

## Влияние температуры пластической деформации на микроструктуру и механические свойства аустенитной стали ЭК-164

© 2020

Аккузин Сергей Александрович<sup>\*1,2,3</sup>, аспирант, младший научный сотрудник

Литовченко Игорь Юрьевич<sup>1,2,4</sup>, кандидат физико-математических наук, доцент, старший научный сотрудник

<sup>1</sup>Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск (Россия)

<sup>2</sup>Институт физики прочности и материаловедения Сибирского отделения Российской академии наук, Томск (Россия)

\*E-mail: s.a.akkuzin@gmail.com

<sup>3</sup>ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-2078-4194>

<sup>4</sup>ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-5892-3719>

**Аннотация:** Хромоникелевая аустенитная сталь ЭК-164 обладает хорошей пластичностью, коррозионной стойкостью и эффективным сопротивлением радиационному набуханию по сравнению с другими сталями такого класса. В настоящее время сталь ЭК-164 применяется в качестве одного из основных материалов для изготовления оболочек тепловыделяющих элементов реакторов. Для строительства новых реакторов на быстрых нейтронах требуется усовершенствование (повышение прочности) существующих конструкционных материалов ядерной энергетики. В работе исследовано влияние температуры пластической деформации на особенности микроструктуры и механические свойства аустенитной стали ЭК-164. Предложен способ модификации микроструктуры и механических свойств аустенитной стали с использованием пластической деформации при различных температурах. Определены особенности микроструктуры и механизмы деформации, обеспечивающие повышение прочностных свойств стали в условиях прокатки. Показано, что в процессе холодной деформации  $\approx 30\%$  в микроструктуре стали развивается механическое двойникование (преимущественно по двум системам). В местах пересечения микродвойников не обнаружено образование мартенситных фаз, что свидетельствует о стабильности аустенита по отношению к фазовым превращениям в процессе деформации указанной стали. Низкотемпературная деформация с предварительным охлаждением в жидком азоте  $\approx 50\%$  приводит к более интенсивному двойникованию (двойники по нескольким системам) и способствует развитию локализации деформации в микродвойниковой структуре. При этом локализация деформации развивается преимущественно в местах с высокой плотностью микродвойников. В процессе теплой деформации при  $600\text{ }^\circ\text{C}$ ,  $\approx 60\%$  исходные аустенитные зерна фрагментируются с образованием субмикроструктурных пластин искривленной формы, имеющих как малоугловые, так и высокоугловые границы разориентации. Полученные в результате пластической деформации структурные состояния обеспечивают значительное ( $\approx 2\text{--}5$  раз) повышение прочностных свойств стали.

**Ключевые слова:** аустенитная сталь; сталь ЭК-164; прокатка; холодная деформация; низкотемпературная деформация; теплая деформация; полосы локализации деформации; механическое двойникование.

**Благодарности:** Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ, проект № 18-38-00709 мол\_а. Авторы благодарят В.М. Чернова и Н.М. Митрофанову за предоставленные образцы стали ЭК-164. Исследования микроструктуры выполнены с использованием оборудования Томского материаловедческого центра коллективного пользования ТГУ.

Статья подготовлена по материалам докладов участников IX Международной школы «Физическое материаловедение» (ШФМ-2019) с элементами научной школы для молодежи, Тольятти, 9–13 сентября 2019 года.

**Для цитирования:** Аккузин С.А., Литовченко И.Ю. Влияние температуры пластической деформации на микроструктуру и механические свойства аустенитной стали ЭК-164 // Вектор науки Тольяттинского государственного университета. 2020. № 2. С. 7–14. DOI: 10.18323/2073-5073-2020-2-7-14.

### ВВЕДЕНИЕ

В настоящее время формирование субмикро- и нанокристаллических структурных состояний в конструкционных материалах, в том числе материалах ядерной энергетики, является одним из актуальных направлений исследований [1; 2]. Материалы с такими структурными состояниями обладают уникальными, недостижимыми для крупнокристаллических аналогов, высокими прочностными и пластическими свойствами [3–5].

Одними из основных способов формирования субмикро- и нанокристаллических структурных состояний в аустенитных сталях являются методы интенсивной пластической деформации, такие как кручение под давлением на наковальнях Бриджмена, равноканальное уг-

ловое прессование, прокатка до больших (95–99 %) степеней деформации, всесторонняя ковка. Методы интенсивной пластической деформации позволяют измельчить структуру материалов до наноразмерного масштаба [6–8] и существенно повысить прочностные свойства [4; 6; 8; 9]. При этом такие методы имеют ряд ограничений: малые размеры образцов, дороговизна, применимость не на всех материалах и др. [1].

Формирование субмикро- и нанокристаллических структурных состояний в аустенитных сталях возможно за счет применения различных термомеханических обработок [10–12]. Термомеханические обработки с малыми степенями деформации ( $e < 1$ , где  $e$  – истинная деформация) способны приводить к измельчению структуры в аустенитных сталях до субмикроструктурного

масштаба и повышению прочностных свойств [13–15]. Таким образом, для конструкционных материалов, в том числе материалов ядерной энергетики [16], использование термомеханических обработок является экономически более востребованным, чем применение методов интенсивной пластической деформации, поскольку они могут быть реализованы не только в лабораторных масштабах, но и в промышленном производстве.

Известно, что для изготовления оболочек теплоделяющих элементов ядерных реакторов применяется аустенитная сталь ЭК-164 в холоднодеформированном состоянии [17]. В работе [15] на стали ЭК-164 было исследовано влияние термомеханической обработки, состоящей из низкотемпературной и последующей тепловой пластической деформации. В результате такой обработки были сформированы структурные состояния с высокой объемной долей микродвойников и полос локализации деформации. Указанные особенности микроструктуры стали обеспечили повышение предела текучести в  $\approx 3$  раза.

Ранее было изучено влияние низкотемпературной, холодной и теплой деформации на структурные превращения и изменение механических свойств аустенитных сталей [18–20]. Применение таких термомеханических обработок на аустенитной стали ЭК-164 подробно не изучалось.

Цель работы – исследование влияния температуры пластической деформации на особенности микроструктуры и механические свойства аустенитной стали ЭК-164.

#### МЕТОДИКА ПРОВЕДЕНИЯ ИССЛЕДОВАНИЙ

В качестве материала для исследований была выбрана аустенитная сталь ЭК-164 (07X16H19M2Г2БТР), химический состав которой приведен в таблице 1. Определение химического состава стали проводили с помощью рентгенофлуоресцентного спектрометра XRF-1800.

Сталь подвергали отжигу при 1100 °С 1 ч с последующей закалкой в воду. Пластическую деформацию проводили прокаткой за несколько проходов на двухвалковом стане на образцах размерами  $\approx 55 \times 10 \times 10$  мм<sup>3</sup>. Были использованы 3 типа деформации: холодная, низкотемпературная и теплая. Холодную деформацию (при 20 °С) осуществляли за 1 проход со степенью деформации  $\varepsilon \approx 30$  %. Низкотемпературную деформацию (с предварительным охлаждением в жидком азоте до –196 °С) выполняли за 3 прохода с общей степенью деформации  $\varepsilon \approx 50$  %. Между проходами образцы выдерживали в жидком азоте. Теплую деформацию (с предва-

рительным нагревом до 600 °С) проводили за 3 прохода с общей степенью деформации  $\varepsilon \approx 60$  %. Нагрев образцов в трубчатой печи с выдержкой при заданной температуре для первого прохода составлял  $\approx 10$  мин, для последующих  $\approx 5$  мин. После выхода из прокатного стана образцы охлаждали в воде. Валки прокатного стана дополнительно не охлаждались и не подогревались.

Исследования микроструктуры проводили на просвечивающем электронном микроскопе Philips CM12 при ускоряющем напряжении 120 кВ. Испытания на одноосное растяжение осуществляли на универсальной вакуумной машине типа Поляни со скоростью деформации  $\approx 2 \cdot 10^{-3}$  с<sup>-1</sup> при 20 °С.

Для механических испытаний и просвечивающей электронной микроскопии образцы готовили с помощью электроискрового станка. Тонкие фольги вырезали из сечений, перпендикулярных плоскости прокатки, а образцы в форме двойных лопаток (с длиной рабочей части 13 мм и сечением  $2 \times 1$  мм<sup>2</sup>) – параллельно плоскости прокатки. Затем образцы шлифовали вручную на шлифовально-полировальном станке с использованием наждачной бумаги различной зернистости. Последующую электролитическую полировку образцов осуществляли на плоских электродах при напряжении 10–12 В в электролите, содержащем 450 мл ортофосфорной кислоты (H<sub>3</sub>PO<sub>4</sub>) и 50 г хромового ангидрида (CrO<sub>3</sub>).

#### РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЙ

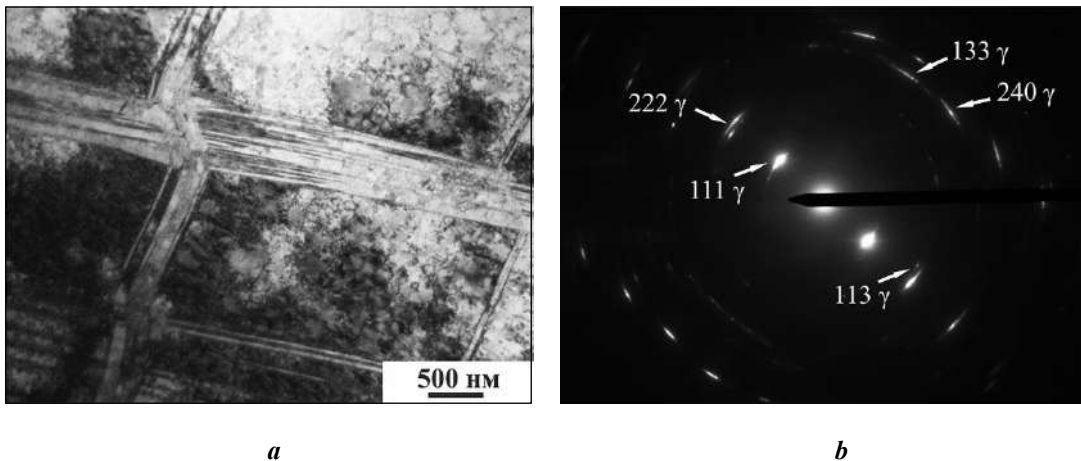
Микроструктура стали ЭК-164 в исходном состоянии, согласно электронно-микроскопическим исследованиям, представлена аустенитными зернами размерами  $\approx 30$ –40 мкм. Внутри и на границах зерен расположены наноразмерные (от 5 до 50 нм) и относительно крупные (от 50 нм до 5 мкм) частицы сложных карбидов типа MC, где М – V, Ti и Nb.

В процессе холодной деформации  $\varepsilon \approx 30$  % внутри аустенитных зерен развивается механическое двойникование преимущественно по нескольким плоскостям {111}. Как можно видеть из рис. 1 а, пластины двойников двух систем пересекаются, ограничивая несдвоенные области. При этом пластины двойников одной системы испытывают сдвиги при пересечении с двойниками другой системы (рис. 1). В работе [15] подобная структура в стали ЭК-164 была получена после низкотемпературной деформации  $\varepsilon \approx 20$  %.

В структуре стали ЭК-164 низкотемпературная деформация  $\varepsilon \approx 50$  % приводит к формированию высокой плотности микродвойников. На рис. 2 показано, что пластины микродвойников залегают по трем плоскостям

Таблица 1. Химический состав стали ЭК-164  
Table 1. Chemical composition of EK-164 steel

Сталь	Содержание химических элементов, масс. %									
	Fe	Ni	Cr	Mo	Mn	Si	Ti	Nb	V	C
ЭК-164	60,46	17,92	15,93	2,4	1,74	0,68	0,4	0,28	0,12	0,07



**Рис. 1.** Микроструктура аустенитной стали ЭК-164 после холодной деформации  $\varepsilon \approx 30\%$ :  
**a** – светлоспольное изображение микродвойников;  
**b** – соответствующая дифракционная картина.

*Ось зоны матрицы близка к  $[123]$ , двойников – к  $[123]$*   
**Fig. 1.** Microstructure of EK-164 austenitic steel after cold deformation  $\varepsilon \approx 30\%$ :  
**a** – bright-field image of micro-twins;  
**b** – corresponding diffraction pattern.

*Axis of matrix zone is close to  $[123]$ , of twins – to  $[123]$*

двойникования. Наличие азимутальных разориентаций рефлексов на дифракционной картине (рис. 2 b) свидетельствует об отклонении двойников от точных двойниковых положений и формировании в такой структуре малоугловых границ.

Исследования показали, что в структуре стали с высокой плотностью двойников обнаружены полосы локализации деформации. На рис. 3 а представлена типичная полоса локализации, пересекающая микродвойниковую структуру. На дифракционной картине с области микродвойниковой структуры и полосы наблюдаются значительные азимутальные «размытия» рефлексов (рис. 3 b), свидетельствующие о множественных разориентациях в исследованном участке. Такие полосы имеют высокоугловые границы разориентации с матрицей и внутреннюю структуру из субмикро- и наноразмерных фрагментов с мало- и высокоугловыми границами разориентации [20].

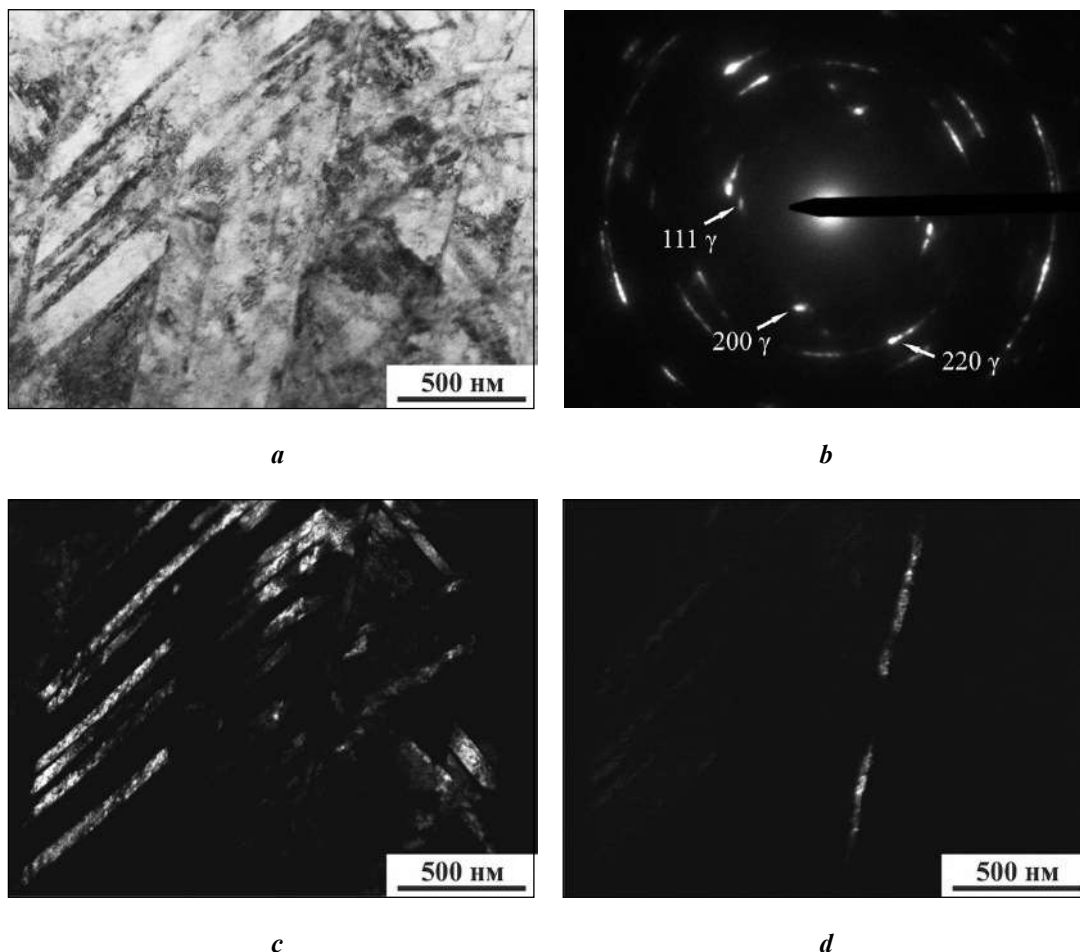
Следует отметить, что полосы локализации развиваются как дополнительный механизм деформации только в том случае, когда микродвойники заполняют практически весь объем аустенитных зерен и расстояние между ними становится сравнимым с толщиной двойниковых пластин [9]. В работе [15] отмечалось, что подобные механизмы локализации развиваются при температурах деформации 20–700 °С, а при более низких температурах их развитие становится затруднительным.

В настоящей работе показано, что низкотемпературная деформация со степенью 50 % приводит к образованию полос локализации в структуре с высокой плотностью микродвойников. Таким образом, степень деформации оказывает большее влияние на развитие локализации деформации в микродвойниковой структуре, чем температура.

Исследование микроструктуры стали ЭК-164 после теплой деформации при 600 °С со степенью  $\varepsilon \approx 60\%$  показало, что в процессе такой деформации исходные аустенитные зерна фрагментируются с формированием субмикроструктурных пластин (рис. 4). При этом обнаружены отдельные пластины микродвойников, которые, вероятно, образовались в процессе релаксации напряжений при закалке образца после деформации. На рис. 4 а представлены фрагменты деформированной микроструктуры – искривленные пластины размерами  $\approx 200$ –500 нм в ширину. Из анализа дифракционной картины (рис. 4 b) следует, что представленные пластины имеют между собой как малоугловые, так и высокоугловые границы разориентации.

Испытания на растяжение показали, что представленные выше структурные состояния, полученные в процессе пластической деформации, обеспечивают значительное повышение прочностных свойств стали относительно исходного состояния. Согласно таблице 2, после низкотемпературной деформации, при которой формируются высокая плотность микродвойников и полосы локализации деформации, достигнуты максимальные значения предела текучести  $\approx 1050$  МПа и предела прочности  $\approx 1230$  МПа. При этом относительное удлинение до разрушения значительно снижается до  $\approx 4\%$ .

Некоторое снижение прочностных свойств стали в случае холодной деформации по сравнению с низкотемпературной деформацией (таблица 2) связано с меньшей плотностью высокоугловых (в том числе двойниковых) границ. Поскольку плотность микродвойников после низкотемпературной деформации выше, то скольжение дислокаций в такой структуре становится затруднительным, что отражается на снижении значений пластичности стали.



**Рис. 2.** Микроструктура аустенитной стали ЭК-164 после низкотемпературной деформации  $\varepsilon \approx 50\%$ :

- a* – светлопольное изображение микродвойников;
- b* – соответствующая дифракционная картина;
- c* – темнопольное изображение двойников в рефлексе  $\langle 200 \rangle_{\gamma}$ ;
- d* – темнопольное изображение двойника в рефлексе  $\langle 111 \rangle_{\gamma}$

**Fig. 2.** Microstructure of EK-164 austenitic steel after low-temperature deformation  $\varepsilon \approx 50\%$ :

- a* – bright-field image of micro-twins;
- b* – corresponding diffraction pattern;
- c* – dark-field image of micro-twins in reflection  $\langle 200 \rangle_{\gamma}$ ;
- d* – dark-field image of a micro-twin in reflection  $\langle 111 \rangle_{\gamma}$

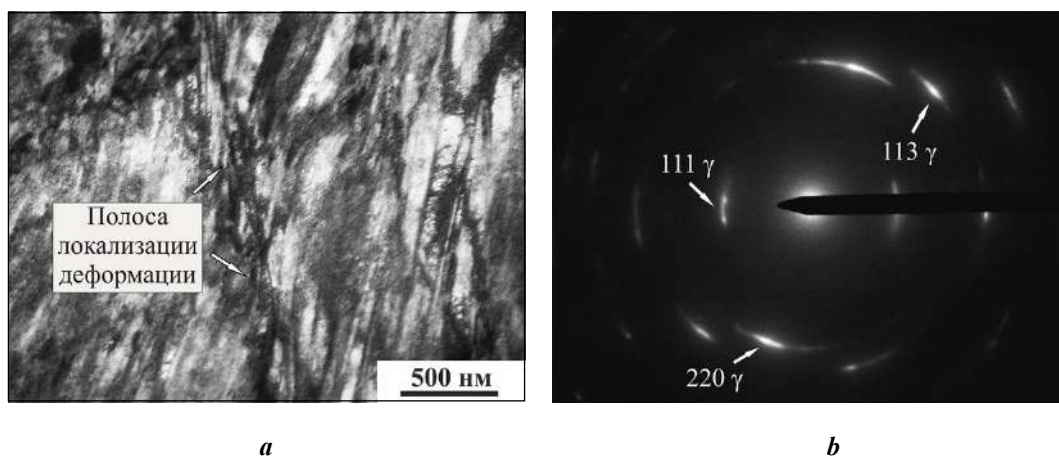
Фрагментированная структура, полученная в процессе теплой деформации, обеспечивает повышение предела текучести до  $\approx 730$  МПа и предела прочности до  $\approx 810$  МПа при относительном удлинении 6,9 %. Следует отметить, что, несмотря на высокую (60 %) степень деформации, прочностные свойства стали после теплой деформации ниже, чем после холодной или низкотемпературной деформации (таблица 2). Это связано с преобладающими механизмами деформации. При низкотемпературной и холодной деформации таким механизмом является механическое двойникование, при теплой деформации – дислокационные (дислокационно-дисклинационные) механизмы фрагментации [9].

Доля большеугловых границ в микродвойниковой структуре в несколько раз выше, чем во фрагментированной структуре. Поскольку именно большеугловые границы наиболее устойчивы по отношению к пластической деформации и оказывают ей большее сопротив-

ление, чем малоугловые, то более высокие прочностные свойства способны обеспечить структуры с высокой плотностью микродвойников, чем микроструктуры с субмикроструктурными фрагментированными пластинками.

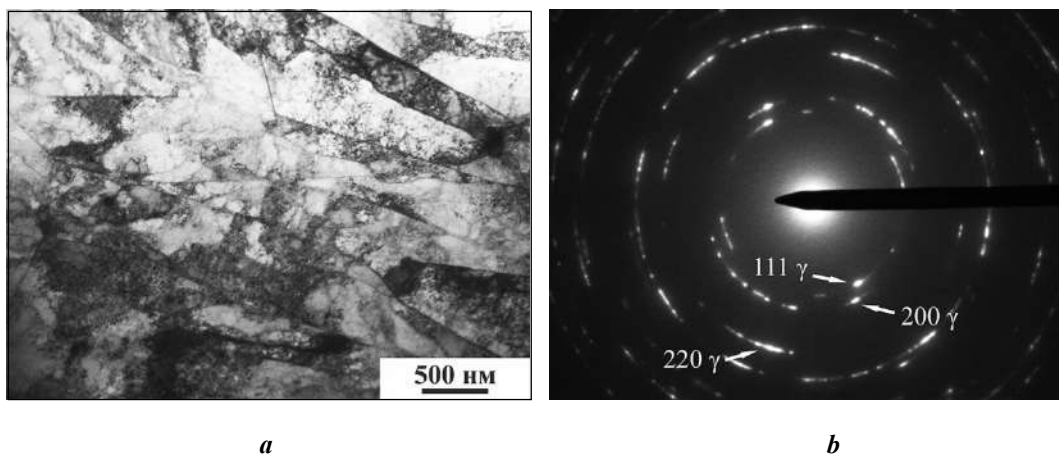
## ОСНОВНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ И ВЫВОДЫ

Холодная и низкотемпературная деформация стали приводят к развитию механического двойникования. При этом двойникование при более низкой температуре происходит более интенсивно. Повышение степени низкотемпературной деформации до 50 % способствует увеличению плотности микродвойников и образованию полос локализации деформации. Такие структурные состояния обеспечивают высокий уровень прочностных свойств – предел текучести  $\sigma_{0,2} > 1000$  МПа, что в  $\approx 5$  раз выше исходных значений.



**Рис. 3.** Микроструктура аустенитной стали ЭК-164 после низкотемпературной деформации  $\epsilon \approx 50\%$ :  
**a** – светлопольное изображение полосы локализации деформации;  
**b** – соответствующая дифракционная картина

**Fig. 3.** Microstructure of EK-164 austenitic steel after low-temperature deformation  $\epsilon \approx 50\%$ :  
**a** – bright-field image of a localized deformation band;  
**b** – corresponding diffraction pattern



**Рис. 4.** Микроструктура аустенитной стали ЭК-164 после теплой деформации  $\epsilon \approx 60\%$ :  
**a** – светлопольное изображение фрагментации;  
**b** – соответствующая дифракционная картина

**Fig. 4.** Microstructure of EK-164 austenitic steel after warm deformation  $\epsilon \approx 60\%$ :  
**a** – bright-field image of a fragmentation;  
**b** – corresponding diffraction pattern

**Таблица 2.** Механические свойства аустенитной стали ЭК-164 после пластической деформации при различных температурах  
**Table 2.** Mechanical properties of EK-164 austenitic steel after plastic deformation at different temperatures

Режим обработки	Механические свойства		
	$\sigma_{0,2}$ , МПа	$\sigma_B$ , МПа	$\delta$ , %
Исходное состояние	199–205	536–546	49,3–49,9
Холодная деформация при 20 °С, $\epsilon \approx 30\%$	724–750	869–938	7,2–7,4
Низкотемпературная деформация, $\epsilon \approx 50\%$	1009–1050	1215–1233	4–4,2
Теплая деформация при 600 °С, $\epsilon \approx 60\%$	680–734	804–812	6,5–6,9

Теплая деформация при 600 °С приводит к фрагментации структуры стали на пластины субмикроструктурного масштаба. Эта структура не содержит микродвойников и обеспечивает повышенные значения предела текучести  $\sigma_{0,2} \approx 730$  МПа при удовлетворительной (до 6,9 %) пластичности.

### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

- Sabirov I., Enikeev N.A., Murashkin M.Yu., Valiev R.Z. Bulk nanostructured materials with multifunctional properties. Luxembourg: Springer, 2015. 118 p.
- Krawczynska A.T., Suchecki P., Adamczyk-Cieslak B., Romelczyk-Baishya B., Lewandowska M. Influence of high hydrostatic pressure annealing on the recrystallization of nanostructured austenitic stainless steel // *Materials Science and Engineering A*. 2019. Vol. 767. P. 138381.
- Dobatkin S.V., Rybalchenko O.V., Enikeev N.A., Tokar A.A., Abramova M.M. Formation of fully austenitic ultrafine-grained high strength state in metastable Cr–Ni–Ti stainless steel by severe plastic deformation // *Materials Letters*. 2016. Vol. 166. P. 276–279.
- Odnobokova M., Belyakov A., Kaibyshev R. Grain refinement and strengthening of austenitic stainless steels during large strain cold rolling // *Philosophical Magazine*. 2019. Vol. 99. P. 531–556.
- Shen Y.F., Jia N., Wang Y.D., Sun X., Zuo L., Raabe D. Suppression of twinning and phase transformation in an ultrafine grained 2 GPa strong metastable austenitic steel: Experiment and simulation // *Acta Materialia*. 2015. Vol. 97. P. 305–315.
- Майер Г.Г., Астафурова Е.Г., Мельников Е.В., Смирнов А.И., Багаев В.А., Найденкин Е.В., Одесский П.Д., Добаткин С.В. Эволюция зеренно-субзеренной структуры и карбидной подсистемы при отжиге малоуглеродистой низколегированной стали, подвергнутой кручению под высоким давлением // *Физика металлов и металловедение*. 2016. Т. 117. № 11. С. 1140–1150.
- Литовченко И.Ю., Тюменцев А.Н., Аккузин С.А., Найден Е.П., Корзников А.В. Особенности мартенситных превращений и эволюция дефектной микроструктуры метастабильной аустенитной стали в процессе интенсивной пластической деформации кручением под давлением // *Физика металлов и металловедение*. 2016. Т. 117. № 8. С. 875–884.
- Levina A.V., Mal'tseva L.A., Arkhangel'skaya A.A., Loginov Yu.N., Ozerets N.N., Mal'tseva T.V. Effect of shear deformation at high pressure on austenitic-ferritic steel  $O_3Kh_{13}Ni_{10}K_5M_2Yu_2T$  structure and properties // *Metal Science and Heat Treatment*. 2015. Vol. 57. № 5-6. P. 320–328.
- Рыбин В.В. Большие пластические деформации и разрушение металлов. М.: Металлургия, 1986. 224 с.
- Misra R.D.K., Zhang Z., Venkatasurya P.K.C., Somani M.C., Karjalainen L.P. Martensite shear phase reversion-induced nanograined/ultrafine-grained Fe–16Cr–10Ni alloy: The effect of interstitial alloying elements and degree of austenite stability on phase reversion // *Materials Science and Engineering A*. 2010. Vol. 527. P. 7779–7792.
- Li J., Cao Y., Gao B., Li Y., Zhu Y. Superior strength and ductility of 316L stainless steel with heterogeneous lamella structure // *Journal of Materials Science*. 2018. Vol. 53. P. 10442–10456.
- Gong N., Wu H., Niu G., Cao J., Zhang D., Tana. Effect of martensitic transformation on nano/ultrafine-grained structure in 304 austenitic stainless steel // *Journal of Iron and Steel Research International*. 2017. Vol. 24. № 12. P. 1231–1237.
- Rajasekhara S., Karjalainen L.P., Kyröläinen A., Ferreira P.J. Microstructure evolution in nano/submicron grained AISI 301LN stainless steel // *Materials Science and Engineering A*. 2010. Vol. 527. № 7-8. P. 1986–1996.
- Ravi Kumar B., Sharma S., Kashyap B.P., Prabhu N. Ultrafine grained microstructure tailoring in austenitic stainless steel // *Materials and Design*. 2015. Vol. 68. P. 63–71.
- Аккузин С.А., Литовченко И.Ю., Тюменцев А.Н., Чернов В.М. Микроструктура и механические свойства аустенитной стали ЭК-164 после термомеханических обработок // *Известия высших учебных заведений. Физика*. 2019. Т. 62. № 4. С. 125–130.
- Дитенберг И.А., Тюменцев А.Н., Смирнов И.В., Гриняев К.В., Чернов В.М. Термическая стабильность наноструктурных состояний во внутренне окисленном ванадиевом сплаве с совместным дисперсным и субструктурным упрочнением // *Физическая мезомеханика*. 2018. Т. 21. № 4. С. 70–78.
- Портных И.А., Козлов А.В., Панченко В.Л., Митрофанова Н.М. Характеристики радиационной пористости, сформировавшейся при облучении в реакторе БН-600 в материале оболочек из стали ЭК164 (06X16H20M2Г2БТФР)-ИД Х.Д. // *Физика металлов и металловедение*. 2012. Т. 113. № 5. С. 549–560.
- Литовченко И.Ю., Аккузин С.А., Полежаева Н.А., Тюменцев А.Н., Найден Е.П. Особенности микроструктуры и механические свойства метастабильной аустенитной стали после низкотемпературной и последующей теплой деформации // *Известия высших учебных заведений. Физика*. 2016. Т. 59. № 6. С. 25–29.
- Wang T.S., Peng J.G., Gao Y.W., Zhang F.C., Jing T.F. Microstructure of 1Cr18Ni9Ti stainless steel by cryogenic compression deformation and annealing // *Materials Science and Engineering A*. 2005. Vol. 407. № 1-2. P. 84–88.
- Литовченко И.Ю., Тюменцев А.Н., Шевченко Н.В., Корзников А.В. Эволюция структурно-фазовых состояний при больших пластических деформациях аустенитной стали 17Cr–14Ni–2Mo // *Физика металлов и металловедение*. 2011. Т. 112. № 4. С. 436–448.

### REFERENCES

- Sabirov I., Enikeev N.A., Murashkin M.Yu., Valiev R.Z. *Bulk nanostructured materials with multifunctional properties*. Luxembourg, Springer, 2015. 118 p.
- Krawczynska A.T., Suchecki P., Adamczyk-Cieslak B., Romelczyk-Baishya B., Lewandowska M. Influence of high hydrostatic pressure annealing on the recrystallization of nanostructured austenitic stainless steel. *Materi-*

- als *Science and Engineering A*, 2019, vol. 767, p. 138381.
3. Dobatkin S.V., Rybalchenko O.V., Enikeev N.A., Tokar A.A., Abramova M.M. Formation of fully austenitic ultrafine-grained high strength state in metastable Cr–Ni–Ti stainless steel by severe plastic deformation. *Materials Letters*, 2016, vol. 166, pp. 276–279.
  4. Odnobokova M., Belyakov A., Kaibyshev R. Grain refinement and strengthening of austenitic stainless steels during large strain cold rolling. *Philosophical Magazine*, 2019, vol. 99, pp. 531–556.
  5. Shen Y.F., Jia N., Wang Y.D., Sun X., Zuo L., Raabe D. Suppression of twinning and phase transformation in an ultrafine grained 2 GPa strong metastable austenitic steel: Experiment and simulation. *Acta Materialia*, 2015, vol. 97, pp. 305–315.
  6. Maier G.G., Astafurova E.G., Melnikov E.V., Mydenkin E.V., Smirnov A.I., Bataev V.A., Odessky P.D., Dobatkin S.V. Evolution of grain-subgrain structure and carbide subsystem upon annealing of a low-carbon low-alloy steel subjected to high-pressure torsion. *The Physics of Metals and Metallography*, 2016, vol. 117, no. 11, pp. 1101–1110.
  7. Litovchenko I.Y., Tyumentsev A.N., Akkuzin S.A., Naiden E.P., Korznikov A.V. Martensitic transformations and the evolution of the defect microstructure of metastable austenitic steel during severe plastic deformation by high-pressure torsion. *The Physics of Metals and Metallography*, 2016, vol. 117, no. 8, pp. 875–884.
  8. Levina A.V., Mal'tseva L.A., Arkhangel'skaya A.A., Loginov Yu.N., Ozerets N.N., Mal'tseva T.V. Effect of shear deformation at high pressure on austenitic-ferritic steel  $0_3\text{Kh}_{13}\text{N}_{10}\text{K}_5\text{M}_2\text{Yu}_2\text{T}$  structure and properties. *Metal Science and Heat Treatment*, 2015, vol. 57, no. 5-6, pp. 320–328.
  9. Rybin V.V. *Bolshie plasticheskie deformatsii i razrushenie metallov* [Large plastic deformation and destruction of metals]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1986, 224 c.
  10. Misra R.D.K., Zhang Z., Venkatasurya P.K.C., Somani M.C., Karjalainen L.P. Martensite shear phase reversion-induced nanograined/ultrafine-grained Fe–16Cr–10Ni alloy: The effect of interstitial alloying elements and degree of austenite stability on phase reversion. *Materials Science and Engineering A*, 2010, vol. 527, pp. 7779–7792.
  11. Li J., Cao Y., Gao B., Li Y., Zhu Y. Superior strength and ductility of 316L stainless steel with heterogeneous lamella structure. *Journal of Materials Science*, 2018, vol. 53, pp. 10442–10456.
  12. Gong N., Wu H., Niu G., Cao J., Zhang D., Tana. Effect of martensitic transformation on nano/ultrafine-grained structure in 304 austenitic stainless steel. *Journal of Iron and Steel Research International*, 2017, vol. 24, no. 12, pp. 1231–1237.
  13. Rajasekhara S., Karjalainen L.P., Kyröläinen A., Ferreira P.J. Microstructure evolution in nano/submicron grained AISI 301LN stainless steel. *Materials Science and Engineering A*, 2010, vol. 527, no. 7-8, pp. 1986–1996.
  14. Ravi Kumar B., Sharma S., Kashyap B.P., Prabhu N. Ultrafine grained microstructure tailoring in austenitic stainless steel. *Materials and Design*, 2015, vol. 68, pp. 63–71.
  15. Akkuzin S.A., Litovchenko I.Yu., Tyumentsev A.N., Chernov V.M. Microstructure and Mechanical Properties of Austenitic Steel EK-164 After Thermomechanical Treatment. *Russian Physics Journal*, 2019, vol. 62, no. 4, pp. 698–704.
  16. Ditenberg I.A., Tyumentsev A.N., Smirnov I.V., Grinyaev K.V., Chernov V.M. Thermal stability of nanostructured internally oxidized vanadium alloy with combined dispersion and substructural hardening. *Physical Mesomechanics*, 2019, vol. 22, no. 6, pp. 496–503.
  17. Portnykh I.A., Kozlov A.V., Panchenko V.L., Mitrofanova N.M. Characteristics of radiation porosity formed upon irradiation in a BN-600 reactor in the fuel-element cans of cold-deformed steel EK-164 (06Kh16N20M2G2BTFR)-ID c.d. *The Physics of Metals and Metallography*, 2012, vol. 113, no. 5, pp. 520–531.
  18. Litovchenko I.V., Polekhina N.A., Tyumentsev A.N., Naiden E.P., Akkuzin S.A. The Features of Microstructure and Mechanical Properties of Metastable Austenitic Steel Subjected to Low-Temperature and Subsequent Warm Deformation. *Russian Physics Journal*, 2016, vol. 59, no. 6, pp. 782–787.
  19. Wang T.S., Peng J.G., Gao Y.W., Zhang F.C., Jing T.F. Microstructure of 1Cr18Ni9Ti stainless steel by cryogenic compression deformation and annealing. *Materials Science and Engineering A*, 2005, vol. 407, no. 1-2, pp. 84–88.
  20. Litovchenko I.Yu., Tyumentsev A.N., Shevchenko N.V., Korznikov A.V. Evolution of structural and phase states at large plastic deformations of an austenitic steel 17Cr–14Ni–2Mo. *The Physics of Metals and Metallography*, 2011, vol. 112, no. 4, pp. 412–423.

## The effect of plastic deformation temperature on the microstructure and mechanical properties of EK-164 austenitic steel

© 2020

Sergey A. Akkuzin<sup>1,2,3</sup>, postgraduate student, junior researcherIgor Yu. Litovchenko<sup>1,2,4</sup>, PhD (Physics and Mathematics), Associate Professor, senior researcher<sup>1</sup>National Research Tomsk State University, Tomsk (Russia)<sup>2</sup>Institute of Strength Physics and Materials Science of Siberian branch of Russian Academy of Sciences, Tomsk (Russia)

\*E-mail: s.a.akkuzin@gmail.com

<sup>3</sup>ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-2078-4194><sup>4</sup>ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-5892-3719>

**Abstract:** Chromium-nickel austenitic EK-164 steel has good ductility, corrosion resistance, and effective resistance to radiation swelling in comparison with other steels of this class. Currently, due to these properties, EK-164 steel is used as one of the main materials for the production of shells of fuel elements of reactors. The construction of new fast-neutron reactors (BN-1200, etc.) requires the improvement (strength improvement) of existing nuclear power engineering materials. The paper studies the effect of plastic deformation temperature on the features of microstructure and mechanical properties of EK-164 austenitic steel. The authors proposed the technique of modification of microstructure and mechanical properties of austenitic steel using plastic deformation at various temperatures, determined the features of microstructure and mechanisms of deformation ensuring the improvement of strength properties of steel under the rolling. The study showed that during cold deformation  $\varepsilon \approx 30\%$ , mechanical twinning (mainly by two systems) develops in the steel microstructure. The authors did not identify the formation of martensite phases in the twins' intersections that proves the stability of austenite against the phase transformations in the process of deformation of the selected steel. Low-temperature deformation with pre-cooling in liquid nitrogen  $\varepsilon \approx 50\%$  leads to more intense twinning (twins by several systems) and contributes to the development of localized deformation in the micro-twin structure. In this case, the localized deformation develops mainly in places with a high density of micro-twins. In the process of warm deformation at  $600\text{ }^\circ\text{C}$ ,  $\varepsilon \approx 60\%$ , the original austenite grains are fragmented with the formation of the distorted submicrocrystalline plates, which have both the low-angle and large-angle boundaries of disorientation. The structural states obtained as a result of plastic deformation provide a significant ( $\approx 2\text{--}5$  times) increase in the strength properties of steel.

**Keywords:** austenitic steel; EK-164 steel; rolling; cold deformation; low-temperature deformation; warm deformation; localized deformation bands; mechanical twinning.

**Acknowledgements:** This work was financially supported by the Russian Foundation for Basic Research, Project No. 18-38-00709 mol\_a. The authors express gratitude to V.M. Chernov and N.M. Mitrofanova for the provided samples of EK-164 steel. The research was carried out on the equipment of Tomsk Core-Facilities Center of Materials Science of TSU.

The paper was written on the reports of the participants of the IX International School of Physical Materials Science (SPM-2019) with elements of a scientific school for young adults, Togliatti, September 9–13, 2019.

**For citation:** Akkuzin S.A., Litovchenko I.Yu. The effect of plastic deformation temperature on the microstructure and mechanical properties of EK-164 austenitic steel. *Vektor nauki Tolyattinskogo gosudarstvennogo universiteta*, 2020, no. 2, pp. 7–14. DOI: 10.18323/2073-5073-2020-2-7-14.