

DOI: <https://doi.org/10.26896/1028-6861-2023-89-4-38-44>

ИССЛЕДОВАНИЕ МИКРОСТРУКТУРЫ МЕТАСТАБИЛЬНОЙ АУСТЕНИТНОЙ ХРОМОМАНГАНЦЕВОЙ СТАЛИ 14Х15Г9НД МЕТОДАМИ ОПТИЧЕСКОЙ И ЭЛЕКТРОННОЙ МИКРОСКОПИИ

© Михаил Алексеевич Чернигин^{2*}, Светлана Александровна Сорокина¹, Роман Александрович Воробьев^{1,2}

¹ Нижегородский государственный технический университет имени Р. Е. Алексеева, Россия, 603950, г. Нижний Новгород, ул. Минина, д. 24.

² ЦНИИ Буревестник, Россия, 603950, г. Нижний Новгород, Сормовское ш., д. 1А; *e-mail: linuxjuicy@gmail.com

Статья поступила 6 сентября 2022 г. Поступила после доработки 14 ноября 2022 г. Принята к публикации 16 января 2023 г.

Современная металлография — комплекс качественных и количественных методов исследования структуры — широко применяется для анализа микроструктуры металлических сплавов. В работе представлены результаты исследования микроструктуры аустенитной хромоманганцевой стали 14Х15Г9НД методами оптической и электронной микроскопии. Используя существующие методики, были выбраны реактив и способ травления, наиболее подходящие для данной марки стали и позволяющие идентифицировать ее основные структурно-фазовые составляющие (аустенит, двойники, полосы скольжения). Результаты оптической и растровой микроскопии образцов, деформированных с разной степенью холодной пластической деформации, сравнивали между собой. Установлено, что для качественного выявления микроструктуры стали следует использовать электрохимическое травление в водном растворе хромового ангидрида. Были также определены оптимальные параметры плотности тока и напряжения. Полученные результаты могут быть использованы при оптической микроскопии хромоманганцевых сталей, а также при более полном исследовании их дислокационных структур методом растровой микроскопии.

Ключевые слова: аустенитная хромоманганцевая сталь; микроструктурный анализ; травление нержавеющей сталей; электрохимическое травление.

STUDY OF THE MICROSTRUCTURE OF METASTABLE AUSTENITIC CHROMIUM MANGANESE STEEL 14KH15G9ND BY OPTICAL AND ELECTRON MICROSCOPY

© Mikhail A. Chernigin,^{2*} Svetlana A. Sorokina,¹ Roman A. Vorobyev^{1,2}

¹ R. E. Alekseev Nizhny Novgorod State Technical University, 24, ul. Minina, Nizhny Novgorod, 603950, Russia.

² Central Research Institute Burevestnik, 1A, Sormovskoe sh., Nizhny Novgorod, 603950, Russia; *e-mail: linuxjuicy@gmail.com

Received September 6, 2022. Revised November 14, 2022. Accepted January 16, 2023.

Modern metallography being a complex of qualitative and quantitative methods is widely used to analyze the microstructure of metal alloys. We present the results of studying the microstructure of austenitic chromium-manganese steel 14Kh15G9ND by optical and electron microscopy. The method of etching and the reagent, the most suitable for this steel grade, which provide identification of the main structural and phase components (austenite, twins, slip strips) of the steel were selected using the existing techniques. The results of optical and scanning microscopy of the samples deformed with a different degree of cold plastic deformation were compared with each other. It is shown that electrochemical etching in an aqueous solution of chromium anhydride should be used for qualitative determination of the steel microstructure. Optimal parameters of the current density and voltage were also determined. The results obtained can be used for optical microscopy of chromium-manganese steels, as well as for a more complete study of the dislocation structures present in them using scanning microscopy.

Keywords: austenitic chromium-manganese steel; microstructural analysis; etching of stainless steels; electrochemical etching.

Введение

Аустенитные стали применяют в химической, нефтяной, пищевой промышленности, медицин-

ской технике, оборудовании для АЭС и др. Они характеризуются высокой стойкостью в различных кислотных и щелочных средах, что обуслов-

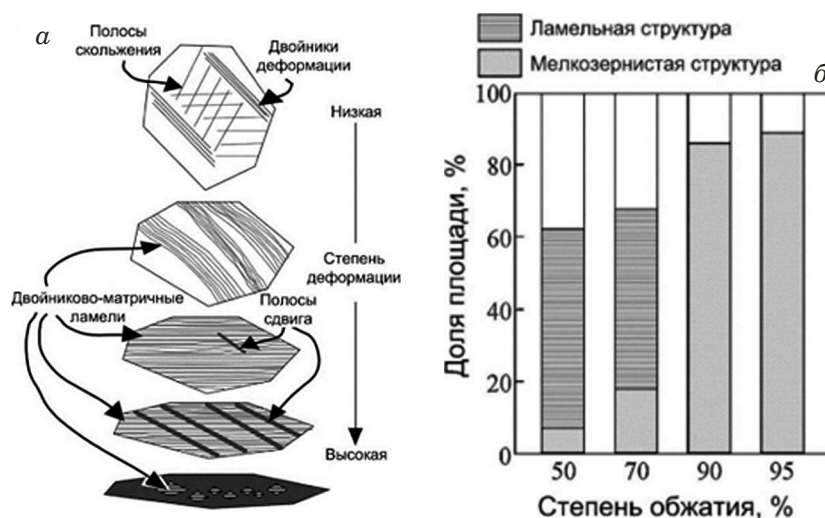


Рис. 1. Схема эволюции (а) и количественные изменения (б) микроструктуры аустенитной хромоникелевой стали

Fig. 1. Evolution (a) and quantitative changes (b) in the microstructure of austenitic chromium-nickel steel

лено сохранением аустенитной структуры в широком интервале температур (от режима термической обработки до комнатных) [1 – 4].

При производстве изделий из аустенитных сталей используют технологии, включающие операции холодной пластической деформации (ХПД), что приводит к изменению структурно-фазового состава материала и его физико-механических свойств. Как известно, деформация ГЦК-металлов при температурах ниже рекристаллизационных протекает по нескольким не противоречащим друг другу взаимосвязанным механизмам, среди которых можно выделить: образование сдвиговых полос (полосы скольжения), деформационное двойникование, фрагментацию и образование ε - и α' -мартенсита деформации.

Мартенсит деформации — результат перестройки решетки аустенита в процессе пластической деформации. Кристаллы мартенсита деформации весьма дисперсны. Зародыши кристаллов такого мартенсита образуются на пересечении полос скольжения и двойников с ε -мартенситом, границами зерен или друг с другом, а также на пересечении кристаллов ε -мартенсита или дефектов упаковки.

На рис. 1 приведены схема эволюции и количественные изменения микроструктуры аустенитной стали [5].

Отметим, что объемная доля выделяющегося мартенсита зависит от химического состава стали, стабильности ее аустенита и условий деформации (величины, температуры, скорости) [6 – 17].

Цель работы — исследование микроструктуры аустенитной хромомарганцевой стали методами оптической и электронной микроскопии.

Материалы, методика

Исследовали образцы из стали 14X15Г9НД прямоугольного сечения. Химический состав стали, % масс.: C — 0,14, Cr — 15,5, Mn — 9,5, Cu — 2, Ni — 1,25, Si — 0,75, N, P, S — не более 0,2, 0,06 и 0,03 соответственно.

После закалки от 1080 °C в воду образцы подвергались холодной прокатке при степенях деформации 0 – 30 % (структура после закалки — аустенит). Травление образцов осуществляли после механического шлифования при помощи наждачной бумаги разной зернистости и полирования с использованием паст.

В качестве реактивов при химическом травлении использовали: реактив Марбле (9 % CuSO_4 , 45,5 % HCl , 45,5 % H_2O), спиртовой раствор 5 %-й азотной и 50 %-й соляной кислот при температуре 50 °C, водный раствор (на 100 мл H_2O) красной кровяной соли (10 г) и едкого кали (10 г) [18 – 20].

Электрохимическое травление проводили в 10 %-х водных растворах хромового ангидрида (CrO_3) (напряжение $U = 5 - 6$ В, плотность тока $J = 1 - 1,5$ А/см²) и щавелевой кислоты (напряжение $U = 5 - 6$ В, плотность тока $J = 0,6 - 1$ А/см²) при комнатной температуре без подогрева и перемешивания электролита. В качестве катода выступал электрод из аустенитной стали. Образцы погружали в электролит и выдерживали в течение 10 – 30 с в зависимости от степени деформации.

Проверку принадлежности стали 14X15Г9НД к аустенитному классу проводили по диаграмме Потока – Сагалевиц, классифицирующей структуру сталей после закалки от температур 1050 – 1100 °C и предполагающей использование эквивалентов феррито- ($C_{\text{экр}}^{\text{Ф}}$) и мартенситообразова-

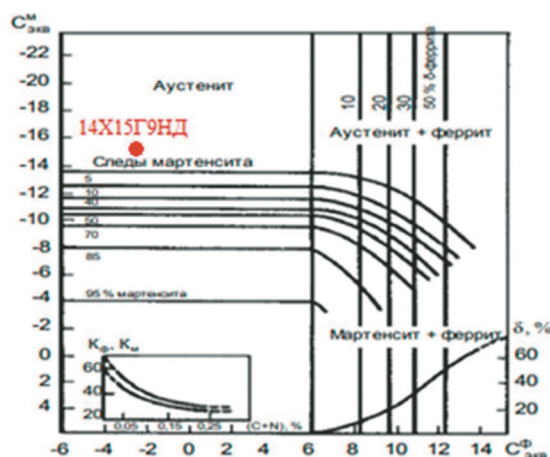


Рис. 2. Расположение стали 14X15G9ND на диаграмме Потак – Сагалевиц

Fig. 2. The location of steel 14Kh15G9ND on the Potak – Sagalevich diagram

ния ($C^М_{экв}$), учитывающих влияние легатуры на положение мартенситной точки [21]. Эквиваленты рассчитывали по следующим формулам:

$$C^Ф_{экв} = Cr - 1,5Ni + 2Si - 0,75Mn - k_ф(C + N) + Mo + 4Al + 4Ti + 1,5V + 0,5W + 0,9Nb - 0,6Co - 0,5Cu, \quad (1)$$

$$C^М_{экв} = 20 - (Cr + 1,5Ni + 0,7Si - 0,75Mn - k_м(C + N) + 0,6Mo + 1,5V + 1,1W + 0,2Co + 0,2Cu + 1,9Ti - 0,1Al) \quad (2)$$

(химические элементы представлены в массовых долях).

Для стали 14X15G9ND $C^Ф_{экв} = -2,52$, $C^М_{экв} = -15,65$, что указывает на наличие аустенитной структуры после закалки (рис. 2).

Движущая сила мартенситного превращения — разность свободных энергий Гиббса (ΔG) между ГЦК- и ОЦК-решетками и энергией пластической деформации $\Delta G_{мех}$, добавленной в процессе ХПД [15, 16]. Схематично образование мартенсита показано на рис. 3.

Температуры M_S и M_d можно рассчитать в соответствии со следующими эмпирическими соотношениями [15]:

$$M_S = 1305 - 61,1Ni - 41,7Cr - 33,3Mn - 27,8Si - 1667(C + N), \quad (3)$$

$$M_d = 497 - 9,5Ni - 13,7Cr - 8,1Mn - 9,2Si - 18,5Mo - 462(C + N) \quad (4)$$

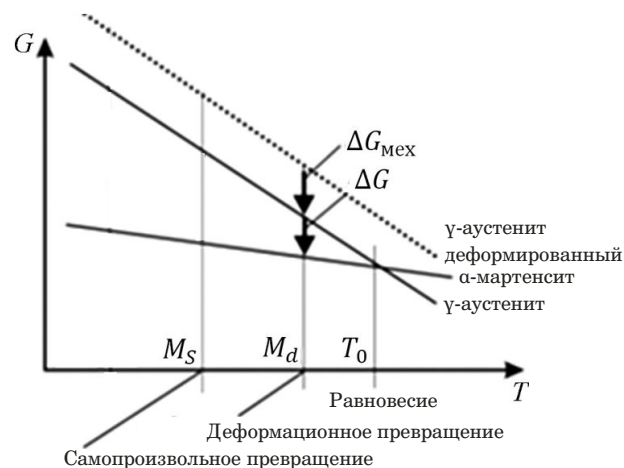


Рис. 3. Термодинамическая схема мартенситного превращения

Fig. 3. Thermodynamic scheme of martensitic transformation

(концентрации химических элементов представлены в массовых долях).

Для стали 14X15G9ND M_S и M_d составили -321 и $18,7$ °C. Температура M_S ниже абсолютно нуля, что свидетельствует о невозможности спонтанного мартенситного превращения без приложенной к стали ХПД.

Заметим, что выше верхней температурной границы образования мартенсита при пластической деформации (M_d) мартенсит не образуется при любых степенях деформации. Температура M_d всегда лежит ниже точки T_0 , отвечающей равенству свободных энергий аустенита и мартенсита.

Обсуждение результатов

С помощью химического травления в растворе красной кровяной соли и едкого кали микроструктуру образцов выявить не удалось. Способ электрохимического травления в растворе щавелевой кислоты, часто применяемый для хромо- никелевых аустенитных сталей, также показал отрицательный результат. Возможно, это связано с тем, что исследуемая сталь 14X15G9ND отличается по химическому составу от типовых хромо- никелевых марок.

На рис. 4 приведена микроструктура недеформированного образца, полученная при химическом травлении в растворе соляной и азотной кислот. Травление деформированных образцов при тех же условиях не давало качественного изображения вследствие использования кипящего реактива и образования большого количества травильного шлама.

Микроструктура удовлетворительного качества для всех образцов была получена при химическом травлении в реактиве Марбле (рис. 5).

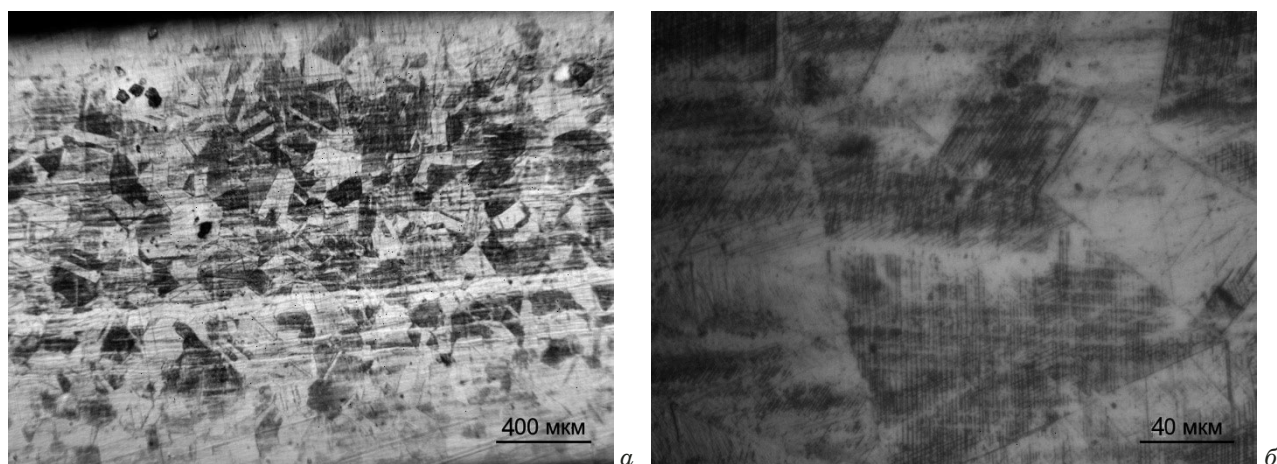


Рис. 4. Микроструктура недеформированного образца стали 14X15Г9НД: *a* — $\times 100$; *б* — $\times 1000$

Fig. 4. Microstructure of an undeformed steel sample 14Kh15G9ND: *a* — $\times 100$; *b* — $\times 1000$

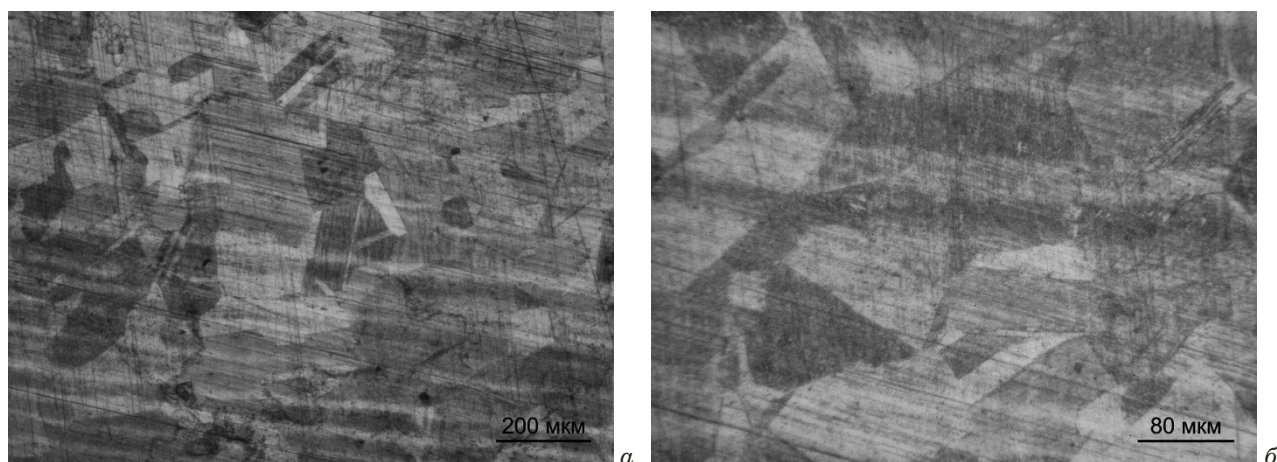


Рис. 5. Микроструктура стали 14X15Г9НД: *a* — $\times 200$; *б* — $\times 500$ (относительная степень деформации — 15 %)

Fig. 5. Microstructure of steel 14Kh15G9ND: *a* — $\times 200$; *b* — $\times 500$ (relative degree of deformation — 15%)

Фиксировали аустенитную структуру, двойники, однако выявление полос скольжения было затруднено.

Электрохимическое травление в 10 %-м водном растворе хромового ангидрида позволило получить четкие изображения микроструктуры образцов при различных степенях деформации (рис. 6). Установили, что структура представлена аустенитными зернами с характерными для них двойниками. Даже при малых увеличениях прослеживаются границы зерен и полосы скольжения. Количественная оценка α' - и ε -мартенсита затруднена, но об их образовании свидетельствует большое количество полос скольжения и их пересечений.

С повышением степени деформации происходит переход к ламельному типу структуры за счет накопления большого количества двойников и полос скольжения. Для стали 14X15Г9НД данный эффект достигается при более низких степе-

нях деформации, чем в случае аустенитных хромоникелевых аналогов, у которых подобный эффект фиксируется при степенях деформации около 50 % (см. рис. 2).

Полученные микроструктуры показали, что электрохимическое травление в растворе хромового ангидрида характеризуется повышенной чистотой и лучшей контрастностью изображения.

Для изучения субмикроструктуры после электрохимического травления хромовым ангидридом исследовали образцы с использованием растровой электронной микроскопии (РЭМ) (рис. 7).

Получили, что структура состоит из аустенитных зерен с характерными двойниками. Полосы скольжения вытравливаются в виде сплошных черных линий (до $\times 1000$). В отличие от оптической микроскопии отчетливо видна ориентировка полос скольжения в пределах одного зерна. Угол разориентировки между полосами скольже-

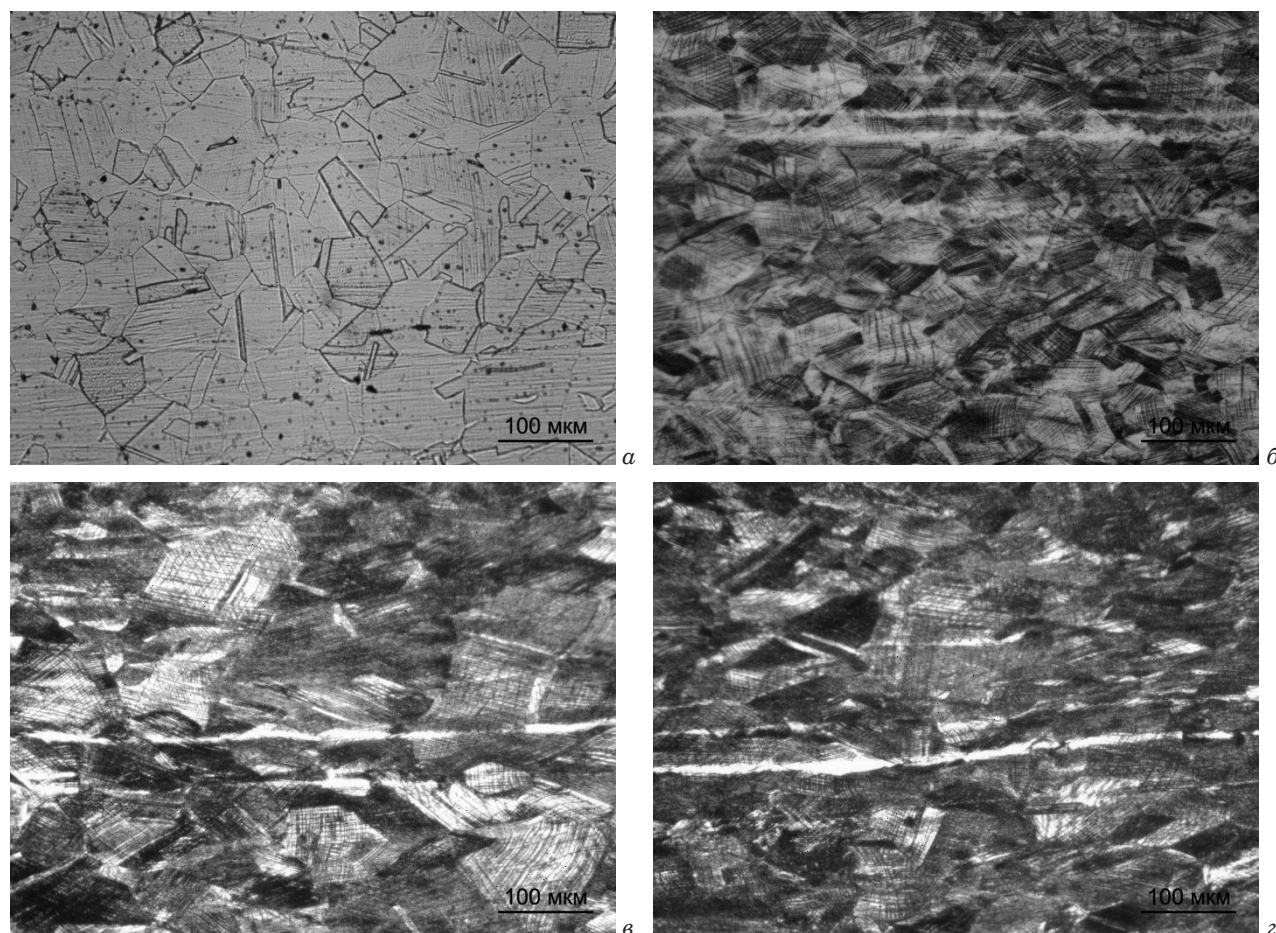


Рис. 6. Микроструктура стали 14X15Г9НД при относительной деформации 2,5 (а), 15 (б), 20 (в) и 30 % (г)

Fig. 6. Microstructure of steel 14Kh15G9ND at a relative deformation 2,5 (a), 15 (b), 20 (c), and 30% (d)

ния в пределах одного зерна составляет 35° , что хорошо согласуется с теоретическими данными и соответствует углу между плоскостями легкого скольжения $\{111\}$ в ГЦК-кристаллах. Полосы скольжения и двойники, представляющие на оптических микроснимках сплошные черные полосы, в случае РЭМ начинают делиться при больших увеличениях (см. рис. 7, в, г), что доказывает дислокационную природу образования этих структурных составляющих. Отметим, что, как и при оптической микроскопии, количественная оценка α' - и ε -мартенсита невозможна, поскольку структурно эти элементы при травлении в хромовом ангидриде и использовании РЭМ не выявляются. Вместе с тем высокая чистота и четкость изображения дают возможность проводить исследование эволюции дислокационной структуры аустенитных сталей при ХПД.

Заключение

Метод травления в кипящем растворе кислот позволяет проводить металлографические исследования образцов аустенитной хромомарганцевой стали, однако он не может обеспечить гаран-

тированную повторяемость травления и дает сильно загрязненное изображение вследствие применения кипящего реактива и образования травильного шлама. При травлении в реактиве Марбле качество микрофотографий можно признать удовлетворительным.

Сравнение микроснимков, полученных при помощи оптического металлографического и растрового электронного микроскопов, подтверждает достаточное качество травления с помощью хромового ангидрида. Изображения при обоих методах очень схожи вплоть до $\times 1000$. Однако оптическая микроскопия при данном увеличении дает размытое изображение, что затрудняет микроструктурный анализ.

При электрохимическом травлении в растворе хромового ангидрида микрошлифы отличаются лучшей чистотой и контрастностью изображения. Данный реактив также дает возможность получать более детальное изображение полос скольжения и двойников в деформированном металле.

Таким образом, для качественных лабораторных исследований аустенитной хромомарганцевой стали 14X15Г9НД предпочтительнее приме-

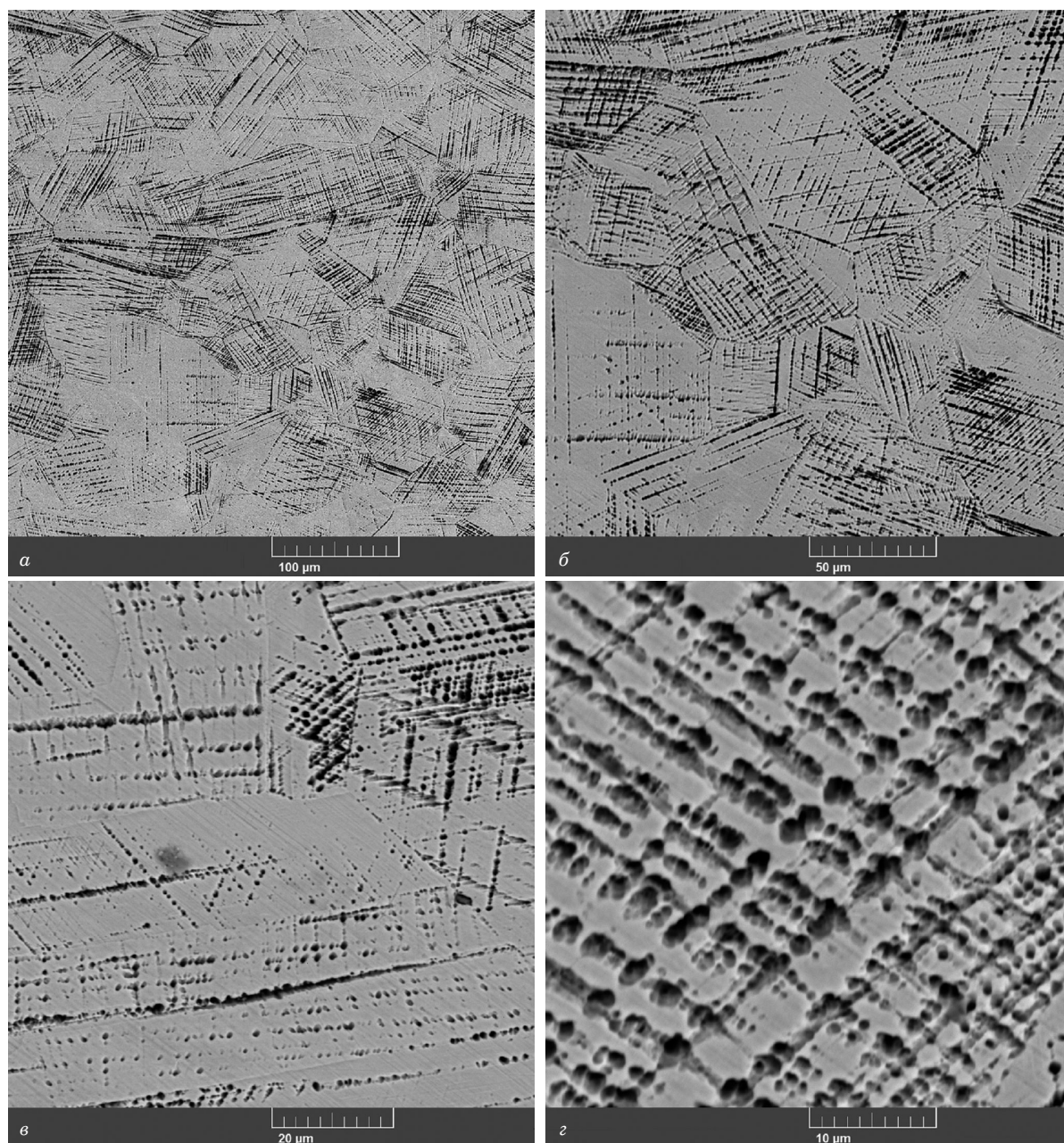


Рис. 7. Микроструктура стали 14Х15Г9НД с использованием РЭМ: *а* — $\times 500$; *б* — $\times 1000$; *в* — $\times 2000$; *г* — $\times 5000$ (относительная степень деформации — 30 %)

Fig. 7. Microstructure of steel 14Kh15G9ND determined using SEM: *a* — $\times 500$; *b* — $\times 1000$; *c* — $\times 2000$; *d* — $\times 5000$ (relative degree of deformation — 30%)

нение электрохимического травления в растворе хромового ангидрида. Для экспресс-оценки в условиях производства можно использовать реактив Марбле.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Большаков В. И., Сухомлин Г. Д., Лаухин Д. В.** Атлас структур металлов и сплавов. — Днепропетровск: ПГАСА, 2010. — 174 с.
2. **Андрушевич А. А.** Атлас микроструктур черных и цветных металлов: учебное наглядное пособие. — Минск: БГАТУ, 2012. — 100 с.
3. **Гуляев А. П.** Металловедение. — М.: Металлургия, 1986. — 544 с.
4. **Гончар А. В., Ключников А. А., Мишакин В. В.** Влияние пластического деформирования и последующей термообработки на акустические и электромагнитные свойства стали 12Х18Н10Т / Заводская лаборатория. Диагностика материалов. 2019. Т. 85. № 2. С. 23 – 28. DOI: 10.26896/1028-6861-2019-85-2-23-28
5. **Morikawa T., Higashida K.** Deformation microstructure and texture in a cold-rolled austenitic steel with low stacking-fault energy / Materials transactions. 2010. Vol. 51. N 4. P. 620 – 624. DOI: 10.2320/matertrans.MG200901
6. **Morikawa T., Senba D., Higashida K., Onodera R.** Micro shear bands in cold-rolled austenitic stainless steel / Materials Transactions, JIM. 1999. Vol. 40. N 9. P. 891 – 894. DOI: 10.2320/matertrans1989.40.891

7. **Fujita H., Mori T.** A formation mechanism of mechanical twins in FCC Metals / Scriptametallurgica. 1975. Vol. 9. N 6. P 631 – 636. DOI: 10.1016/0036-9748(75)90476-7
8. **Lee T.-H., Oh C., Kim S.-J., Takaki S.** Deformation twinning in high-nitrogen austenitic stainless steel / Acta Mater. 2007. Vol. 55. N 11. P 3649 – 3662. DOI: 10.1016/j.actamat.2007.02.023
9. **Снежной Г. В., Ольшанецкий В. Е., Снежной В. Л.** Об особенностях образования и трансформации ϵ -мартенсита при пластической деформации аустенитных хромоникелевых сталей / Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. 2016. № 2. С. 43 – 49.
10. **Ольшанецкий В. Е., Снежной Г. В.** О формировании двух типов мартенситных фаз при пластической деформации аустенитной хромоникелевой стали / Физика и техника высоких давлений. 2013. Т. 23. № 2. С. 78 – 87.
11. **Dobatkin S. V., Rybalchenko O. V., Enikeev N. A., et al.** Formation of fully austenitic ultrafine-grained high strength state in metastable Cr-Ni-Ti stainless steel by severe plastic deformation / Mater. Lett. 2016. Vol. 166. P 276 – 279. DOI: 10.1016/j.matlet.2015.12.094
12. **Ольшанецкий В. Е., Снежной Г. В., Снежной В. Л.** Особенности формирования мартенситных фаз в аустените при пластической деформации хромоникелевых сталей / Металловедение и термическая обработка металлов. 2018. № 3. С. 32 – 39.
13. **Shakhova I., Dudko V., Belyakov A., et al.** Effect of large strain cold rolling and subsequent annealing on microstructure and mechanical properties of an austenitic stainless steel / Mater. Sci. Eng. A. 2012. Vol. 545. P 176 – 186. DOI: 10.1016/j.msea.2012.02.101
14. **Huang C., Yang G., Gao Y., et al.** Investigation on the nucleation mechanism of deformation-induced martensite in an austenitic stainless steel under severe plastic deformation / J. Mater. Res. 2007. Vol. 22. N 3. P 724 – 729. DOI: 10.1557/JMR.2007.0094
15. **Krupp U., West C., Christ H.** Deformation-induced martensite formation during cyclic deformation of metastable austenitic steel: Influence of temperature and carbon content / Mater. Sci. Eng. A. 2008. Vol. 481. P 713 – 717.
16. **Krupp U., Roth I.** On the Mechanism of Martensite Formation during Short Fatigue Crack Propagation in Austenitic Stainless Steel: Experimental Identification and Modelling Concept / 13th International Conference on Fracture. — Beijing, China, 2013. DOI: 10.1016/j.msea.2006.12.211
17. **Верещагин В. П., Горелов Е. Н.** Геометрическое обоснование моделей однофазного деформационного преобразования кристаллических решеток, допускающего инвариантную плоскость. — Екатеринбург: РГПУ, 2003. — 135 с.
18. **Коваленко В. С.** Металлографические реактивы: справочник. — М.: Металлургия, 1981. — 120 с.
19. **Беккерт М., Клемм Х.** Способы металлографического травления: справочник. — М.: Металлургия, 1988. — 400 с.
20. **Панченко Е. В.** Лаборатория металлографии. — М.: Металлургия, 1965. — 441 с.
21. **Фетисов Г. П., Карпман М. Г., и др.** Материаловедение и технология металлов. — М.: Высшая школа, 2002. — 638 с.
- the acoustic and magnetic properties of 12Kh18N10T steel / Zavod. Lab. Diagn. Mater. 2019. Vol. 85. N 2. P. 23 – 28 [in Russian]. DOI: 10.26896/1028-6861-2019-85-2-23-28
5. **Morikawa T., Higashida K.** Deformation microstructure and texture in a cold-rolled austenitic steel with low stacking-fault energy / Materials transactions. 2010. Vol. 51. N 4. P 620 – 624. DOI: 10.2320/matertrans.MG200901
6. **Morikawa T., Senba D., Higashida K., Onodera R.** Micro shear bands in cold-rolled austenitic stainless steel / Materials Transactions, JIM. 1999. Vol. 40. N 9. P 891 – 894. DOI: 10.2320/matertrans1999.40.891
7. **Fujita H., Mori T.** A formation mechanism of mechanical twins in FCC Metals / Scriptametallurgica. 1975. Vol. 9. N 6. P 631 – 636. DOI: 10.1016/0036-9748(75)90476-7
8. **Lee T.-H., Oh C., Kim S.-J., Takaki S.** Deformation twinning in high-nitrogen austenitic stainless steel / Acta Mater. 2007. Vol. 55. N 11. P 3649 – 3662. DOI: 10.1016/j.actamat.2007.02.023
9. **Snezhnoy G. V., Olshanetsky V. E., Snezhnoy V. L.** On the peculiarities of the formation and transformation of ϵ -martensite during plastic deformation of austenitic chromium-nickel steels / Nov. Mater. Tekhnol. Metalurg. Mashinobud. 2016. N 2. P. 43 – 49 [in Russian].
10. **Olshanetsky V. E., Snezhnoy G. V.** About the formation of two types of martensite phases in the course of plastic deformation of austenitic chromium-nickel steel / Fiz. Tekhn. Vysok. Davl. 2013. Vol. 23. N 2. P. 78 – 87 [in Russian].
11. **Dobatkin S. V., Rybalchenko O. V., Enikeev N. A., et al.** Formation of fully austenitic ultrafine-grained high strength state in metastable Cr-Ni-Ti stainless steel by severe plastic deformation / Mater. Lett. 2016. Vol. 166. P 276 – 279. DOI: 10.1016/j.matlet.2015.12.094
12. **Olshanetsky V. E., Snezhnoy G. V., Snezhnoy V. L.** Features of the formation of martensitic phases in austenite during plastic deformation of chromium-nickel steels / Metalloved. Term. Obrab. Met. 2018. N 3. P. 32 – 39 [in Russian].
13. **Shakhova I., Dudko V., Belyakov A., et al.** Effect of large strain cold rolling and subsequent annealing on microstructure and mechanical properties of an austenitic stainless steel / Mater. Sci. Eng. A. 2012. Vol. 545. P 176 – 186. DOI: 10.1016/j.msea.2012.02.101
14. **Huang C., Yang G., Gao Y., et al.** Investigation on the nucleation mechanism of deformation-induced martensite in an austenitic stainless steel under severe plastic deformation / J. Mater. Res. 2007. Vol. 22. N 3. P 724 – 729. DOI: 10.1557/JMR.2007.0094
15. **Krupp U., West C., Christ H.** Deformation-induced martensite formation during cyclic deformation of metastable austenitic steel: Influence of temperature and carbon content / Mater. Sci. Eng. A. 2008. Vol. 481. P 713 – 717.
16. **Krupp U., Roth I.** On the Mechanism of Martensite Formation during Short Fatigue Crack Propagation in Austenitic Stainless Steel: Experimental Identification and Modelling Concept / 13th International Conference on Fracture. — Beijing, China, 2013. DOI: 10.1016/j.msea.2006.12.211
17. **Vereshchagin V. P., Gorelov E. N.** Geometric substantiation of models of homogeneous deformation transformation of crystal lattices admitting an invariant plane. — Yekaterinburg: RGPPU, 2003. — 135 p. [in Russian].
18. **Kovalenko V. S.** Metallographic reagents: guide. — Moscow: Metallurgiya, 1981. — 120 p. [in Russian].
19. **Beckert M., Klemm H.** Methods of metallographic etching. — Moscow: Metallurgiya, 1988. — 400 p. [in Russian].
20. **Panchenko E. V.** Metallography Laboratory. — Moscow: Metallurgiya, 1965. — 441 p. [in Russian].
21. **Fetisov G. P., Karpman M. G., et al.** Materials science and technology of metals. — Moscow: Vysshaya shkola, 2002. — 638 p. [in Russian].

REFERENCES

1. **Bolshakov V. I., Sukhomlin G. D., Laukhin D. V.** Atlas of structures of metals and alloys. — Dnepropetrovsk: PGASA, 2010. — 174 p. [in Russian].
2. **Andrushevich A. A.** Atlas of microstructures of ferrous and non-ferrous metals: educational visual aid. — Minsk: BGATU, 2012. — 100 p. [in Russian].
3. **Gulyaev A. P.** Metallovedenie. — Moscow: Metallurgiya, 1986. — 544 p. [in Russian].
4. **Gonchar A. V., Klyushnikov A. A., Mishakin V. V.** The effect of plastic deformation and subsequent heat treatment on