрочнения в стали 38Г2Ф после термоулучшения	11
Гафаров М. Ф., Окишев К. Ю. Моделирование условного предела текучести трубных сталей после улучшения с помощью методов искусственного интеллекта	18
Сацкий Д. Д., Соловьева С. В., Устинов А. Е., Ярков В. Ю., Лобанов М. Л. Определение размера зерна аустенита феррито-мартенситной нержавеющей стали методами ориентационной микроскопии	28
Фарбер В. М., Полухина О. Н., Селиванова О. В., Морозова А. Н., Вичужанин Д. И., Тагирова О. Р. Предтекучесть и формирование зародыша полосы локализованной деформации в низкоуглеродистой стали с деформационным старением	45

Received: 18.12.2023

Revised: 01.02.2024



Accepted: 16.02.2024

DOI: 10.17804/2410-9908.2024.1.006-010



EFFECT OF TEMPERING CONDITIONS ON THE STRUCTURE AND STRENGTH PROPERTIES OF STRUCTURAL STEELS



K. V. Makhneva^{a)}, I. B. Kinzin^{b)}, M. A. Shabanov^{c)}, O. V. Selivanova^{d),*},
and V. A. Khotinov^{e)}



Ural Federal University, 19 Mira St., Ekaterinburg, 620002, Russia

^{a)}  <https://orcid.org/0009-0004-5000-1164>  kristina.mahneva.2000@mail.ru;

^{b)}  kinzin.2000@mail.ru

^{c)}  <https://orcid.org/0000-0009-6725-1724>  m.a.shabanov@urfu.ru

^{d)}  <https://orcid.org/0009-0002-4874-4482>  sov23@mail.ru

^{e)}  <https://orcid.org/0000-0003-0645-548X>  khotinov@yandex.ru

*Corresponding author. E-mail: sov23@mail.ru

Address for correspondence: ul. Mira, 19, Ekaterinburg, 620002, Russia

Tel.: +7 (912) 246-6755

The structure and mechanical properties of low- and medium-carbon steels quenched and tempered with different isothermal holding times at temperatures ranging from 250 to 650 °C are studied. It is shown that, for the steels under study, three stages can be distinguished on the curves of hardness as a function of isothermal holding at different temperatures. Hardness testing is used to determine tempering conditions leading to a comparable level of hardness. To calculate the tempering parameter, the constant C in the Hollomon–Jaffe equation is determined for the steels in question.

Keywords: steel, quenching, martensite, tempering parameter, hardness, dislocation density, carbides

Acknowledgment

The work financially supported by the Ministry of Science and Higher Education of the Russian Federation (the Ural Federal University Development Program within the framework of the Priority 2030 program). The equipment of the UrFU's shared research facilities was used in the testing.

References

1. Skorokhodov, V.N., Odessky, P.D., and Rudchenko, A.V. *Konstruktsionnaya stal* [Structural Steel]. Metallurgizdat Publ., Moscow, 2002, 622 p. (In Russian).
2. *Technologie der Wärmebehandlung von Stahl*, VEB Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie, Leipzig, 1976. (In German).
3. Zhang, Y., Yang, J., Xiao, D., Luo, D., Tuo, C., and Wu, H. Effect of quenching and tempering on mechanical properties and impact fracture behavior of low-carbon low-alloy steel. *Metals*, 2022, 12 (7), 1087. DOI: 10.3390/met12071087.
4. Ju, Y., Goodall, A., Strangwood, M., and Davis, C. Characterization of precipitation and carbide coarsening in low carbon low alloy Q&T steels during the early stages of tempering. *Materials Science and Engineering: A*, 2018, 738, 174–189. DOI: 10.1016/j.msea.2018.09.044.

Подана в журнал: 18.12.2023



УДК 620.172


DOI: 10.17804/2410-9908.2024.1.006-010



ВЛИЯНИЕ РЕЖИМОВ ОТПУСКА НА СТРУКТУРУ И ПРОЧНОСТНЫЕ СВОЙСТВА КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЕЙ



К. В. Махнева^{а)}, И. Б. Кинзин^{б)}, М. А. Шабанов^{в)},
О. В. Селиванова^{г)},*, В. А. Хотин^{д)}



Федеральное государственное автономное образовательное учреждение высшего образования
«Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б. Н. Ельцина»,
ул. Мира, 19 г. Екатеринбург, 620002, Россия

^{а)}  <https://orcid.org/0009-0004-5000-1164>  kristina.mahneva.2000@mail.ru;

^{б)}  kinzin.2000@mail.ru

^{в)}  <https://orcid.org/0000-0009-6725-1724>  m.a.shabanov@urfu.ru

^{г)}  <https://orcid.org/0009-0002-4874-4482>  sov23@mail.ru

^{д)}  <https://orcid.org/0000-0003-0645-548X>  khotinov@yandex.ru

* Ответственный автор. Электронная почта: sov23@mail.ru

Адрес для переписки: ул. Мира, 28, г. Екатеринбург, 620002, Россия

Тел.: +7 (912) 246-67-55

Исследованы структура и механические свойства сталей 09Г2С и 38Г2Ф после закалки и отпуска с различным временем изотермической выдержки в температурном интервале 250–650 °С. Показано, что для изученных в работе сталей на кривых изменения твердости в зависимости от изотермической выдержки при разных температурах можно выделить три стадии. С помощью дюрOMETрического метода определены режимы отпуска, приводящие к сопоставимому уровню твердости. Для исследуемых сталей определена константа C в уравнении Холломона – Яффе для расчета параметра отпуска.

Ключевые слова: среднеуглеродистые стали, мартенсит, разупрочнение при отпуске, прочностные свойства, компоненты упрочнения, плотность дислокаций, карбиды, субструктура

1. Введение

Прочность, пластичность и ударная вязкость являются наиболее важными показателями стали. Повышенный комплекс прочностных свойств низколегированных сталей может быть достигнут за счет дисперсионного и зернограничного упрочнения [1]. Для достижения оптимального сочетания прочности, пластичности и ударной вязкости конструкционные стали подвергаются закалке с последующим отпуском по различным температурно-временным режимам ($t_{отп}$, $\tau_{отп}$).

При выборе параметров отпуска применяется подход, при котором взаимосвязь температуры отпуска и его продолжительности выражена через параметр отпуска P в уравнении Холломона – Яффе [2]:

$$P = T \cdot (C + \lg \tau) \cdot 10^{-3}, \quad (1)$$

где T – температура отпуска в Кельвинах; τ – время отпуска в часах; C – константа, зависящая от химического состава стали и режима ее термообработки.

Константа C для группы подобных марок сталей имеет определенное значение. Например, для конструкционных сталей $C = 20$. Величина P связана прямой зависимостью с

твердостью или прочностью стали. Кроме того, температура отпуска оказывает большее влияние на разупрочнение, чем время выдержки, поэтому последнее входит в эмпирическое уравнение в виде логарифма. Если выбранная температура отпуска занижена, для достижения требуемого уровня, например, прочности, необходимо значительно увеличить время выдержки. Таким образом, назначение как температуры, так и продолжительности отпуска является важным фактором для достижения оптимального соотношения прочностных и пластических свойств.

В связи с этим целью настоящей работы являлось изучение взаимосвязи особенностей структурных превращений и изменения механических свойств, происходящих при отпуске конструкционных сталей.

2. Материал и методика

Материалом исследования были конструкционные стали 09Г2С (масс. %: 0,09 С; 1,28 Mn; 0,35 Si; 0,17 Cu) и 38Г2Ф (масс. %: 0,42 С; 1,3 Mn; 0,09 V) промышленной выплавки. Образцы сталей подвергали закалке от 900 °С в воде и отпуску в температурном интервале 250–650 °С с различным временем выдержки в диапазоне 2–150 минут с последующим охлаждением на воздухе.

3. Результаты и обсуждение

На зависимостях изменения твердости исследуемых в работе сталей от продолжительности изотермической выдержки в температурном интервале 250–650 °С можно выделить три стадии отпуска (рис. 1):

– I стадия ($t_{\text{отп}} \leq 200\text{--}250$ °С), соответствующая низкотемпературному отпуску. В температурном интервале этой стадии происходит зарождение частиц цементита на дислокациях, величина плотности дислокаций сопоставима с таковой в закаленном состоянии.

– II стадия ($250 \leq t_{\text{отп}} \leq 400$ °С), соответствующая среднетемпературному отпуску. В структуре сохраняется исходная реечная структура, сформировавшаяся в ходе мартенситного превращения, частицы Fe₃C выделяются как внутри реек, так и по их границам (рис 2 а).

– III стадия ($t_{\text{отп}} \leq 450\text{--}550$ °С), соответствующая высокотемпературному отпуску. На этой стадии происходит формирование субзерен α -фазы и сфероидизированных частиц Fe₃C (рис. 2 б).

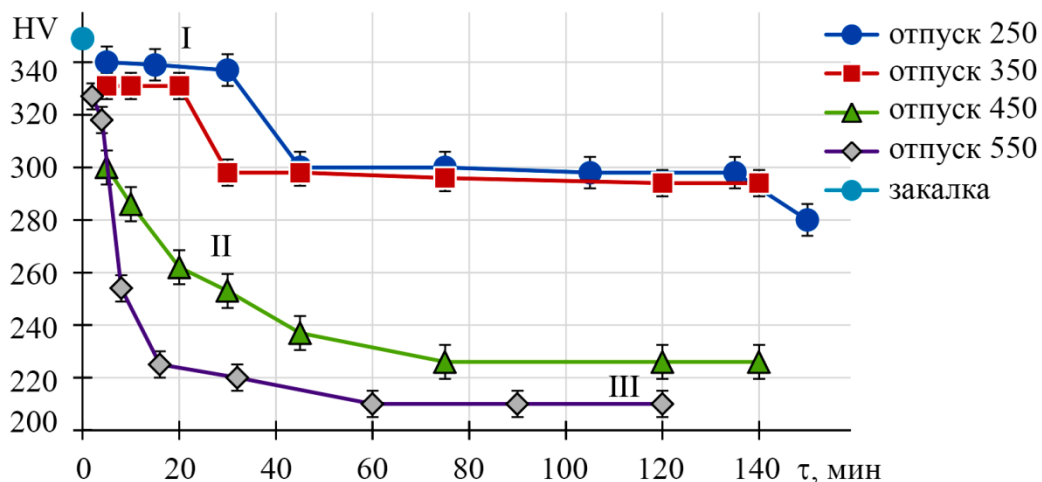


Рис. 1. Зависимость уровня твердости стали 09Г2С от времени выдержки при различных температурах отпуска

Согласно данным просвечивающей электронной микроскопии, полученным при изучении стали 38Г2Ф, установлено, что после отпуска при 650 °С в течение 4 минут наблюдается речная структура, унаследованная от мартенсита (рис. 2 а).

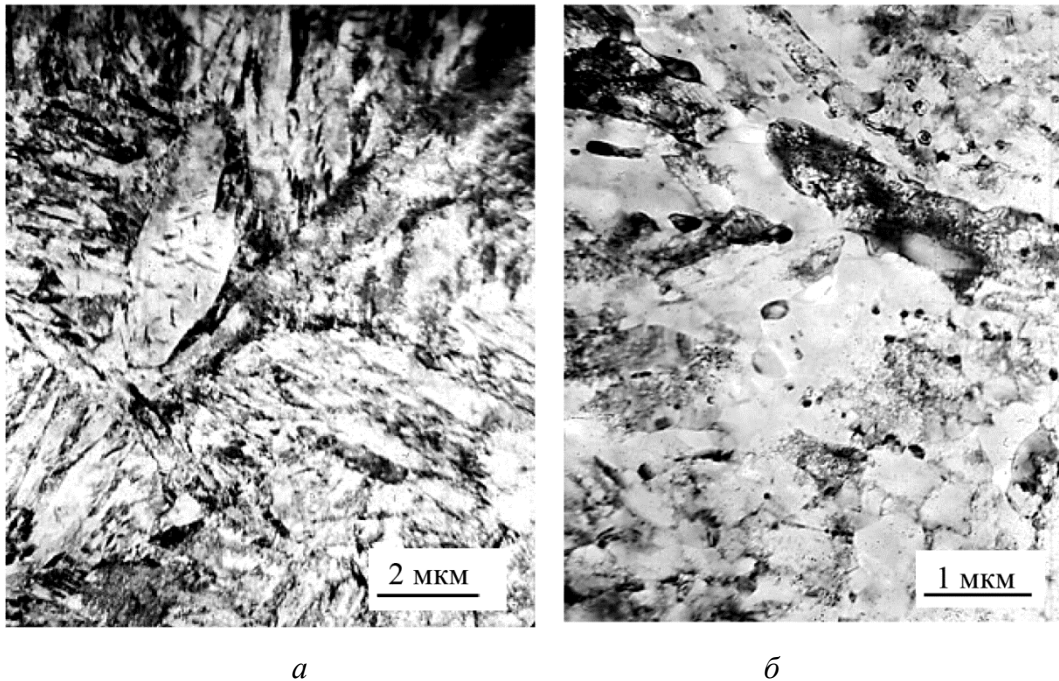


Рис. 2. Микроструктура стали 38Г2Ф после закалки и отпуска при 650 °С с различным временем изотермической выдержки: $\tau_{\text{отп}} = 4$ мин (а); $\tau_{\text{отп}} = 64$ мин (б)

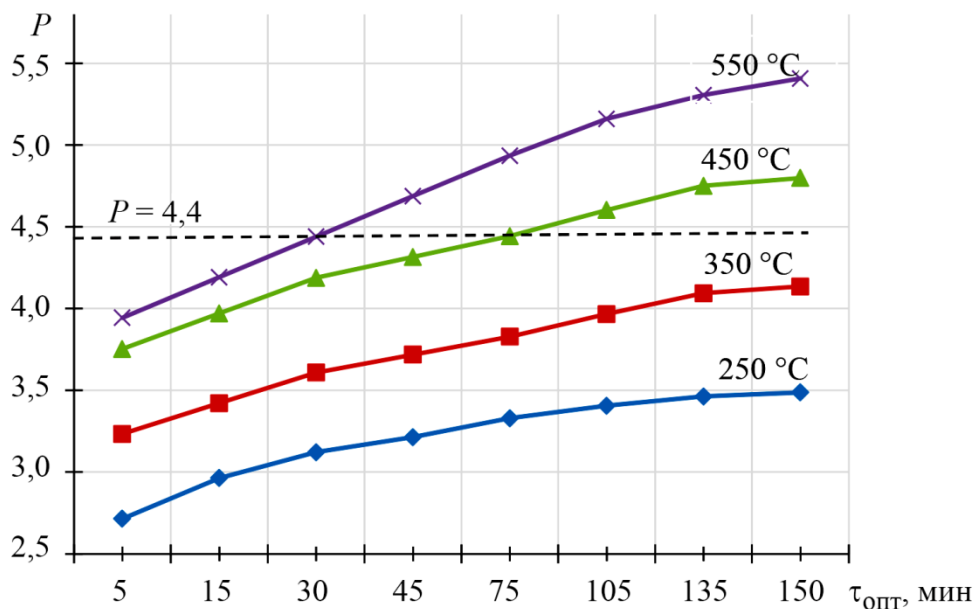


Рис. 3. Зависимость параметра отпуска в стали 09Г2С от температуры и времени выдержки

Увеличение выдержки до $\tau_{\text{отп}} = 64$ мин вызывает коагуляцию цементита: постепенное растворение внутриречных частиц и рост вдоль их границ почти сплошных лентообразных выделений, которые закрепляют границы, препятствуя стоку в них дислокаций (рис. 2 б). В отдельных участках начинается сфероидизация частиц Fe_3C [3, 4].

С помощью дюрометрического метода были определены режимы отпуска на II стадии, приводящие к сопоставимому уровню твердости, что позволило рассчитать константу C для исследуемых сталей, в результате чего уравнение Холломоны – Яффе приняло вид $P = t_{\text{отп}} \cdot (6 + \lg t_{\text{отп}}) \cdot 10^{-3}$. Расчетные значения P позволяют выявить режимы, проведение которых даст сопоставимые величины параметра отпуска, а следовательно, и близкий уровень механических свойств (рис. 3).

4. Заключение

Результаты измерения твердости свидетельствуют о том, что разупрочнение закаленных образцов сталей 09Г2С и 38Г2Ф при отпуске в температурном интервале 250–650 °С происходит в три стадии. При этом I стадия отпуска, связанная со снятием внутренних напряжений в мартенсите, наблюдается только при $t_{\text{отп}} = 250\text{--}350$ °С. Распад мартенсита при повышении температуры и продолжительности отпуска приводит к интенсивному падению твердости (II стадия), а при более длительных выдержках – к ее постоянному уровню (III стадия).

Методом ПЭМ установлено, что на II стадии отпуска происходит коагуляция ранее сформировавшихся частиц цементита, речная структура сохраняется. На III стадии идет сфероидизация цементита и формирование субзерен феррита. Варьирование режимов отпуска для получения заданного уровня твердости позволило экспериментально установить, что для всех исследованных сталей на II стадии отпуска коэффициент C в уравнении Холломоны – Яффе равен 6.

Благодарность

Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства науки и высшего образования Российской Федерации (Программа развития Уральского федерального университета в рамках программы «Приоритет-2030»). Испытания проведены с использованием оборудования ЦКП УрФУ.

Литература

1. Скороходов В. Н., Одесский П. Д., Рудченко А. В. Строительная сталь. – М. : Металлургиздат, 2002. – 624 с.
2. Технология термической обработки стали / Р. Бернст и др. / пер. с нем. – М. : Металлургия, 1981. – 607 с.
3. Effect of quenching and tempering on mechanical properties and impact fracture behavior of low-carbon low-alloy steel / Y. Zhang, J. Yang, D. Xiao, D. Luo, C. Tuo, H. Wu // Metals. – 2022. – Vol. 12 (7). – P. 1087. – DOI: 10.3390/met12071087.
4. Characterization of precipitation and carbide coarsening in low carbon low alloy Q&T steels during the early stages of tempering / Y. Ju, A. Goodall, M. Strangwood, C. Davis // Materials Science and Engineering: A. – 2018. – Vol. 738. – P. 174–189. – DOI: 10.1016/j.msea.2018.09.044.

Received: 18.12.2023

Revised: 01.02.2024



Accepted: 16.02.2024



DOI: 10.17804/2410-9908.2024.1.011-017

EVALUATION OF THE STRENGTHENING COMPONENTS IN 0.4%C–1.3%Mn–0.1%V STEEL AFTER QUENCHING AND HIGH TEMPERATURE TEMPERING

A. V. Kuzmina^{a)} and V. A. Khotinov^{b), *}

Ural Federal University, 19 Mira St., Ekaterinburg, 620002, Russia

^{a)}  <https://orcid.org/0009-0001-8651-7240>  kuzari02@yandex.ru;

^{b)}  <https://orcid.org/0000-0003-0645-548X>  khotinov@yandex.ru

*Corresponding author. E-mail: khotinov@yandex.ru

Address for correspondence: ul. Mira, 19, Ekaterinburg, 620002, Russia

Tel.: +7 (908) 901–9912

Transmission electron microscopy (TEM), electron backscatter diffraction (EBSD), and X-ray diffraction analysis are used to monitor the evolution of the microstructure of a microalloyed medium-carbon steel and to evaluate quantitatively the strengthening components and their relative contribution to the yield strength of this steel quenched and tempered at 650 °C. As the duration of isothermal tempering τ_{tem} increases from 2 to 3000 min, the steel softens in two stages: a sharp drop of the strength properties, ~100 MPa/min, at stage I ($\tau_{\text{tem}} \leq 8$ min) is followed by weak softening, ~0.1 MPa/min at stage II ($\tau_{\text{tem}} \geq 64$ min). It is shown that the main contribution ($q \sim 80\%$) to the yield strength of the steel is made by the combined effect of the dislocation and grain-boundary (due to the lath boundaries) strengthening mechanisms at the first stage of martensite tempering, and by subgrain strengthening at the second stage of tempering.

Keywords: medium-carbon steels, martensite, tempering, softening, strength properties, strengthening components, dislocation density, carbides, substructure

Acknowledgment

The work was financially supported by the Russian Ministry of Science and Higher Education (the Program of Development of the Ural Federal University within the Priority-2030 Program). The equipment of UrFU's shared research facilities was used in the testing.

References

1. Kurdyumov, V.G., Utevskiy, L.M., and Entin, R.I. *Prevrashcheniya v zheleze i stali* [Transformations in Iron and Steel]. Nauka Publ., Moscow, 1977, 236 p. (In Russian).
2. Shchastlivtsev, V.M., Mirzaev, D.A., and Yakovleva, I.V. *Struktura termicheski obrabotannoy stali* [The Structure of Heat-Treated Steel]. Metallurgiya Publ., Moscow, 1994, 288 p. (In Russian).
3. Goldsteyn, M.I., Grachev, S.V., and Veksler, Yu.G. *Spetsialnye stali* [Special Steels]. MISiS Publ., Moscow, 1999, 408 p. (In Russian).
4. Jiang, B., Wu, M., Zhang, M., Zhao, F., Zhao, Z., and Liu, Y. Microstructural characterization, strengthening and toughening mechanisms of a quenched and tempered steel: effect of heat treatment parameters. *Materials Science and Engineering: A*, 2017, 707, 306–314. DOI: 10.1016/j.msea.2017.09.062.
5. Liu, F., Chen, K., Kang, C., Jiang, Z., and Ding, S. Effects of V–Nb microalloying on the microstructure and properties of spring steel under different quenching-tempering times. *Journal of Materials Research and Technology*, 2022, 19, 779–793. DOI: 10.1016/j.jmrt.2022.05.043.

6. Tkachev, E., Borisov, S., Belyakov, A., Kniaziuk, T., Vagina, O., Gaidar, S., and Kaibyshev, R. Effect of quenching and tempering on structure and mechanical properties of a low-alloy 0.25C steel. *Materials Science and Engineering: A*, 2023, 868, 144757. DOI: 10.1016/j.msea.2023.144757.
7. Farber, V.M., Belenkiy, B.Z., and Goldshteyn, M.I. Evaluating the strength of low carbon low alloy steels from structural data. *Fizika Metallov i Metallovedenie*, 1975, 39 (2), 403–409. (In Russian).

Подана в журнал: 18.12.2023



УДК 620.172



DOI: 10.17804/2410-9908.2024.1.011-017

ОЦЕНКА КОМПОНЕНТ УПРОЧНЕНИЯ В СТАЛИ 38Г2Ф ПОСЛЕ ТЕРМОУЛУЧШЕНИЯ

А. В. Кузьмина^{а)}, В. А. Хотин^{б), *}

*Федеральное государственное автономное образовательное учреждение высшего образования
«Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б. Н. Ельцина»,
ул. Мира, 19, г. Екатеринбург, 620002, Россия*

^{а)}  <https://orcid.org/0009-0001-8651-7240>  kuzari02@yandex.ru;

^{б)}  <https://orcid.org/0000-0003-0645-548X>  khotinov@yandex.ru

*Ответственный автор. Электронная почта: khotinov@yandex.ru
Адрес для переписки: ул. Мира, 28, г. Екатеринбург, 620002, Россия
Тел.: +7 (908) 901–99–12

Методами просвечивающей электронной микроскопии, дифракции обратно рассеянных электронов и рентгеноструктурного анализа прослежена эволюция микроструктуры стали 38Г2Ф и проведена количественная оценка компонент упрочнения и их относительного вклада в предел текучести данной стали после закалки и отпуска при 650 °С. Разупрочнение стали при увеличении продолжительности изотермического отпуска $\tau_{\text{отп}}$ от 2 до 3000 минут происходит в две стадии: интенсивный темп падения прочностных свойств $\Delta\sigma/\Delta\tau_{\text{отп}} \sim 100$ МПа/мин на I стадии ($\tau_{\text{отп}} \leq 8$ мин) сменяется слабым разупрочнением $\Delta\sigma/\Delta\tau_{\text{отп}} \sim 0,1$ МПа/мин на II стадии ($\tau_{\text{отп}} \geq 64$ мин). Показано, что основной вклад ($q \sim 80$ %) в предел текучести стали 38Г2Ф на I стадии отпуска мартенсита вносит совокупное действие дислокационного и зернограничного (за счет границ реек) механизмов упрочнения, а на II стадии отпуска – субзеренное упрочнение.

Ключевые слова: среднеуглеродистые стали, мартенсит, разупрочнение при отпуске, прочностные свойства, компоненты упрочнения, плотность дислокаций, карбиды, субструктура

1. Введение

Для получения необходимого комплекса функциональных свойств широкая номенклатура изделий из конструкционных сталей подвергается термоулучшению – закалке с последующим отпуском по различным температурно-временным ($t_{\text{отп}}$, $\tau_{\text{отп}}$) режимам. По изменению физико-механических свойств отпуск углеродистых сталей подразделяется на низкий (150–300 °С), средний (350–550 °С) и высокий (600–720 °С) [1, 2]. Температурные интервалы стадии отпуска ориентировочны и весьма условны, так как они изменяются при легировании сталей, а также при изменении скорости или длительности нагрева.

Первоначально изучение отпуска мартенсита проводилось по одной-двум методикам [1–3]. В последние годы появляется все больше работ [4–7], где параллельно с исследованием механических свойств используются различные методы изучения структуры и фазового состава, как традиционные (металлография, рентгеновский структурный и фазовый анализы), так и современные (просвечивающая и растровая электронная микроскопия, дифракция обратно рассеянных электронов (EBSD) и др.). Использование разнообразных экспериментальных методов изучения распада мартенсита дает возможность создать целостную картину и выделить факторы упрочнения на отдельных стадиях отпуска.

Целью настоящей работы являлось отыскание на основе анализа прочностных свойств стадий распада мартенсита и происходящих на них структурно-фазовых превращений, а также оценка вклада основных компонент упрочнения в предел текучести стали 38Г2Ф.

2. Материал и методика исследований

Материалом исследования была конструкционная сталь 38Г2Ф, в композиции которой присутствовали 0,42 масс. % С, 1,3 масс. % Mn, 0,09 масс. % V. Для изучения структуры и механических испытаний темплеты длиной 60 мм и сечением 13×13 мм подвергали закалке от 900 °С в воде и отпуску при температуре 650 °С с выдержкой в течение 2, 8, 16, 32, 64 и 3000 минут с последующим охлаждением на воздухе.

Микроструктуру образцов изучали с помощью электронных микроскопов – просвечивающего JEM 2100 и растрового Jeol JSM-6490LV, а также электронно-ионного TermoFischer Scios2 LoVac с приставкой для построения карт дифракции обратно рассеянных электронов Oxford Symmetry (EBSD). Рентгеноструктурный анализ (РСА) проводился на дифрактометре Bruker Advance D8 в медном K_{α} -излучении с применением энергодисперсионного детектора.

Механические испытания на одноосное растяжение при комнатной температуре проводились на испытательной машине Instron 3382 на цилиндрических образцах диаметром 6 мм и рабочей длиной 40 мм. На каждый режим отпуска приходилось не менее 2 образцов.

3. Результаты и обсуждение

После выдержки $\tau_{\text{отп}} = 2$ мин при 650 °С сталь находится в высокопрочном состоянии ($\sigma_{0,2} = 1630$ МПа, $\sigma_{\text{в}} = 1770$ МПа, $\sigma_{0,2}/\sigma_{\text{в}} = 0,92$, $\delta = 9$ %, $\psi = 50$ %). На зависимости изменения прочностных свойств стали от продолжительности нагрева при 650 °С можно выделить две стадии отпуска (рис. 1).

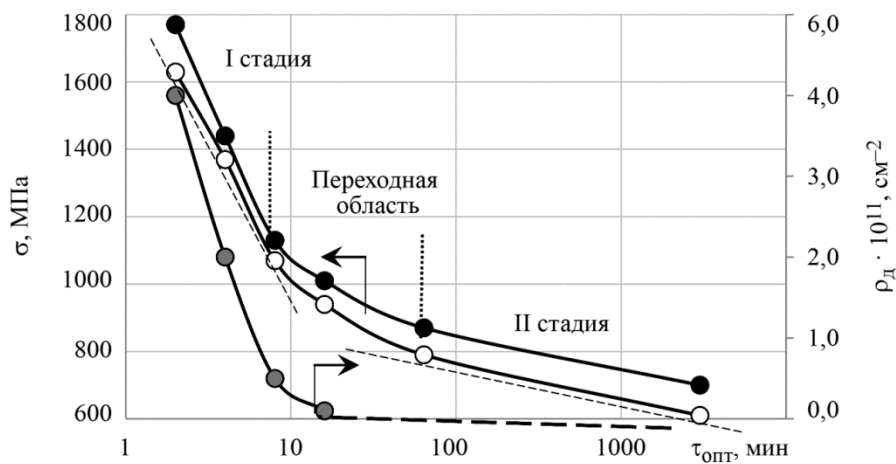


Рис. 1. Зависимость прочностных свойств и плотности дислокаций стали 38Г2Ф от продолжительности отпуска $\tau_{\text{отп}}$ при 650 °С: ○ – предел текучести $\sigma_{0,2(\tau)}$, ● – временное сопротивление $\sigma_{\text{в}}$, ○ – плотность дислокаций $\rho_{\text{д}}$

Отпуск на I стадии ($\tau_{\text{отп}} = 2-8$ мин) приводит к интенсивному линейному падению прочности ($\Delta\sigma/\Delta\tau_{\text{отп}} \sim 100$ МПа/мин). На переходном периоде ($\tau_{\text{отп}} = 8-64$ мин) темп падения кривых $\sigma = f(\tau_{\text{отп}})$ замедляется из-за постепенного изменения моды разупрочнения. На II стадии отпуска (при $\tau_{\text{отп}} \geq 64$ мин) разупрочнение весьма незначительно ($\Delta\sigma/\Delta\tau_{\text{отп}} \sim 0,1$ МПа/мин), и даже после длительной выдержки в 3000 мин прочностные свойства стали сохраняются на относительно высоком уровне ($\sigma_{0,2} = 610$ МПа, $\sigma_{\text{в}} = 700$ МПа, $\sigma_{0,2}/\sigma_{\text{в}} = 0,87$).

По данным ПЭМ и EBSD, на I стадии отпуска сохраняется унаследованная от мартенсита речная структура, в которой ширина реек составляет $\bar{d}_p \sim 0,65$ мкм (рис. 2 а, б). С повышением продолжительности отпуска постепенное растворение карбидных частиц внутри реек приводит к высвобождению дислокаций, их перестройке и глубокой аннигиляции, а оставшиеся дислокации образуют субграницы. При $\tau_{отп} = 64$ мин субзерна видны вблизи границ пакетов и реек (рис. 2 в), а более длительный отпуск ($\tau_{отп} = 3000$ мин) приводит к формированию субструктуры со средним размером субзерен $\bar{d}_{сз} = 0,35$ мкм (рис. 2 з).

Оценка вкладов компонент упрочнения в предел текучести стали проводилась по уравнению [3]

$$\sigma_{0,2} = \sigma_0 + \Delta\sigma_{т.р.} + \Delta\sigma_{д.} + \Delta\sigma_{д.у.} + \Delta\sigma_3 + \Delta\sigma_с, \quad (1)$$

где σ_0 – напряжение трения решетки; $\Delta\sigma_{т.р.}$ – твердорастворное упрочнение; $\Delta\sigma_{д.}$ – дислокационное упрочнение; $\Delta\sigma_{д.у.}$ – дисперсионное упрочнение внутриреечными частицами цемента и специальных карбидов; $\Delta\sigma_3$ – зернограничное упрочнение большеугловыми границами, субструктурное упрочнение $\Delta\sigma_с$ субзернами. Принималось, что сов окупный вклад напряжения трения решетки ($\sigma_0 = 30$ МПа) и твердорастворного упрочнения ($\Delta\sigma_{т.р.} \sim 60$ МПа) не зависит

от продолжительности отпуска и составляет 90 МПа, а падение $\sigma_{0,2}$ при отпуске определяется величиной других компонент (табл.).

Таблица

Основные параметры структуры (плотность дислокаций $\rho_{д.}$, толщина реек t_p , размер субзерен d_c) и компоненты упрочнения $\Delta\sigma_i$ образцов, отпущенных при 650 °С с различной продолжительностью $\tau_{отп}$

$\tau_{отп},$ мин	$\sigma_0 + \Delta\sigma_{т.р.},$ МПа	$t_p,$ мкм	$\Delta\sigma_3,$ МПа	$d_c,$ мкм	$\Delta\sigma_с,$ МПа	$\rho_{д.} \cdot 10^{-11},$ $см^{-2}$	$\Delta\sigma_{д.},$ МПа	$\Delta\sigma_{д.у.},$ МПа		$\sigma_{т.},$ МПа
								Fe ₃ C	VC	
2	90	0,65	720	–	–	4	600	90	130	1630
4	90	0,65	720	–	–	2	450	–	110	1370
8	90	0,65	720	–	–	0,5	170	–	90	1070
16	90	0,65	720	–	–	0,1	60	–	70	940
64	90	0,65	400	0,35	210	0,01	40	–	50	790
3000	90	–	180	0,35	340	< 0,001	0	–	0	610

По данным рентгеноструктурного анализа плотность дислокаций в закаленном состоянии составила $\rho_{д.} \sim 1 \cdot 10^{12} \text{ см}^{-2}$. При изотермическом отпуске относительно высокая плотность дислокаций сохраняется в металле вплоть до $\tau_{отп} = 2$ мин ($\rho_{д.} \sim 4 \cdot 10^{11} \text{ см}^{-2}$), затем существенно снижается, и при $\tau_{отп} \geq 64$ мин оставшиеся дислокации не вносят существенного вклада в напряжение начала текучести (рис. 1, табл.).

Вклад в упрочнение большеугловых границ бывших аустенитных зерен и пакетов проводился по уравнению Холла – Петча:

$$\Delta\sigma_3 = k_y \cdot d_3^{-0,5}, \quad (2)$$

в котором коэффициент k_y для большеугловых границ принимался равным $k_y = 0,63 \text{ МПа} \cdot \text{мкм}^{0,5}$. Поскольку субграницы реек, закрепленные уже при кратковременном отпуске ленточными выделениями цемента, являются непрозрачными для дислокаций, то их вклад в упрочнение $\Delta\sigma_p$ эквивалентен таковому для большеугловых границ. Исходя из этого, компонента $\Delta\sigma_p$ рассчитывалась по уравнению (2), где за величину d_3 принималась средняя ширина реек \bar{d}_p ,

равная $\sim 0,65$ мкм по данным EBSD.

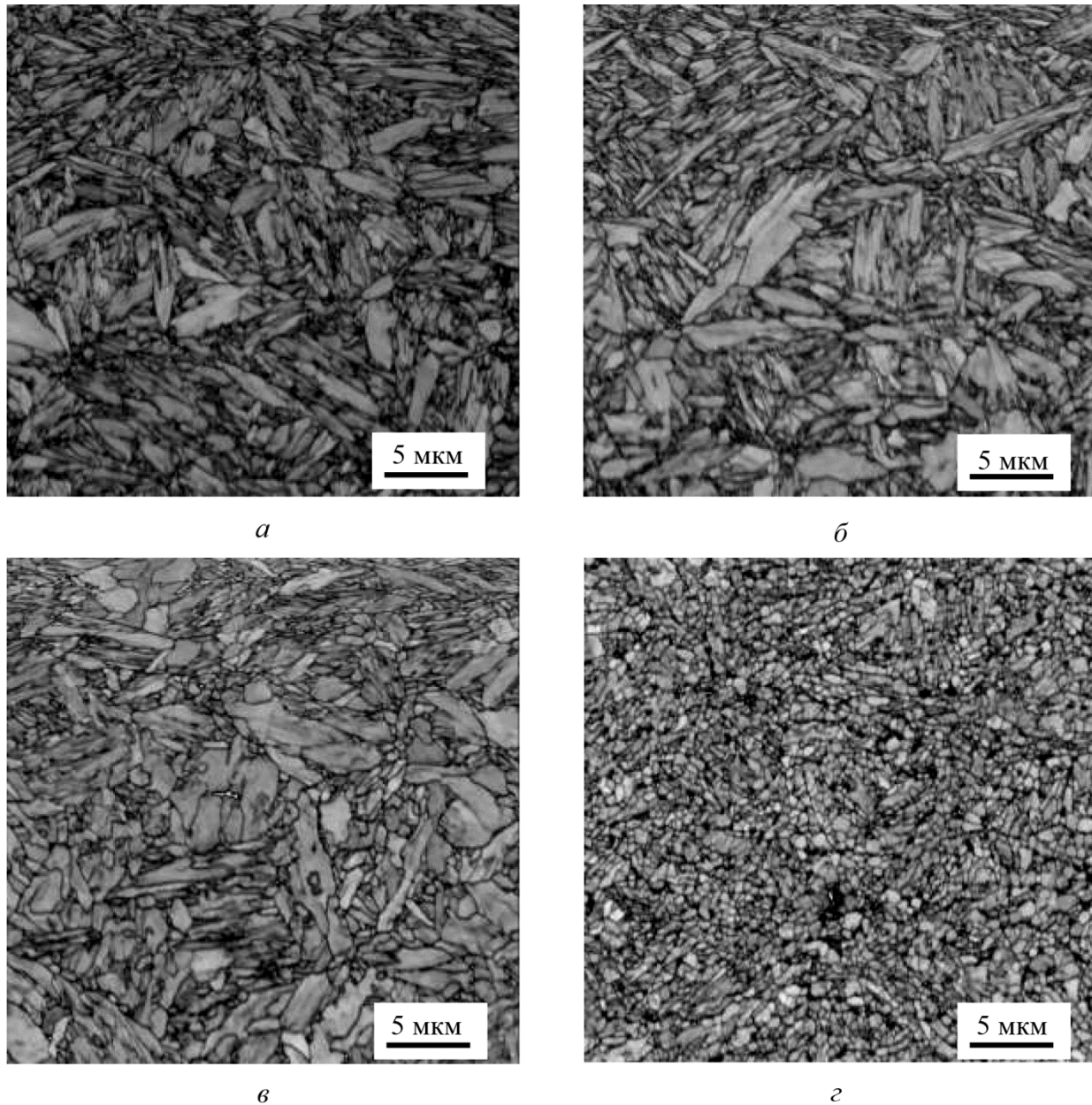


Рис. 2. Микроструктура стали 38Г2Ф после закалки (а) и отпуска при 650 °С в течение 4 мин (б), 64 мин (в) и 3000 мин (г), РЭМ в режиме EBSD

Субструктурное упрочнение $\Delta\sigma_c$ оценивалось по уравнению

$$\Delta\sigma_c = k_y \cdot d_{cз}^{-1}, \quad (3)$$

в котором коэффициент k_y для границ с углом разориентировки $\Theta < 15^\circ$, по данным [7], принимался равным $k_y = 150,4$ МПа·мкм, $d_{cз}$ – средний размер субзерен, равный $\sim 0,35$ мкм по данным EBSD.

Дисперсионное упрочнение при отпуске исследованной стали обусловлено частицами цементита и ванадия. Выделение цементита происходит уже при нагреве до достижения температуры отпуска 650 °С, а VC – в первые несколько минут изотермической выдержки. Так как непосредственно из эксперимента величину $\Delta\sigma_{д.у.}$ с удовлетворительной точностью

оценить не удалось, то вклад данной компоненты оценивался по разности между пределом текучести $\sigma_{0,2}$ и другими действующими компонентами упрочнения.

Таким образом, результаты расчета свидетельствуют о том, что основными компонентами упрочнения, отвечающими за уровень прочностных свойств стали при отпуске, являются дислокационное (на I стадии) и субзеренное (на II стадии) упрочнения, относительная доля которых при изученных режимах отпуска составляет более 80 % от $\sigma_{0,2}$ (табл.). Главным фактором интенсивного разупрочнения стали 38Г2Ф на I стадии отпуска является снижение плотности дислокаций при коагуляции частиц Fe_3C , а слабая интенсивность разупрочнения на II стадии отпуска ($\tau_{отп} \geq 64$ мин) обусловлена высокой устойчивостью субзерен к росту.

4. Заключение

С помощью результатов механических испытаний, рентгеноструктурного анализа и изучения методами ПЭМ, РЭМ и EBSD микроструктуры стали 38Г2Ф после изотермического высокотемпературного отпуска показано, что разупрочнение металла ($\Delta\sigma/\Delta\tau_{отп}$) проходит в две стадии: более интенсивное разупрочнение на I стадии (~ 100 МПа/мин) при $\tau_{отп} \leq 8$ мин сменяется более слабым разупрочнением на II стадии ($\sim 0,1$ МПа/мин) при $\tau_{отп} \geq 64$ мин. Оценка компонент упрочнения по параметрам структуры позволила определить, что основной вклад ($q \sim 80$ %) в предел текучести стали 38Г2Ф на I стадии отпуска мартенсита вносит совокупное действие дислокационного и зернограничного (за счет границ реек) механизмов упрочнения, а на II стадии отпуска – субзеренное упрочнение.

Благодарность

Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства науки и высшего образования Российской Федерации (Программа развития Уральского федерального университета в рамках программы «Приоритет-2030»). Испытания проведены с использованием оборудования ЦКП УрФУ.

Литература

1. Курдюмов В. Г., Утевский Л. М., Энтин Р. И. Превращения в железе и стали. – М. : Наука, 1977. – 238 с.
2. Счастливец В. М., Мирзаев Д. А., Яковлева И. Л. Структура термически обработанной стали. – М. : Металлургия, 1994. – 288 с.
3. Гольдштейн М. И., Грачев С. В., Векслер Ю. Г. Специальные стали. – М. : МИСиС, 1999. – 408 с.
4. Microstructural characterization, strengthening and toughening mechanisms of a quenched and tempered steel: effect of heat treatment parameters / B. Jiang, M. Wu, M. Zhang, F. Zhao, Z. Zhao, Y. Liu // Materials Science and Engineering: A. – 2017. – Vol. 707. – P. 306–314. – DOI: 10.1016/j.msea.2017.09.062.
5. Effects of V–Nb microalloying on the microstructure and properties of spring steel under different quenching-tempering times / F. Liu, K. Chen, C. Kang, Z. Jiang, S. Ding // Journal of Materials Research and Technology. – 2022. – Vol. 19. – P. 779–793. – DOI: 1016/j.jmrt.2022.05.043.
6. Effect of quenching and tempering on structure and mechanical properties of a low-alloy 0.25C steel / E. Tkachev, S. Borisov, A. Belyakov, T. Kniazziuk, O. Vagina, S. Gaidar, R. Kaibyshev // Materials Science and Engineering: A. – 2023. – Vol. 868. – P. 144757. – DOI: 1016/j.msea.2023.144757.
7. Фарбер В. М., Бельский Б. З., Гольдштейн М. И. Оценка прочности малоуглеродистых низколегированных сталей по структурным данным // ФММ. – 1975. – Т. 39, № 2. – С. 403–409.



Received: 18.12.2023
Revised: 30.01.2024
Accepted: 16.02.2024
DOI: 10.17804/2410-9908.2024.1.018-027



MODELING THE PROOF STRENGTH OF PIPE STEELS TEMPERED WITH THE APPLICATION OF ARTIFICIAL INTELLIGENCE METHODS

M. F. Gafarov^{1, a), *} and K. Yu. Okishev^{2, b)}

¹South Ural State University (National Research University),
76 Lenina Ave., Chelyabinsk, 454080, Russia

²Ural Federal University named after the first President of Russia B. N. Yeltsin,
19 Mira St., Ekaterinburg, 620002, Russia

a)  <https://orcid.org/0000-0001-8479-9363>  gafarovmax@yandex.ru

b)  <https://orcid.org/0000-0002-6331-3050>  konstantin.okishev@urfu.ru

*Corresponding author. E-mail: gafarovmax@yandex.ru

Address for correspondence: pr-kt Lenina, 76, Chelyabinsk, 454080, Russia

The paper demonstrates the results of modeling the proof strength in pipe steels improved by tempering heat treatment. The main types of models used in this study are described, and information about the pros and cons of different approaches to modeling the target variable is summarized. Empirical equations relating hardness to yield strength and tensile strength are given. The role of the parameter n in these equations is indicated. The reasons for choosing the applied set of independent variables in the models are explained. The distribution of the target variable in the data sample is shown, and information about the feature space used for each of the models is provided. A general description of the source data is given. The structure of the main data sample is studied by the DBSCAN clustering method and the t-SNE dimension reduction algorithm. The reason for splitting the sample into clusters is substantiated in the context of reducing the spread of the predicted value of proof strength. The effectiveness of splitting the sample is estimated by using the measure of the spread of n . Various regression models for predicting yield strength are compared. It is shown that the regression model based on gradient boosting over the decision trees (LightGBM) has the smallest prediction error among the models considered. The permutation significance of the features of the model with the smallest prediction error is determined, the calculated significance of the features being compared with that from the metallurgical theory. The validity of the obtained prediction models is evaluated in view of the significance of the features and the metric estimate used in this study. The hypothesis of using a proxy variable (n) obtained from theoretical calculations as a predictor in the yield strength prediction model is tested. It is demonstrated that the application of the grouping method together with the parameter n makes it possible to obtain satisfactory prediction results on a smaller feature space.

Keywords: heat treatment of steels, machine learning, mathematical modeling, proof strength, pipe steels

References

1. Gulyaev, A.P. *Metallovedenie* [Physical Metallurgy]. Metallurgiya Publ., Moscow, 1986, 544 p. (In Russian).
2. Xie, Q., Suvarna, M., Li, J., Zhu, X., Cai, J., and Wang, X. Online prediction of mechanical properties of hot rolled steel plate using machine learning. *Materials & Design*, 2021, 197, 109201. DOI: 10.1016/j.matdes.2020.109201.

3. Bhattacharyya, T., Singh, S.B., Dey, S., Bhattacharyya, S., Bleck, W., and Bhattacharjee, D. Microstructural prediction through artificial neural network (ANN) for development of transformation induced plasticity (TRIP) aided steel. *Materials Science and Engineering: A*, 2013, 565 (10), 148–157. DOI: 10.1016/j.msea.2012.11.110.
4. Okishev, K.Yu. Calculation of TTT diagrams of isothermal austenite decomposition in structural steels. *Vestnik PNIPU. Mashinostroenie, Materialovedenie*, 2020, 22 (2), 82–89. DOI: 10.15593/2224-9877/2020.2.10. (In Russian).
5. Pavlina, E.J. and Van Tyne, C.J. Correlation of yield strength and tensile strength with hardness for steels. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2008, 17, 888–893. DOI: 10.1007/s11665-008-9225-5.
6. Lee, J.-Y., Kim, M., and Lee, Y.-K. Design of high strength medium-Mn steel using machine learning. *Materials Science and Engineering: A*, 2022, 843, 143148. DOI: 10.1016/j.msea.2022.143148.
7. Cui, C., Cao, G., Li, X., Gao, Z., Liu, J., and Liu, Z. A strategy combining machine learning and physical metallurgical principles to predict mechanical properties for hot rolled Ti micro-alloyed steels. *Journal of Materials Processing Technology*, 2023, 311, 117810. DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2022.117810.
8. Gafarov, M., Okishev, K., and Makovetskiy, A. Predicting the hardness of pipe steels using machine learning methods. In: *2022 International Conference on Industrial Engineering, Applications and Manufacturing (ICIEAM)*, 2022, 1051–1056. DOI: 10.1109/ICIEAM54945.2022.9787169.
9. Okishev, K.Yu., Gafarov, M.F., Pavlova, K.P., Makoveckiy, A.N., and Gafarova, E.A. Construction and analysis of models for predictions of flow limits of pipe steel after thermal treatment using methods of machine learning. *Kuznechno-Shtampovochnoe Proizvodstvo. Obrabotka Materialov Davleniem*, 2022, 10, 10–17. (In Russian).
10. Available at: <https://scikit-learn.org/stable/modules/sgd.html#regression>
11. Cahoon, J.R., Broughton, W.H., and Kutzak, A.R. The determination of yield strength from hardness measurements. *Metallurgical and Materials Transactions*, 1971, 2, 1979–1983. DOI: 10.1007/BF02913433.
12. Van der Maaten, L.J.P. and Hinton, G.E. Visualizing high-dimensional data using t-SNE. *Journal of Machine Learning Research*, 2008, 9, 2579–2605.
13. Schubert, E., Sander, J., Ester, M., and Kriegel, H.P. DBSCAN revisited, revisited: why and how you should (still) use DBSCAN. *ACM Transactions on Database Systems (TODS)*, 2017, 42 (3), 1–21. DOI: 10.1145/3068335.
14. Available at: <https://docs.scipy.org/doc/scipy/reference/generated/scipy.stats.iqr.html>
15. Available at: <https://lightgbm.readthedocs.io/en/stable/>
16. Available at: https://scikitlearn.org/stable/modules/generated/sklearn.metrics.mean_absolute_error.html

Подана в журнал: 18.12.2023

УДК 669.017+51-74



DOI: 10.17804/2410-9908.2024.1.018-027



МОДЕЛИРОВАНИЕ УСЛОВНОГО ПРЕДЕЛА ТЕКУЧЕСТИ ТРУБНЫХ СТАЛЕЙ ПОСЛЕ УЛУЧШЕНИЯ С ПОМОЩЬЮ МЕТОДОВ ИСКУССТВЕННОГО ИНТЕЛЛЕКТА

М. Ф. Гафаров^{1, а), *}, К. Ю. Окишев^{2, б)}

¹Федеральное государственное автономное образовательное учреждение высшего образования «Южно-Уральский государственный университет (национальный исследовательский университет)», пр-кт Ленина, 76, г. Челябинск, 454080, Россия

²Федеральное государственное автономное образовательное учреждение высшего образования «Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б. Н. Ельцина», ул. Мира, 19, г. Екатеринбург, 620002, Россия

^{а)}  <https://orcid.org/0000-0001-8479-9363>  gafarovmax@yandex.ru;

^{б)}  <https://orcid.org/0000-0002-6331-3050>  konstantin.okishev@urfu.ru

*Ответственный автор. Электронная почта: gafarovmax@yandex.ru
Адрес для переписки: пр-кт Ленина, 76, г. Челябинск, 454080, Россия

В статье демонстрируются результаты моделирования условного предела текучести в трубных сталях после термообработки улучшением. Описываются основные типы моделей, используемые в работе, обобщается информация о плюсах и минусах разных подходов к моделированию целевой переменной. Приводятся эмпирические уравнения связи твердости, предела текучести и предела прочности. Указывается роль параметра n в приведенных уравнениях. Объясняются причины выбора применяемого набора независимых переменных в моделях. Показывается распределение целевой переменной в выборке данных, приводится информация о признаковом пространстве, использованном для каждой из рассмотренных моделей. Представлено общее описание исходных данных. Исследуется структура основной выборки данных с помощью метода кластеризации DBSCAN и алгоритма снижения размерности t-SNE. Обосновывается причина дробления выборки на кластеры в контексте снижения разброса прогнозируемой величины условного предела текучести. Оценивается эффективность разбиения выборки с помощью меры разброса введенного параметра n . Проводится сравнение различных регрессионных моделей прогнозирования предела текучести. Показывается, что регрессионная модель на основе градиентного бустинга над деревьями решений (LightGBM) имеет наименьшую ошибку прогнозирования среди рассмотренных моделей. Определяется перестановочная значимость признаков модели с наименьшей ошибкой прогнозирования, приводится сравнение вычисленной значимости признаков с данными металлургической теории. Оценивается валидность полученных моделей прогнозирования с учетом значимости признаков и метрической оценки, используемой в данной работе. Проверяется гипотеза об использовании прокси-переменной (параметра n), полученной на основе теоретических выкладок, в качестве предиктора модели предсказания предела текучести. Демонстрируется, что использование метода группировки совместно с параметром n позволяет получать удовлетворительные результаты прогнозирования на меньшем признаковом пространстве.

Ключевые слова: термообработка сталей, машинное обучение, математическое моделирование, условный предел текучести, трубные стали

1. Введение

Важным направлением исследований в металлургии является создание работоспособных моделей для прогнозирования результатов термической обработки сталей в различных условиях [1]. В качестве целевых переменных в разрабатываемых моделях, как правило, используют такие метрические показатели, как предел прочности, предел текучести, твердость, доли микроструктурных составляющих и т. д. [2, 3]. Конечная прогностическая модель термообработки с удовлетворительными величинами ошибки прогнозирования может быть использована как инструмент для решения производственных задач. К основным категориям решаемых задач могут относиться поиск причин брака продукции, оптимизация режимов термообработки, разработка новых систем легирования сталей и другие.

Получение конечных моделей прогнозирования при термической обработке сталей осложняется многими факторами и зависит от исследуемых групп сплавов. В данной работе рассматриваются марки доэвтектоидных низко- и среднелегированных сталей для моделирования пределов текучести после распространенного вида термической обработки – закалки с последующим высоким отпуском (улучшения). Сложность предсказания предела текучести (и других механических свойств) в таких сталях заключается в многообразии различных микроструктурных состояний с разными концентрациями легирующих элементов, которые могут изменяться при проведении термообработки [4]. Кроме того, для контроля и подробного описания происходящих изменений в процессе термической обработки требуется подбор достаточного количества предикторов (независимых признаков), что часто затруднено или невозможно в производственных условиях.

Для создания моделей в таких условиях используют различные методы математического моделирования. Одним из наиболее распространенных методов является построение линейных регрессионных моделей [4]. Отличительными особенностями таких моделей являются простота, хорошая интерпретируемость, а также небольшой объем выборки, требующийся для построения модели. Однако в случае наличия нелинейных взаимосвязей между предикторами и целевой переменной качество таких моделей будет определяться подготовкой признакового пространства.

Помимо классических линейных моделей, в ряде работ [2, 3, 6, 7] для получения низких значений ошибок прогнозирования целевой переменной после термообработки использовались модели, построенные с помощью методов искусственного интеллекта, а именно методов машинного обучения. Такие модели позволяют лучше обобщать закономерности на обучающей выборке, получать меньший разброс и дисперсию результатов прогнозирования и фактических значений. К недостаткам данного типа моделей можно отнести бóльший по сравнению с линейными моделями размер выборки, требующийся для получения адекватных результатов, а также низкую интерпретируемость.

В данной работе проводится сравнение классических линейных методов моделирования предела текучести и моделей, построенных с помощью методов машинного обучения.

2. Постановка задачи и методы решения

2.1. *Общее описание данных*

В качестве исходных данных были использованы экспериментальные данные термообработки (закалка и последующий высокий отпуск) образцов трубных сталей различного типоразмера. Выбор одного типа термообработки объясняется массовостью применения и единообразием конечных микроструктур после отпуска на фиксированных наборах марочно-го состава.

Независимые переменные для регрессионных моделей были условно разделены на категории. Выбор признакового пространства для моделей производился на основе опыта прошлых работ [8, 9] и экспертной оценки исследователей. Описание признакового пространства представлено в таблице 1.

Таблица 1

Описание признакового пространства

Категория признака	Признаки, входящие в категорию
Режимы термообработки	Температура закалки, температура отпуска, время отпуска, время выдержки в аустенитной области
Химический состав	Массовое содержание химических элементов: С, Mn, Si, Cr, Mo, Nb, V, Cu, Ni, Al, S, P, N, As, Ti, Ca, B, W, Pb, Sn, Sb
Типоразмер	Диаметр трубы, толщина стенки
Прочностные характеристики	Предел прочности

Помимо классического подхода к построению регрессионных уравнений в данной работе также анализируется метод построения моделей предела текучести с помощью расчетного параметра n .

Расчетный параметр n определялся по уравнениям (1, 2) с помощью градиентного спуска [10] с погрешностью до 10^{-6} :

$$TS = \left(\frac{H}{2,9}\right) \left(\frac{n}{0,217}\right)^n; \quad (1)$$

$$YS = \left(\frac{H}{3}\right) (0,1)^n. \quad (2)$$

Здесь TS – предел прочности, МПа; YS – предел текучести, МПа; H – твердость стали по шкале Виккерса, МПа. Данные уравнения использовались в аналогичных работах [5, 11] при моделировании предела текучести. Таким образом, величина n является переходным звеном в цепочке $TS \rightarrow n \rightarrow YS$. В настоящей работе, помимо построения классических моделей и моделей на основе методов машинного обучения, проверяется гипотеза о применимости параметра n в качестве основного предиктора в моделях предсказания предела текучести при разбиении выборки на кластеры. Предполагается, что параметр n , используемый таким образом, позволит снизить разброс значений прогнозируемой величины внутри кластеров.

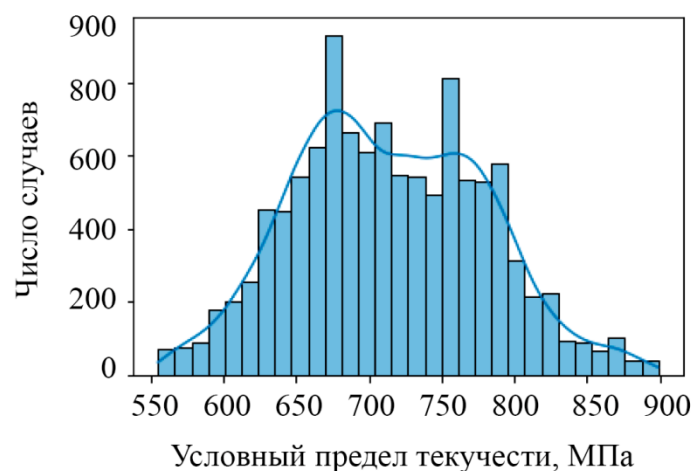


Рис. 1. Распределение условного предела текучести образцов в выборке

Объем результирующей выборки для построения и валидации моделей составил более 12 000 строк-векторов. При этом количество марок сталей составило 40 единиц. Марки стали, составляющие большую часть выборки, таковы: 30Г2, 18ХМФБ, 30ХГМА, 37Г2Ф, 38Г2С. Толщина стенки труб находилась в диапазоне 5–10 мм, диаметр труб 90–200 мм. Распределение целевого признака – предела текучести – по всей выборке представлено на рис. 1.

Распределение параметра n по маркам сталей вне зависимости от типоразмера труб представлено на рис. 2.

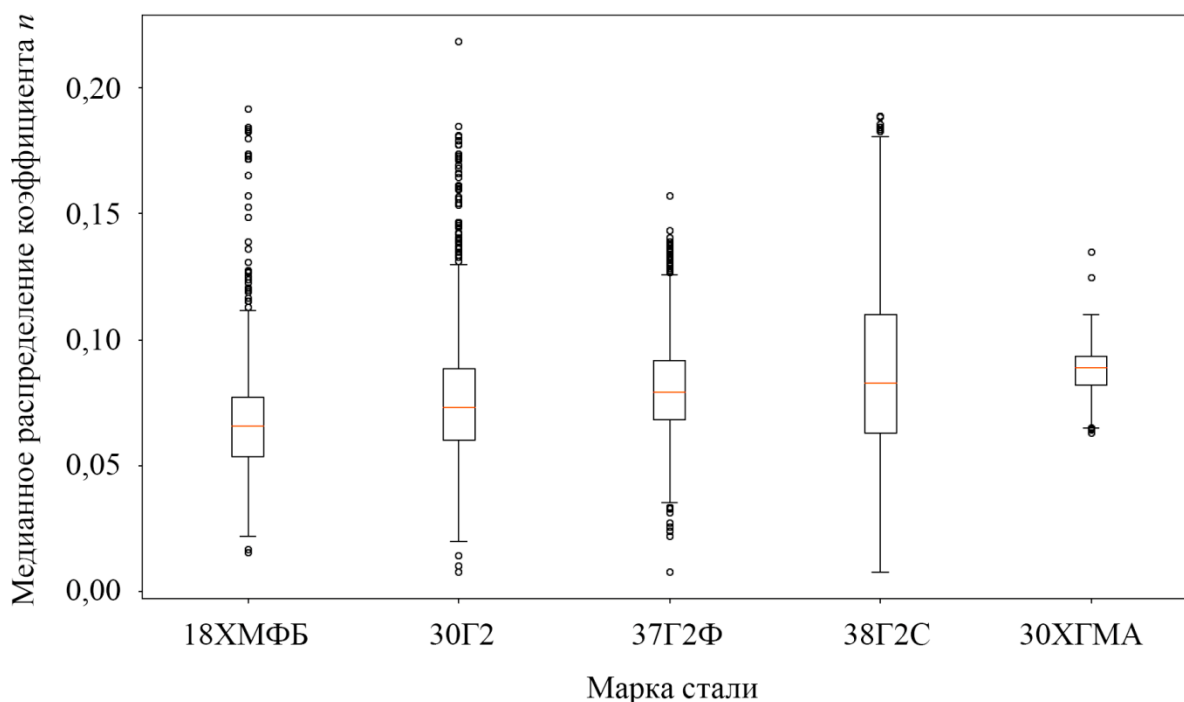


Рис. 2. Распределение коэффициента n образцов в выборке

Из анализа рис. 2 следует, что разброс значений и дисперсия внутри групп каждой марки стали без деления по типоразмеру велики. Это означает, что использование модели прогнозирования предела текучести, основанной только на уравнениях (1), (2), приведет к значительной дисперсии фактических и прогнозных значений.

2.2. Подготовка выборки для построения моделей методом группировки

Для того чтобы прогнозировать предел текучести сталей с помощью уравнений (1) и (2), требуется эффективно сгруппировать данные так, чтобы снизить дисперсию величины n , для чего независимые параметры (табл. 1) и расчетный параметр n использовались в качестве переменных для модели кластеризации. Первоначально размерность данных была понижена до 2-мерного пространства методом t-SNE [12], затем к полученному массиву был применен алгоритм кластеризации DBSCAN [13]. Внутри размеченных кластеров были определены средние коэффициенты n . Проекция массива точек со сниженной размерностью на плоскость представлена на рис. 3.

Из рис. 3 следует, что алгоритму DBSCAN удалось разделить различные точки массива со сниженной размерностью по кластерам. При этом видно, что кластеры имеют различные коэффициенты n . Детальный анализ кластеров показал, что принятие решения об отнесении того или иного образца выборки к выбранному кластеру осуществляется в основном за счет сравнения параметров «диаметр», «толщина стенки», «марка стали». Такое разделение

нейной модели и модели LightGBM обусловлен экспертной оценкой исследователей по опыту предыдущих исследований [8, 9].

Признаковым пространством для моделей линейной регрессии и LightGBM являются независимые переменные, описанные в табл. 1. На основе группировки независимых переменных «марка стали», «толщина стенки», «диаметр трубы» производится моделирование, при этом каждой комбинации этих признаков сопоставляется средняя величина n , определенная внутри группы. Далее определяется предел текучести с использованием величины n и уравнений (1), (2). Прогнозируемой величиной для каждой модели является условный предел текучести. В качестве основной метрики качества моделей использовалась средняя абсолютная ошибка (MAE) [16].

3. Результаты и обсуждение

Результаты оценки метрик полученных моделей на валидационной выборке представлены в табл. 3.

Таблица 3

Оценка ошибки прогнозирования моделей на валидационной выборке

Модель	MAE, МПа	R^2
Linear	26	0,65
Grouping	29	0,61
LightGBM	24	0,72

На рисунке 4 представлена диаграмма рассеяния фактических и прогнозных значений на валидационной выборке.

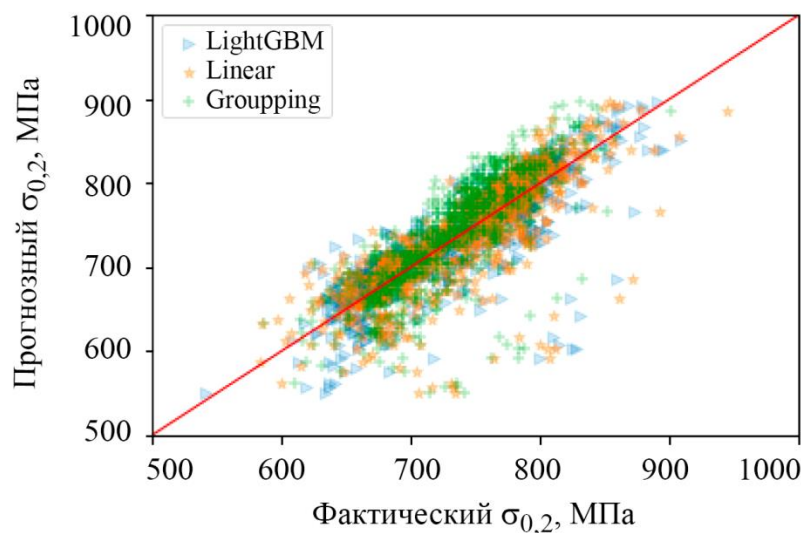


Рис. 4. Диаграмма рассеяния фактических и предсказанных значений предела текучести на валидационной выборке

Таким образом, лучшей моделью прогнозирования среди построенных является модель LightGBM, что подтверждает результаты прошлых работ [8, 9]. В то же время ошибки других моделей являются сопоставимыми с удовлетворительным результатом прогнозирования. При этом результаты моделирования предела текучести с использованием расчетного

параметра n и простого способа группировки демонстрируют хорошую сходимость фактических и прогнозных значений предела текучести.

Анализ значимости признаков для лучшей модели LightGBM показал, что, помимо таких существенных признаков, как *временное сопротивление*, *толщина стенки*, *диаметр*, для самых массовых марок сталей (рис. 2), наиболее значимыми признаками также являются *средняя температура отпуска* и *длительность отпуска*, что соответствует металлургической теории [1].

Несмотря на удовлетворительные оценки метрик, в некоторых случаях отмечаются большие отклонения между фактическими и прогнозными значениями (рис. 3). Такие значения можно отнести к категории выбросов в силу того, что в данной работе используется объемная выборка, в которой могут присутствовать, пусть и в небольшом процентном соотношении, как нарушения технологических режимов термообработки, так и ошибки в записи исходных данных. Дальнейшее повышение точности рассмотренных регрессионных моделей возможно путем добавления новых технических параметров (разбиения по зонам нагрева внутри печей, уточнение скорости нагрева и охлаждения труб и т. д.).

В целом можно утверждать, что разработанные модели могут быть применены на производстве для первичного контроля основных признаков с целью недопущения отклонения рассмотренных механических свойств от нормы. Кроме того, в случае получения бракованной продукции, построенные модели могут быть полезны при идентификации нарушений технологических режимов.

4. Заключение

В результате исследования были разработаны модели, позволяющие прогнозировать предел текучести сталей в низко- и среднелегированных трубных сталях после проведения термообработки, предусматривающей закалку и последующий высокий отпуск; проведен анализ моделей с целью сравнения точности прогнозирования различными подходами; выполнена валидация лучшей модели как с помощью метрических показателей, так и с помощью сравнения значимости признаков, при этом модельная значимость признаков соответствует металлургической теории. Показано, что регрессионные модели машинного обучения способны прогнозировать условный предел текучести с меньшей ошибкой, чем классический подход, основанный на линейных моделях. Продемонстрировано, что примененный метод группировки данных совместно с использованием параметра n обеспечивает получение стабильных оценок величин условного предела текучести.

Литература











1. Гуляев А. П. Металловедение : учебник для вузов. – 6-е изд., перераб. и доп. – М. : Металлургия, 1986. – 544 с.
2. Online prediction of mechanical properties of hot rolled steel plate using machine learning / Q. Xie, M. Suvarna, J. Li, X. Zhu, J. Cai, X. Wang // *Materials & Design*. – 2021. – Vol. 197. – P. 109201. – DOI: 10.1016/j.matdes.2020.109201.
3. Microstructural prediction through artificial neural network (ANN) for development of transformation induced plasticity (TRIP) aided steel / T. Bhattacharyya, S. B. Singh, S. Dey, S. Bhattacharyya, W. Bleck, D. Bhattacharjee // *Materials Science and Engineering: A*. – 2013. – Vol. 565. – P. 148–157. – DOI: 10.1016/j.msea.2012.11.110.
4. Окишев К. Ю. Расчет диаграмм изотермического распада аустенита в конструкционных сталях // *Вестник ПНИПУ. Машиностроение, материаловедение*. – 2020. – № 2. – С. 82–89. – DOI: 10.15593/2224-9877/2020.2.10.
5. Pavlina E. J., Van Tyne C. J. Correlation of yield strength and tensile strength with hardness for steels // *Journal of Materials Engineering and Performance*. – 2008. – Vol. 17. – P. 888–893. – DOI: 10.1007/s11665-008-9225-5.

6. Lee J.-Y., Kim M., Lee Y.-K. Design of high strength medium-Mn steel using machine learning // Materials Science and Engineering: A. – 2022. – Vol. 843. – P. 143148. – DOI: 10.1016/j.msea.2022.143148.
7. A strategy combining machine learning and physical metallurgical principles to predict mechanical properties for hot rolled Ti micro-alloyed steels / C. Cui, G. Cao, X. Li, Z. Gao, J. Liu, Z. Liu // Journal of Materials Processing Technology. – 2023. – Vol. 311. – P. 117810. – DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2022.117810.
8. Gafarov M., Okishev K., Makovetskiy A. Predicting the hardness of pipe steels using machine learning methods // 2022 International Conference on Industrial Engineering, Applications and Manufacturing (ICIEAM). – 2022. – P. 1051–1056. – DOI: 10.1109/ICIEAM54945.2022.9787169.
9. Построение и анализ моделей предсказания пределов текучести трубных сталей после термической обработки с помощью методов машинного обучения / К. Ю. Окишев, М. Ф. Гафаров, К. П. Павлова, А. Н. Маковецкий, Е. А. Гафарова // Кузнечно-штамповочное производство. Обработка материалов давлением. – 2022. – № 10. – С. 10–17.
10. URL: <https://scikit-learn.org/stable/modules/sgd.html#regression>
11. Cahoon J. R., Broughton W. H., Kutzak A. R. The Determination of yield strength from hardness measurements // Metallurgical and Materials Transactions. – 1971. – Vol. 2. – P. 1979–1983. – DOI: 10.1007/BF02913433.
12. Van der Maaten L. J. P., Hinton G. E. Visualizing high-dimensional data using t-SNE // Journal of Machine Learning Research. – 2008. – Vol. 9. – P. 2579–2605.
13. DBSCAN revisited, revisited: why and how you should (still) use DBSCAN / E. Schubert, J. Sander, M. Ester, H. P. Kriegel // ACM Transactions on Database Systems (TODS). – 2017. – Vol. 42 (3). – P. 1–21. – DOI: 10.1145/3068335.
14. URL: <https://docs.scipy.org/doc/scipy/reference/generated/scipy.stats.iqr.html>
15. URL: <https://lightgbm.readthedocs.io/en/stable/>
16. URL: https://scikitlearn.org/stable/modules/generated/sklearn.metrics.mean_absolute_error.html

Конфликт интересов

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

Received: 18.12.2023**Revised:** 08.02.2024**Accepted:** 16.02.2024**DOI:** 10.17804/2410-9908.2024.1.028-044**DETERMINATION OF AUSTENITE GRAIN SIZE IN FERRITIC-MARTENSITIC STAINLESS STEEL BY ORIENTATION MICROSCOPY METHODS**D. D. Satskii^{1, a), *}, S. V. Soloveva^{1, 2, b)}, A. E. Ustinov^{1, 2, c)}, V. Yu. Yarkov^{1, 2, d)},
and M. L. Lobanov^{1, 3, f)}¹Ural Federal University, 19 Mira St., Ekaterinburg, 620002, Russia²Institute of Nuclear Materials, 3 Nevskogo St., Zarechny, Sverdlovsk Reg., 624250, Russia³M. N. Mikheev Institute of Metal Physics, Ural Branch of the Russian Academy of Sciences,
18 S. Kovalevskoy St., Ekaterinburg, 620108, Russia

- a)  <https://orcid.org/0009-0002-2867-1220>  daniil.sackii@mail.ru;
b)  <https://orcid.org/0009-0000-4362-2158>  ssoloveva00@gmail.com;
c)  <https://orcid.org/0009-0001-0971-0100>  sanya.ustinov@yandex.ru;
d)  <https://orcid.org/0009-0009-9497-1054>  valick99@gmail.com;
f)  <https://orcid.org/0000-0003-4804-7193>  m.l.lobanov@urfu.ru

*Corresponding author. E-mail: daniil.sackii@mail.ru

Address for correspondence: ul. Mira, 19, Ekaterinburg, 620002, Russia

Tel.: +7 (922) 126-7058

The development of chromium stainless steels is caused by the need for creating materials showing an optimal combination of physical, mechanical, and chemical properties when used in aggressive environments. Currently, for the production of industrial tubular articles functioning under load at high temperatures, it is promising to use stainless steels of the ferritic-martensitic and martensitic classes, strengthened by additional alloying. The achievement of a given set of properties in steels and alloys is determined by the homogeneity of the chemical and phase compositions, microstructure and crystallographic texture. The formation of these parameters for heat-treated materials is mainly determined by the characteristics of the grains of austenite formed during heat treatment before quenching. The size and shape of austenite grains determine the morphology and dispersion of the products of $\gamma \rightarrow \alpha'(\alpha)$ phase transformation. Orientation microscopy methods based on backscattered electron diffraction are used to study the restorability of high-temperature austenite grains for samples of a low-carbon high-alloy stainless steel of the ferritic-martensitic class, with ~12 wt% Cr, additionally alloyed with Ni, Mo, W, Nb, and V. After heat treatment, the samples have a ferrite-martensite and ferrite-bainite structure. When restoring austenite grains, we used the orientation relationships (ORs) of Kurdjumov–Sachs (K–S), Nishiyama–Wasserman (N–W), Greninger–Troyan (G–T), and new ORs proposed by V. S. Kraposhin (ORK). The fundamental possibility of restoring pre-existing austenite grains is shown. The restoration is based on the crystallographic features of both ferrite-martensite and ferrite-bainite structures. The most valid results in austenite grain recovery were obtained when OR K–S and ORK were used.

Keywords: chromium stainless steel, heat treatment, $\gamma \rightarrow \alpha$ -transformation, martensite, bainite, orientation microscopy, orientation relationships

Acknowledgment

The research was supported by the Russian Science Foundation, grant No. 23-29-00615, <https://rscf.ru/project/23-29-00615/>.

References

1. Beskorovayniy, N.M., Kalin, B.A., Platonov, P.A., and Chernov, I.I. *Konstruksionnyye materialy yadernykh reaktorov* [Constructional Materials of Nuclear Reactors]. Energoatomizdat. Publ., Moscow, 1995, 704 p. (In Russian).
2. Arzamasov, B.N., Makarova, V.I., Mukhin, G.G., Ryzhov, N.M., and Silaeva, V.I. *Materialovedenie* [Material Science]. Moscow, MGTU im. Bauman Publ., 2005, 648 p. (In Russian).
3. Samoylov, A.G. *Teplovydelyayushchie elementy yadernykh reaktorov* [Fuel Elements of Nuclear Reactors]. Energoatomizdat Publ., Moscow, 1985, 222 p. (In Russian).
4. Golosov, O.A., Kuzina, T.L., and Panchenko, V.L. The effect of high-dose neutron irradiation on the structure, corrosive and electrochemical behavior of the EP-450 ferritic-martensitic steel. In: *Trudy XXIX konferentsii "Radiatsionnaya fizika tverdogo tela"* [Proceedings of the 29th International Conference on Solid-State Radiation Physics]. FGBNU NII PMT Publ., Sevastopol, 2019, 219–233. (In Russian).
5. Molyarov, A.V. *Termicheskaya obrabotka, struktura i zharoprochnost ferritno-martensitnykh staley s 12% khroma* [Heat Treatment, Structure, and High-Temperature Strength of 12% Ferritic-Martensitic Chromium Steels: Cand. Thesis]. Moscow, 2017, 183 p. (In Russian).
6. Serebryakov, A.V., Ladygin, S.A., Maltsev, V.V., Serebryakov, A.V., Parshakov, S.I., and Burkin, S.P. Precision stainless pipes for nuclear power engineering. In: *Trudy VI mezhdunarodnoy molodezhnoy nauchno-prakticheskoy konferentsii "Innovatsionnyye tekhnologii v metallurgii i mashinostroenii"* [Proceedings of the 6th International Youth Scientific and Practical Conference on Innovation Technologies in Metallurgy and Mechanical Engineering]. Ural Federal University Publ., Ekaterinburg, 2012, pp. 529–536. (In Russian).
7. Lanskaya, K.A. *Vysokokhromistye zharoprochnye stali* [High-Chromium Heat-Resistant Steels]. Metallurgiya Publ., Moscow, 1976, 216 p. (In Russian).
8. Berezovskaya, V.V. and Berezovsky, A.V. *Korrozionno-stoykie stali i splavy* [Corrosion-Resistant Steels and Alloys: textbook]. Izd-vo Uralskogo Universiteta Publ., Ekaterinburg, 2019, 244 p. (In Russian).
9. Polekhina, N.A., Litovchenko, I.Yu., Almaeva, K.V., Tyumentsev, A.N., Pinzhin, Yu.P., Chernov, V.M., and Leontyeva–Smirnova, M.V. Comparative investigation of microstructure, mechanical properties and fracture features of heat-resistant ferritic-martensitic steels EK-181, ChS-139 and EP-823 in the temperature range from –196 to 720°C. *VANT, Ser. Termoyadernyi Sintez*, 2018, 41 (4), 2018, pp. 38–47. (In Russian). DOI: 10.21517/0202-3822-2018-41-4-38-47.
10. Liu, M., Zhang, Y., Wang, X., Beausir, B., Zhao, X., Zuo, L., and Esling, C. Crystal defect associated selection of phase transformation orientation relationships (ORs). *Acta Materialia*, 2018, 152, 315–326. DOI: 10.1016/j.actamat.2018.04.031.
11. Maitland, T. and Sitzman, S. Electron backscatter diffraction (EBSD) technique and materials characterization examples. In: W. Zhou and Z.L. Wang, eds. *Scanning Microscopy for Nanotechnology: Techniques and Applications*, Springer Science, 2007, p. 41–75.
12. Nolze, G., Winkelmann, A., Cios, G., and Tokarski, T. Tetragonality mapping of martensite in a high-carbon steel by EBSD. *Materials Characterization*, 2021, 175, 111040. DOI: 10.1016/j.matchar.2021.111040.
13. Adachi, Y., Ojima, M., Morooka, S., and Tomota, Y. Hierarchical 3D/4D characterization on deformation behavior of austenitic and pearlitic steels. *Materials Science Forum*, 2010, 638–642, 2505–2510. DOI: 10.4028/www.scientific.net/msf.638-642.2505.
14. Gundyrev, V.M., Zeldovich, V.I., and Schastlivtsev, V.M. Crystallographic analysis of the martensitic transformation in medium-carbon steel with packet martensite. *The Physics of Metals and Metallography*, 2016, 117, 1017–1027. DOI: 10.1134/S0031918X16100100.
15. Gundyrev, V.M., Zeldovich, V.I., and Schastlivtsev, V.M. Orientation relationship and the mechanism of martensite transformation in medium-carbon steel with batch martensite. *Bulletin of the Russian Academy of Sciences: Physics*, 2017, 81 (11), 1289–1294. DOI: 10.3103/S1062873817110119.

16. Kraposhin, V., Jakovleva, I., Karkina, L., Nuzhny, G., Zubkova, T., and Talis, A. Microtwinning as a common mechanism for the martensitic and pearlitic transformations. *Journal of Alloys and Compounds*, 2013, 577, S30–S36. DOI: 10.1016/j.jallcom.2011.10.102.
17. Lobanov, M.L., Krasnov, M.L., Urtsev, V.N., Danilov, S.V., and Pastukhov, V.I. Effect of cooling rate on the structure of low-carbon low-alloy steel after thermomechanical controlled processing. *Metal Science and Heat Treatment*, 2019, 61, 32–38. DOI: 10.1007/s11041-019-00373-7.
18. Lobanov, M.L., Khotinov, V.A., Danilov, S.V., Stepanov, S.I., Urtsev, V.N., Urtsev, N.V., and Platov, S.I. Tensile Deformation and fracture behavior of API-5L x70 line pipe steel. *Materials*, 2022, 15 (2), 501. DOI: 10.3390/ma15020501.
19. Lobanov, M.L., Rusakov, G.M., Redikultsev, A.A., Belikov, S. V., Karabanalov, M. S., Struina, E. R., and Gervasyev, A.M. Investigation of special misorientations in lath martensite of low-carbon steel using the method of orientation microscopy. *The Physics of Metals and Metallography*, 2016, 117, 254–259. DOI: 10.1134/S0031918X1603008X.
20. Rusakov, G.M., Lobanov, M.L., Redikultsev, A.A., and Belyaevskikh, A.S. Special misorientations and textural heredity in the commercial alloy Fe–3%Si. *The Physics of Metals and Metallography*, 2014, 115 (8), 775–785. DOI: 10.1134/S0031918X14080134.
21. Hölscher, M., Raabe, D., and Lücke, K. Relationship between rolling textures and shear textures in f.c.c. and b.c.c. metals. *Acta Metalurgica et Materialia*, 1994, 42 (3), 879–886. DOI: 10.1016/0956-7151(94)90283-6.
22. Gong, W., Tomota, Y., Adachi, Y., Paradowska, A.M., Kelleher, J.F., and Zhang, S.Y. Effects of ausforming temperature on bainite transformation, microstructure and variant selection in nanobainite steel. *Acta Materialia*, 2013, 61 (11), 4142–4154. DOI: 10.1016/j.actamat.2013.03.041.
23. De Diego-Calderón, I., Sabirov, I., Molina–Aldareguia, J.M., Föjer, C., Thiessen, R., and Petrov, R.H. Microstructural design in quenched and partitioned (Q&P) steels to improve their fracture properties. *Materials Science and Engineering: A*, 2016, 657, 136–146. DOI: 10.1016/j.msea.2016.01.011.
24. Huang, Ch.-Y., Ni, H.-C., and Yen, H.-W. New protocol for orientation reconstruction from martensite to austenite in steels. *Materialia*, 2020, 9, 100554 (1–12). DOI: 10.1016/j.mtla.2019.100554.

Подана в журнал: 18.12.2023
УДК 669-1;548-1
DOI: 10.17804/2410-9908.2024.1.028-044

ОПРЕДЕЛЕНИЕ РАЗМЕРА ЗЕРНА АУСТЕНИТА ФЕРРИТО-МАРТЕНСИТНОЙ НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛИ МЕТОДАМИ ОРИЕНТАЦИОННОЙ МИКРОСКОПИИ

Д. Д. Сацкий^{1, а),*}, С. В. Соловьева^{1, 2, б)}, А. Е. Устинов^{1, 2, в)}, В. Ю. Ярков^{1, 2, г)},
М. Л. Лобанов^{1, 3, д)}

¹Федеральное государственное автономное образовательное учреждение высшего образования
«Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б. Н. Ельцина»,











ул. Мира, 19, г. Екатеринбург, 620002, Россия

²АО «Институт реакторных материалов»,

ул. Невского, 3, г. Заречный, Свердловская обл., 624250, Россия

³Федеральное государственное бюджетное учреждение науки

Институт физики металлов имени М. Н. Михеева Уральского отделения Российской академии наук,
ул. Софьи Ковалевской, 18, г. Екатеринбург, 620108, Россия

- ^{а)}  <https://orcid.org/0009-0002-2867-1220>  daniil.sackii@mail.ru;
^{б)}  <https://orcid.org/0009-0000-4362-2158>  ssoloveva00@gmail.com;
^{в)}  <https://orcid.org/0009-0001-0971-0100>  sanya.ustinow@yandex.ru;
^{г)}  <https://orcid.org/0009-0009-9497-1054>  valick99@gmail.com;
^{д)}  <https://orcid.org/0000-0003-4804-7193>  m.l.lobanov@urfu.ru

*Ответственный автор. Эл. почта: daniil.sackii@mail.ru

Адрес для переписки: ул. Мира, 19, Екатеринбург, 620002, Россия
Тел.: +7 (922) 126–70–58

Развитие интереса к хромистым нержавеющей сталям вызвано необходимостью создания материалов, демонстрирующих оптимальное сочетание физико-механических и химических свойств при эксплуатации в агрессивных средах. В настоящее время для производства промышленных трубных изделий, эксплуатирующихся под нагрузкой при повышенных температурах, перспективными представляются нержавеющие стали феррито-мартенситного и мартенситного классов, упрочненные за счет дополнительного легирования. Достижение заданного комплекса свойств в сталях и сплавах определяется однородностью химического и фазового составов, микроструктурой и кристаллографической текстурой. Формирование указанных параметров для материалов, прошедших термическую обработку, главным образом определяется характеристиками зерна аустенита, формирующегося при нагреве материала перед закалкой. Размер и форма зерен аустенита определяют морфологию и дисперсность продуктов фазового $\gamma \rightarrow \alpha'$ (α)-превращения. С использованием методов ориентационной микроскопии, основанных на дифракции обратно рассеянных электронов, рассмотрена возможность восстановления высокотемпературного аустенитного зерна для образцов низкоуглеродистой высоколегированной нержавеющей стали феррито-мартенситного класса с ~12 масс. % Cr, дополнительно легированной Ni, Mo, W, Nb, V, характеризующихся после термической обработки феррито-мартенситной и феррито-бейнитной структурой. При восстановлении аустенитного зерна были использованы ориентационные соотношения (ОС) Курдюмова – Закса (К–З), Нишиямы – Вассермана (Н–В), Гренингера – Трояна (Г–Т) и новые ОС, предложенные Крапошиным В. С. (ОСК). Показана принципиальная возможность восстановления ранее существовавшего аустенитного зерна по кристаллографическим особенностям как феррито-мартенситной, так и феррито-бейнитной структуры. Наиболее достоверные результаты при восстановлении зерна аустенита были получены при использовании ОС К–З и ОСК.

Ключевые слова: хромистая нержавеющая сталь, термическая обработка, $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращение, мартенсит, бейнит, ориентационная микроскопия, ориентационные соотношения

1. Введение

Нержавеющие стали являются одним из основных конструкционных материалов, используемых в промышленности, благодаря оптимальному сочетанию физико-механических и химических свойств. Особый интерес вызывает группа хромистых нержавеющих сталей вследствие высокой коррозионной стойкости. Хромистые нержавеющие стали по структуре подразделяются на ферритные, феррито-мартенситные и мартенситные [1, 2].

Нержавеющие стали ферритного класса с 9–12 масс. % Cr обладают оптимальными свойствами по жаропрочности и пластичности в том случае, когда количество феррита, формирующегося в высокотемпературной области (δ -феррит), в структуре не превышает 10–15 %. Феррито-мартенситные стали обладают высоким сопротивлением коррозии как в атмосферных условиях, так и в агрессивных средах за счет определенного количества сравнительно однородных по своему строению зерен феррита. Подобная структура обладает высоким сопротивлением электрохимической коррозии [1, 3–5]. Мартенситные стали используют для деталей и инструментов, подвергающихся воздействию слабоагрессивных сред.

Феррито-мартенситные стали, как правило, содержат менее 0,2 масс. % углерода. С увеличением содержания углерода в материале повышаются прочностные свойства, но уменьшается сопротивление коррозии [4, 6]. Также коррозионная стойкость феррито-мартенситной стали зависит от содержания в ней хрома. Стали с большим содержанием хрома расширяют область их применения в различных средах [7].

Основными структурными составляющими высокохромистых нержавеющих сталей феррито-мартенситного класса являются мартенсит, структурно свободный феррит и упрочняющие карбиды типа $M_{23}C_6$, M_7C_3 , MC, а также интерметаллиды и фазы Лавеса. Структура комплексно-легированных сталей, содержащих около 12 масс. % хрома, должна быть преимущественно мартенситной. Количество феррита, как правило, не должно превышать 10–15 масс. % [6, 8].

В зависимости от содержания в микроструктуре доли δ -феррита и его распределения заметно меняются свойства стали. С увеличением в стали количества δ -феррита ухудшается ее жаропрочность, сопротивление ползучести, уменьшается предел длительной прочности, усиливается склонность материала к разрушению при деформации в области высоких температур. Повышенное содержание δ -феррита в структуре сталей с 9–13 масс. % Cr приводит к снижению сопротивления ползучести, уменьшению предела длительной прочности, при высокой температуре снижаются ее пластические свойства. В то же время стали, в структуре которых наблюдается феррит, обладают хорошей пластичностью, устойчивостью к коррозии и коррозионному растрескиванию под напряжением в области более низких температур. Количество феррита зависит от скорости затвердевания металла и последующей скорости охлаждения в твердом состоянии. Для сохранения жаропрочности в феррито-мартенситных сталях с 12–13 масс. % Cr нежелательно выделение δ -феррита [1].

Основной целью термической обработки высокохромистых феррито-мартенситных сталей является получение структуры, обеспечивающей максимально достижимую для данной стали жаропрочность с сохранением характеристик пластичности на приемлемом уровне. Упрочнение материала происходит в результате последовательных операций термической обработки: закалки из высокотемпературной области для получения мартенситной структуры с последующим высокотемпературным отпуском, приводящим к дисперсионному упрочнению [6, 8].

Важным параметром микроструктуры сталей является размер зерен аустенита, возникающего при нагреве перед закалкой. Максимальный размер мартенситных пластин в микроструктуре стали ограничен размером аустенитных зерен. Величина зерна аустенита слабо

влияет на прочностные и пластические свойства, получаемые при испытании на статическое растяжение и на твердость. При этом рост зерна резко снижает ударную вязкость и повышает порог хладноломкости. Крупнозернистая сталь более склонна к трещинам в результате проведения закалки, к деформации и короблению. Разнозернистость стали снижает конструкционную прочность и вызывает охрупчивание.

Очевидно, что при анализе структуры материала после термической обработки зерен аустенита не наблюдается. Однако они могут быть восстановлены по продуктам распада аустенита при помощи ориентационной микроскопии, основанной на дифракции обратно рассеянных электронов (EBSD). Анализ, основанный на EBSD, является методом изучения кристаллографической структуры материала с использованием сканирующей электронной микроскопии, который позволяет проводить качественный и количественный анализ микроструктур через получение информации о ее кристаллографических характеристиках. Метод EBSD дает достаточно точные данные о размерах, границах и кристаллографической ориентации зерен, а также о текстуре и фазовом составе материала [10–12].

В работах [12–14] представлены методы восстановления аустенита по кристаллографическим характеристикам мартенситной структуры при помощи EBSD анализа. Возможность восстановления обусловлена кооперативной перестройкой конфигураций атомов при сдвиговых превращениях, где связь между исходной структурой и продуктами превращения прослеживается через ОС. Выполнение ОС приводит к появлению в новой структуре специальных строго определенных разориентаций, по наличию и количеству которых может быть проведено восстановление ориентации зерен родительской фазы [12].

Сдвиговое $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращение в сталях реализуется с выполнением ориентационных соотношений К–З, Н–В, Г–Т или других [15–17]. С точки зрения кристаллографии фазовых превращений важно отметить, что все перечисленные ОС являются близкими, дающими при сдвиговом превращении практически одни и те же кристаллографические ориентации, отличающиеся на несколько градусов по плоскостям и направлениям [17]. Также интересно отметить, что выполнение этих же ОС наблюдается и при реализации диффузионных фазовых превращений [16, 17].

Способом получения аустенитного зерна является оценка разориентации соседних рек мартенсита. Созданы методики, рассчитывающие возможные ориентации аустенитных зерен по зафиксированным границам в мартенситной структуре. Большинство методов получения исходного зерна аустенита основываются на постепенном «восстановлении» аустенитных зерен через оценку угла разориентации между прилегающими структурными составляющими. Точность методов ограничивается количеством анализируемых элементов (пикселей) и временем вычислений [17].

Цель настоящей работы – апробация методики восстановления аустенитного зерна хромистой нержавеющей стали с использованием ориентационной микроскопии по кристаллографическим особенностям феррито-мартенситной и феррито-бейнитной микроструктуры.

2. Материал и методика

В качестве материалов для исследований использовались образцы низкоуглеродистой высоколегированной нержавеющей стали феррито-мартенситного класса с ~12 масс. % Cr, дополнительно легированной Ni, Mo, W, Nb, V. Образцы для исследования изготавливались из промышленного трубного изделия.

Образцы исследовались после двух различных термических обработок. Их нагревали до температуры 1000 °С, выдерживали около 5 минут и охлаждали со скоростью ~500 °С/с (закалка в воду) и 0,005 °С/с (охлаждение в печи). При охлаждении в печи произошло существенное обезуглероживание стали.

Электронно-микроскопическое исследование структуры проводилось на растровом микроскопе Tescan Mira3 с автоэмиссионным катодом при ускоряющем напряжении 20 кВ.

Состояние поверхности исследовалось с использованием детектора отраженных электронов (BSE). Контраст на изображениях, полученных в режиме отраженных электронов, несет информацию об элементном составе, поскольку является чувствительным к среднему атомному номеру: более светлые области соответствуют более высокому среднему атомному номеру. Дополнительно на изображениях проявляется кристаллографический контраст, возникающий вследствие существования зависимости отражающей способности от ориентации кристаллической решетки.

Для определения ориентации отдельных зерен (кристаллитов) и анализа локальной текстуры использовалась приставка EBSD HKL Inca с системой анализа Oxford Instruments. Исследуемые области имели размеры около 1000×1000 мкм. Шаг сканирования – 0,1 мкм. Погрешность определения ориентации кристаллической решетки – не более $\pm 1^\circ$ (в среднем $\pm 0,6^\circ$).

Для восстановления исходного аустенитного зерна использовалось программное обеспечение AztecCrystals. С учетом выполнения ОС с двумя соседними зернами (правило отбора) восстановление проводилось с использованием ОС К–З: $(111)\gamma \parallel (011)\alpha$, $[1-10]\gamma \parallel [1-11]\alpha$; ОС Н–В: $(111)\gamma \parallel (011)\alpha$, $[2,-1,-1]\gamma \parallel [0,-1,1]\alpha$; ОС Г–Т: $(111)\gamma \parallel (011)\alpha$, $[-12,-5,17]\gamma \parallel [-7,-17,17]\alpha$; ОС из работы [17]: $(112)\gamma \parallel (113)\alpha$; $[11-1]\gamma \parallel [1-10]\alpha$. Для того чтобы двойное ОС могло выполняться на большинстве обычных границ, соотношение на одной стороне границы зерна могло отклоняться на величину до 10° от точного соотношения.

Методом ориентационной микроскопии определялись средний размер кристаллита (D_{cp}) – диаметр окружности, эквивалентной средней площади кристаллитов, максимальный размер кристаллита (D_{max}). В качестве кристаллита принимался объект, ограниченный со всех сторон границами с углами разориентации не менее 8° ; анализ проводился по всем кристаллитам, за исключением кристаллитов с размером менее 1 мкм.

Для анализа локальных текстурных состояний использовались ориентационные карты, расшифровка которых производилась в соответствии со стандартным стереографическим треугольником с цветовой дифференциацией кристаллографических направлений. Исследование текстуры в пределах, анализируемых при одной съемке области, проводилось с использованием построения прямых полюсных фигур (ППФ).

3. Результаты и обсуждение

Микроструктура образцов, выявленная металлографически с использованием сканирующей электронной микроскопии, представляла собой в исходном состоянии мартенсит с небольшим количеством δ -феррита и крупных карбидов Nb (рис. 1 а, б). После охлаждения в воде структура представляла собой совокупность полей δ -феррита и мартенсита (рис. 1 в). При охлаждении в печи за счет развития процессов обезуглероживания микроструктура состояла из разноразмерных сравнительно равноосных ферритных (бейнитных) зерен (рис. 1 г). Следует отметить, что термическая обработка практически не затронула карбидную фазу.

Ориентационная микроскопия (EBSD) (рис. 2, 3) выявила достаточно выраженную кристаллографическую текстуру стали после термической обработки, состоящую из нескольких рассеянных, но при этом выраженных компонентов. В случае закалки в воду основным компонентом текстуры являлся $\{110\}\langle 111 \rangle$ (рис. 2 е), в случае охлаждения в печи – $\{110\}\langle 110 \rangle$ (рис. 3 е). Это совпадает с текстурой термической обработки трубных сталей, приведенной в работах [18, 19].

В образце, закаленном в воду (скорость охлаждения ~ 500 °C/c), наблюдалась характерная для мартенсита пакетная структура, состоящая из чередующихся пластин толщиной от 0,5 до 2 мкм, длиной до 20 мкм (рис. 3 а–в). В пределах одного мартенситного пакета наблюдались 2–3 кристаллографические ориентации кристаллитов.

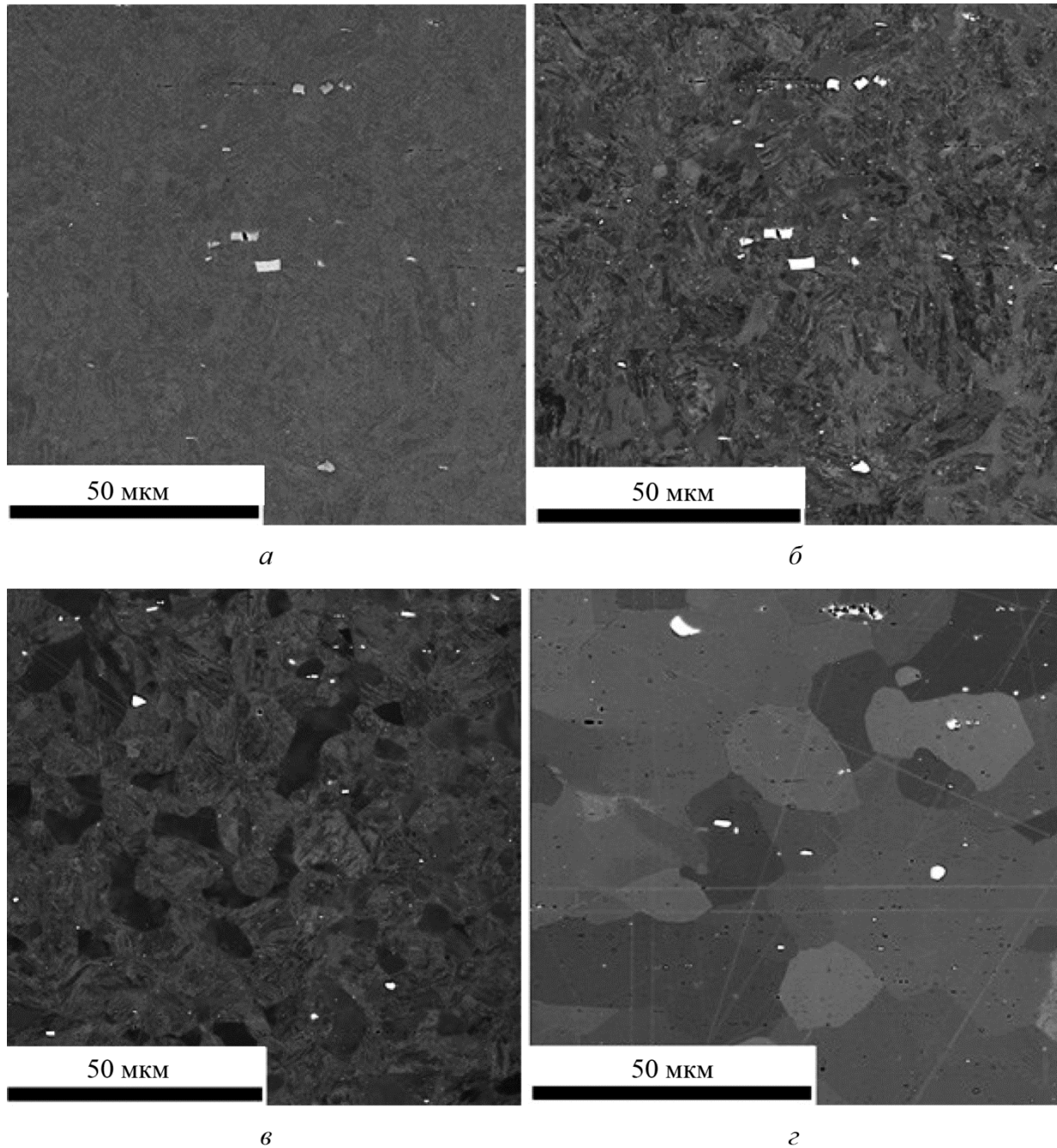


Рис. 1 Микроструктура ферритно-мартенситной стали после различных скоростей охлаждения: во вторичных электронах (*а*); в обратно-рассеянных электронах (*б, в, з*); исходное состояние (*а, б*); 500 °C/с (*в*); 0,005 °C/с (*з*)

В случае охлаждения образцов со скоростью 500 °C/с спектры межкристаллитных границ в точности соответствовали мартенситной структуре (рис. 2 *з, д*) [18, 20]. Все высокоугловые границы сосредоточены в углах разориентации от 49 до 60° (рис. 2 *з*). В спектре специальных границ фиксировались исключительно PCY-границы: $\Sigma 3$, $\Sigma 11$, $\Sigma 25b$, $\Sigma 33c$, $\Sigma 41c$. В работе [20] показано, что появление данного спектра является результатом сдвигового фазового превращения.

При скорости охлаждения 0,05 °C/с, приведшей к формированию существенно более равновесной структуры, наблюдалось появление сравнительно небольшого количества высокоугловых границ с углами разориентации от 15 до 45° (рис. 3 *з*). В спектре PCY-границ дополнительно к выше перечисленным (наиболее выраженным) наблюдается появление сла-

рых пиков специальных границ $\Sigma 7$, $\Sigma 9$, $\Sigma 13b$, $\Sigma 19a$, $\Sigma 31b$, $\Sigma 33a$, $\Sigma 41a$, $\Sigma 45c$ и др. (рис. 3 δ). Согласно анализу, проведенному в работе [22], возникновение большей части из них связано с реализацией релаксационных процессов (полигонизации и первичной рекристаллизации) в ОЦК-решетке.

Кристаллографические текстуры образцов, охлажденных с существенно различными скоростями и имеющих, соответственно, различные микроструктуры, оказались близкими (рис. 2 e и 3 e). Важно подчеркнуть, что данная текстура после двойной фазовой перекристаллизации ($\alpha \rightarrow \gamma \rightarrow \alpha'(\alpha)$) достаточно хорошо сохраняется.

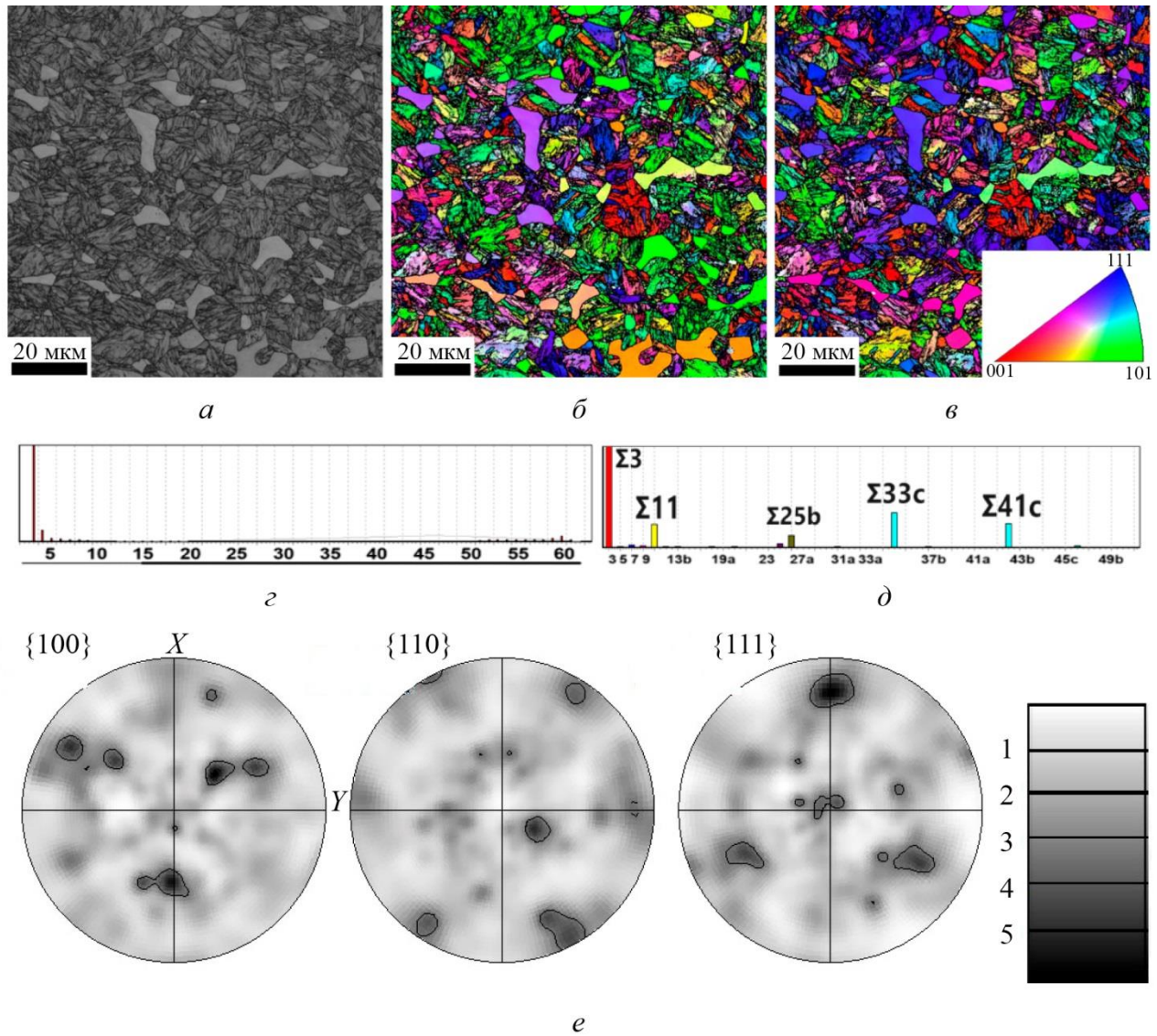


Рис. 2. Микроструктура и текстура, полученные с использованием EBSD после охлаждения из аустенитной области со скоростью 500 °C/c (a , b , c); ориентационный контраст с X (b); c – ориентационный контраст с Y (c); d – распределение границ по углам разориентации (d); спектр PCY-границ (d); ППФ (e)

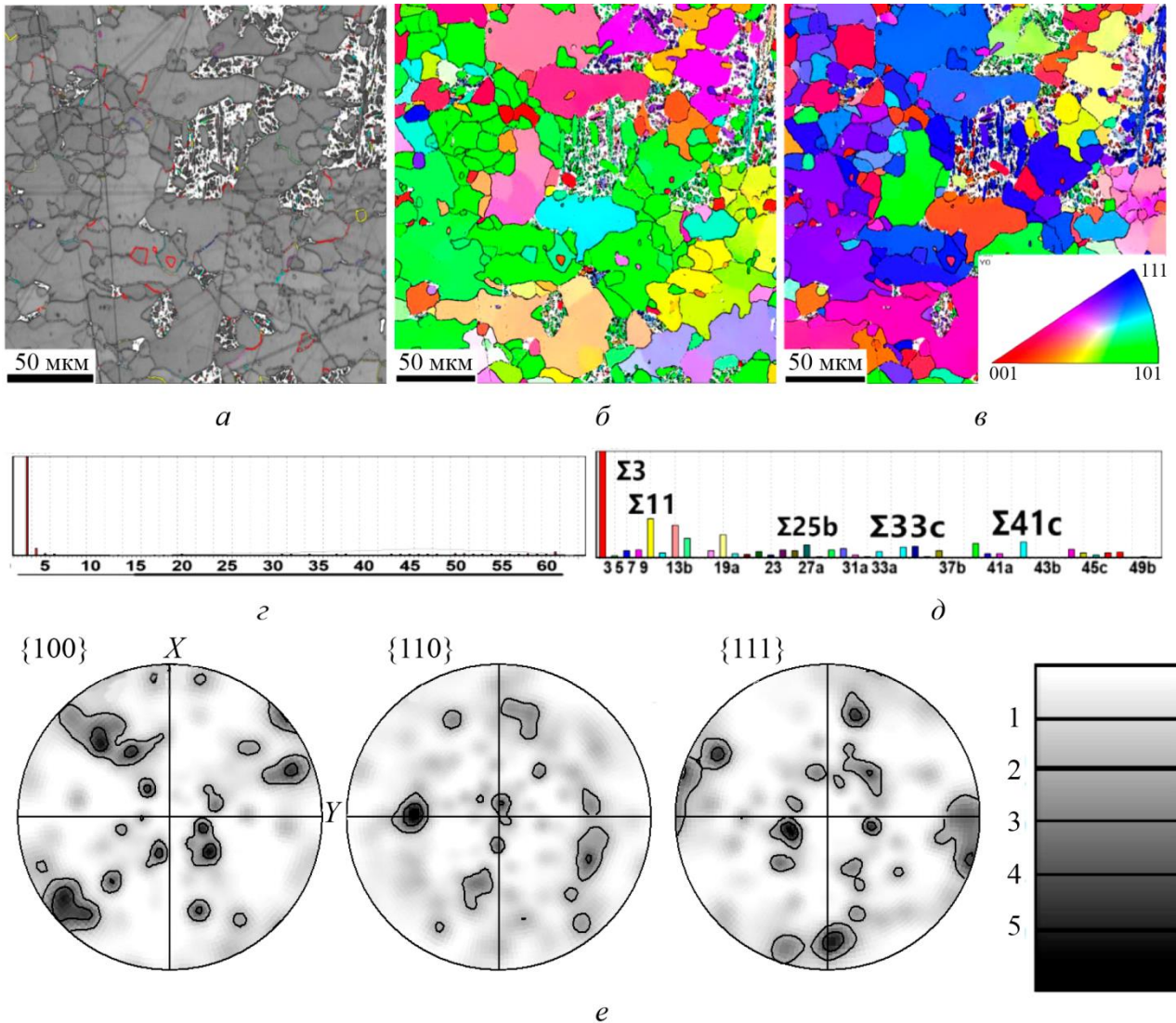


Рис. 3. Микроструктура и текстура, полученные с использованием EBSD после охлаждения из аустенитной области со скоростью 0,005 °C/c (а, б, в); ориентационный контраст с X (б); ориентационный контраст с Y (в); распределение границ по углам разориентации (г); спектр PCY-границ (д); ППФ (е)

Существенная схожесть спектров межкристаллитных границ в мартенсите и бейните (рис. 2 г, д и 3 г, д), в которых преобладают границы, формирующиеся при сдвиговом фазовом превращении, предполагает возможность восстановления методами ориентационной микроскопии исходного аустенитного зерна на основе кристаллографических особенностей микроструктуры бейнита. Результаты восстановления зерен аустенита по мартенситным и бейнитным структурам с использованием ОС К–3, Н–В, Г–Т и ОСК приведены на рис. 4 и 5 соответственно. Также на рис. 6 и 7 в виде ППФ приведены кристаллографические текстуры восстановленного аустенита и оставшегося после восстановления мартенсита (бейнита). Данные по размерам восстановленных аустенитных зерен обобщены в таблице.

Восстановление аустенитной структуры на основе кристаллографических особенностей разориентации кристаллитов мартенсита (рис. 4, таблица) с учетом различных ОС показало достаточно близкие результаты как по морфологии, так и по размерам зерен. Следует отметить, что наилучший результат восстановления достигнут при использовании ОС К–3 и ОСК ($V_{\alpha_H} = 0,2\%$).

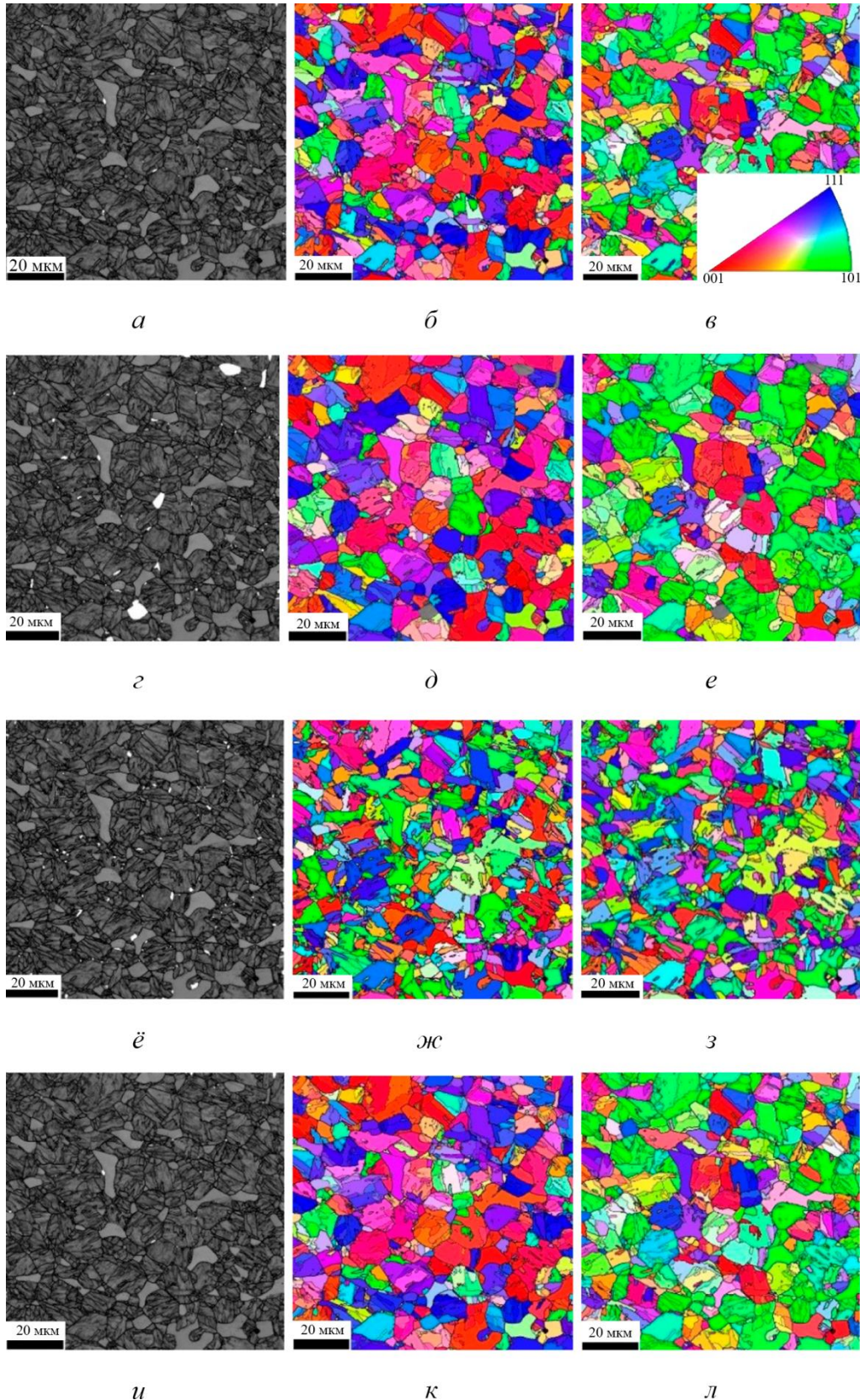


Рис. 4. Исходная и восстановленная микроструктура после охлаждения из аустенитной области со скоростью 500 °C/с в виде ориентационных карт (EBSD): в обратно рассеянных электронах (*a, г, ё, и*); ориентационный контраст с *X* (*б, д, ж, к*); ориентационный контраст с *Y* (*в, е, з, л*); по ОС *K–3* (*a, б, в*); по ОС *H–V* (*г, д, е*); по ОС *Г–Т* (*ё, ж, з*); по ОСК (*и, к, л*)

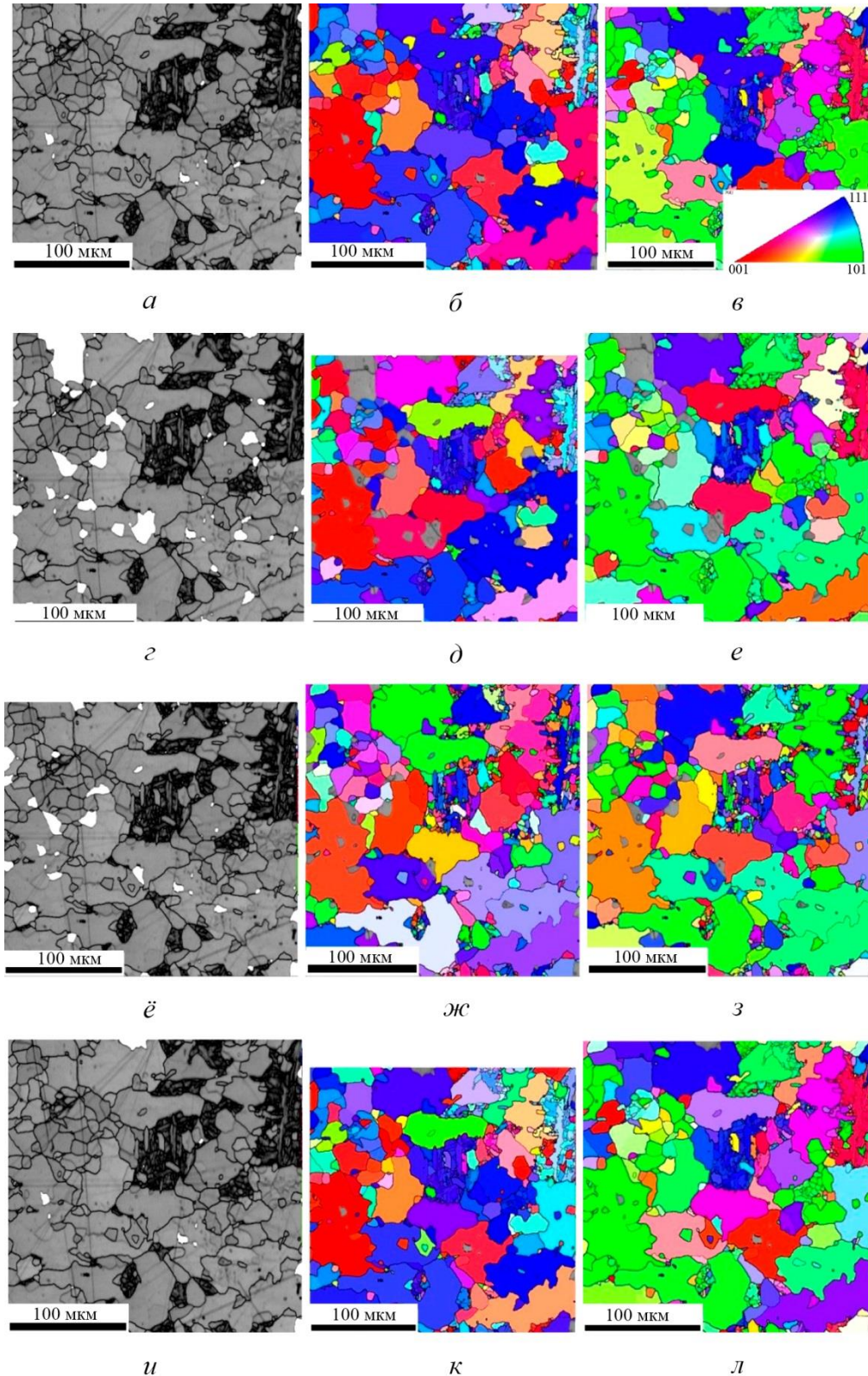


Рис. 5. Исходная и восстановленная микроструктура после охлаждения из аустенитной области со скоростью 0,005 °/с в виде ориентационных карт (EBSD): в обратно рассеянных электронах (*a, г, ё, и*); ориентационный контраст с *X* (*б, д, ж, к*); ориентационный контраст с *Y* (*в, е, з, л*); по ОС *K–3* (*a, б, в*); по ОС *H–V* (*г, д, е*); по ОС *Г–Т* (*ё, ж, з*); по ОСК (*и, к, л*)

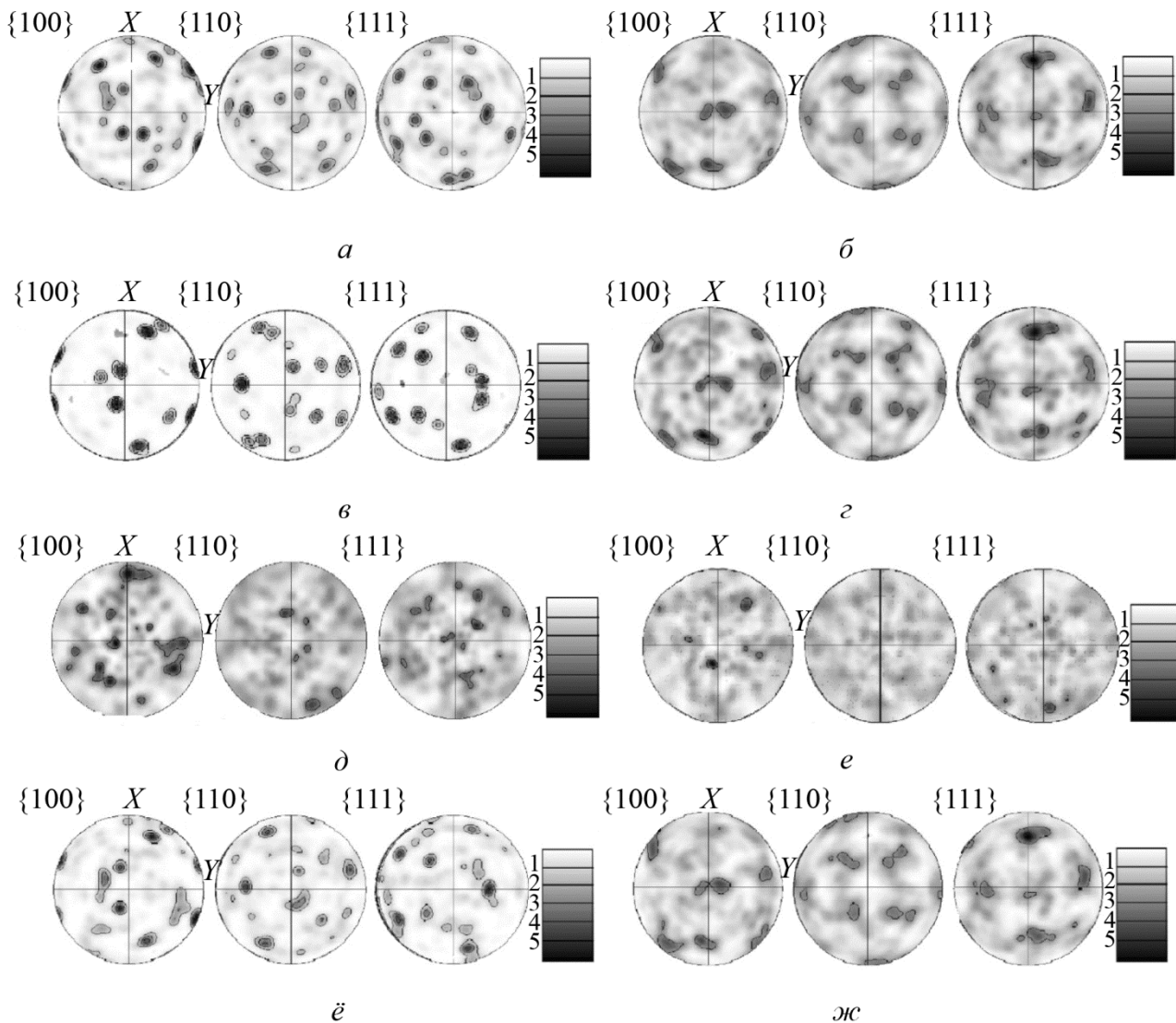


Рис. 6. Текстура образцов в виде ППФ после охлаждения со скоростью 500 °C/с: невосстановленный мартенсит (а, в, д, е); восстановленный аустенит (б, г, е, ж); по ОС К–З (а, б); по ОС Н–В (в, г); по ОС Г–Т (д, е); по ОСК (е, ж)

Результаты восстановления аустенитной структуры на основе кристаллографических особенностей разориентации кристаллитов феррита (бейнита) (рис. 5, таблица) с учетом различных ОС практически совпадает с результатами обработки мартенситной структуры. При этом средние характеристики зеренной структуры аустенита для различных ОС показывают лучшую сходимость и в пределах ошибок соответствуют характеристикам γ -фазы, восстановленной по α' -фазе. Наихудший результат восстановления аустенитного зерна, как и в предыдущем случае, зафиксирован при использовании ОС Н–В: ~7 % феррита (бейнита) оказывается невосстановленным.

Текстура восстановленного аустенита с использованием различных ОС при анализе как мартенситной, так и ферритной (бейнитной) структуры практически является одной и той же (рис. 6, 7), состоящей из ориентировок прокатанного металла с ГЦК-решеткой: $\{112\}\langle 111\rangle$, $\{110\}\langle 111\rangle$, $\{110\}\langle 112\rangle$, $\{110\}\langle 001\rangle$ [22]. Очевидно, что данная текстура формируется при горячей деформации в процессе изготовления бесшовных труб и затем преобразуется при $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращении в текстуру феррита (бейнита) или мартенсита [23, 24].

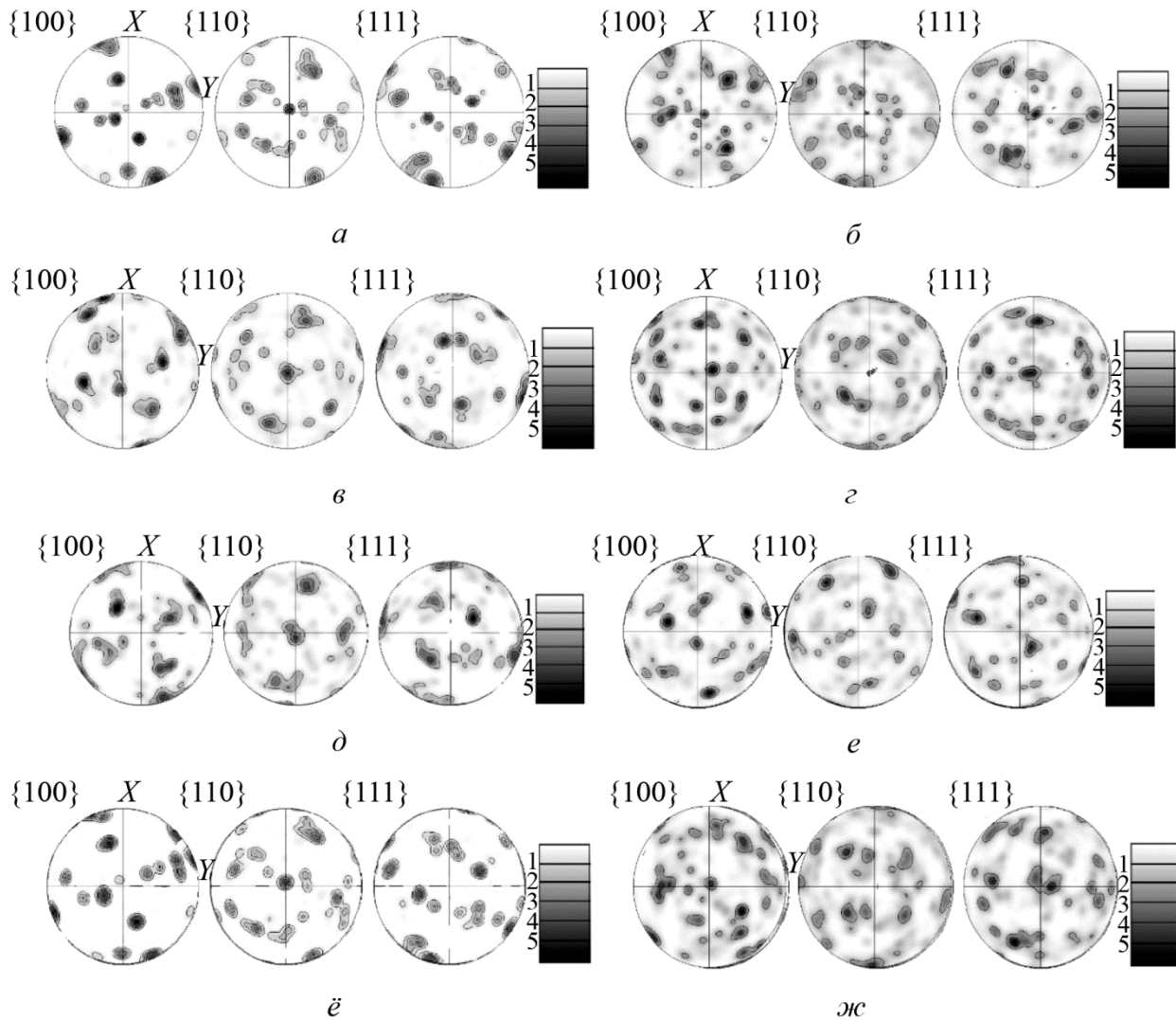


Рис. 7. Текстура образцов в виде ППФ после охлаждения со скоростью 0,005 °C/с: невосстановленный мартенсит (а, в, д, е); восстановленный аустенит (б, г, e, ж); по ОС К–З (а, б); по ОС Н–В (в, г); по ОС Г–Т (д, e); по ОСК (е, ж)

Важно отметить, что практическое соответствие всех восстановленных текстур аустенита (рис. 6, 7) зачастую наблюдается при существенном несовпадении кристаллографических ориентаций отдельных восстановленных зерен γ -фазы с использованием различных ОС (рис. 4 б, г, e, ж; 5 б, г, e, ж). По-видимому, это объясняется заложенной в процедуре восстановления неточностью [25], связанной с обязательным присутствием в $\gamma \rightarrow \alpha'$ -превращении процесса двойникования [14–16], предполагающего два равноправных варианта перестройки кристаллической решетки и, соответственно, два равноправных варианта восстановления.

Таким образом, возможно применять методики ориентационной микроскопии для восстановления зерен аустенита в низкоуглеродистой стали на основе кристаллографических особенностей бейнитной (феррито-бейнитной) структуры с использованием любых ОС (К–З, Н–В, Г–Т, ОСК). При этом максимальной достоверностью будет обладать структура, восстановленная с использованием ОС К–З. Последнее, по-видимому, связано с тем, что сдвиговое $\gamma \rightarrow \alpha'$ (α)-превращение реализуется в анализируемой стали с выполнением ОС, наиболее близких к ОС К–З и ОСК.

Таблица

Характеристики структуры α' (α)-фазы и γ -фазы (восстановленной) после термообработки с различными скоростями охлаждения

Структура	ОС	* V_{α_n} , %	Характеристики зерен		
			D_{cp} , мкм	D_{max} , мкм	** N
α' (мартенсит)	–	–	1,9±1,0	14,8	1853
	К–З	0,2	2,6±1,2	20,1	807
	Н–В	1,5	3,3±1,1	22,9	496
	Г–Т	0,9	1,6±1,3	20,4	1840
	ОСК	0,2	3,0±1,1	22,8	611
α (бейнит)	–	–	8,2±0,9	72,6	471
	К–З	0,8	8,9±1,4	102,4	322
	Н–В	6,6	9,5±1,4	74,1	276
	Г–Т	2,5	6,2±1,5	95,3	627
	ОСК	0,7	9,6±1,4	86,4	295

*объемная доля невосстановленного аустенита; **количество зерен, по которым проводился анализ

4. Заключение

Показана применимость методики восстановления аустенитного зерна низкоуглеродистой высоколегированной нержавеющей стали феррито-мартенситного класса, формирующегося в процессе нагрева перед закалкой, с использованием ориентационной микроскопии на основе кристаллографических особенностей как феррито-мартенситной, так и феррито-бейнитной структуры.

Наиболее достоверные результаты при восстановлении зерна аустенита были получены при использовании ориентационных соотношений Курдюмова – Закса и ориентационных соотношений, предложенных Крапошиным В. С.: $(112)\gamma \parallel (113)\alpha$; $[11-1]\gamma \parallel [1-10]\alpha$.

Финансирование

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 23-29-00615, <https://rscf.ru/project/23-29-00615/>.

Литература

1. Конструкционные материалы ядерных реакторов / Н. М. Бескоровайный, Б. А. Калинин, П. А. Платонов, И. И. Чернов // Москва : Энергоатомиздат, 1995. – 704 с.
2. Материаловедение / Б. Н. Арзамасов, В. И. Макарова, Г. Г. Мухин, Н. М. Рыжов, В. И. Силаева // Москва : МГТУ им. Н. Э. Баумана, 2005. – 648 с.
3. Самойлов А. Г. Тепло выделяющие элементы ядерных реакторов. – Москва : Энергоатомиздат, 1985. – 400 с.
4. Голосов О. А., Кузина Т. Л., Панченко В. Л. Влияние высокодозного нейтронного облучения на структуру, коррозионные и электрохимические свойства ферритно-мартенситной стали ЭП–450 // XXIX международная конференция «Радиационная физика твёрдого тела» : труды. – Севастополь : Издательство ФГБНУ «НИИ ПМТ», 2019. – С. 219–233.
5. Моляров А. В. Термическая обработка, структура и жаропрочность ферритно-мартенситных сталей с 12 % хрома : дис. ... канд. техн. наук. : 05.16.01. – Москва, 2018. – 183 с.

6. Прецизионные нержавеющие трубы для атомной энергетики / А. В. Серебряков, С. А. Ладыгин, В. В. Мальцев, А. В. Серебряков, С. И. Паршаков, С. П. Буркин // 6-ая международная молодежная научно-практическая конференция «Инновационные технологии в металлургии и машиностроении», Екатеринбург, 29 октября–02 ноября 2012 г. : труды. – Екатеринбург : Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б. Н. Ельцина, 2013. – С. 529–536.
7. Ланская К. А. Высокохромистые жаропрочные стали. – Москва : Металлургия, 1976. – 216 с.
8. Березовская В. В., Березовский А. В. Коррозионностойкие стали и сплавы : учеб. пособие. – Екатеринбург : Издательство Уральского университета, 2019. – 244 с.
9. Сравнительное исследование микроструктуры, механических свойств и особенностей разрушения жаропрочных ферритно-мартенситных сталей ЭК–181, ЧС–139 и ЭП–823 в интервале температуры от –196 до 720 °С / Н. А. Полехина, И. Ю. Литовченко, К. В. Алмаева, А. Н. Тюменцев, Ю. П. Пинжин, В. М. Чернов, М. В. Леонтьева–Смирнова // Вопросы атомной науки и техники. Серия: Термоядерный синтез. – 2018. – Т. 41, № 4. – С. 38–47. – DOI: 10.21517/0202-3822-2018-41-4-38-47.
10. Crystal defect associated selection of phase transformation orientation relationships (ORs) / M. Liu, Y. Zhang, X. Wang, B. Beausir, X. Zhao, L. Zuo, C. Esling. // Acta Materialia. – 2018. – Vol. 152. – P. 315–326. – DOI: 10.1016/j.actamat.2018.04.031.
11. Maitland T., Sitzman S. Electron backscatter diffraction (EBSD) technique and materials characterization examples // Scanning Microscopy for Nanotechnology: Techniques and Applications / ed. by W. Zhou, Z. L. Wang. – Springer Science, 2007. – P. 41–75.
12. Tetragonality mapping of martensite in a high-carbon steel by EBSD / G. Nolze, A. Winkelmann, G. Cios, T. Tokarski // Materials Characterization. – 2021. – Vol. 175. – 111040. – DOI: 10.1016/j.matchar.2021.111040.
13. Hierarchical 3D/4D characterization on deformation behavior of austenitic and pearlitic steels / Y. Adachi, M. Ojima, S. Morooka, Y. Tomota // Materials Science Forum. – 2010. – Vols. 638–642. – P. 2505–2510. – DOI: 10.4028/www.scientific.net/msf.638-642.2505.
14. Gundyrev V. M., Zeldovich V. I., Schastlivtsev V. M. Crystallographic analysis of the martensitic transformation in medium-carbon steel with packet martensite // The Physics of Metals and Metallography. – 2016. – Vol. 117. – P. 1017–1027. – DOI: 10.1134/S0031918X16100100.
15. Gundyrev V. M., Zeldovich V. I., Schastlivtsev V. M. Orientation relationship and the mechanism of martensite transformation in medium-carbon steel with batch martensite // Bulletin of the Russian Academy of Sciences: Physics. – 2017. – Vol. 81 (11). – P. 1289–1294. – DOI: 10.3103/S1062873817110119.
16. Microtwinning as a common mechanism for the martensitic and pearlitic transformations / V. Kraposhin, I. Jakovleva, L. Karkina, G. Nuzhny, T. Zubkova, A. Talis // Journal of Alloys and Compounds. – 2013. – Vol. 577. – S30–S36. – DOI: 10.1016/j.jallcom.2011.10.102.
17. Effect of cooling rate on the structure of low-carbon low-alloy steel after thermomechanical controlled processing / M. L. Lobanov, M. L. Krasnov, V. N. Urtsev, S. V. Danilov, V. I. Pastukhov // Metal Science and Heat Treatment. – 2019. – Vol. 61. – P. 32–38. – DOI: 10.1007/s11041-019-00373-7.
18. Tensile deformation and fracture behavior of API-5L X70 line pipe steel / M. L. Lobanov, V. A. Khotinov, S. V. Danilov, S. I. Stepanov V. N. Urtsev, N. V. Urtsev, S. I. Platov // Materials. – 2022. – Vol. 15 (2). – P. 501. – DOI: 10.3390/ma15020501.
19. Investigation of special misorientations in lath martensite of low-carbon steel using the method of orientation microscopy / M. L. Lobanov, G. M. Rusakov, A. A. Redikultsev, S. V. Belikov, M. S. Karabanalov, E. R. Struina, A. M. Gervasyev // The Physics of Metals and Metallography. – 2016. – Vol. 117. – P. 254–259. – DOI: 10.1134/S0031918X1603008X.

20. Special misorientations and textural heredity in the commercial alloy Fe–3%Si / G. M. Rusakov, M. L. Lobanov, A. A. Redikultsev, A. S. Belyaevskikh // *The Physics of Metals and Metallography*. – 2014. – Vol. 115 (8). – P. 775–785. – DOI: 10.1134/S0031918X14080134.
21. Hölscher M., Raabe D., Lücke K. Relationship between rolling textures and shear textures in f.c.c. and b.c.c. metals // *Acta Metallurgica et Materialia*. – 1994. – Vol. 42 (3). – P. 879–886. – DOI: 10.1016/0956-7151(94)90283-6.
22. Effects of ausforming temperature on bainite transformation, microstructure and variant selection in nanobainite steel / W. Gong, Y. Tomota, Y. Adachi, A. M. Paradowska, J. F. Kelleher, S. Y. Zhang // *Acta Materialia*. – 2013. – Vol. 61 (11). – P. 4142–4154. – DOI: 10.1016/j.actamat.2013.03.041.
23. Microstructural design in quenched and partitioned (Q&P) steels to improve their fracture properties / I. de Diego–Calderón, I. Sabirov, J. M. Molina–Aldareguia, C. Föjler, R. Thiessen, R. H. Petrov // *Materials Science and Engineering: A*. – 2016. – Vol. 657. – P. 136–146. – DOI: 10.1016/j.msea.2016.01.011.
24. Huang Ch.-Y., Ni H.-C., Yen H.-W. New protocol for orientation reconstruction from martensite to austenite in steels // *Materialia*. – 2020. – Vol. 9. – P. 100554 (1–12). – DOI: 10.1016/j.mtla.2019.100554.

Received: 15.12.2023
Revised: 30.010.2024
Accepted: 16.02.2024
DOI: 10.17804/2410-9908.2024.1.045-051

PRE-YIELD AND LOCALIZED DEFORMATION BAND NUCLEATION IN A STRAIN-AGING LOW-CARBON STEEL












V. M. Farber^{1, a)}, O. N. Polukhina^{2, b)}, O. V. Selivanova^{1, c), *}, A. N. Morozova^{3, d)},
D. I. Vichuzhanin^{4, e)}, and O. R. Tagirova^{3, f)}

¹Ural Federal University, 19 Mira St., Ekaterinburg, 620002, Russia

²Pervouralsk New Pipe Plant, 1 Torgovaya St., Pervouralsk, Sverdlovsk Reg., 623100, Russia

³M. N. Mikheev Institute of Metal Physics, Ural Branch of the Russian Academy of Sciences,
18 S. Kovalevskoy St., Ekaterinburg, 620108, Russia

⁴Institute of Engineering Science, Ural Branch of the Russian Academy of Sciences,
34 Komsomolskaya St., Ekaterinburg, 620219, Russia

a)  <https://orcid.org/0009-0006-7213-3808>  v.m.farber@urfu.ru;
b)  o.polukhina90@yandex.ru;
c)  <https://orcid.org/0009-0002-4874-4482>  sov23@mail.ru
d)  <https://orcid.org/0000-0002-7071-2527>  zazma7@mail.ru;
e)  <https://orcid.org/0000-0002-6508-6859>  mmm@imach.uran.ru;
f)  <https://orcid.org/0009-0000-4178-5738>  taghirovq@gmail.com

*Corresponding author. E-mail: sov23@mail.ru

Address for correspondence: ul. Mira, 19, Ekaterinburg, 620002, Russia

Tel.: +7 (912) 246-6755

The features of plastic flow during tensile deformation of 08G2B steel samples exhibiting the effect of strain aging are studied by means of the digital image correlation method. Standard flat samples cut out from a sheet made by controlled rolling are tested for tensile strength after heat treatment according to the following conditions: 680 °C, holding time of 30 min, air cooling. It is shown that, at the stage of macroelastic deformation, there occur both diffuse plastic flow in separate parts of the sample under tension and the emergence of a nucleus center in the near-surface region, wherefrom a localized deformation band nucleus subsequently grows.

Keywords: low-carbon steels, strain aging, localized deformation band, digital image correlation method

Acknowledgment

The work was carried out in UrFU with a financial support from the Ministry of Science and Higher Education of Russia (development program within the framework of the Priority 2030 program), in the IMP UB RAS as part of the state assignment from the Russian Ministry of Science and Higher Education (theme Structure, No. 122021000033-2), and as part of the state assignment for the IES UB RAS, No. 124020700063-3. The equipment of the Plastometriya shared research facilities (IES UB RAS) was used in the tests.

References











1. Farber, V.M., Polukhina, O.N., Khotinov, V.A., Vichuzhanin, D.I., and Smirnov, S.V. A study of plastic deformation of 08G2B steel before and at the yield plateau by digital image correlation technique. Part 1. Formation of plastic and elastic deformation waves. *Metal Science and Heat Treatment*, 2019, 61 (5–6), 274–279. DOI: 10.1007/s11041-019-00416-z.

2. Farber, V.M., Selivanova, O.V., Khotinov, V.A., and Polukhina, O.N. *Deformatsionnoe starenie v stalyakh* [Strain Aging in Steels]. Izd-vo Uralskogo Universiteta Publ., Ekaterinburg, 2018, 72 p. (In Russian).
3. Shtremel, M.A. *Prochnost splavov. Deformatsiya* [Strength of Alloys. Deformation: Part 2]. MISiS Publ., Moscow, 1997, 527 p. (In Russian).

Подана в журнал: 15.12.2023

УДК 620.172

DOI: 10.17804/2410-9908.2024.1.045-051

**ПРЕДТЕКУЧЕСТЬ И ФОРМИРОВАНИЕ ЗАРОДЫША ПОЛОСЫ
ЛОКАЛИЗОВАННОЙ ДЕФОРМАЦИИ В НИЗКОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ
С ДЕФОРМАЦИОННЫМ СТАРЕНИЕМ**В. М. Фарбер^{1, а)}, О. Н. Полухина^{2, б)}, О. В. Селиванова^{1, в), *}, А. Н. Морозова^{3, г)},
Д. И. Вичужанин^{4, д)}, О. Р. Тагирова^{3, е)}¹Федеральное государственное автономное образовательное учреждение высшего образования «Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б. Н. Ельцина»,
ул. Мира, 19, г. Екатеринбург, 620002, Россия²Первоуральский Новотрубный завод,
ул. Торговая, д. 1, г. Первоуральск, Свердловская обл., 623100, Россия³Федеральное государственное бюджетное учреждение науки
Институт физики металлов имени М. Н. Михеева Уральского отделения Российской академии наук,
ул. Софьи Ковалевской, 18, г. Екатеринбург, 620108, Россия⁴Федеральное государственное бюджетное учреждение науки
Институт машиноведения имени Э. С. Горкунова Уральского отделения Российской академии наук,
ул. Комсомольская, 34, г. Екатеринбург, 620049, Россияа)  <https://orcid.org/0000-0000-0000-0000>  v.m.farber@urfu.ru;б)  o.polukhina90@yandex.ru;в)  <https://orcid.org/0009-0002-4874-4482>  sov23@mail.ruг)  <https://orcid.org/0000-0002-7071-2527>  zazma7@mail.ru;д)  <https://orcid.org/0000-0002-6508-6859>  mmm@imach.uran.ru;е)  <https://orcid.org/0009-0000-4178-5738>  taghirovq@gmail.com

*Ответственный автор. Электронная почта: sov23@mail.ru

Адрес для переписки: ул. Мира, 28, г. Екатеринбург, 620002, Россия
Тел.: +7 (912) 246–67–55

С использованием метода корреляции цифровых изображений изучены особенности пластического течения в ходе деформации растяжением образцов стали 08Г2Б, проявляющей эффект деформационного старения. Стандартные плоские образцы, вырезанные из листа, изготовленного по режиму контролируемой прокатки, испытаны на растяжение после термообработки при 680 °С с выдержкой 30 мин и охлаждением на воздухе. Показано, что на стадии макроупругой деформации происходит как рассеянное пластическое течение в отдельных участках растягиваемого образца, так и возникновение зародышевого центра в приповерхностной области, из которой впоследствии вырастает зародыш полосы локализованной деформации.

Ключевые слова: низкоуглеродистые стали, деформационное старение, полоса локализованной деформации, метод корреляции цифровых изображений

1. Введение

В гражданском строительстве, при изготовлении труб для транспортировки топливопродуктов широко используются стали типа 09Г2 с небольшими добавками легирующих элементов (Si, V, Nb и др.). Склонность этих сталей к деформационному старению при изготовлении конструкций или эксплуатации может привести к снижению вязкопластических свойств. Эффект деформационного старения проявляется на начальных стадиях растяжения

образцов в виде полос локализованной деформации (ПЛД), вызывающих формирование на диаграмме растяжения $\sigma(\delta)$ площадки и зуба текучести.

Метод корреляции цифровых изображений (КЦИ), появившийся в последние десятилетия, дает детальную информацию о величине компонент тензора деформации ε_{ij} и их распределении по поверхности растягиваемого образца в виде карт изображений и профилей распределения ε_{ij} вдоль заданных трасс [1, 2].

Целью настоящей работы явилось изучение с помощью метода КЦИ деформации предтекучести, возникающей до зуба (площадки) текучести, и зародыша ПЛД.

2. Материал и методика

Исследовали образцы, вырезанные из штрипса стали 08Г2Б (0,08 С; 1,85 Мп; ~0,10 Σ (Ti-V-Nb), масс. %), изготовленные по схеме безрекристаллизационной контролируемой прокатки с ускоренным (спрейерным) охлаждением; термическую обработку проводили по следующему режиму: нагрев на 680 °С, выдержка 30 минут, охлаждение на воздухе.

Испытания на растяжение плоских образцов размером 3 × 20 × 60 мм проводились на машине Instron 8801, снабженной оптическим комплексом Strain Master для анализа полей перемещений и деформации методом корреляции цифровых изображений. Анализировались карты продольной компоненты тензора деформации ε_{yy} и профили распределения вдоль 11 трасс, параллельных оси растяжения.

3. Результаты и обсуждение

На рис. 1 а приведен участок диаграммы растяжения $\sigma(\delta)$ исследованного образца, на котором указаны следующие ключевые точки:

- т.1 – образование зародышевого центра (ЗЦ);
- т.1' – предел пропорциональности (точка отклонения кривой $\sigma(\delta)$ от линейного хода);
- т.2 – промежуточная точка на стадии предтекучести;
- т.3 – зуб текучести (σ_T^B);
- т.4 – начало площадки текучести (σ_T^H);
- т.4' – точка на площадке текучести (σ_T^H);
- т.А, лежащая на пересечении прямых т.1' – т.А и т.3 – т.А, показывает деформацию предтекучести.

Деформация предтекучести состоит из рассеянной пластической деформации в отдельных зернах, хаотично распределенных в объеме образца, и пластической деформации в ЗЦ, выросшем из дипольного максимума (стрелки на рис. 1 б).

Пластическая деформация – это процесс релаксации упругих напряжений в областях их концентрации. Концентраторы упругих напряжений – дипольные максимумы, формирующиеся вблизи порога упругости (близкого к пределу пропорциональности). Они находятся примерно на одинаковых расстояниях друг от друга, что является следствием возникновения стоячей упругой волны в растягиваемом образце [1].

Микрообъемы (зерна), в которых происходит деформация предтекучести, вначале разбросаны хаотически, что позволяет рассматривать ее как рассеянную деформацию. Под действием нарастающих напряжений в участках, где прошла микропластическая деформация, начинают формироваться каналы течений вдоль направлений максимальных касательных напряжений, расположенных под углом ~60° к оси нагружения.

В приповерхностных слоях рассматривается испускание дислокаций поверхностной ступенькой и генерирование дислокационных полупетель одноконечными источниками [3]. Одноконечные источники имеют примерно в два раза меньшее напряжение старта, чем двухконечные источники [3]. Исследованием методом КЦИ установлено, что на стадии макроупругой деформации в растягиваемом образце кроме рассеянного течения происходит воз-

никновение зародышевого центра, т. е. области, из которой впоследствии вырастает зародыш ПЛД (рис.1 б и 2).

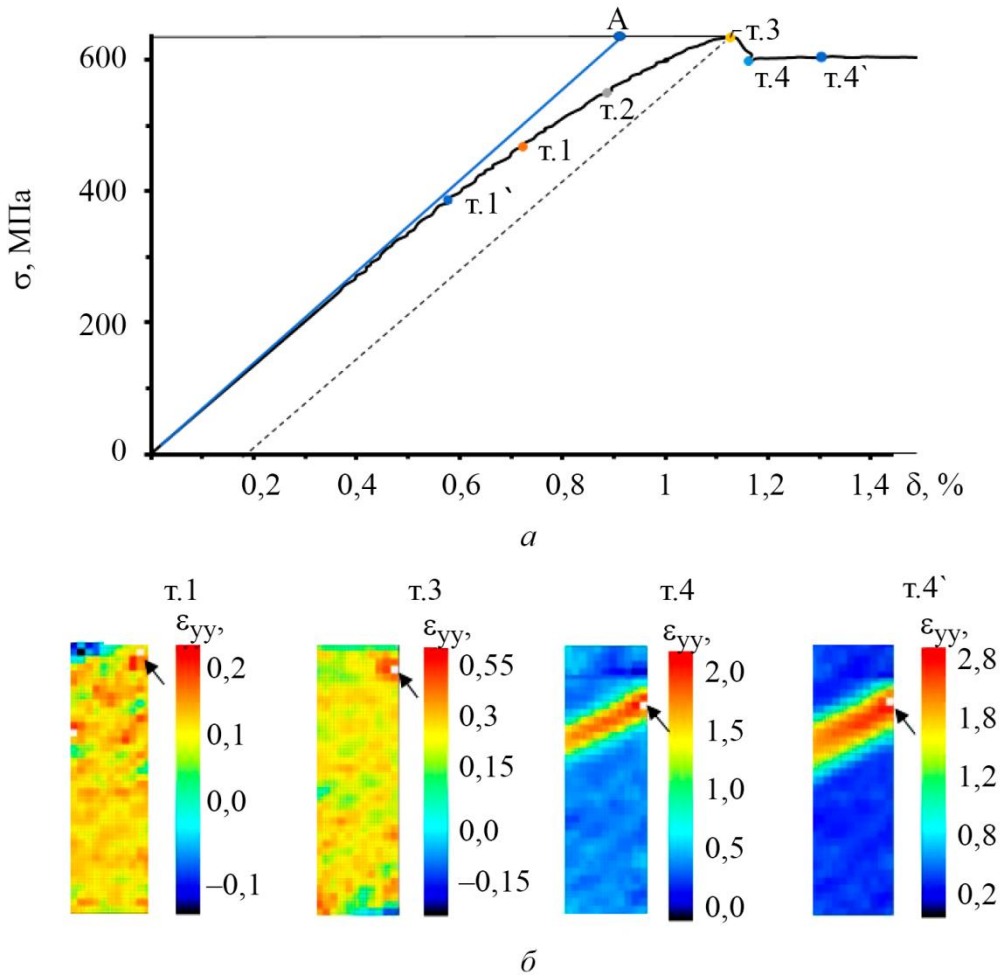


Рис. 1. Участок кривой растяжения исследуемого образца (а); карты продольной компоненты тензора деформации ϵ_{yy} , соответствующие точкам на диаграмме растяжения (б)

Рассеянная деформация в отдельных зернах достигает $\epsilon_{yy} \approx 0,2$ % и далее не возрастает, очевидно, благодаря появлению ЗЦ, пластическая деформация в котором разгружает другие области. Считается, что в зернах, где произошла деформация предтекучести, не происходит размножение дислокаций. Таким образом, основная часть деформации предтекучести приходится на непрерывно увеличивающееся пластическое течение в ЗЦ, в котором ϵ_{yy} возрастает до 0,55 %, и его размер увеличивается с ~ 4 до 6 мм, что составляет ~ 15 % от длины зародыша. Поэтому оценить текущие размеры и ϵ_{yy} в ЗЦ при увеличении времени t и деформации δ образца удастся по первым двум трассам, которые пересекают его.

Данные распределения ϵ_{yy} по длине образца $L_{обр}$ в ходе растяжения на площадке текучести (от т.4 до т.5) по всем 11 трассам были положены в основу построения зависимостей максимальной деформация ϵ_{yy}^{max} от степени/времени (δ , % / t , с) растяжения образца. Область зародышевого центра пересекается трассой 11.

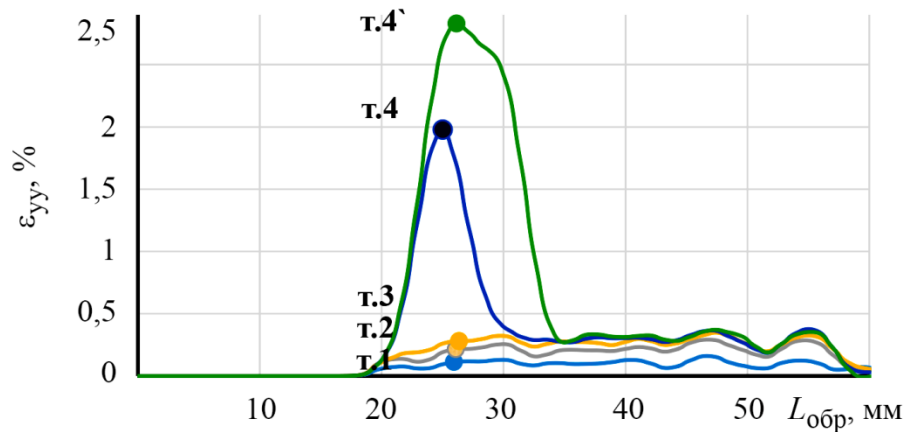


Рис. 2. Профили продольной деформации ε_{yy} по трассе 11 (18,0 мм) для точек (1–4) на диаграмме $\sigma(\delta)$

Анализ этих кривых показал:

- ε_{yy}^{\max} в ЗЦ всегда больше, чем в любой другой части выходящего из него зародыша;
- скорость деформации $V_{\varepsilon_{yy}^{\max}} = \frac{\Delta\varepsilon_{yy}^{\max}}{\Delta t}$ в отдельных участках образца различна и не-

монотонно возрастает при увеличении $\delta(t)$.

Известно, что рост зародыша и деформация в нем происходят в результате движения серии дислокаций, выходящих из источника. На картах КЦИ (рис. 1 б) об этом свидетельствует белая точка внутри ЗЦ, где величина ε_{yy} превышает ту, которую в данный момент растяжения образца смог оценить прибор. Следовательно, можно считать, что белые точки показывают расположенные в ЗЦ источники, испускающие серии дислокаций.

4. Заключение

Методом корреляции цифровых изображений показано, что в образце из стали 08Г2Б с деформационным старением микропластическая деформация до зуба текучести реализуется в виде рассредоточенных по объему образца зерен, а также в виде зародышевого центра, из которого впоследствии вырастает зародыш полосы локализованной деформации. Найдено, что значительная доля деформации предтекучести (до 80 %) связана пластическим течением в зародышевом центре. Установлено, что в любой момент роста зародыша деформация (компонента ε_{yy}^{\max}) в его отдельных участках всегда меньше, чем в зародышевом центре.

Благодарность

Работа выполнена в УрФУ при финансовой поддержке Минобрнауки России (программа развития в рамках программы «Приоритет-2030»), а также в ИФМ УрО РАН в рамках государственного задания Минобрнауки России (тема «Структура», № 122021000033-2) и в рамках государственного задания ИМАШ УрО РАН, № 124020700063-3. Испытания проведены на оборудовании центра коллективного пользования «Пластометрия» ИМАШ УрО РАН.

Литература

1. A study of plastic deformation of 08G2B steel before and at the yield plateau by digital image correlation technique. Part 1. Formation of plastic and elastic deformation waves / V. M. Farber, O. N. Polukhina, V. A. Khotinov, D. I. Vichuzhanin, S. V. Smirnov // Metal Science and Heat Treatment. – 2019. – Vol. 61 (5–6). – P. 274–279. – DOI: 10.1007/s11041-019-00416-z.

2. Деформационное старение в сталях : учеб. пособие / В. М. Фарбер, О. В. Селиванова, В. А. Хотинков, О. Н. Полухина. – Екатеринбург : Изд-во Уральского университета, 2018. – 72 с.
3. Штремель М. А. Прочность сплавов. Деформация. Ч. 2. – М. : МИСиС, 1997. – 527 с.