

Received: 02.01.2022

Revised: 15.02.2022

Accepted: 25.02.2022

DOI: 10.17804/2410-9908.2022.1.025-037

## MARTENSITIC TRANSFORMATIONS IN PLASTIC AND FRACTURE ZONES OF THE 05G20S2 METASTABLE STEEL DURING CYCLIC TESTS

S. V. Gladkovsky<sup>a)</sup>, I. S. Kamantsev<sup>b)</sup>, V. E. Veselova<sup>c)</sup>, \* and Yu. V. Khudorozhkova<sup>d)</sup>

*Institute of Engineering Science, Ural Branch of the Russian Academy of Sciences  
34 Komsomolskaya St., Ekaterinburg, 620049, Russian Federation*

<sup>a)</sup>  <https://orcid.org/0000-0002-3542-6242>  [gsv@imach.uran.ru](mailto:gsv@imach.uran.ru);

<sup>b)</sup>  <https://orcid.org/0000-0003-0775-4043>  [ks@imach.uran.ru](mailto:ks@imach.uran.ru);

<sup>c)</sup>  <https://orcid.org/0000-0002-4955-6435>  [veselova@imach.uran.ru](mailto:veselova@imach.uran.ru);

<sup>d)</sup>  <https://orcid.org/0000-0003-3832-1419>  [khjv@mail.ru](mailto:khjv@mail.ru)

\*Corresponding author. E-mail: [veselova@imach.uran.ru](mailto:veselova@imach.uran.ru)

Address for correspondence: 34 Komsomolskaya St., 620049, Ekaterinburg, Russian Federation

Tel.: +7(343)374 18 53; fax: (343) 347 53 30

X-ray diffraction analysis, EBSD technique, and transmission electron microscopy are used to reveal the features of phase and microstructural transformations developing in plastic strain and fracture zones of the 05G20S2 metastable steel (Fe-20Mn-2Si). The dependence of the phase composition of the steel on the fatigue fracture surface on the value range of the stress intensity coefficient at the fatigue crack tip is determined.

**Keywords:** microstructure, austenite, phase composition, strain-induced martensite, fatigue crack, plastic zone, cyclic fracture toughness, fracture microstructure.

### Acknowledgment

*The work was performed according to the state assignment for the IES UB RAS, theme No. AAAA-A18-118020790148-1.*

*We express our gratitude to M. S. Khadyev, Ph.D., A. S. Patselov, and S. N. Sergeev for their assistance in conducting microstructural studies and X-ray diffraction analysis.*

*Our thanks are also due to Prof. Yu. N. Simonov head of the Department of MHT PNRPU, for the opportunity to use the licensed SIAMS-700 program for quantitative metallographic analysis.*

### References

1. Filippov M.A., Litvinov V.S., Nemirovskiy Yu.R. *Stali s metastabilnym austenitom* [Steels with metastable austenite]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1988. (In Russian).
2. Klevtsova N.A., Frolova O.A., Klevtsov G.V. *Razrushenie austenitnykh staley i martensitnye prevrashcheniya v plasticheskikh zonakh* [Fracture of Austenitic Steels and Martensitic Transformations in Plastic Zones]. Moscow, Izd-vo Akademii Estestvoznaniya Publ., 2005. (In Russian).
3. Ju Y.-B., Koyama M., Sawaguchi T., Tsuzaki K., Noguchi H. In situ microscopic observations of low-cycle fatigue-crack propagation in high-Mn austenitic alloys with deformation-induced  $\epsilon$ -martensitic transformation. *Acta Materialia*, 2016, No. 112, pp. 326–336. DOI: 10.1016/j.actamat.2016.04.042.
4. Hornbogen E. Martensitic transformation at a propagating crack. *Acta Metallurgica*, 1978, No. 26 (1), pp. 147–152. DOI: 10.1016/0001-6160(78)90211-0.
5. Bogachev I.N., Egolaev V.F. *Struktura i svoystva zhelezomargantsevykh splavov* [Structure and properties of Fe-Mn alloys]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1973. (In Russian).

6. Vintaykin E.Z. Martensite transformats. *Itogi Nauki i Tekhniki: Metallovedenie i termicheskaya obrabotka*. T. 17 [Results of Science and Technology, Ser. Metal Science and Heat Treatment. Vol. 17]. Moscow, VINITI AN SSSR Publ., 1983, pp. 3–63. (In Russian).
7. Schumann H. *Zeitschrift für Metallkunde*, 1965, Bd. 56, Num. 3, s. 322–340.
8. Lysak L.I., Nikolin B.I. *Fizicheskie osnovy termicheskoy obrabotki stali* [Physical Basics of Steel Heat Treatment]. Kiev, Tekhnika Publ., 1975, 304 p. (In Russian).
9. Sokolov O.G., Katsov K.B. *Zhelezomargantsevye splavy* [Ferromanganese alloys]. Kiev, Nauk. Dumka Publ., 1982, 216 p. (In Russian).
10. Volynova T.F. *Vysokomargantsevye stali i splavy* [High Manganese Steels and Alloys]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1988, 343 p. (In Russian).
11. Georgieva I.Y., Gulyaev A.A., Kondrateva E.Y. Deformation twinning and mechanical properties of austenitic manganese steels. *Metal Science and Heat Treatment*, 1976, vol. 18 (7–8), pp. 723–726. DOI: 10.1007/BF00705115.
12. Zolotarevskij V.S. *Mekhanicheskie svoystva metallov* [Mechanical properties of metals]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1983, 352 p. (In Russian).
13. Panin V.E., Likhachev V.A., Grinyaev Yu.V. *Strukturnye urovni deformatsii tverdykh tel* [Structural levels of deformation of solids]. Novosibirsk, Nauka Publ., 1985, 229 p. (In Russian).
14. Malinov L.S., Harlanova E.Ya. Influence of alloying and preliminary deformation on the phase composition and mechanical properties of Fe-Mn alloys. *Izv. AN SSSR. Metally*. 1981, No. 6, pp. 141–147. (In Russian).
15. Ivanova B.C., Bot vina L.F., Saprykin Yu.V., Kozlov P.M. Structural-changes under fracture surface of Kh18N9T steel specimens. *Fizika Metallov i Metallovedenie*, 1975, vol. 39 (6), pp. 1251–1256. (In Russian).
16. Goritskiy V.M., Terent'ev V.F. *Struktura i ustalostnoe razrushenie metallov* [Structure and Disastrous Fatigue Failure of Metals]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1980, 208 p. (In Russian).
17. Botvina L.R. *Kinetika razrusheniya konstruktsionnykh materialov* [Fracture Kinetics of Construction Materials]. Moscow, Nauka Publ., 1989, 230 p. (In Russian).
18. Martin S., Wolf S., Martin U., Krüger L. Influence of temperature on phase transformation and deformation mechanisms of cast CrMnNi-TRIP/TWIP steel. *Solid State Phenomena*, 2011, vols 172–174, pp. 172–177. DOI: 10.4028/www.scientific.net/SSP.172-174.172. Available at: <https://www.scientific.net/SSP.172-174.172>
19. Martin S., Ullrich C., Rafaja D. Deformation of austenitic CrMnNi TRIP/TWIP steels: Nature and role of the  $\epsilon$ -martensite. *Materials Today: Proceedings*, 2015, vol. 2, suppl. 3, pp. S643–S646. DOI: 10.1016/j.matpr.2015.07.366.
20. Weidner A., Martin S., Klemm V., Martin U., Biermann H. Stacking faults in high-alloyed metastable austenitic cast steel observed by electron channelling contrast imaging. *Scripta Materialia*, 2011, pp. 513–516. DOI: 10.1016/j.scriptamat.2010.11.028.
21. Weidner A., Biermann H. Microstructure evolution and phase transformation in a novel highalloyed TRIP steel observed during in-situ tensile and cyclic Deformation. *Key Engineering Materials*, 2011, No. 465, pp. 350–353. DOI: 10.4028/www.scientific.net/KEM.465.350.
22. Vinogradova A., Lazareva A., Linderova M., Weidnerb A., Biermannb H. Kinetics of deformation processes in high-alloyed cast transformation-induced plasticity/twinning-induced plasticity steels determined by acoustic emission and scanning electron microscopy: Influence of austenite stability on deformation mechanisms. *Acta Materialia*, 2013, No. 61 (7), pp. 2434–2449. DOI: 10.1016/j.actamat.2013.01.016.
23. Special Features of the Granular Structure of the Surface Zone in Pipe Steel 12kh18n12t. *Diagnostics, Resource and Mechanics of materials and structures*, 2015, iss. 6, pp. 63–67. DOI: 10.17804/2410-9908.2015.6.063-067. Available at: [https://dream-journal.org/DREAM\\_Issue\\_6\\_2015\\_Volkova\\_E.G.\\_et\\_al.\\_063\\_067.pdf](https://dream-journal.org/DREAM_Issue_6_2015_Volkova_E.G._et_al._063_067.pdf)
24. Pestrikov V.M. and Morozov E.M. *Mekhanika razrusheniya. Kurs lektsii* [Fracture Mechanics. Course of Lectures]. St. Petersburg, Izd-vo Professiya Publ., 2012, 552 p.

Подана в журнал: 02.01.2022  
УДК 620.186.4, 620.178.3  
DOI: 10.17804/2410-9908.2022.1.025-037

## МАРТЕНСИТНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В ЗОНАХ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ И РАЗРУШЕНИЯ ПРИ ИСПЫТАНИЯХ МЕТАСТАБИЛЬНОЙ СТАЛИ 05Г20С2 НА ЦИКЛИЧЕСКУЮ ТРЕЩИНОСТОЙКОСТЬ

С. В. Гладковский<sup>а)</sup>, И. С. Каманцев<sup>б)</sup>, В. Е. Веселова<sup>в)</sup>\*, Ю. В. Худорожкова<sup>г)</sup>

*Федеральное государственное бюджетное учреждение науки  
Институт машиноведения имени Э.С. Горкунова Уральского отделения Российской академии наук,  
д. 34, ул. Комсомольская, 620049, г. Екатеринбург, Российская Федерация*

- <sup>а)</sup>  <https://orcid.org/0000-0002-3542-6242>  [gsv@imach.uran.ru](mailto:gsv@imach.uran.ru);  
<sup>б)</sup>  <https://orcid.org/0000-0003-0775-4043>  [ks@imach.uran.ru](mailto:ks@imach.uran.ru);  
<sup>в)</sup>  <https://orcid.org/0000-0002-4955-6435>  [veselova@imach.uran.ru](mailto:veselova@imach.uran.ru);  
<sup>г)</sup>  <https://orcid.org/0000-0003-3832-1419>  [khjv@mail.ru](mailto:khjv@mail.ru)

\*Ответственный автор. Электронная почта: [veselova@imach.uran.ru](mailto:veselova@imach.uran.ru)  
Адрес для переписки: Комсомольская, 34, Екатеринбург, 620049, Российская Федерация  
Тел.: (343) 374–18–53; факс: (343) 347–53–30

Методами рентгеноструктурного и EBSD – анализа, а также просвечивающей электронной микроскопии выявлены особенности фазовых и структурных превращений, развивающихся в зонах пластической деформации и разрушения при циклическом нагружении в метастабильной стали 05Г20С2. Определена зависимость фазового состава стали на поверхности усталостного излома от размаха коэффициента интенсивности напряжений в вершине усталостной трещины.

**Ключевые слова:** структура, фазовый состав, аустенит, мартенсит деформации, рост усталостной трещины, пластическая зона, циклическая трещиностойкость, строение изломов.

### 1. Введение

Известно [1–3], что развитие деформационных мартенситных превращений в Fe-Mn, Fe-Mn-Cr и Fe-Mn-Ni-Cr сталях с метастабильным по отношению к пластической деформации аустенитом может оказывать существенное влияние на сопротивление этих материалов росту трещин в условиях циклического нагружения. При определенных температурах циклических испытаний относительно температуры точек образования мартенсита охлаждения ( $M_s$ ) и мартенсита деформации ( $M_d$ ) скорость роста усталостной трещины модельных Fe-Ni сталей при одинаковых значениях размаха коэффициента интенсивности напряжения ( $\Delta K$ ) в метастабильном состоянии ниже, чем в сплавах со структурой стабильного аустенита [4]. Соответственно циклическая трещиностойкость метастабильных аустенитных сталей (МАС) выше по сравнению со стабильными. Основным механизмом повышения трещиностойкости МАС считается формирование остаточных сжимающих напряжений в результате объемного эффекта образования  $\alpha'$ -мартенсита деформации, способствующего перераспределению пиковых растягивающих напряжений в вершине усталостной трещины. Для МАС системы Fe-30Mn-(2-6)Al-(4-6)Si с низкой интенсивностью образования  $\alpha'$ -мартенсита деформации повышение циклической трещиностойкости может обеспечиваться развитием деформационного  $\gamma \rightarrow \epsilon$  превращения. Так, для сталей данной группы наибольшее сопротивление малоцикло-вой усталости достигается в стали с содержанием 4 % Si и 2 % Al [3], что связывается с образованием в процессе испытаний  $\epsilon$ -мартенсита, способствующего уменьшению локализации

пластической деформации, отклонению трещины от магистрального направления и перераспределению напряжений в ее вершине.

Микроструктурные особенности деформационных мартенситных превращений и условия образования  $\alpha'$ - и  $\varepsilon$ -мартенсита деформации в сталях и сплавах типа Г20 с низкой энергией дефектов упаковки (ЭДУ) проанализированы в работах [1, 5–10]. Основные кристаллографические соотношения при образовании мартенситных фаз охлаждения сохраняются и при образовании мартенсита деформации. Морфологически мартенсит деформации является более дисперсным по сравнению с мартенситом охлаждения. Пластическая деформация сталей и сплавов системы Fe-Mn со структурой аустенита различной стабильности вызывает также развитие процессов деформационного двойникования [11], которые активизируются

с понижением температуры и ростом скорости деформации [12]. Авторы [13] считают, что деформационное двойникование может проходить параллельно с образованием мартенситных фаз деформации, а в случае повышенной стабильности аустенита – развиваться самостоятельно. Согласно данным [1, 5, 10, 14] в Fe-Mn и Fe-Cr-Mn метастабильных сталях в зависимости от температуры и условий механического воздействия деформационные двойники образуются как в аустените, так и в ГПУ  $\varepsilon$ -фазе. Эволюция микроструктуры метастабильных сталей при деформации происходит в следующей последовательности: формирование ячеистой дислокационной структуры в аустените → появление в аустените пакетов ДУ → образование внутри пакетов ДУ тонких пластин двойников и  $\varepsilon$ -фазы → образование кристаллов  $\alpha'$ -мартенсита. Образование  $\alpha'$ -мартенсита усиливается с повышением степени деформации и активнее развивается в сталях с двухфазной ( $\gamma+\varepsilon$ )-структурой по сравнению с аустенитными сталями.

По данным работы [15], количество мартенсита деформации в вершине развивающейся трещины при циклическом нагружении образцов стали 12X18H9T зависит от таких факторов как амплитуда деформации, температура испытаний и скорость распространения трещин. При этом количество  $\alpha'$ -фазы на стадии стабильного роста трещины на 10–20 % ниже, чем на стадии ее ускоренного роста. Более низкие значения скорости роста трещины ( $dl/dN$ ) с ростом количества  $\alpha'$ -мартенсита в ее вершине согласуются с тем, что значение  $dl/dN$  в мартенсите меньше, чем в аустените [16]. Для сталей системы Fe-Mn-Cr авторами [2, 17] методом рентгеноструктурного анализа установлена связь между изменением фазового состава на поверхности усталостной трещины и величиной действующего в вершине трещины размаха коэффициента интенсивности напряжений ( $\Delta K$ ). Так, для стали 03X13AG19 с ростом  $\Delta K$  содержание  $\alpha'$ -фазы на поверхности усталостного излома возрастает до 45 %, а количество  $\varepsilon$ -мартенсита в широком интервале значений  $\Delta K$  сохраняется на постоянном уровне (около 20 %), а в стали с повышенной стабильностью аустенита 07X13H4AG20  $\alpha'$ -мартенсит деформации не образуется, а количество  $\varepsilon$ -фазы с ростом  $\Delta K$  достигает 15–18 %. Новые возможности изучения фазовых и структурных превращений на сопротивление усталости МАС связаны с эффективным использованием в последние годы методов РЭМ с привлечением EBSD-анализа непосредственно в процессе статического и циклического нагружения (*in-situ*) [19–23].

Использование EBSD-анализа позволило оценить количество  $\alpha'$ - и  $\varepsilon$ -мартенсита, образующегося на поверхности плоских образцов метастабильной стали Fe-16Cr-6Mn-6Ni при усталостных испытаниях с увеличением числа циклов нагружения до  $N = 500$  [22]. Следует отметить, что особенности развития фазовых и структурных превращений в условиях роста усталостных трещин для широкой группы метастабильных сталей типа Г20 остаются малоизученными. Цель настоящей работы – изучение фазовых и структурных превращений в метастабильной стали 05Г20С2 в локальных зонах пластической деформации и разрушения при испытаниях на циклическую трещиностойкость.

## 2. Материал и методика

В качестве материала исследования в работе использовалась двухфазная ( $\gamma+\epsilon$ )-метастабильная сталь 05Г20С2 после закалки от температуры 1050 °С с охлаждением в воде. Химический состав стали, определенный на приборе СРЕКТРОМАХх, приведен в табл. 1.

Таблица 1

Химический состав стали 05Г20С2

Элемент	C	Mn	Si	Ni	Cu	Al	Fe
Содержание, мас. %	0,06	19,70	1,48	0,06	0,072	0,032	Осн.

Анализ фазового состава исходной стали и поверхности различных участков полученных изломов был проведен с использованием дифрактометра ДРОН-3 в кобальтовом  $K\alpha$ -излучении.

Изучение микроструктуры стали в исходном состоянии проводили методом ориентационно-фазового контраста, используя на сканирующий электронный микроскоп TESCAN MIRA 3 LMH

Исследование тонкой структуры стали в зоне циклической пластической деформации методом просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) осуществлялось на просвечивающем электронном микроскопе ЭВМ-100Л. Вырезка заготовок тонких фольг для ПЭМ из неразрушенного компактного образца с усталостной трещиной и образца после циклических испытаний и статического долома осуществлялась по схеме, представленной на рис. 1, а, в пределах зоны циклической пластической деформации непосредственно в вершине усталостной трещины (плоскость 1) и на удалении от нее 0,5 мм (плоскость 2), а также зоны под поверхностью излома (0,5 мм) на участке циклического и статического роста трещины (плоскость 3). Подготовка тонких фольг для исследований включала вырезку слоев металла на электроискровой установке FANUC, механическое утонение слоя с использованием абразивной бумаги и последующее ионное утонение на установке Fishione 1010 Ionmill.

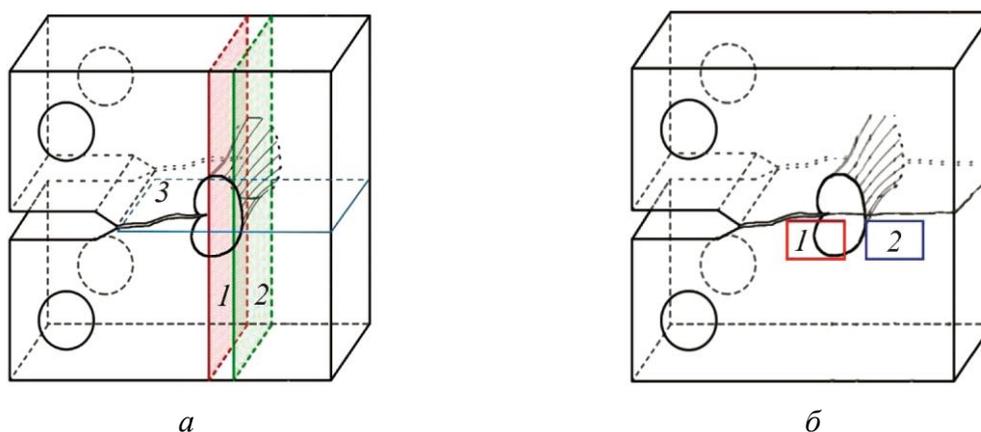


Рис. 1. Схема вырезки образцов: а – фольги для ПЭМ (плоскости 1, 2, 3); б – образцы для EBSD (1 и 2 – участки для вырезки образцов)

Изучение строения излома образцов стали 05Г20С2 и микрорентгеноспектральный анализ боковой поверхности проводились с использованием растрового электронного микроскопа TESCAN VEGA II XMU при величине ускоряющего напряжения 30 кВ. Для получения картин дифракции обратноотраженных электронов (EBSD) использовался программный комплекс Aztec с приставкой Oxford NKLNordlysF+. Схема вырезки образцов из компактно-

го образца после разрушения под поверхностью усталостного и статического излома для проведения EBSD-анализа представлена на рис. 1 б.

Определение механических свойств при одноосном растяжении осуществлялось с использованием испытательной системы INSTRON8801 на цилиндрических 5-кратных образцах (тип III по ГОСТ 1497-84 диаметром 5 мм). Испытания проводили при комнатной температуре и скорости перемещения активного захвата 1 мм/мин. Значения механических свойств усредняли по результатам испытаний не менее трех идентичных образцов. Испытания на циклическую трещиностойкость проводились по схеме внецентренного растяжения при  $t = 20\text{ }^{\circ}\text{C}$  на компактных образцах толщиной 2,8 мм (тип 4 по ГОСТ 25.506-85) по методике согласно РД 50345-82 с использованием высокочастотной резонансной испытательной машины MIKROTRON (20 кН). По результатам испытаний в двойных логарифмических координатах строили кинетическую диаграмму усталостного разрушения (КДУР) в координатах «скорость роста усталостной трещины – размах коэффициента интенсивности напряжений» ( $dl/dN - \Delta K$ ). Частота нагружения составляла 100 Гц, а коэффициент асимметрии цикла соответствовал величине  $R = 0,1$ .

При проведении исследований использовалось оборудование ЦКП «Пластометрия» ИМАШ УрО РАН.

### 3. Результаты и обсуждение

Зеренная структура закаленной стали 05Г20С2, выявленная методом ориентационно-фазового контраста представлена на рис. 2 а. Обработка полученного изображения микроструктуры стали в программе SIAMS-700 позволила оценить характер распределения диаметра аустенитного зерна, средний размер которого соответствовал значениям  $d = 25\text{--}55\text{ }\mu\text{m}$  (рис. 2 б).

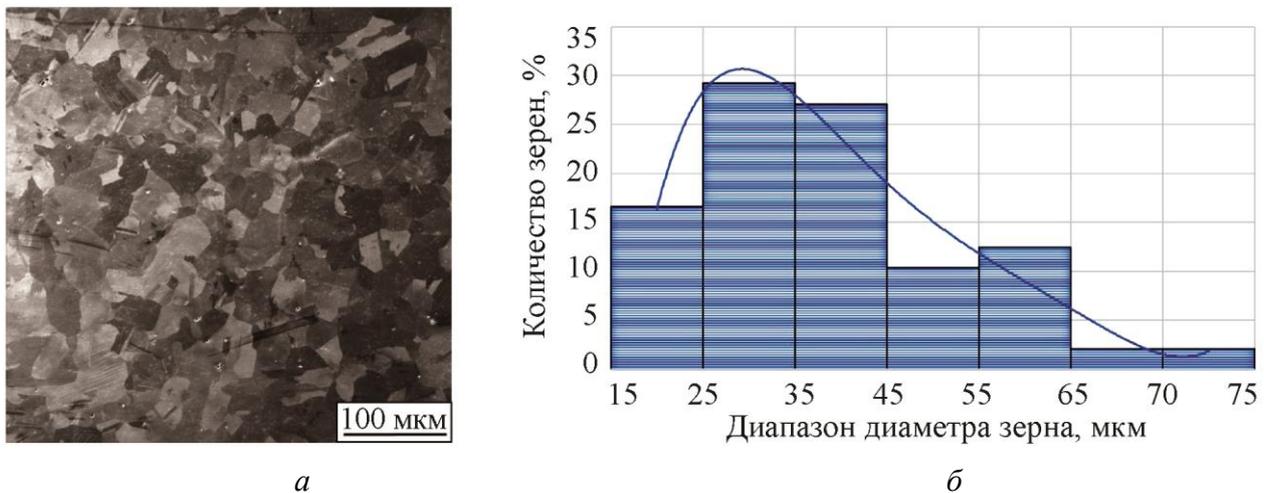


Рис. 2. Микроструктура стали 05Г20С2 в исходном закаленном состоянии:  
а – изображение; б – средний размер зерна

Фазовый состав стали 05Г20С2 в исходном состоянии и на поверхности статического излома, а также механические свойства при испытаниях на растяжение представлены в табл. 2.

Установлено, что в структуре закаленной стали содержалось 55 %  $\epsilon$ -мартенсита с ГПУ-решеткой и 45%  $\gamma$ -аустенита (табл. 2). На поверхности излома в зоне статического роста трещины образуется 37 %  $\alpha'$ -мартенсита деформации, а содержание  $\epsilon$ -мартенсита и аустенита снижается с 55 до 48 % и с 45 до 15 % соответственно. Наблюдаемое изменение фазового состава стали 05Г20С2 в статическом изломе указывает на последовательный характер мартенситных  $\gamma \rightarrow \epsilon \rightarrow \alpha'$ -превращений при статическом нагружении образца с усталостной трещиной.

Таблица 2

**Фазовый состав и механические свойства стали 05Г20С2**

Фазовый состав*				Механические свойства			
Фаза	$\gamma$	$\epsilon$	$\alpha'$	$\sigma_{0,2}$ , МПа	$\sigma_B$ , МПа	$\delta$ , %	$\psi$ , %
Количество, %	45/15	55/48	0/37	430	810	40	48

\* В числителе указаны значения после закалки, а в знаменателе – на поверхности разрушения при статическом нагружении

По результатам циклических испытаний установлено, что пороговый коэффициент интенсивности напряжений изученной стали составляет  $K_{th} = 18 \text{ МПа} \times \text{м}^{1/2}$  (рис. 3). При достижении второго участка Париса на КДУР в области  $\Delta K > 20 \text{ МПа} \times \text{м}^{1/2}$  зависимость ( $dl/dN - \Delta K$ ) приобретает линейный характер. Второй линейный участок КДУР аппроксимировался уравнением Париса [24]. Для этого участка экспериментально определенные эмпирические коэффициенты в уравнении Париса (1)

$$dl/dN = C (\Delta K)^m \quad (1)$$

соответствовали значениям  $C = 6 \times 10^{-9}$ ;  $m = 3,1$ . При этом с повышением размаха коэффициента интенсивности напряжений до  $\Delta K = 50 \text{ МПа} \times \text{м}^{1/2}$  скорость роста усталостной трещины увеличивается до значения  $dl/dN = 1 \times 10^{-3} \text{ мм/цикл}$ .

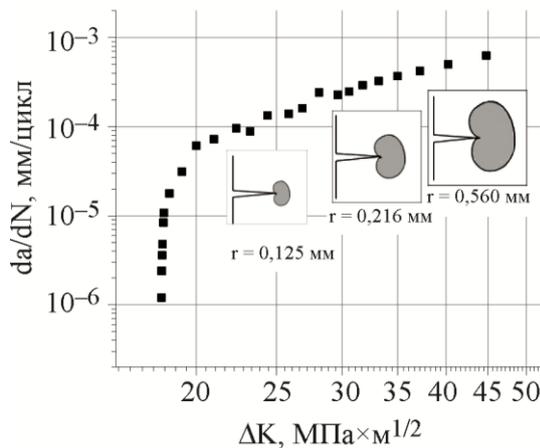


Рис. 3. Кинетическая диаграмма усталостного роста трещины в стали 05Г20С2

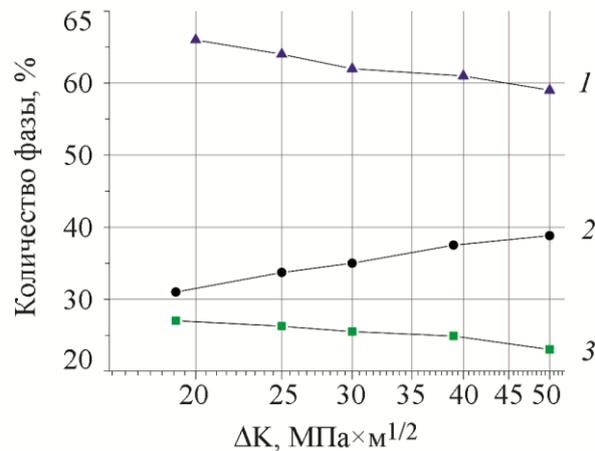


Рис. 4. Фазовый состав стали 05Г20С2 на поверхности усталостного излома:  
1 –  $\epsilon$ -мартенсит с ГПУ решеткой;  
2 –  $\alpha'$ -мартенсит деформации;  
3 –  $\gamma$ -аустенит

Проведенные расчеты протяженности циклической пластической зоны перед растущей усталостной трещиной по формуле (2) [4]:

$$r = 1/8\pi (\Delta K/\sigma_{0,2})^2 \quad (2)$$

где  $\Delta K$  – размах коэффициента интенсивности напряжений и  $\sigma_{0,2}$  – условный предел текучести показали, что ее размер с ростом трещины увеличивается в пределах  $r = 0,125-0,560 \text{ мм}$  (рис. 3). Таким образом, вырезанные для ПЭМ фольги находились в пределах циклической зоны пластической деформации. Согласно данным рентгенофазового анализа в

структуре закаленной стали 05Г20С2 на различных участках усталостного излома с ростом размаха  $\Delta K$  в пределах 20–50 МПа $\times$ м<sup>1/2</sup> происходит монотонное увеличение количества  $\alpha'$ -мартенсита, сопровождающееся снижением содержания аустенита и  $\epsilon$ -мартенсита (рис. 4). При этом содержание  $\alpha'$ -мартенсита деформации в изломе на конечном участке роста усталостной трещины в области  $\Delta K = 45\text{--}50$  МПа $\times$ м<sup>1/2</sup> достигло 39 %, что сопоставимо с количеством данной фазы, зафиксированной на поверхности статического роста трещины (37 %).

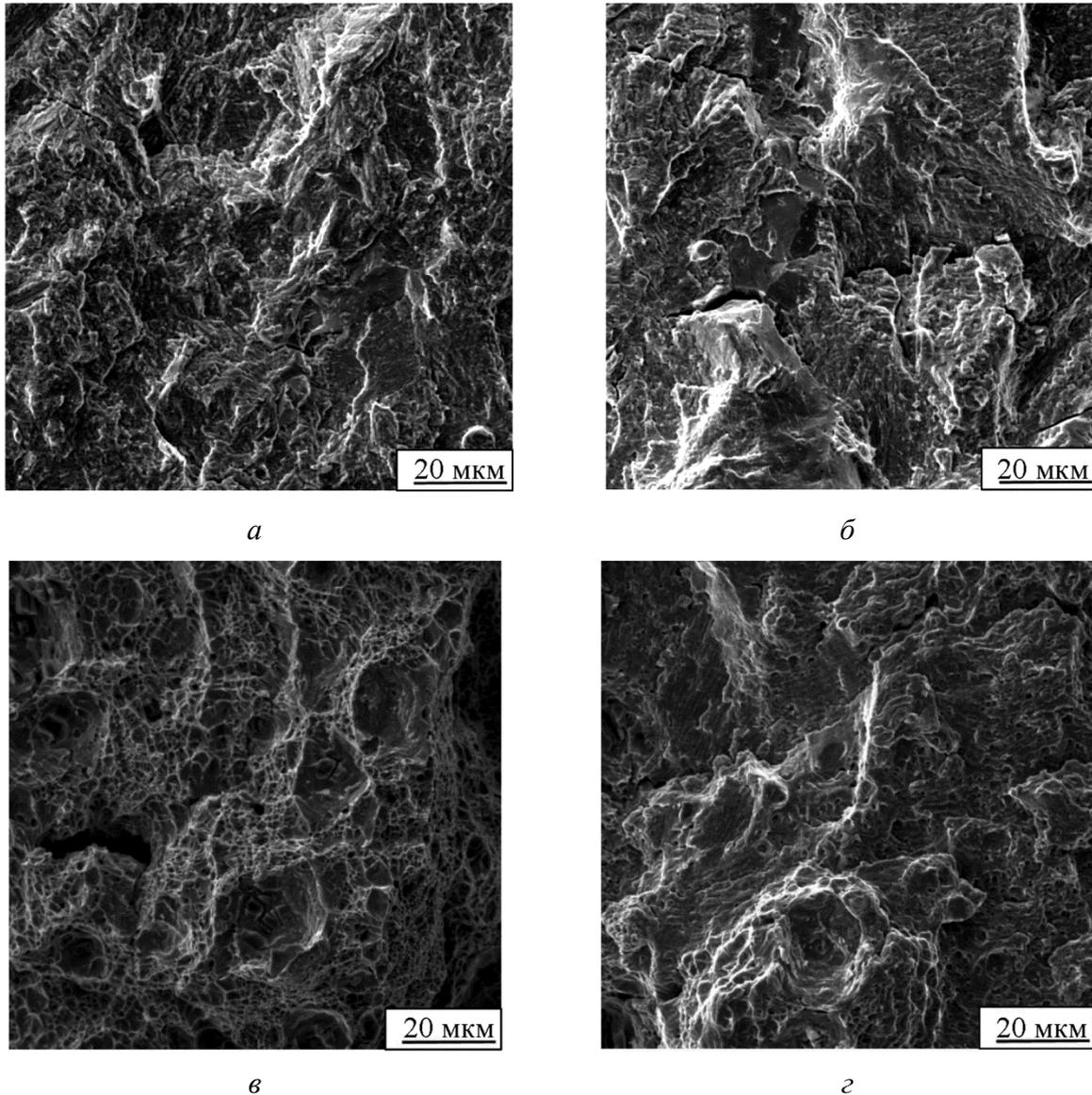


Рис. 5. Микростроение излома стали 05Г20С2: *а* – в зоне циклического разрушения ( $\Delta K = 18,5$  МПа $\times$ м<sup>1/2</sup>); *б* – в зоне циклического разрушения ( $\Delta K = 30$  МПа $\times$ м<sup>1/2</sup>); *в* – в зоне циклического разрушения ( $\Delta K = 43$  МПа $\times$ м<sup>1/2</sup>); *г* – в зоне статического нагружения

Как видно из приведенных на рис. 5 *а* изображений микростроения изломов стали 05Г20С2 на участке роста усталостной трещины при средних значениях  $\Delta K = 18,5$  МПа $\times$ м<sup>1/2</sup>, усталостные бороздки только начинают формироваться и не имеют регулярного строения. При средних значениях  $\Delta K = 30$  МПа $\times$ м<sup>1/2</sup> в изломе с многочисленными ступеньками и вторичными трещинами появляются выраженные усталостные бороздки (рис. 5 *б*). На поверхности излома наблюдаются также гладкие фасетки квазисклольного разрушения и элементы

гребенчатого рельефа, описанного авторами [16]. На участке излома, полученного при повышенных средних значениях  $\Delta K = 43 \text{ МПа}\times\text{м}^{1/2}$ , наряду с развитыми усталостными бороздками наблюдаются типичные вязкие ямки, характерные для статического роста трещины в пластичных сталях (рис. 5 в).

Наличие вязких ямок на участке циклического роста трещины указывает на значительный вклад статической моды разрушения в формирование рельефа усталостного излома при повышенных значениях размаха  $\Delta K$  [18]. Участок статического роста трещины (зона долома) имеет типичное вязкое ямочное строение (рис. 5 з). Причем на дне отдельных вязких ямок просматриваются частицы нерастворившихся при закалке первичных интерметаллидов типа  $\text{Fe}_2(\text{Mn}, \text{Ti})$  [1, 9].

При этом кольцевая электронограмма подтверждает двухфазный ( $\epsilon+\gamma$ ) состав исходной структуры стали 05Г20С2 (рис. 6 а). Согласно данным ПЭМ (рис. 6 а) исходная структура двухфазной ( $\epsilon+\gamma$ )-стали 05Г20С2 после закалки содержит пересекающиеся пластины ГПУ  $\epsilon$ -фазы с габитусом, параллельным плоскостям  $\{111\}$   $\gamma$ -фазы. Широкие пластины  $\epsilon$ -мартенсита состоят из более узких и имеют высокую плотность дефектов упаковки. Размер пластин колеблется в пределах 0,1–0,9 мкм. Пластины средних и малых размеров имеют дифракционный контраст равномерный по всей пластине, что свидетельствует об однородном строении гексагональной  $\epsilon$ -фазы.

По аналогии со структурными изменениями при объемной пластической деформации сталей типа Г20 [1, 5, 8, 9] при комнатной температуре в циклической пластической зоне непосредственно в вершине трещины компактных образцов стали 05Г20С2 наблюдаются деформированные участки  $\gamma$ -фазы с повышенной плотностью дислокаций, нарушается исходная ориентировка и происходит дробление пластин  $\epsilon$ -мартенсита и формируется трехмерная срелаксированная сетка двойников и дефектов упаковки (рис. 6 б, в). В пластинах  $\epsilon$ -мартенсита, имеющих наиболее высокую плотность дислокаций, а также в местах пересечения одних пластин с другими располагаются кристаллы линзовидной формы, морфологически подобные деформационным двойникам  $\epsilon$ -фазы, которые, согласно расшифровке картин микродифракции, являются частицами  $\alpha'$ -мартенсита деформации.

На расстоянии 0,5 мм от вершины усталостной трещины в структуре наблюдается повышенная плотность ДУ и деформационных двойников, а также дислокации в плоскости (001)  $\epsilon$ -пластин (рис. 6 з). При этом линзовидных кристаллов  $\alpha'$ -мартенсита методом ПЭМ не зафиксировано.

Наблюдаемое различие в тонкой структуре стали у вершины трещины и на расстоянии 0,5 мм от нее связано с неоднородностью строения самой пластической зоны деформации и наличием в ее пределах участка более тяжело нагруженной циклической зоны, примыкающей к вершине трещины, и последующей монотонной пластической зоны [2].

В плоскости 3, под изломом в зоне циклического распространения трещины расшифровка электронограммы (рис. 6 д) подтвердила трехфазный ( $\gamma+\epsilon+\alpha$ )-состав стали. Линзовидные  $\alpha'$ -кристаллы, располагающиеся в  $\epsilon$ -пластинах, иногда вклиниваются в аустенитную матрицу. Таким образом, пластическая деформация в вершине трещины при циклическом нагружении образца сопровождается образованием  $\alpha'$ -мартенсита деформации.

Как видно из полученных методом EBSD-анализа карт распределения фаз для выбранных участков боковой поверхности циклически нагружаемого образца закаленной стали 05Г20С2, на участке 1 (рис. 1 б) вблизи линии роста усталостной трещины происходит образование в пределах пластической зоны кристаллов  $\alpha'$ -мартенсита деформации (рис. 7 а).

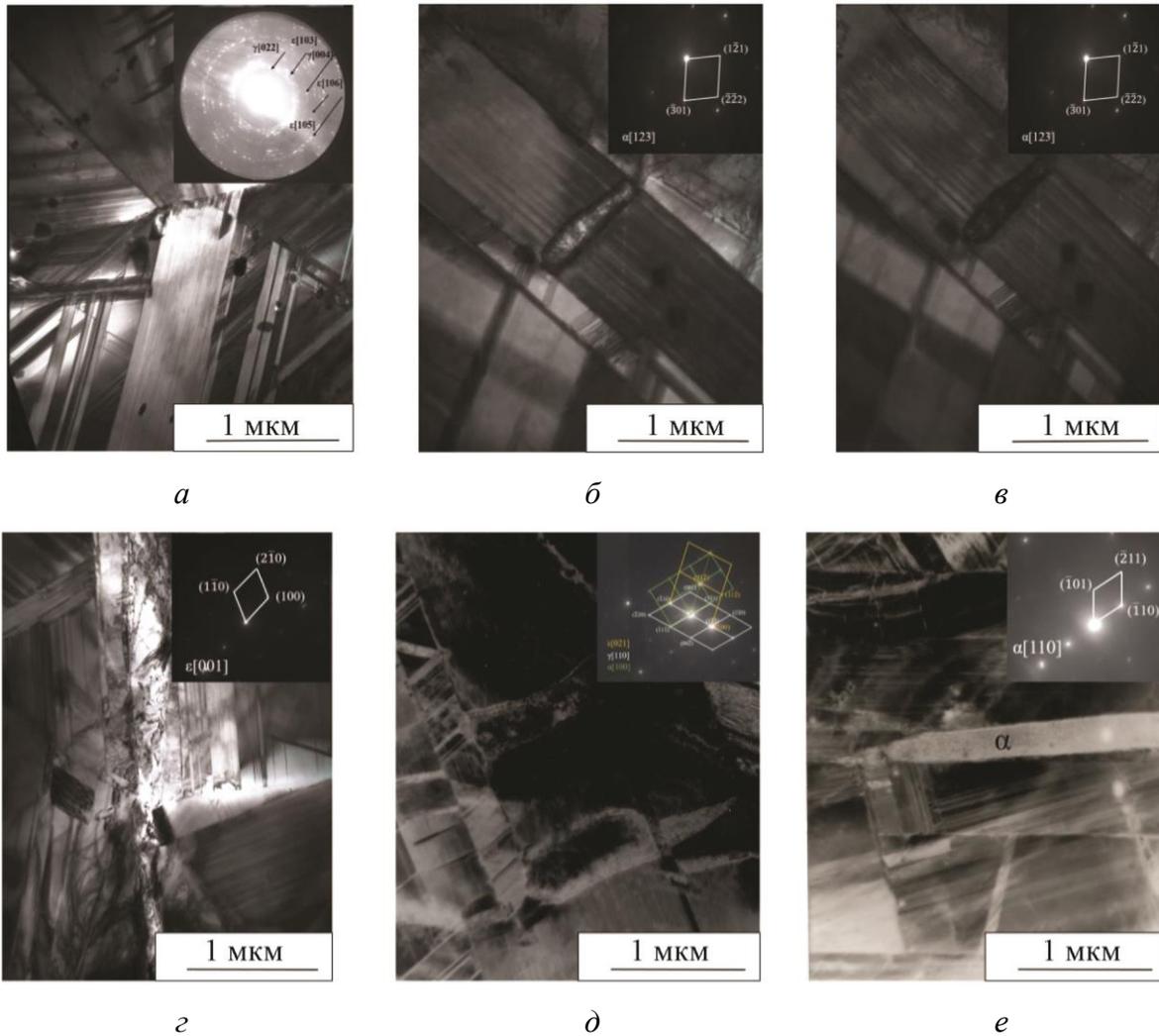


Рис. 6. ПЭМ-изображения стали 05Г20С2: *a* – исходное; *б* – зона плоскости 1 (рис. 1 *a*) (светлопольное изображение); *в* – зона плоскости 1 (темнопольное изображение); *г* – зона плоскости 2; *д* – зона плоскости 3 (участок циклического разрушения); *е* – зона плоскости 3 (участок статического разрушения)

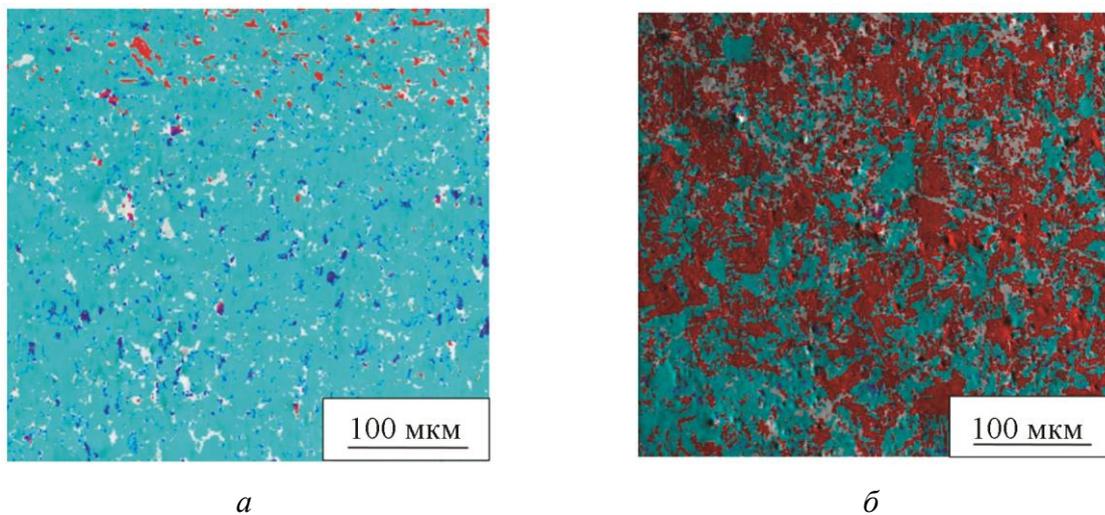


Рис. 7. Карты распределения фаз (■ –  $\alpha'$ , ■ –  $\gamma$ , ■ –  $\epsilon$ ):  
*a* – участок 1; *б* – участок 2 (рис. 1 *б*)

Размер зоны, в которой интенсивность образования новой фазы наиболее значительна, составляет порядка 150 мкм, что несколько меньше, чем расчетный размер ЛЗПД при данном уровне КИН ( $\tau \approx 0,216$  мм). По мере удаления от плоскости усталостного излома количество участков  $\alpha'$ -мартенсита деформации уменьшается. Сравнение карт распределения фаз показало, что содержание  $\alpha'$ -мартенсита в зоне под статическим доломом значительно выше по сравнению с зоной под поверхностью участка циклического распространения трещины (рис. 7 а, б).

#### 4. Выводы

1. На поверхности усталостного излома компактных образцов двухфазной ( $\gamma+\epsilon$ )-метастабильной стали 05Г20С2 зафиксировано наличие  $\alpha'$ -мартенсита деформации, содержание которого с ростом значений  $\Delta K = 20\text{--}50$  МПа $\times$ м<sup>1/2</sup> при испытаниях на циклическую трещиностойкость увеличивается от 21 до 39 %. При этом количество  $\gamma$ -и  $\epsilon$ -фаз с ростом значений  $\Delta K$  уменьшается с 45 до 15 % и с 55 до 48 % соответственно.
2. Предельное количество деформационной  $\alpha'$ -фазы в усталостном изломе (39 %) метастабильной стали 05Г20С2 соизмеримо с его содержанием в статической зоне долома (37 %).
3. Определены фрактографические особенности и механизмы роста трещины на различных участках усталостного излома, проявляющиеся в образовании бороздчатого и гребенчатого рельефа, а также в реализации смешанной циклической и статической моды разрушения стали при высоком среднем значении размаха  $\Delta K = 43$  МПа $\times$ м<sup>1/2</sup>.
4. Методом ПЭМ в зоне циклической пластической деформации непосредственно в вершине усталостной трещины выявлено существенное изменение тонкой структуры стали 05Г20С2 по сравнению с исходным состоянием, заключающиеся в увеличении плотности дислокаций в аустените и ДУ в пластинах  $\epsilon$ -фазы, а также в образовании линзовидных кристаллов  $\alpha'$ -мартенсита деформации.
5. Показано, что выявленные методом ПЭМ изменения структуры стали в зонах циклической пластической деформации и разрушения хорошо согласуются с результатами EBSD-анализа боковой поверхности компактного образца.

#### Благодарность

*Работа выполнена в рамках государственного задания ИМАШ УрО РАН по теме № АААА-А18-118020790148-1.*

*Авторы выражают благодарность к.т.н. Хадыеву М. С., к.ф.-м.н. Пацелову А. С. и Сергееву С. Н. за помощь в проведении микроструктурных исследований и рентгеноструктурного анализа.*

*Авторы выражают благодарность зав. кафедрой МТО ПНИПУ проф., д.т.н. Симону Ю.Н. за предоставленную возможность использования лицензированной программы SIAMS-700 для проведения количественного металлографического анализа.*

#### Литература

1. Филиппов М. А., Литвинов В. С., Немировский Ю. Р. Стали с метастабильным аустенитом. – М. : Металлургия, 1988. – 256 с.
2. Клевцова Н. А., Фролова О. А., Клевцов Г. В. Разрушение аустенитных сталей и мартенситные превращения в пластических зонах. – М. : Изд-во Академии Естествознания, 2005. – 155 с.
3. In situ microscopic observations of low-cycle fatigue-crack propagation in high-Mn austenitic alloys with deformation-induced  $\epsilon$ -martensitic transformation / Y.-B. Ju, M. Koyama, T. Sawaguchi, K. Tsuzaki, H. Noguchi // Acta Materialia. – 2016. – No. 112. – P. 326–336. – DOI: 10.1016/j.actamat.2016.04.042.

4. Hornbogen E. Martensitic transformation at a propagating crack // *Acta Metallurgica*. – 1978. – No. 26 (1). – P. 147–152. – DOI:10.1016/0001-6160(78)90211-0.
5. Богачев И. Н., Еголаев В. Ф. Структура и свойства железомарганцевых сплавов. – М. : Металлургия, 1973. – 295 с.
6. Винтайкин Е. З. Мартенситные превращения // *Итоги науки и техники : Серия «Металловедение и термическая обработка»* / Гос. ком. Совета Министров СССР по науке и технике. ВИНТИ, АН СССР. – Москва : 1972. – Т. 17. – 1983. – С. 3–63.
7. Schumann H. // *Zeitschrift für metallkunde*. – Bd. 56 (3). – 1965. – S. 322–340.
8. Лысак Л. И., Николин Б. И. Физические основы термической обработки стали. – Киев : Техніка, 1975. – 304 с.
9. Соколов О. Г., Кацов К. Б. Железомарганцевые сплавы. – Киев : Наук. думка, 1982. – 216 с.
10. Воынова Т. Ф. Высокомарганцевые стали и сплавы. – М. : Металлургия, 1988. – 343 с.
11. Georgieva I. Y., Gulyaev A. A., Kondrateva E. Y. Deformation twinning and mechanical properties of austenitic manganese steels // *Metal Science and Heat Treatment*. – 1976. – Vol. 18 (7–8). – P. 723–726. DOI: 10.1007/BF00705115.
12. Золоторевский В. С. Механические свойства металлов. – М. : Металлургия, 1983. – 352 с.
13. Панин В. Е., Лихачев В. А., Гриняев Ю. В. Структурные уровни деформации твердых тел. – Новосибирск : Наука, 1985. – 229 с.
14. Малинов Л. С., Харланова Е. Я. Влияние легирования и предварительной деформации на фазовый состав и механические свойства сплавов Fe-Mn // *Изв. –АН СССР. Металлы*. – 1981. – № 6. – С.141–147.
15. Структурные изменения под поверхностью разрушения образцов из стали X18H9T / В. С. Иванова, Л. Р. Ботвина, Ю. В. Сапрыкин, П. М. Козлов // *ФММ*. – 1975. – Т. 39, вып. 6. – С. 1251–1256.
16. Горицкий В. М., Терентьев В. Ф. Структура и усталостное разрушение металлов. – М. : Металлургия, 1980. – 208 с.
17. Ботвина Л. Р. Кинетика разрушения конструкционных материалов. – М. : Наука, 1989. – 230 с.
18. Influence of temperature on phase transformation and deformation mechanisms of cast CrMnNi-TRIP/TWIP steel / S. Martin, S. Wolf, U. Martin, L. Krüger // *Solid State Phenomena*. – 2011. – Vols. 172–174. – P. 172–177. – DOI: 10.4028/www.scientific.net/SSP.172-174.172. – URL: <https://www.scientific.net/SSP.172-174.172>
19. Martin S., Ullrich C., Rafaja D. Deformation of austenitic CrMnNi TRIP/TWIP steels: Nature and role of the  $\epsilon$ -martensite // *Materials Today : Proceedings*. – 2015. – P. 643–646. – DOI: 10.1016/j.matpr.2015.07.366.
20. Stacking faults in high-alloyed metastable austenitic cast steel observed by electron channeling contrast imaging / A. Weidner, S. Martin, V. Klemm, U. Martin, H. Biermann // *Scripta Materialia*. – 2011. – P. 513–516. DOI: –10.1016/j.scriptamat.2010.11.028
21. Weidner A., Biermann H. Microstructure evolution and phase transformation in a novel highalloyed TRIP steel observed during in-situ tensile and cyclic Deformation // *Key Engineering Materials*. – 2011. – No. 465. – P. 350–353. – DOI: 10.4028/www.scientific.net/KEM.465.350.
22. Kinetics of deformation processes in high-alloyed cast transformation-induced plasticity/twinning-induced plasticity steels determined by acoustic emission and scanning electron microscopy: Influence of austenite stability on deformation mechanisms / A. Vinogradova, A. Lazareva, M. Linderova, A. Weidnerb, H. Biermannb // *Acta Materialia*. – 2013. – No. 61 (7). – P. 2434–2449. – DOI: 10.1016/j.actamat.2013.01.016.

23. Volkova E. G., Sagaradze V. V., Malygina I. Yu. Special Features of the Granular Structure of the Surface Zone in Pipe Steel 12kh18n12t // *Diagnostics, Resource and Mechanics of materials and structures*. – 2015. – Iss. 6. – P. 63–67. – DOI: 10.17804/2410-9908.2015.6.063-067. – URL: [https://dream-journal.org/DREAM\\_Issue\\_6\\_2015\\_Volkova\\_E.G.\\_et\\_al.\\_063\\_067.pdf](https://dream-journal.org/DREAM_Issue_6_2015_Volkova_E.G._et_al._063_067.pdf)
24. Пестриков В. М., Морозов Е. М. Механика разрушения : курс лекций. – СПб. : Изд-во Профессия, 2012. – 552 с.