

І СТРУКТУРОУТВОРЕННЯ. ОПІР РУЙНУВАННЮ ТА ФІЗИКО-МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ

УДК 539.4:620.1

Д-р техн. наук В. Ф. Терентьев¹, канд. техн. наук Л. Е. Алексеева², С. А. Кораблева¹,
канд. техн. наук Д. В. Просвирнин¹, канд. техн. наук М. Н. Панкова²,
д-р техн. наук Г. А. Филиппов²

¹ Учреждение Российской академии наук Институт металлургии и материаловедения им. А. А. Байкова РАН,
² ГНЦ ЦНИИчермет им. И. П. Бардина;
г. Москва

СТАТИЧЕСКАЯ И УСТАЛОСТНАЯ ПРОЧНОСТЬ ТРИП-СТАЛИ СИСТЕМЫ C-Ni-Cr

Приводятся характеристики статической и усталостной прочности трип-стали системы C-Ni-Cr. Анализируются особенности изменения структурного состояния высокопрочной тонколистовой трип-стали в процессе статического и циклического деформирования в области многоциклового усталости. На основе фрактографического анализа изломов высокопрочной стали исследуются механизмы ее усталостного разрушения.

Ключевые слова: трип-стали, фазовый состав, механические свойства, усталостная прочность, фрактография разрушения.

Введение

Высокопрочные стали с пластичностью, наведенной превращением, часто называют ПНП-сталями или трип-сталями (сокращение слов transformation induced elasticity – TRIP). Эти стали обладают повышенной пластичностью за счет превращения при пластической деформации аустенитной составляющей структуры в мартенсит деформации [1, 2]. К классу трип-сталей относятся высокопрочные коррозионностойкие мартенситно-аустенитные стали с большим содержанием никеля и хрома (например, сталь 23X15H5CM3Г [3–5]), а также низколегированные стали системы C-Si-Mn, структура которых состоит из феррита, бейнита и остаточного аустенита [6–8]. Высокопрочные трип-стали используются в авиационной промышленности при изготовлении ответственных деталей летательных аппаратов (в частности, торсионов втулок несущих винтов вертолетов), а трип-стали системы C-Si-Mn в автомобильной и ряде других отраслей промышленности [8]. Поэтому очень важно знать особенности поведения этих сталей в условиях циклического деформирования.

Исследования [4] образцов из высокопрочной TRIP стали воздушной и вакуумной плавки (Fe-9Cr-8Ni-4Mo-2Mn-2Si-0,3C, вес. %) показали, что при многоцикловом усталостном нагружении аустенитно-мартен-

ситная трип-сталь обладает высокой циклической прочностью (предел выносливости σ_R достигает 1240 МПа) за счет повышенных прочностных и пластических свойств при статическом растяжении. Термическая обработка (в основном отпуск) по оптимальному режиму после предварительной пластической деформации может приводить к повышению стабильности аустенитной составляющей трип-стали за счет выпадения мелкодисперсных карбидов и улучшению характеристик циклической прочности и трещиностойкости [4]. В работе [5] на тонколистовых образцах из трип-стали 23X15H5CM3Г было показано, что в процессе многоциклового циклического деформирования может происходить прирост количества мартенсита деформации, увеличение плотности дислокаций в аустените и релаксация микронапряжений.

Особенностью поведения высокопрочных сталей в области многоциклового усталости является то, что у них предел выносливости находится ниже статического предела текучести и, таким образом, фазовое превращение в трип-сталях может происходить только в интервале температур M_s - M_s^c (M_s – температура начала мартенситного превращения, связанного с напряжением; M_s^c – температура окончания мартенситного превращения, связанного с деформацией). Кроме того, в высокопрочном состоянии в макроупругой области

(ниже статического предела текучести) микропластическая деформация при усталости протекает в основном за счет процессов микротекучести в приповерхностном слое металла и только после зарождения начальной усталостной трещины критической длины в этом слое распространение магистральной усталостной трещины происходит по основному объему металла [9–11]. К тому же, известно, что мартенситное превращение начинается на поверхности металла и затем распространяется вглубь образца (размерный эффект), что свидетельствует о важной роли поверхности при фазовых превращениях такого типа [12]. И наконец, большой спецификой многоциклового деформирования является многократность нагружения на пределе выносливости (до 10^7 циклов и более) в области микротекучести. Этот последний фактор, по видимому, может изменять температурный интервал M_s - M_s^* . В работе [13] отмечается, что M_s^* и M_d (M_d – температура, выше которой деформация не вызывает мартенситного превращения) – температуры, зависящие от напряженного состояния в результате наличия трехосного напряженного состояния и изменения объема при мартенситном превращении.

Несмотря на ряд работ [14–20], выполненных по изучению усталостной прочности трип-сталей, остается еще много неясных вопросов, связанных особенностями структурных изменений в процессе циклического деформирования этих сталей. В настоящей работе определялись статическая и усталостная прочность, а также механизмы разрушения тонколистовой трип-стали системы С-Ni-Сг.

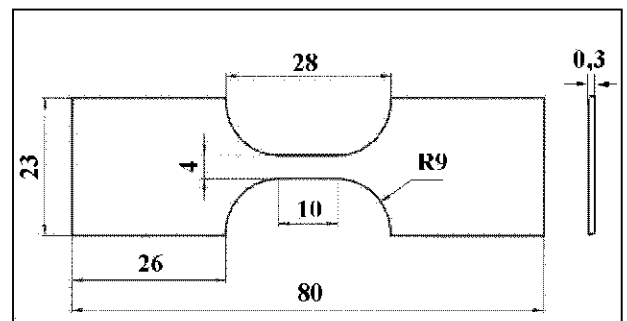
Материал и методика исследований

Исследовали статическую и усталостную прочность двух серий образцов трип-стали из холоднокатанной ленты толщиной 0,3 мм (серии 1 и 2) и образцы из ленты толщиной 0,8 мм после теплой прокатки (серия 3). В исходном состоянии структура исследованных образцов из трип-стали является двухфазной: аустенит + мартенсит деформации. Фазовый состав, микродеформацию решетки ($\Delta a/a$) и остаточные напряжения образцов в исходном состоянии определяли с помощью дифрактометра ДРОН-3М (в $\text{Cu } K_\alpha$ -излучении) с графитовым монохроматором.

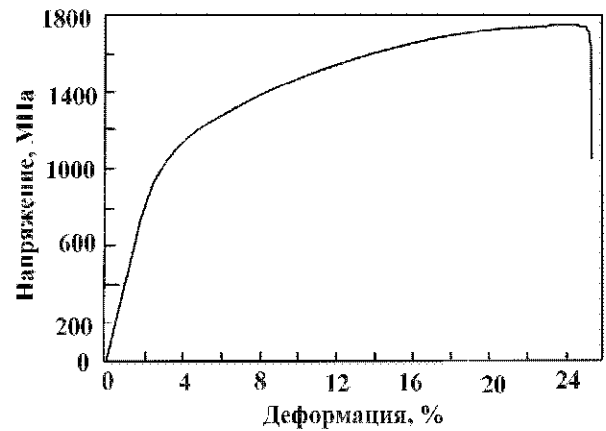
Обработка экспериментальных данных производилась по комплексу КО-ИМЕТ. Качественный и количественный рентгеновский фазовый анализ осуществлялся с помощью программы XRAYAN и Базы дан-

ных PDF (POWDER DIFFRACTION FILE). Интенсивности во всех образцах, имеющих текстуру, были пересчитаны в расчете на безтекстурный образец. Химический и фазовый состав исследованных серий трип-сталей представлен в таблице 1. В этой таблице приведены средние значения фазового состава с разбросом данных $\pm 8\%$. Фрактографические исследования поверхностей разрушения были проведены на сканирующем электронном микроскопе VEGA\\SBU.

Механические свойства при статическом растяжении определяли на механической 10-тонной машине Instron 3380, а испытания на усталость проводили на установке Instron Electropuls E 3000 в условиях повторного растяжения с минимальным напряжением цикла $\sigma_{\min} = 100$ МПа и частотой нагружения 30 Гц. Для проведения как статических, так и усталостных испытаний использовались одни и те же образцы (рис. 1, а).



а



б

Рис. 1. Форма и размеры образца для испытания на статическое растяжение и усталость при повторном растяжении (а) и кривая статического растяжения трип-стали образцов серии 1 (б)

Таблица 1 – Химический состав исследованных серий трип-сталей

Серия	Фазовый состав, % γ -Fe/ α -Fe	Содержание элементов, вес. %								
		C	Si	Mn	Ni	S	Cr	Mo	Ti	Al
Серия 1	39/61	0,214	0,572	0,493	5,590	0,004	10,80	2,08	0,015	0,007
Серия 2	33/67	0,25	0,519	0,397	5,520	0,005	10,00	1,82	0,014	0,010
Серия 3	91/9,9	0,20	0,425	0,398	5,770	0,001	14,30	2,60	0,012	0,004

В результате прокатки в образцах серии 1 сформировалась структура с вытянутыми вдоль прокатки зернами аустенитной фазы γ (светлые участки на рис. 2, а) протяженностью до 100 мкм и темными участками мартенсита деформации α' . В некоторых областях мартенситной фазы наблюдаются микротрещины протяженностью ~ 35 мкм (область А на рис. 2, а). В аустенитной составляющей структуры остаточные напряжения сжатия составляли -460 МПа, а в мартенсите деформации остаточные напряжения растяжения $+510$ МПа. В исходном состоянии образцы серии 2 толщиной 0,3 мм имели очень сильно выраженную текстуру по плоскости (220) аустенита и по плоскости (211) мартенсита, а в образцах серии 3 толщиной 0,8 мм текстура практически не наблюдалась.

Для примера, на рис. 1, б представлен вид кривой статического растяжения образцов холоднокатаной

ленты толщиной 0,3 мм серии 1. Кривая статического растяжения образцов ленты толщиной 0,8 мм представлена на рис. 3, а. В конце стадии деформационного упрочнения на кривой растяжения наблюдалась небольшая зубчатость (рис. 3, б), что, по-видимому, связано с дополнительным образованием мартенсита деформации. Были получены следующие механические свойства исследованных образцов (таблица 2).

Видно, что у образцов серии 3 толщиной 0,8 мм с меньшей объемной долей мартенсита наблюдаются более низкие механические свойства (предел прочности и предел текучести), но более высокое относительное удлинение по сравнению с образцами серии 1 и 2. Соответственно характеристики циклической прочности выше у образцов серий 1 и 2 (рис. 4). У образцов серий 1 и 2 предел выносливости σ_R находится в интервале напряжений 780–800 МПа (отношение $\sigma_R/\sigma_B = 0,43$),

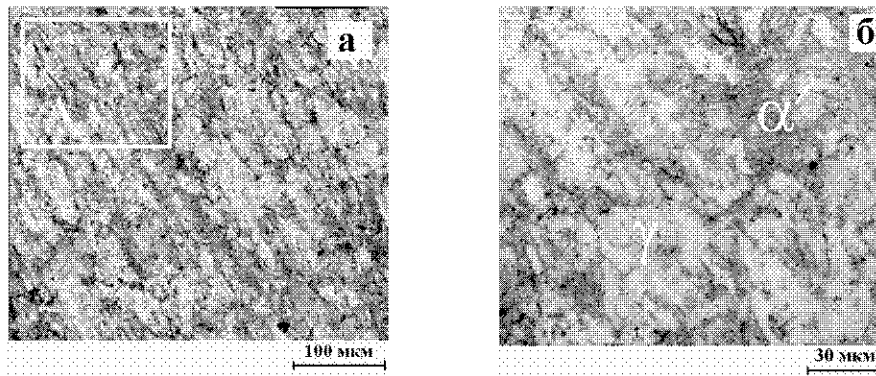


Рис. 2. Структура холоднокатаной ленты двухфазной трип-стали серии 1

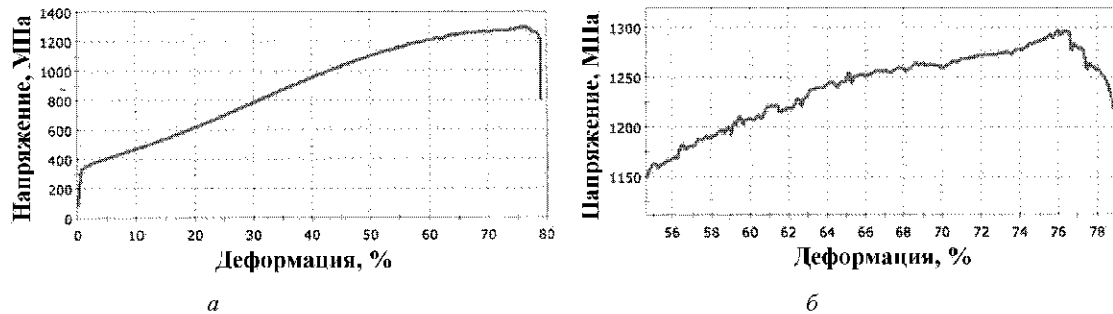


Рис. 3. Кривые статического растяжения трип-стали серии 3: а – кривая растяжения; б – конечный участок кривой растяжения

Таблица 2 – Механические свойства образцов из трип-стали 23Х15Н5СМ3Г

Серия	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	HV50
Серия 1	1750	894	21,6	468
Серия 2*	1687	870	9,92	484
Серия 3	1298	332	75,5	190

* Механические свойства при статическом растяжении определяли на образце, который простоял 10^7 циклов при $\sigma_{max} = 740$ МПа

а у образцов серии 3 составляет 470 МПа (отношение $\sigma_R/\sigma_B = 0,36$). Ограниченная долговечность также выше у образцов серий 1 и 2 с более высокими механическими свойствами.

Исследование изменения твердости образцов серии 2 в зависимости от числа циклов до разрушения показало (рис. 5), что в процессе циклического деформирования происходит разупрочнение материала, которое может быть связано с наличием в материале перед разрушением большого количества микротрещин.

В работе [5] на образцах из ленты из трип-стали 23Х15Н5СМ3Г толщиной 0,3 мм было показано, что при испытании на усталость при $\sigma_{\max} = 1000$ МПа ($\sigma_{\min} = 500$ МПа) происходит дополнительное превращение исходного аустенита в мартенсит деформации. При этом происходит снижение среднего уровня микронапряжений и локальной концентрации микронапряжений. В настоящей работе в образцах серии 2, испытанных при $\sigma_{\max} = 880$ МПа (долговечность до разрушения $N_p = 1,5 \cdot 10^4$ циклов) и $\sigma_{\max} = 780$ МПа

(долговечность до разрушения $N_p = 3 \cdot 10^6$ циклов), практически не было обнаружено изменение фазового состава по сравнению с исходным состоянием. Так же, как и в исходном состоянии наблюдалась сильно выраженная текстура по плоскости (220) аустенита и по плоскости (211) мартенсита. Возможно, что в отличие от работы [5], в нашем случае максимальное напряжение цикла при проведении испытаний на усталость не было выше предела текучести.

Характер поверхности разрушения при статическом растяжении образцов из трип-стали серии 1 представлен на рис. 6. При небольшом увеличении на рис. 6, а видна небольшая локальная зона вытяжки (область А), в результате чего часть поверхности разрушения образована макросдвигом (рис. 6, б). Основная же поверхность статического разрушения перпендикулярна направлению оси растяжения. Механизм статического разрушения связан с типичным вязким ямочным разрушением (зона А на рис. 6, в), а на сдвиговых участках поверхности разрушения наблюдаются вытянутые ямки, типичные для вязкого сдвигового разрушения.

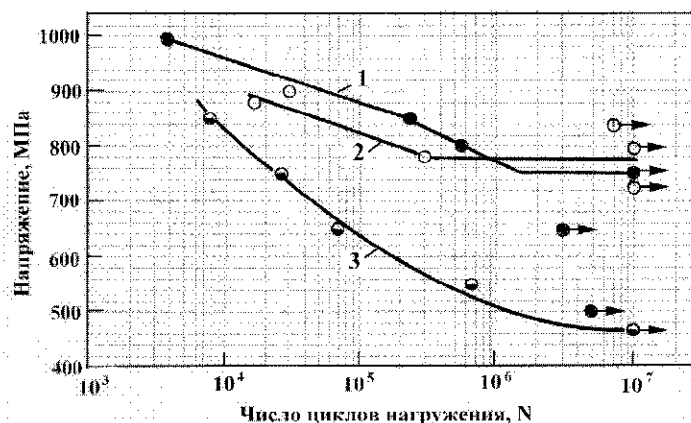


Рис. 4. Кривые усталости образцов из трип-стали при повторном растяжении: номера на рисунке соответствуют номерам серий

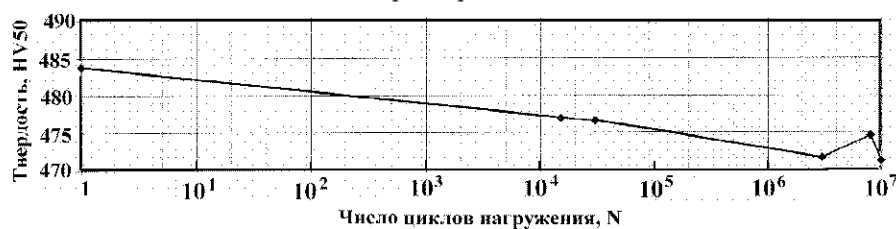


Рис. 5. Изменение твердости образцов серии 2 в зависимости от числа циклов до разрушения

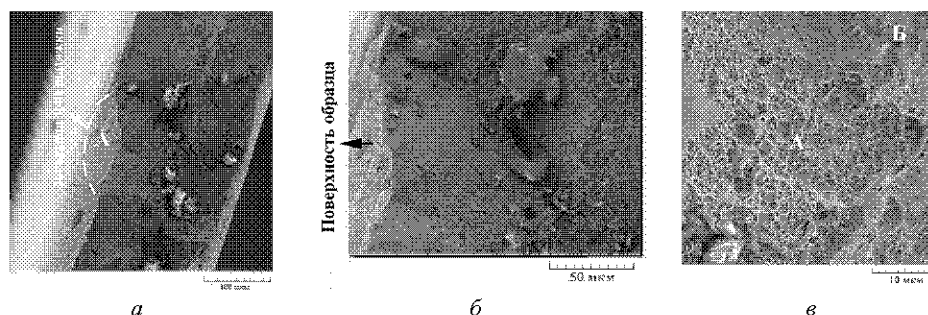


Рис. 6. Фрактография поверхности разрушения при статическом растяжении трип-стали серии 1

На рис. 7, *a* представлен общий вид части поверхности усталостного разрушения образца из трип-стали серии 1, где с угла боковой поверхности образца зародилась усталостная трещина и откуда началось ее стабильное распространение (рис. 7, *a* – область А). В области Б происходил ускоренный рост усталостной трещины (стрелками показано направление распространения трещины). На рис. 7, *б–д* представлены фрактографические картины поверхностного рельефа в зоне стабильного роста усталостной трещины, которые отражают специфику двухфазной структуры материала. Видно, что наблюдается довольно плоский рельеф с характерными квазихрупкими усталостными бороздками, наличие которых отражает прерывистый рост усталостной трещины. В более пластичной аустенитной фазе наблюдаются типичные регулярные усталостные бороздки (зона А на рис. 7, *б*), а в области мартенсита деформации усталостные бороздки имеют нерегулярный извилистый характер и между ними наблюдается вторичное растрескивание (зона Б на рис. 7, *б*). Наблюдаются также участки квазивязкого рельефа, а также трещины, вытянутые вдоль направления распространения усталостной трещины, по-видимому, обусловленные скоплением неметаллических включений и расслоением материала (стрелка) (рис. 7, *в*). Эти трещины, по-видимому, возникли уже при холодной прокатке в мартенситной фазе (рис. 2, *a*). Переход к уско-

ренному росту усталостной трещины связан с наличием большого количества микротрещин вторичного растрескивания (рис. 7, *з*) и появлением участков поверхностей вязкого разрушения с признаками формирования ячеистой структуры (рис. 7, *д*). На рис. 7, *е* отчетливо видна зона перехода от усталостного разрушения (область А) к вязкому статическому долому (зона Б). Виден также дефект в виде трещины, образованный из-за скопления включений. Статический долом образца связан с типичным вязким ямочным рельефом.

На рис. 8 представлены фрактографические картины поверхности усталостного разрушения образца серии 3. На общем виде излома хорошо видна зона усталостного разрушения (зона А на рис. 8, *a*) и зона статического вязкого ямочного долома (зона Б на рис. 8, *a* и рис. 8, *б*). Зона стабильного усталостного разрушения связана с вязким бороздчатым рельефом, который расположен между гребенчатыми образованиями (рис. 8, *в, з*). На стадии ускоренного развития трещины ближе к зоне статического долома наблюдается квазихрупкая поверхность разрушения и вторичное растрескивание (рис. 8, *д*). Однако в аустенитных зернах отчетливо проявляются пластичные усталостные бороздки (рис. 8, *е*). Статический долом образцов серии 3 также связан с типичным вязким ямочным рельефом.

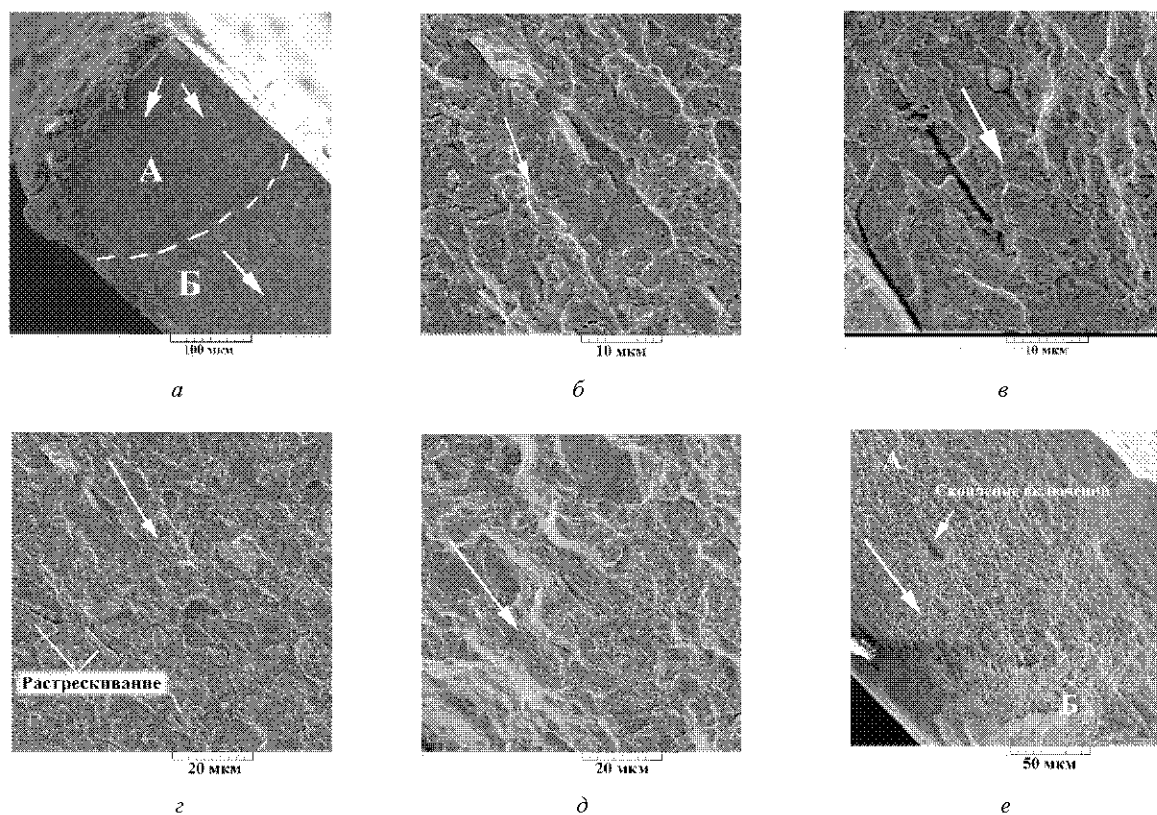


Рис. 7. Фрактография поверхности усталостного разрушения в образцах трип-стали серии 1 (стрелками указано направление распространения трещины): *a, б, з, д, е* – $\sigma_{\max} = 850$ МПа, $N = 2,2 \cdot 10^5$ циклов до разрушения, *в* – $\sigma_{\max} = 800$ МПа, $N = 5,54 \cdot 10^5$ циклов

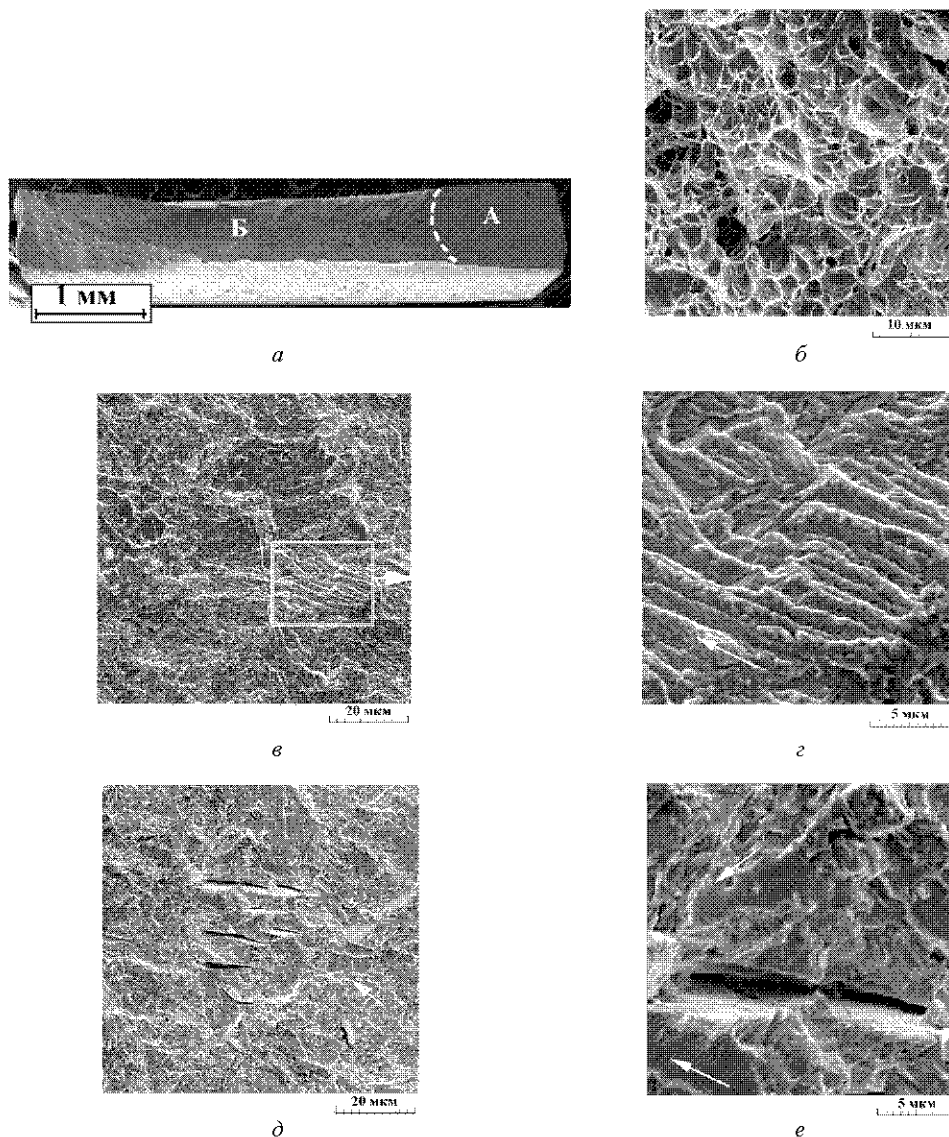


Рис. 8. Фрактография усталостного разрушения образца из трип-стали серии 3 ($\sigma_{\max} = 650 \text{ МПа}$, $N = 6,5 \cdot 10^4$ циклов нагружения); стрелками указано направление распространения трещины

Выводы

Механические испытания трех серий образцов из трип-стали после холодной и теплой прокатки показали более высокую статическую и усталостную прочность у образцов после холодной прокатки: $\sigma_B = 1750 \text{ МПа}$ (при относительном удлинении 21,6%), $\sigma_R = 750 \text{ МПа}$ (на базе 10^7 циклов), отношение $\sigma_R/\sigma_B = 0,43$. После теплой прокатки указанные характеристики прочности существенно меньше: $\sigma_B = 1208 \text{ МПа}$, $\sigma_R = 470 \text{ МПа}$, $\sigma_R/\sigma_B = 0,36$.

При исследованных режимах усталостного нагружения образцов из трип-стали после холодной прокатки дополнительное фазовое превращение остаточного аустенита в мартенсит деформации не наблюдалось. Однако на поверхности усталостного разрушения таких образцов наблюдается довольно плоский рельеф с характерными квазивязкими усталостными бо-

роздками, наличие которых отражает прерывистый рост усталостной трещины.

У образцов после теплой прокатки зона стабильного усталостного разрушения связана с вязким бороздчатым рельефом, который расположен между гребенчатыми образованиями.

Статический долом во всех исследованных сериях образцов был связан с типичным вязким ямочным рельефом.

Список литературы

1. Olson G. B. Transformation Behavior of TRIP Steels / G. B. Olson, M. Azrin M. // Metallurgical Transactions. – 1978. – Vol. 9A, N 5. – P. 713–721.
2. Analysis of the martensitic transformation at various in TRIP steel / [M. R. Berrahmoune, S. Berveiller, K. Inal and etc.] // Materials Science and Engineering, A, 378. – 2004. – P. 304–307.

3. Усталостная прочность тонколистовой трип стали / [В. Ф. Терентьев, Л. Е. Алексеева, С. А. Кораблева и др.] // Тр. 4-й междунар. конф. «Деформация и разрушение материалов и наноматериалов – DFMN 2011». – М.: ИМЕТ РАН, 2011. – С. 392 – 394.
4. Fatigue Strength of TRIP Steels / [G. B. Olson, R. Chait, M. Azrin M. and etc.] // Metallurgical Transactions. – 1980. – Vol. 11 A, June. – P. 1069–1071.
5. Механизм усталостного разрушения трип-стали при воздействии циклических нагрузок / [Л. Е. Алексеева, А. С. Баев, А. А. Буржанов и др.] // Деформация и разрушение материалов. – 2009. – №12. – С. 25–26.
6. Su Yu Fatigue properties of low – silicon TRIP – SH steel / [Su Yu, Zhang Mei, Fu Ren Yu and etc.] // Jinshu rechuli = Heat Treat. Metals. – 2008. – Vol. 33, N 8. – P. 25–30.
7. Влияние структурных факторов на способность высокопрочной холоднокатаной стали к развальцовке / [М. Г. Капустин, Н. Потгоре, И. Гупта и др.] // Деформация и разрушение материалов. – 2007, № 2. – С. 27–32.
8. Haidemenopoulos G. N. Exploitation of the TRIP Effect for the Development of Formable, Fracture and Fatigue Resistant Steels for Automotive Applications / Haidemenopoulos G. N. // Engineering Against Fracture: Proceedings of the 1st Conference. Springer Science + Business Media B.V. – 2009. – P. 31–40.
9. Терентьев В. Ф. Процессы микро- и макропластической деформации металлических материалов ниже предела выносливости / Терентьев В. Ф. // Металлы. – 2003, № 5. – С. 73–80.
10. О различии пластической деформации поверхностных и внутренних слоев поликристаллического железа при усталостном нагружении / [В. М. Горицкий, В. С. Иванова, Л. Г. Орлов, В. Ф. Терентьев] // ДАН СССР. – 1972. – Т. 205, №4. – С. 812–814.
11. Изменение дислокационной структуры армо-железа в процессе усталости при температурах 20 и -196 °С / [В. С. Иванова, Л. Г. Орлов, В. М. Горицкий, В. Ф. Терентьев] // В сб. : Физические процессы пластической деформации при низких температурах. – К. : Наукова думка, 1974. – С. 296–304.
12. Лободюк В. А. Мартенситные превращения / В. А. Лободюк, Э. И. Эстрин. – М. : Физматлит, 2009. – 352 с.
13. Haidemenopoulos G.N. Transformation microyielding of retained austenite /G. N. Haidemenopoulos, M. Grujicic, G.B. Olson //Acta metall. – 1989, Vol. 37, N 6. – P. 1677–1682.
14. Cyclic Deformation of Advanced High – Strength Steels: Mechanical Behavior and Microstructural Analysis / [T. B. Hilditch, I. B. Timokhina, L. T. Robertson and etc.] // Metallurgical and Materials Transactions, A, February. – 2009, Vol. 40A. – P. 342–353.
15. Huo C.Y. Strain – induced martensitic transformation in fatigue crack tip zone for a high strength steel /C. Y. Huo, H. L. Gao //Materials Characterization. – 2005, Vol. 55. – P. 12–18.
16. Fatigue crack propagation in trip steels / G. R. Chanani, Stephen D. Antolovich, W.W. Gerberich // Met. Trans. – 1972. – Vol. 3, N 10. – P. 2661–2672.
17. Su Yu Fatigue properties of low – silicon TRIP – SH steel / [Su Yu, Zhang Mei, Fu Ren Yu and etc.] // Jinshu rechuli = Heat Treat. Metals. – 2008. – Vol. 33, N 8. – P. 25 – 30.
18. Tomita T. Estimation of deformation behavior of TRIP steels – smooth/ringed – notched specimens under monotonic and cyclic loading / T. Tomita, Y. Shibusani //International Journal of Plasticity. – 2000. – Vol. 16, Issues 7–8, 1 June. – P. 769–789.
19. Sugimoto S. I. Low - Cycle Fatigue of TRIP Aided Dual Phase Steels / S. I. Sugimoto, K. I. Kobayashi, S. I. Hashimoto // J. Jpn. Inst. Met. – 1990. – Vol. 54, N. 12. – P. 1350–1357.
20. Effect of Austenite on Low Cycle Fatigue in Three - Phase Steel / [Z. Z. Hu, M. L. Ma, Y. Q. Liu and etc.] // Int. J. Fatigue. – 1997. – Vol. 19, N. 8–9. – P. 641–646.

Одержано 09.12.2011

Терентьев В.Ф., Алексеева Л.С., Кораблева С.А., Просвірнін Д.В., Панкова М.Н., Філіппов Г.А. Статична та втомна міцність трип-сталі системи C-Ni-Cr

Наведено характеристики статичної та втомної міцності трип-сталі системи C-Ni-Cr. Аналізуються особливості змінювання структурного стану високоміцнісної тонколистової трип-сталі у процесі статичного та циклічного деформування в зоні багато циклової втомки. На основі фактографічного аналізу зламів високоміцнісної сталі досліджено механізми її втомного руйнування.

Ключові слова: трип-сталі, фазовий склад, механічні властивості, втомна міцність, фактографія руйнування.

Terentjev V., Alexejeva L., Korabljova S., Procvirnin D., Pankova M., Phylippov G. Static and fatigue strength of C-NI-CR system trip-steel

Static and fatigue strength characteristics of C-Ni-Cr system TRIP-steel are presented. The specific changes of the structural state of the high-strength steel sheet during static and high-cyclic deformation are considered. The mechanisms of steel fatigue fracture are studied using fracture surface analysis.

Key words: trip-steel, phase composition, mechanical properties, fatigue strength, fracture surface pattern.