

УДК 669.01:621.01/03

DOI: 10.18577/2071-9140-2014-0-s4-125-135

В.Б. Григоренко¹, М.Р. Орлов¹, Л.В. Морозова¹, П.Л. Журавлева¹**ИССЛЕДОВАНИЕ СТАТИЧЕСКОГО РАЗРУШЕНИЯ БОЛТОВ ИЗ СТАЛИ 30ХГСА В УСЛОВИЯХ ЭКСПЛУАТАЦИИ**

Использование сталей бейнитного класса – наряду с преимуществами в прочностных показателях при соответствующей термической обработке – имеет некоторые технологические сложности. В процессе производства деталей должна быть обеспечена длительная стабильность структуры, которая определяет безопасность и надежность при эксплуатации. Для установления причин разрушения болтов из стали 30ХГСА исследованы химический и фазовый составы, микроструктура и изломы. В результате проведенного анализа определены причины разрушения болтов и даны рекомендации по их устранению.

Ключевые слова: разрушение, бейнит, остаточный аустенит, мартенсит, структура.

Alongside with advantages in strength indicators provided by the corresponding heat treatment, application of steels of the bainitic class causes some technological problems. Long-term stability of structure, which influences safety and reliability at operation, has to be provided at production of parts. In order to find out causes of destruction of 30KhGSA steel bolts, chemical and phase compositions, microstructure and fracture surfaces were investigated. As a result of the analysis undertaken, causes of bolts destruction were defined and recommendations about their elimination were made.

Keywords: fracture, bainite, residual austenite, martensite, structure.

¹Федеральное государственное унитарное предприятие «Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов» Государственный научный центр Российской Федерации [Federal state unitary enterprise «All-Russian scientific research institute of aviation materials» State research center of the Russian Federation] E-mail: admin@viam.ru

Введение

Безопасная эксплуатация сложных технических систем (СТС) обеспечивается благодаря расчетам запасов конструкционной прочности деталей конструкции, включая детали крепежа, в условиях длительного воздействия статических и динамических нагрузок, температуры, а также агрессивного воздействия окружающей среды [1, 2]. Не менее важным фактором работоспособности СТС является структурная стабильность материалов элементов конструкции в процессе всего срока эксплуатации. Различные виды термической обработки среднеуглеродистых комплекснолегированных сталей предназначены для обеспечения их структурной стабильности в высокопрочном состоянии. Наиболее распространенным видом термической обработки конструкционных сталей является закалка на мартенсит с последующим отпуском. Исследования сталей с ферритной и бейнитной структурами являются весьма актуальными [3–6].

В последнее время большое внимание уделяется производству сталей со структурой бейнита (136RE, RB390, Э30ХГ2САФМ), обеспечивающего работоспособность тяжело нагруженных рельсов и крестовин [7–8]. Однако присутствие в структуре бейнита значительного количества остаточного аустенита предопределяет проявление эффекта «бейнитной хрупкости» [10–14], требующего учета при расчетах запасов статической прочности элементов конструкции СТС. Необходи-

мо учитывать и невысокую коррозионную стойкость стали 30ХГСА, для увеличения которой применяют защитные покрытия различных типов [15]. При использовании гальванических методов нанесения покрытий возможно наводороживание основного материала [16], что может значительно изменить структуру и свойства стали.

Материалы и методы

Разрушение болтов М14 из стали 30ХГСА, имеющих защитное кадмиевое покрытие, обнаружено в процессе длительной эксплуатации СТС. После обнаружения полностью отделившейся головки болта выполнен осмотр всех фланцев СТС, в результате которого выявлены дефектные болты с трещинами, часть из которых разрушилась при демонтаже.

Для проведения исследований отобраны следующие болты:

- изготовленные и испытанные при растяжении (1, 2);
- разрушившиеся при демонтаже (3, 4);
- с трещинами (5, 6);
- отработавшие ресурс без разрушения (7–10).

Из анализа технологии изготовления болтов М14 выделены основные этапы технологических операций. После механической обработки прутка и последующей накатки резьбы проводится термическая обработка по двум схемам:

- изотермическая закалка на бейнит: нагрев в соляной ванне до 900±10°С, выдержка 15–20 мин, перенос в щелочную ванну с температурой 360±5°С, выдержка 15–20 мин;

– закалка на мартенсит: нагрев до $900 \pm 10^\circ\text{C}$, выдержка 50 мин, охлаждение в масле, отпуск при 520°C , выдержка 45 мин, охлаждение в воде.

Далее, после окончательной механической обработки и нанесения гальванического покрытия на болты (путем серноокислого кадмирования), проводится обезводороживающий отжиг.

Исследование качества материала и установление причин разрушения болтов из стали 30ХГСА выполнены в соответствии с областью аккредитации Испытательного центра ВИАМ [17–20].

Анализ тонкой структуры и изломов болтов выполнен методами металлографии высокого разрешения и фрактографии на оптическом микроскопе фирмы Leica и растровом электронном микроскопе (РЭМ) JSM-6490LV с приставкой для энергодисперсионного микрорентгеноспектрального анализа (МРСА) INCA x-sight.

Исследование химического состава материала болтов проведено методом оптико-эмиссионного спектрального анализа на приборе ARL 4460 на соответствие требованиям ГОСТ 4543–71 для стали 30ХГСА. Содержание водорода в стали 30ХГСА определено на газоанализаторе RHEN-602. Твердость HRC сердцевины измеряли на твердомере ТК-2 при нагрузке 150 кг на соответствие требованиям чертежа.

Содержание остаточного аустенита определяли методом рентгеноструктурного анализа (РСА) на дифрактометре D/MAX-2500 с монохроматическим $\text{Cu } K_\alpha$ -излучением. Расшифровка дифрактограмм проведена с помощью специализированной программы Jade5 и базы данных PDF2. Количественный анализ выполнен методом RIR, основанном на расчете состава по данным относительной интенсивности дифракционных рефлексов фаз.

Результаты

Результаты химического анализа материала болтов приведены в табл. 1. Состав материала болтов соответствует стали 30ХГСА (по ГОСТ 4543–71).

Результаты определения твердости материала болтов приведены в табл. 2.

Значения твердости по Роквеллу соответствуют твердости, которая должна быть получена в результате изотермической закалки. Внешний вид исследованных болтов представлен на рис. 1 и 2.

На представленных снимках (см. рис. 1 и 2) видно, что разрушение болтов при испытаниях при растяжении с определением предела прочности после полного цикла изготовления развивается по наименьшему сечению – по виткам резьбы (см. рис. 1, болты 1 и 2), в то время как разрушение болтов при эксплуатации развивается в зоне радиуса ($R1^{+0,2}$) перехода цилиндрической части шейки к опорной плоскости головки болтов (см. рис. 2, болты 3–6).

Особенностью разрушения болтов 3–6 является траектория движения трещины, ориентированная в тело головки болта с выходом трещины в полость шестигранника (под торцовый ключ) и выходом на опорную плоскость головки болта (отмечено белыми стрелками на рис. 2). Выявленная особенность развития трещин свидетельствует об увеличении поверхности разрушения дефектных болтов в сравнении с болтами, испытанными на прочность при растяжении (см. рис. 1), разрушение которых проходит по минимальному сечению рабочей части болта – по впадинам резьбы.

Увеличение поверхности разрушения болтов 3–6 сопровождается повышением энергоемкости процесса разрушения, что, вероятно, компенсируется

Таблица 1

Химический состав материала болтов

Условный номер болта	Содержание химических элементов*, % (по массе)							
	C	Si	Mn	Cr	Ni	P	S	H
1	0,32	1,17	0,96	0,89	0,08	0,017	0,015	0,0015
2	0,32	1,12	0,90	1,08	0,05	0,013	0,014	–
3	0,32	1,12	0,89	1,10	0,14	0,013	0,015	0,0035
4	0,32	1,13	0,90	1,10	0,15	0,013	0,015	–
5	0,32	1,14	0,92	1,10	0,16	0,013	0,015	0,0058
6	0,33	1,01	1,04	1,00	0,12	0,015	0,014	–
7	0,32	1,13	0,91	1,10	1,15	0,014	0,014	0,0068
Сталь 30ХГСА (ГОСТ 4543–71)	0,28–0,34	0,90–1,20	0,80–1,10	0,80–1,10	$\leq 0,30$	$< 0,025$	$< 0,025$	–

* Fe – основа.

Таблица 2

Результаты определения твердости материала болтов

Условный номер болта	1	2	3	4	5	6	7
Твердость HRC	39	34,5	39	36,5	36,5	40	38

релаксацией упругих напряжений непосредственно в головке болта.

Результаты фрактографических исследований разрушившихся болтов 3–6 представлены типичными фрактограммами на рис. 3 (болт 4) и рис. 4 (болт 5). Особенностью разрушения болтов в условиях нормального статического отрыва является преимущественно фасеточный рельеф излома, соответствующий механизму квазискола. Аналогичный механизм разрушения характерен и для болтов 1 и 2, разрушенных при испытаниях на предел прочности (рис. 5, болт 1).

В процессе фрактографических исследований болтов, разрушившихся по радиусу ($R1^{+0,2}$) перехода цилиндрической части шейки к опорной плоскости головки, выявлено приповерхностное деформирование структуры стали 30ХГСА на глубину ~50 мкм. Деформация возникла при механической обработке, выполненной после изотермической закалки заготовок. Деформированная структура приповерхностной зоны имеет характерную направленность и микротрещины.

Опыт исследований среднеуглеродистых комплексно-легированных сталей показывает, что разрушение сталей со структурой отпуска мартенсита в условиях нормального отрыва имеет ямочный микрорельеф, в то время как структура бейнитная характеризуется разрушением по механизму квазискола с формированием в изломе террас фасеток [8, 9]. Это подтверждает проведение изотермической закалки в процессе изготовления болтов.

Деформированная структура бейнита в приповерхностной зоне зарождения статических трещин свидетельствует о выполнении механической обработки после термической обработки заготовок болтов.

Состав поверхности очаговой зоны разрушения на примере болта 4 исследовали методом МРСА. На поверхности болта имеется защитное кадмиевое покрытие, состоящее из двух слоев (зоны 2 и 3) толщиной ~8 и 15 мкм соответственно (рис. 6). Анализ химического состава поверхности разрушения показывает, что в деформированном поверхностном слое толщиной ~5 мкм (зона 1) присутствуют химические элементы, входящие в состав стали 30ХГСА, кадмия в составе стали не обнаружено.

Для проведения металлографического анализа изготовлены образцы из всех исследуемых болтов. Загрязненность неметаллическими включениями болтов 1–7, изготовленных из стали 30ХГСА, соответствует 1 баллу (по ГОСТ 1778–70, вариант Ш4 (поле зрения при увеличении $\times 100$)).

Исследование микроструктуры болтов выполнили методом РЭМ на металлографических шлифах, подвергнутых травлению в 5%-ном спиртовом растворе HNO_3 . В образцах 1–6 выявлена бейнитная структура (рис. 7, а, б), в образце 7 – структура мартенсита (рис. 8, а, б).

Травление поверхности изломов болтов с бейнитной структурой подтвердило происхождение фасеток в изломах – разрушение по механизму квазискола пластин бейнита, армированных игольчатыми выделениями цементита (рис. 7, в, з). Разрушение мартенсита отпуска имеет типичный ямочный рельеф, выявленный в изломе болта 7, испытанном при растяжении (рис. 8, в, з).

Фазовый анализ трех образцов из болтов 1, 4, 5, выполненный методом РСА с обработкой данных с помощью специализированной программы Jade5 и базы данных PDF2, позволил определить содержание остаточного аустенита:

Образцы, изготовленные из болта (условный номер)	Содержание остаточного аустенита, % (по массе)
1	~11,3
4	~14,0
5	~13,5

В образце из болта 7 остаточного аустенита методом РСА не обнаружено. В образцах из болтов 4 и 5 в аустените наблюдается текстура – плоскость {111} кристаллической решетки аустенита ориентирована преимущественно перпендикулярно оси болта. Для устранения влияния текстуры интенсивность линии для образцов из болтов 4 и 5 нормировали по всем рефлексам, приведенным в базе данных PDF2 (согласно их относительным интенсивностям).

Обсуждение и заключения

В результате выполненных исследований установлено, что микроструктура болтов 1–6 из стали 30ХГСА представляет собой бейнит, содержащий остаточный аустенит. Микроструктура болта 7 из стали 30ХГСА в составе партии болтов, отработавших на изделии без разрушения, соответствует мартенситу отпуска. В болтах, разрушившихся при эксплуатации, содержание остаточного аустенита достигает максимального значения: ~13,5–14% (по массе).

Структура бейнита предопределяет фасеточный механизм статического разрушения стали 30ХГСА, имеющий более низкую энергоёмкость процесса разрушения в сравнении с вязким ямочным механизмом разрушения стали со структурой мартенсита отпуска [8].

Известно также, что среднеуглеродистые конструкционные стали проявляют склонность к замедленному разрушению при статических нагрузках ниже предела текучести стали в условиях циклических (суточных и сезонных) изменений температуры [13, 14].

Остаточный аустенит в структуре стали 30ХГСА, содержание которого может достигать 12–15% (по массе), при бейнитном превращении в процессе изотермической закалки распадается по мартенситному механизму вследствие влияния низких температур и механических напряжений.

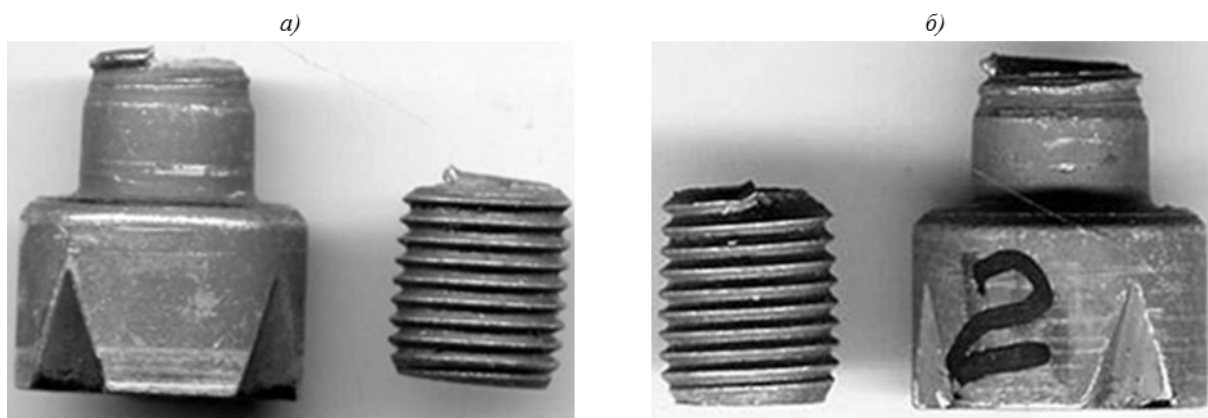


Рис. 1. Внешний вид разрушенных болтов 1 (а) и 2 (б) после испытаний при растяжении (×2)

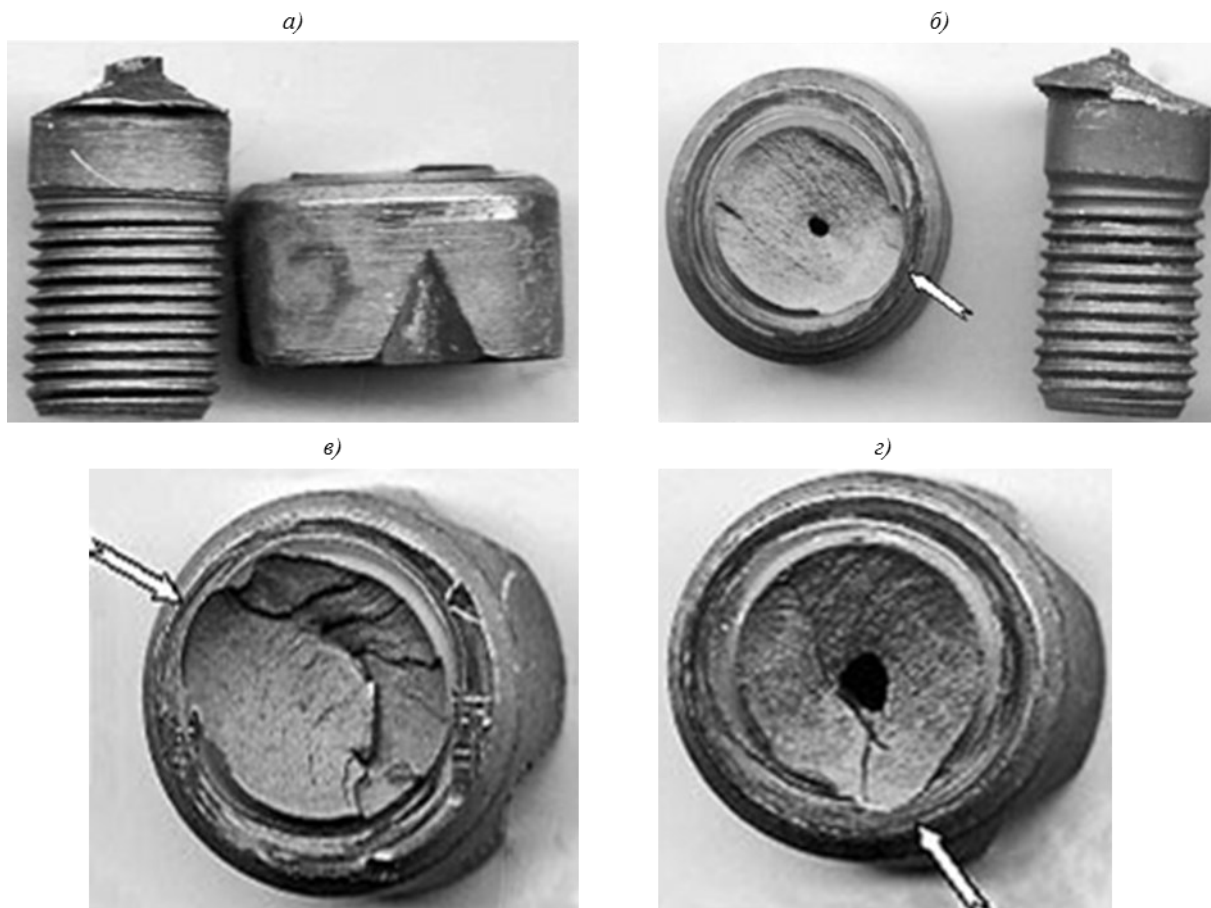


Рис. 2. Внешний вид разрушенных болтов 3 (а), 4 (б), 5 (в) и 6 (г) при эксплуатации (стрелками указан выход трещины на опорную плоскость головки болта, ×2)

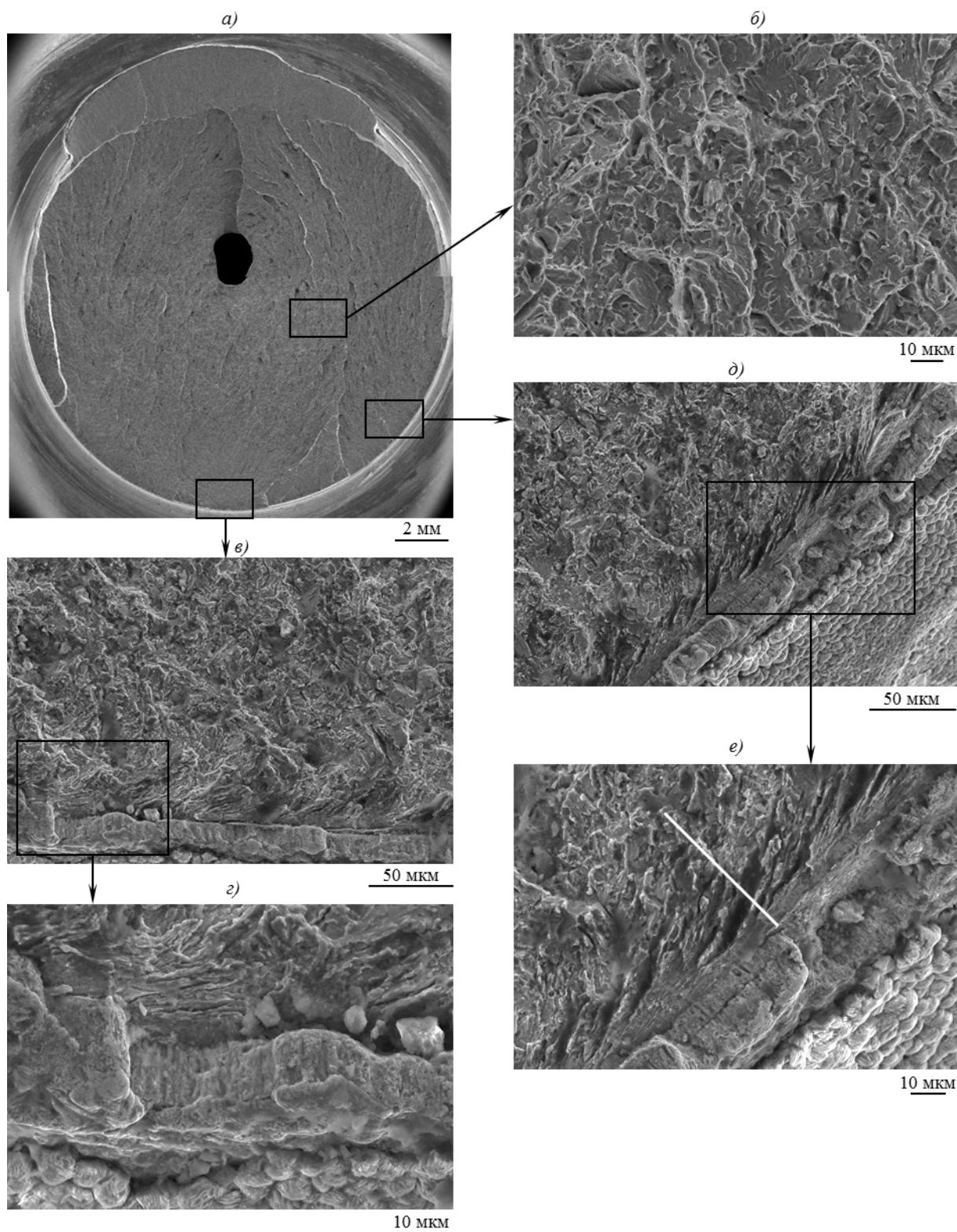


Рис. 3. Внешний вид разрушенного болта 4. Интенсивная деформация поверхностного слоя (отмеченного белой линией) в месте зарождения статической трещины:

a – общий вид разрушения ($\times 8$); *b* – фасетки квазискола ($\times 1000$); *в-е* – очаговая зона разрушения с деформированной структурой (*в, д* – $\times 500$; *з* – $\times 1500$; *е* – $\times 1000$)

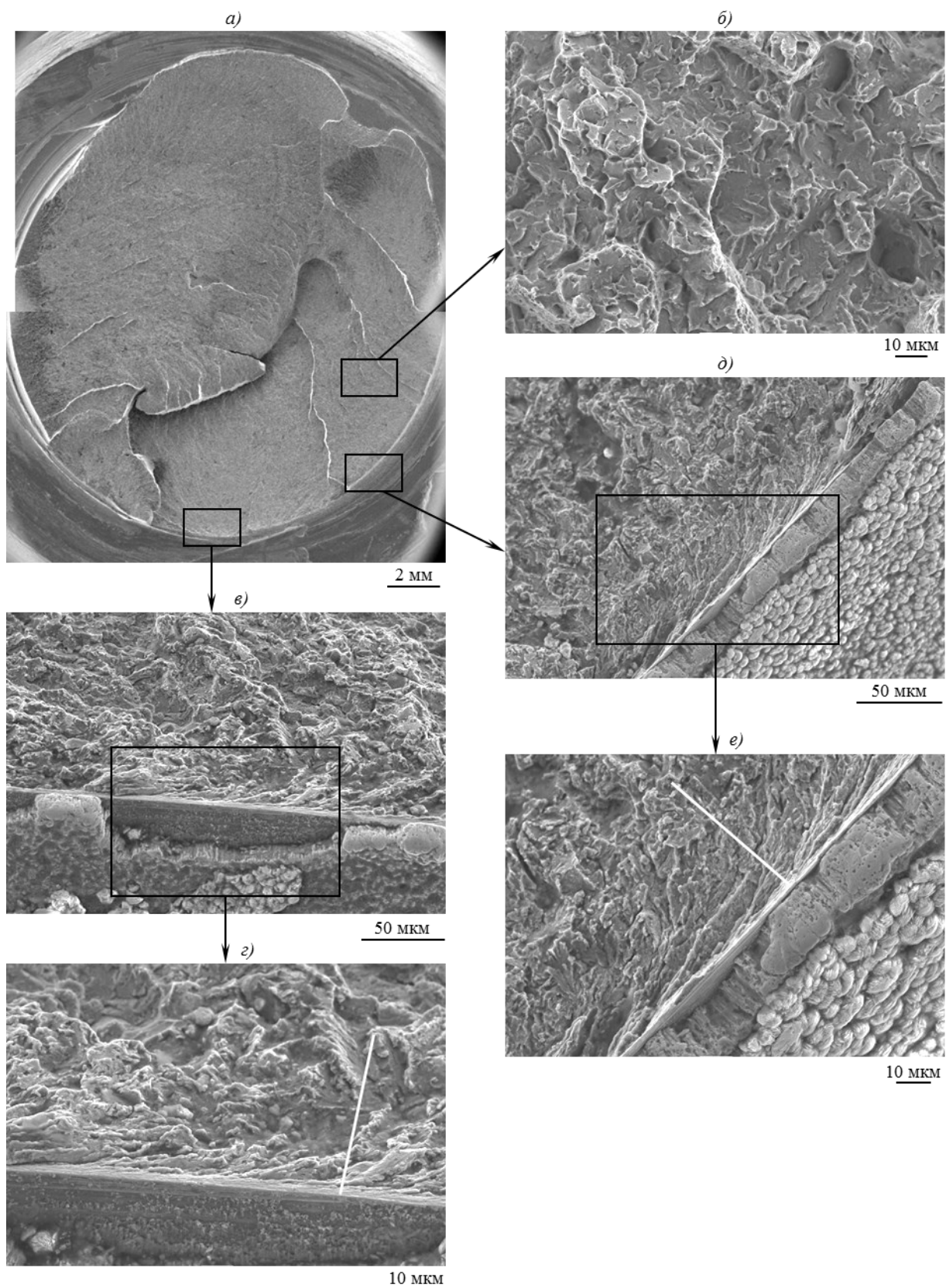


Рис. 4. Внешний вид разрушенного болта 5. Интенсивная деформация поверхностного слоя (отмеченного белой линией) в месте зарождения статической трещины:

a – общий вид разрушения ($\times 8$); *б* – фасетки квазисферы ($\times 1000$); *в-е* – очаговая зона разрушения с деформированной структурой (*в, д* – $\times 500$; *з, е* – $\times 1000$)

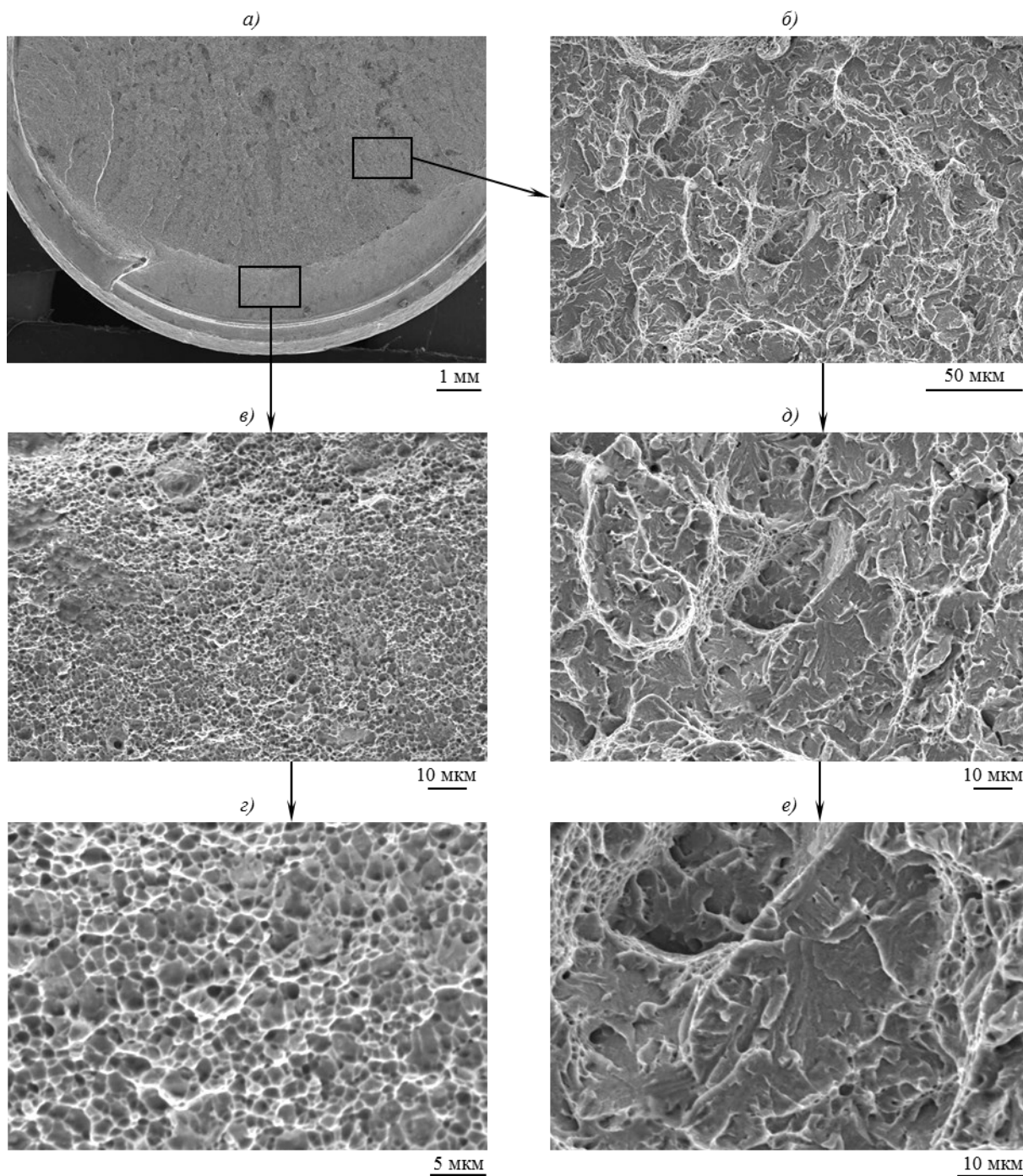


Рис. 5. Внешний вид разрушенного болта 1 по механизму квазискола в центральной зоне (а, б, д, е) и вязкое разрушение в приповерхностной зоне с образованием ямочного рельефа (в, з – зона долома): а – $\times 12$; б – $\times 500$; в, д – $\times 1000$; з – $\times 3000$; е – $\times 2000$

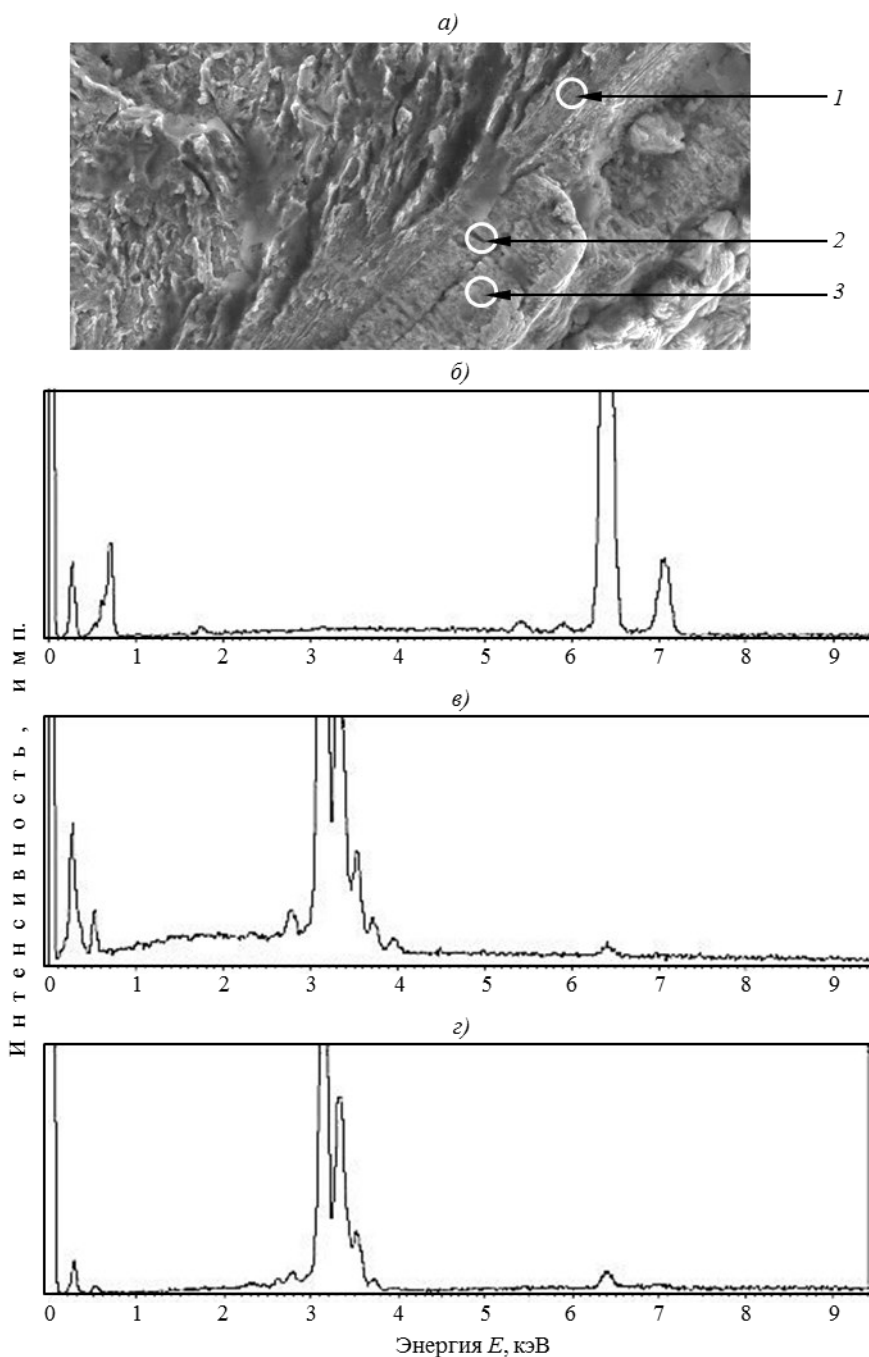


Рис. 6. Результаты определения методом МРСА состава поверхностного слоя материала болта 4 в очаговой зоне разрушения с деформированной структурой (а) и характеристические спектры зон анализа 1–3 соответственно (б–г)

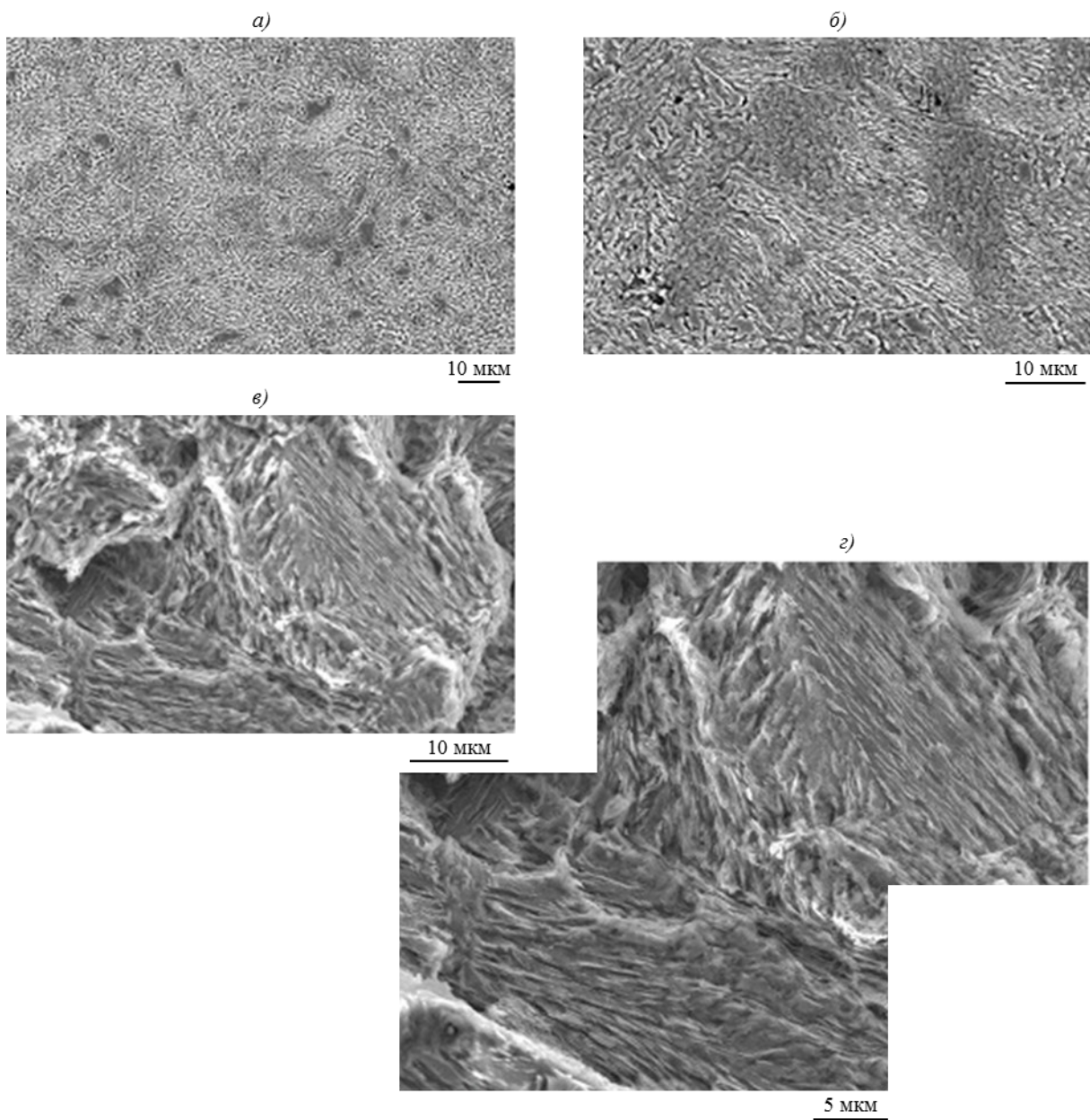


Рис. 7. Микроструктура болта 5 на металлографическом шлифе (а, б) и в изломе (в, з) болта б, представленная верхним бейнитом

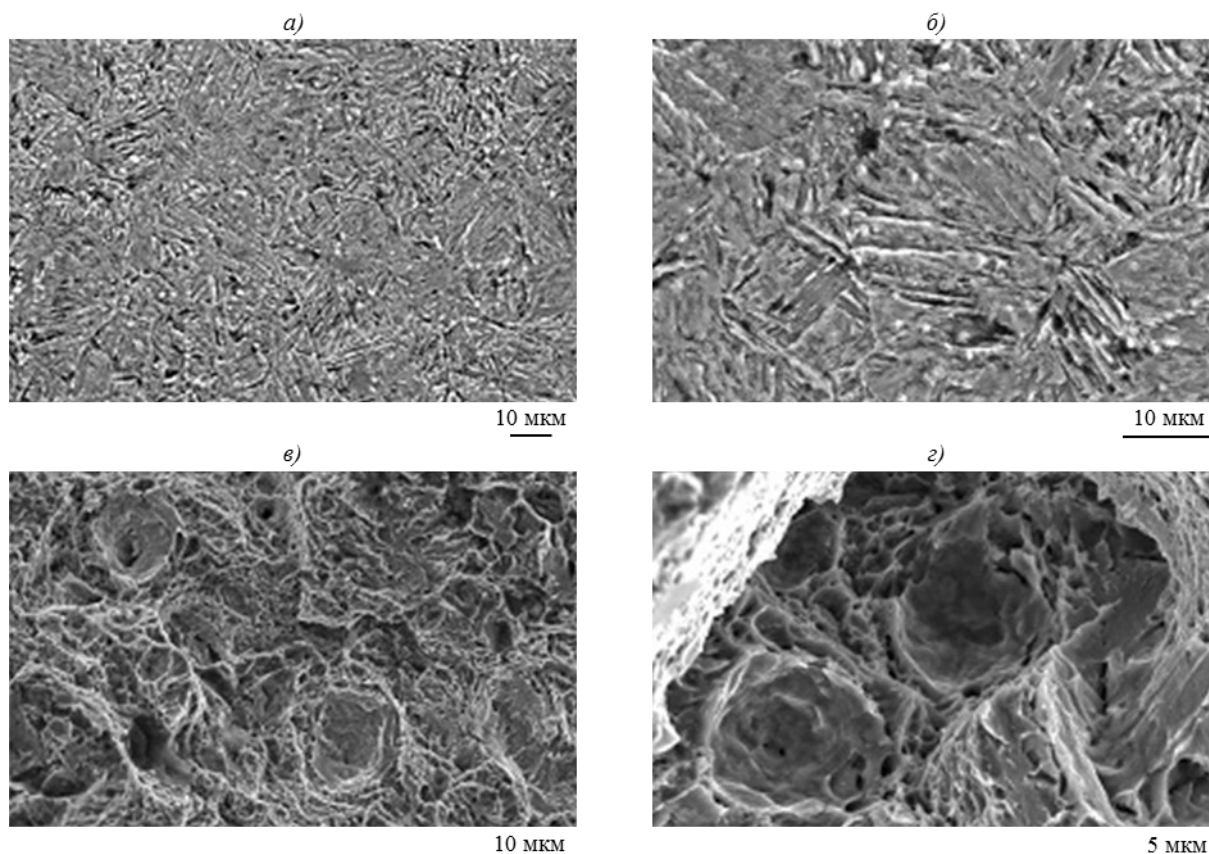


Рис. 8. Микроструктура мартенсита болта 7 из стали 30ХГСА (*a* – $\times 1000$; *b* – $\times 2000$) и вязкий ямочный механизм его разрушения при испытаниях на кратковременную прочность (*c* – $\times 1000$; *d* – $\times 3000$)

Распад остаточного аустенита приводит к увеличению объема металла и возникновению объемных напряжений. Следовательно, механическая обработка болтов после изотермической обработки, проявившаяся в заметной деформации металла в зоне зарождения и развития трещин (в зоне радиуса ($R1^{+0,2}$) перехода цилиндрической части шейки к опорной плоскости головки болтов), способствовала мартенситному превращению остаточного аустенита. Распад остаточного аустенита в условиях статических нагрузок на болты и температурных колебаний окружающей среды сопровождается также увеличением количества превращенного мартенсита и ростом упругих напряжений. По мере роста уровня объемных напряжений, в стали 30ХГСА со структурой бейнита развивается процесс замедленного разрушения болтов.

Химический состав стали 30ХГСА, из которой изготовлены болты, ее загрязненность неметаллическими включениями и твердость соответствуют требованиям нормативной документации.

Разрушение болтов произошло по замедленному механизму с формированием в изломах фасеток квазискола по пластинам бейнита.

Причиной замедленного разрушения болтов из стали 30ХГСА явилось сочетание ряда неблагоприятных факторов:

- изотермической обработки заготовок болтов без последующей обработки холодом и двукратного отпуска – для полного разложения структурно-нестабильного остаточного аустенита;

- механической обработки болтов со значительной пластической деформацией поверхности в зоне зарождения статических трещин (в зоне радиуса ($R1^{+0,2}$) перехода цилиндрической части шейки к опорной плоскости головки болтов) с мартенситным распадом остаточного аустенита, сопровождающимся объемным эффектом и возникновением статических напряжений;

- длительной выдержки болтов под нагрузкой, а также возможных колебаний температуры окружающей среды с вероятным переходом в область отрицательных значений, которые способствовали дальнейшему распаду остаточного аустенита.

Для предотвращения замедленного разрушения болтов в процессе длительной эксплуатации СТС необходимо исключить операцию изотермической закалки, заменив ее на стандартную термическую обработку, предусмотренную технологией изготовления болтов, сочетающую закалку в масле с последующим отпуском.

ЛИТЕРАТУРА

1. Каблов Е.Н. Материалы для изделия «Буран» – инновационные решения формирования шестого технологического уклада //Авиационные материалы и технологии. 2013. №S1. С. 3–9.
2. Каблов Е.Н. Коррозия или жизнь //Наука и жизнь. 2012. № 11. С. 16–21.
3. Kobayashi J., Ina D., Yoshikawa N., Sugimoto K. Effects of the addition of Cr, Mo and Ni on the microstructure and retained austenite characteristics of 0,2% C–Si–Mn–Nb ultrahighstrength TRIP-aided bainitic ferrite steels //ISIJ International. 2012. V. 52. №10. P. 1894–1901.
4. Нестерова Е.В., Золоторевский Н.Ю., Титовец Ю.Ф., Хлусова Е.И. Наследование разориентаций и модель формирования структуры бейнита в низкоуглеродистых сталях под влиянием деформации аустенита //Вопросы материаловедения. 2011. №4 (68). С. 17–27.
5. Золоторевский Н.Ю., Зисман А.А., Панпурин С.Н., Титовец Ю.Ф., Голосиенко С.А., Хлусова Е.И. Влияние размера зерна и деформационной субструктуры аустенита на кристаллогеометрические особенности бейнита и мартенсита низкоуглеродистых сталей //МиТОМ. 2013. №10. С. 39–48.
6. Матросов М.Ю., Таланов О.П., Лясоцкий И.В., Кичкина А.А. Изменение структуры и механических свойств толстолистовой феррито-бейнитной высокопрочной трубной стали под воздействием термической обработки //МиТОМ. 2011. №5. С. 14–29.
7. Расуна J. The microstructure and properties of the new bainitic rail steels //АММЕ. 2008. V. 28. №1. P. 19–22.
8. Самойлович Ю.А. Повышение прочности железнодорожных рельсов путем изотермической закалки на нижний бейнит //Металлург. 2012. №10. С. 70–76.
9. Тишаев С.И., Орлов М.Р., Колесников В.А. О природе «бейнитной» хрупкости вторичнотвердеющих сталей //Известия АН СССР. Металлы. 1985. №4. С. 143–149.
10. Тишаев С.И., Орлов М.Р., Дегтярев В.Н. Влияние никеля и марганца на «бейнитную» хрупкость вторичнотвердеющих Cr–Mo–V сталей //Известия АН СССР. Металлы. 1986. №1. С. 157–164.
11. Wang T.S., Zhang M., Wang Y.H., Yang J., Zhang F.C. Martensitic transformation behaviour of deformed supercooled austenite //Scripta Materialia. 2013. V. 68. P. 162–165.
12. Жегина И.П., Котельникова Л.В., Григоренко В.Б., Зимина З.Н. Особенности разрушения деформируемых никелевых сплавов и сталей //Авиационные материалы и технологии. 2012. №S. С. 455–465.
13. Орлов М.Р., Оспенникова О.Г., Громов В.И. Замедленное разрушение стали 38ХНЗМА в процессе длительной эксплуатации //Вестник МГТУ им. Н.Э. Баумана. Сер. «Машиностроение». 2011. №SP2. С. 5–12.
14. Орлов М.Р., Оспенникова О.Г., Громов В.И. Развитие механизмов водородной и бейнитной хрупкости конструкционной стали в процессе эксплуатации крупногабаритных конструкций //Авиационные материалы и технологии. 2012. №S. С. 88–93.
15. Салахова Р.К. Коррозионная стойкость стали 30ХГСА с «трехвалентным» хромовым покрытием в естественных и искусственных средах //Авиационные материалы и технологии. 2012. №2. С. 59–66.
16. Косинов Д.А., Громов В.Е., Иванов Ю.Ф., Коновалов С.В., Дербичева Н.С. Эволюция структуры и фазового состава низкоуглеродистой стали при наводороживании //Наноинженерия. 2013. №8. С. 12–14.
17. Каблов Е.Н. Стратегические направления развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года //Авиационные материалы и технологии. 2012. №S. С. 7–17.
18. Каблов Е.Н. Авиакосмическое материаловедение // Все материалы. Энциклопедический справочник. 2008. №3. С. 2–14.
19. Турченков В.А., Баранов Д.Е., Гагарин М.В., Шишкин М.Д. Методический подход к проведению экспертизы материалов //Авиационные материалы и технологии. 2012. №1. С. 47–53.
20. Чабина Е.Б., Алексеев А.А., Филонова Е.В., Лукина Е.А. Применение методов аналитической микроскопии и рентгеноструктурного анализа для исследования структурно-фазового состояния материалов //Труды ВИАМ. 2013. №5. Ст. 06 (viam-works.ru).