

УДК 621 882-6

DOI: 10.32326/1814-9146-2021-83-2-207-219

ОПРЕДЕЛЕНИЕ ПРИЧИН РАЗРУШЕНИЯ ВЫСОКОПРОЧНЫХ ЭЛЕМЕНТОВ КРЕПЛЕНИЯ*

© 2021 г. Бердник О.Б.¹, Царева И.Н.¹, Кривина Л.А.¹,
Кириков С.В.¹, Тарасенко Ю.П.¹, Чегуров М.К.²

¹Институт проблем машиностроения РАН – филиал Федерального
исследовательского центра «Институт прикладной физики РАН»,
Нижний Новгород, Российская Федерация

²Нижегородский государственный технический университет
им. Р.Е. Алексеева, Нижний Новгород, Российская Федерация

berdник80@mail.ru

Поступила в редакцию 30.05.2021

Представлены результаты исследований структуры и физико-механических свойств материала элементов крепления (резьбовые метизы) с целью определения причин их разрушения при эксплуатации. Проведен фрактографический анализ изломов разрушенных болтов, который установил выраженные очаги зарождения трещин со следами замедленного хрупкого разрушения, что характерно для высокопрочных метизов, находящихся длительное время под высокой нагрузкой, близкой к пределу текучести. С помощью механических испытаний исследуемых элементов крепления определены повышенные значения пределов прочности. Проведены релаксационные испытания материала разрушенных болтов и выявлено повышенное значение предела микропластичности, отвечающего за начало протекания процессов пластической деформации в микрообъемах материала, а для материала целых метизов получено, что величина предела входит в допустимый интервал, причем средняя твердость материала всех изделий соответствует нормативным требованиям. Максимальный разброс твердости по Бринеллю в 70 НВ зафиксирован на разрушенном болте. С использованием экспериментальных значений микротвердости проведены теоретические оценки коэффициента пластичности, характеризующего способность материала воспринимать упругие и пластические деформации. Получено, что для обеспечения достаточного уровня пластичности длительно работающего металлического материала коэффициент пластичности должен быть не менее 0,8. По результатам пошагового анализа микроструктуры образцов установлена неоднородность распределения карбидной фазы по поперечному сечению болтов. Методом рентгеноструктурного анализа установлен двухфазный состав стали (α -Fe+Fe₃C), что подтверждает результаты микроструктурных исследований. По результатам проведенных исследований установлено, что разрушение произошло вследствие пониженной прочности и повышенной хрупкости материала из-за наличия микродефек-

* Выполнено в рамках государственного задания ИПФ РАН на проведение фундаментальных научных исследований на 2021–2023 гг. по теме № 0030-2021-0025.

тов. Материал целых болтов по структуре и механическим свойствам соответствует нормативным требованиям.

Ключевые слова: высокопрочные болты, фрактография, структура, сталь, механические свойства, твердость.

Введение

Высокопрочные болты, имея небольшие размеры, способны обеспечить разъемное соединение, не уступающее по прочности сварному соединению и превосходящее заклепочное соединение. Интенсивно эксплуатируемая техника требует применения именно высокопрочного крепежа. Главное отличие от метизов общего назначения заключается в особых физико-механических свойствах высокопрочного крепежа, которые дают ему возможность выдерживать более тяжелую нагрузку. Однако прочность и надежность высокопрочных болтов определяют не столько их конструктивные особенности, сколько материал, из которого они изготовлены. Механические свойства болтов определяются свойствами стали, применяемой при их изготовлении, и вида термической обработки, но, кроме того, важна и технология производства. В качестве исходного сырья используют стержни или проволоки. Болты формируют методом холодной штамповки под давлением на высадочных автоматах, затем на них наносят резьбу на накатных автоматах. Для придания готовым изделиям высоких прочностных характеристик, эксплуатационной надежности и устранения хрупкости их подвергают термическому упрочнению путем нагревания в закалочной печи и последующему отпуску [1–3].

Отказ болтов является следствием совместного действия нескольких неблагоприятных технических факторов, способствующих развитию аварии. Выявление всей совокупности этих факторов является важной задачей, успешное решение которой позволяет определить мероприятия по предупреждению или недопущению возникновения аналогичных ситуаций в дальнейшем [4–10].

Методика эксперимента

Объекты исследования – высокопрочные болты, являющиеся элементами крепления постоянных магнитов к ступице ротора подвозбудителя генератора. Проанализировано состояние двух партий болтов: первая партия с маркировкой на головке U130 12.9 VY2 (один болт разрушенный, четыре целых); вторая партия с маркировкой FKE 12.9 (разрушенные) (таблица 1).

Таблица 1

Характерный внешний вид болтов после эксплуатации

Состояние	Болты с маркировкой U130 12.9 VY2	
Разрушенный		
Целые		
	Болты с маркировкой FKE 12.9	
Разрушенные		

Элементный состав материала определяли оптико-эмиссионным методом по ГОСТ 6012-2011 и ГОСТ Р ИСО 22033-2014 на спектрометре Agilent Technologies 725-ISP-OES. Анализ макро- и микроструктуры был проведен на оптическом микроскопе Axio Observer и электронном микроскопе VEGA TESCAN II. Фазовый состав определяли методом рентгеноструктурного анализа на дифрактометре «Дрон-3М». Механические испытания на растяжение проводили на разрывной машине Nano 25 кН (тип образца VI по ГОСТ 1497-87, диаметр 3 мм). Испытания на релаксацию напряжений проводили на автоматизированном комплексе АУР1 на образцах цилиндрической формы размером 3,0×6,0 мм [11, 12].

Твердость по Бринеллю и предел прочности измеряли ультразвуковым твердомером MET-Y1 согласно Паспорту и методике проверки твердомера портативного MET-Y1: Утв. ФГУП «ВНИИФТРИ». Измерения микротвердости проводили на микротвердомере ПМТ-3 по ГОСТ 9450-76 при нагрузке на индентор в 1 Н (с относительным разбросом $\varepsilon \pm 2\%$). Из экспериментальных значений микротвердости определяли локальный коэффициент пластичности материала по формуле [13–18]:

$$\delta_n = 1 - 14,3(1 - \nu - 2\nu^2) \frac{H}{E}, \quad (1)$$

где H – среднее значение микротвердости, ν – коэффициент Пуассона ($\nu = 0,3$), E – модуль упругости (для стали 30ХГСА по ГОСТ 4543-71 $E = 215$ ГПа).

Экспериментальные результаты и их обсуждение

Согласно международной классификации, резьбовые метизы, имеющие цифровую маркировку класса прочности 12.9, относятся к высокопрочным болтам (по ГОСТ 7798-70 и ГОСТ Р 52643-2006). По результатам проведенного химического анализа (таблица 2) установлено, что элементный состав материала соответствует отечественной марке стали 30ХГСА (ГОСТ 4543-71).

Таблица 2

Элементный состав материала болтов

Элемент	Содержание элемента, масс. %			
	По требованиям ГОСТ 4543-71	Болт U130 12.9 VY2		Болт FKE 12.9
		разрушенный	целый	разрушенный
C	0,27–0,34	0,316	0,360	0,216
Mn	0,8–1,1	0,376	0,400	0,560
Ni	до 0,3	0,0705	0,573	0,136
S	до 0,025	0,0132	0,012	0,0062
P	до 0,025	0,0134	0,0057	0,0095
Cr	0,8–1,1	1,0300	1,040	0,906

В ходе фрактографического исследования был определен характер разрушения болтов (рис. 1). Обрыв стержня болта всегда происходит в наименьшем поперечном сечении – по впадине резьбовой части (см. таблица 1). Объемное напряженное состояние в зонах впадин резьбы часто приводит к тому, что стержень болта в месте обрыва не приобретает форму воронки, а представляет собой покрытый трещинами скол сечения, распространяющийся под углом 30–45° к оси метиза, что соответствует положению площадки, на которую действует максимальное растягивающее напряжение в стержне болта, нагруженном одновременно осевым усилием и крутящим моментом, и занимает два витка резьбы. В изломе наблюдается выраженный

очаг зарождения трещины, который имеет следы замедленного хрупкого разрушения (рис. 2).

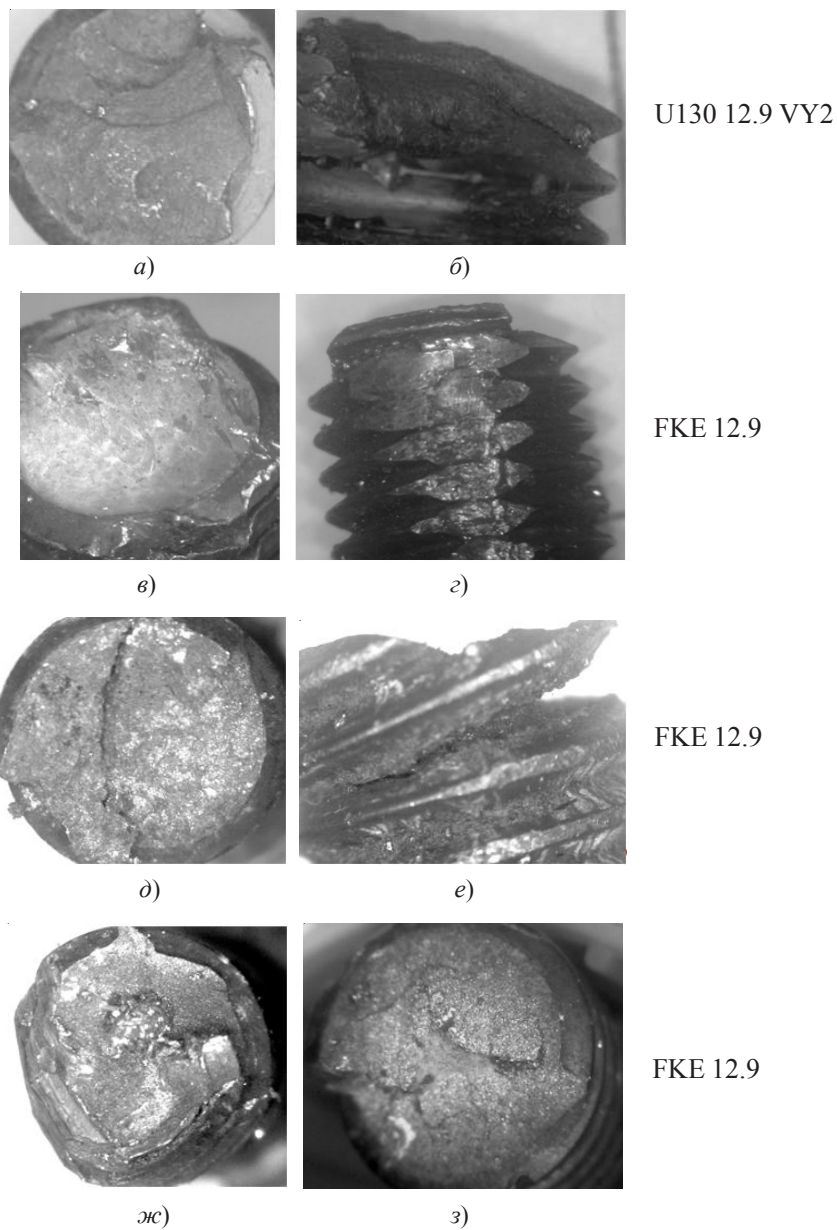


Рис. 1. Характерные виды излома болтов:
а, в, д, ж, з – с торца; *б, г, е* – со стороны резьбы (×50)

Такой вид разрушения характерен для высокопрочных болтов, которые долгое время находятся под высокой нагрузкой, близкой к пределу текучести. В зоне излома болта (см. рис. 2) обнаружены трещины, это свидетельствует о недостаточной пластичности материала, в котором затруднена деформация, выравнивающая напряжения между более и менее нагруженными зонами. У хрупкого материала излом происходит в основном перпендикулярно главному нормальному напряжению

в результате преодоления сил сцепления между кристаллическими плоскостями. Если материал обладает пластичностью, то сначала появляются полосы скольжения и только при исчерпании этих систем скольжения и при превышении напряжений, необходимых для преодоления сил сцепления, происходит разделение материала в направлении напряжения основного сдвига.

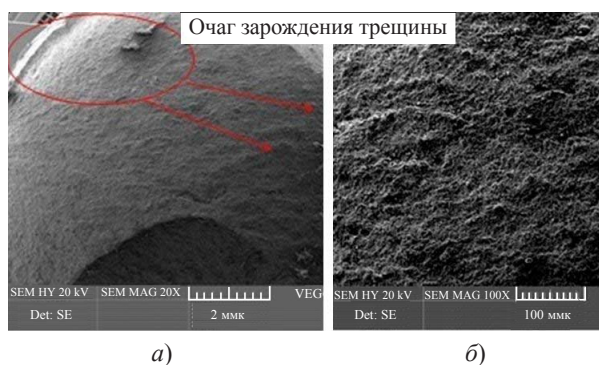


Рис. 2. Микроанализ характерного излома болта №21: *а* – общий вид излома, очаг зарождения трещины; *б* – зона распространения трещины

Образование зоны излома от нормального напряжения или от напряжения сдвига, то есть хрупкого излома или вязкого разрушения, зависит не только от свойств материала, но и от толщины детали. При больших поперечных сечениях у вязкого материала вначале может возникнуть динамическая трещина как скол от напряжения сдвига, причем перед вершиной развивающейся трещины увеличивается концентрация напряжения. Она описывается коэффициентом интенсивности напряжения и зависит от деформационной способности материала и от напряженного состояния в детали. С распространением трещины в поперечном сечении возрастает торможение деформации в вершине трещины вследствие перехода от плоского напряженного состояния к плоскому деформированному состоянию. Так как затем напряжения в вершине трещины пластически уменьшаются в меньшей мере, то в этом месте возрастает напряжение. Когда накопленная упругая энергия достигает сопротивления трещины материала, трещина распространяется нестабильно, то есть без повышения внешней силы, действующей на детали [19–22].

Механические характеристики (условный предел текучести $\sigma_{0,2}$ и предел прочности σ_B) для обеих партий образцов (таблица 3) показали близкие значения, что говорит об идентичности данных партий. При этом для всех экспериментальных образцов получены повышенные (на ~100 МПа) значения предела прочности σ_B .

Таблица 3

Результаты механических испытаний болтов

Объект исследования	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ , %
По требованиям ГОСТ Р 53644–2009	1080–1100	1078–1275	≥ 8
Болты U130 12.9 VY2 целые	1225	1329	8,9
	1050	1339	10,6
	1050	1304	8,6
Болты FKE 12.9 разрушенные	1150	1358	12,2
	1250	1371	10,6
	1025	1280	10,5

Для определения истинных значений механических характеристик материала были проведены дополнительно испытания на разрыв целого болта (рис. 3в, з).

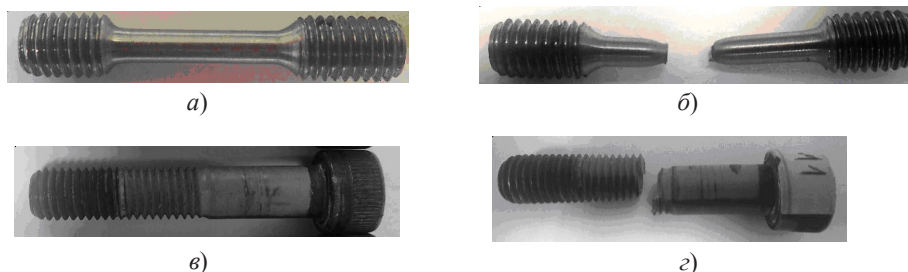


Рис. 3. Вид образцов при проведении механических испытаний болта:
а, в – до испытания; б, з – после испытания

Для определения физического предела текучести σ_T и предела микропластичности σ_0 использовали метод релаксационных испытаний (таблица 4). Нормальное значение предела микропластичности неповрежденного материала $\sigma_0^{\text{норм}}$ можно определить из нормируемого на данный сплав предела текучести по критерию [6, 7]:

$$\sigma_0^{\text{норм}} = \frac{\sigma_T}{1,5}. \quad (2)$$

При $\sigma_T = 1080$ МПа получаем $\sigma_0^{\text{норм}} = 720$ МПа. Режим эксплуатации изделия будет критическим, если техническое состояние материала определено как поврежденное, а нормальным считается напряжение, если расчетное напряжение отличается на 20% от предела микропластичности $\sigma_0^{\text{норм}}$. Для материала исследуемых болтов: $576 \leq \sigma_0^{\text{норм}} \leq 864$ МПа.

Таблица 4

Результаты релаксационных испытаний материала болтов

Объект исследования	σ_0 , МПа	σ_T , МПа	$(\sigma_T - \sigma_0)$, МПа
Болт U130 12.9 VY2 разрушенный	1075	1368	293
Болт U130 12.9 VY2 целый	772	1274	502
Болт FKE 12.9 разрушенный	888	1243	355

По результатам релаксационных испытаний материалы болтов из разных партий имели различные пределы микропластичности, отвечающие за начало протекания процессов пластической деформации в микрообъемах материала (см. таблица 4).

Согласно полученным данным, разрушенный болт U130 12.9 VY2 имеет повышенное значение предела микропластичности ($\sigma_0 = 1075$ МПа) по сравнению с другими болтами, его материал находится в охрупченном состоянии. При этом разность $(\sigma_T - \sigma_0)$ имеет минимальное значение, что свидетельствует о короткой стадии перехода из области упругих деформаций в область пластических деформаций. Материал разрушенного болта FKE 12.9 также имеет повышенное значение предела микропластичности ($\sigma_0 = 888$ МПа). Значение предела микропластичности ($\sigma_0 = 772$ МПа) материала целого болта входит в интервал допустимых значений. Отмечается тенденция сближения значений предела микропластичности и физического предела текучести для материала всех разрушенных метизов.

Для анализа микроструктуры материала были сделаны поперечные шлифы на образцах: болтов U130 12.9 VY2 целого и разрушенного, болта FKE 12.9 разрушен-

ного. Металлографический анализ показал, что материал имеет троосто-сорбитную структуру (рис. 4, 5).

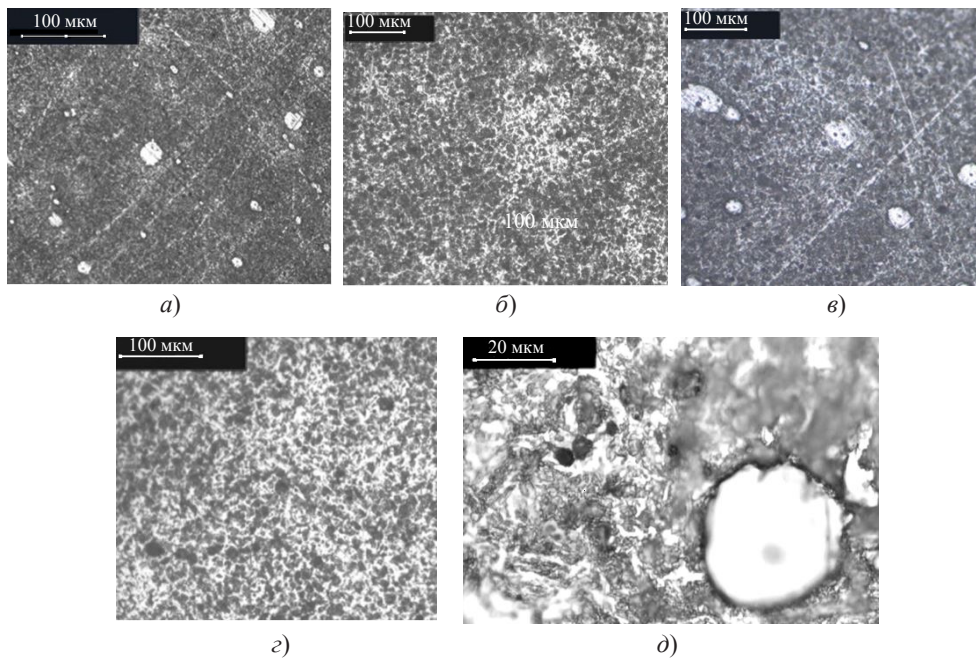


Рис. 4. Микроструктура материала поперечного шлифа болта U130 12.9 VY2 целого: *а, б* – в центре; *в, г* – около края шлифа; *д* – карбидная фаза

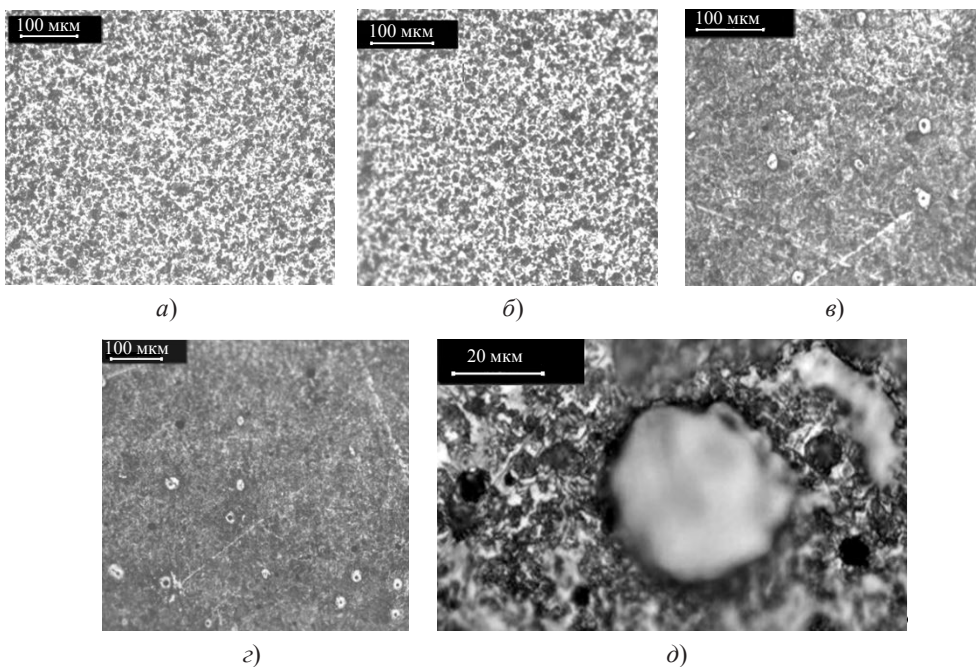


Рис. 5. Микроструктура материала поперечного шлифа болта U130 12.9 VY2 разрушенного: *а* – в центре, *б* – около края шлифа; болт FKE 12.9 разрушенный: *в* – в центре; *г* – около края поперечного шлифа; *д* – карбидная фаза

Средний размер частиц упрочняющей карбидной фазы – до 8 мкм. Однако встречаются отдельные крупные карбиды размером до ~20 мкм (см. рис. 4д, 5д). По результатам пошагового анализа микроструктуры шлифов установлена неоднородность распределения карбидной фазы по поперечному сечению болтов.

Методом рентгеноструктурного анализа установлен двухфазный состав α -Fe+Fe₃C стали, что подтверждает результаты микроструктурных исследований (трооститообразный и сорбитообразный перлит + цементит). Следует отметить, что фазовый состав всех исследованных образцов, изготовленных из разных партий болтов, идентичен. Браковочных признаков по фазовому составу и микроструктуре (наличие мартенсита) по п. 4.1.3 ГОСТа Р53664-2009 не выявлено [3, 23–29].

Твердость по Бринеллю и микротвердость материала измеряли на краю и в центре поперечного шлифа (таблица 5). Полученные значения твердости для материала всех болтов соответствуют требованиям ГОСТ Р 53664-2009. Но следует обратить внимание, что, согласно п. 4.1.3 ГОСТа, разность между значениями твердости не должна быть более 30 НВ.

Таблица 5

Результаты измерений твердости по поперечному сечению образца

Образец	Твердость, НВ	НВ ^{сред}	Разброс значений твердости НВ ^{max} – НВ ^{min}
Болт U130 12.9 VY2 разрушенный	327, 323, 347, 315, 330, 311	325	36
Болт U130 12.9 VY2 целый	376, 359, 380, 359, 368	368	21
Болт FKE 12.9 разрушенный	305, 345, 310, 275, 319, 326	315	70

Из данных таблицы 5 видно, что максимальный разброс твердости по Бринеллю в 70 НВ зафиксирован на разрушенном болте FKE 12.9. Значения твердости для целого болта U130 12.9 VY2 имеют наименьший разброс 21 НВ.

Большой разброс обнаружен также при измерениях микротвердости (таблица 6). Максимальный разброс значений микротвердости получен на образцах, вырезанных из болтов, в которых наблюдалось неравномерное распределение в микроструктуре карбидных выделений. С использованием экспериментальных значений микротвердости были проведены теоретические оценки коэффициента пластичности [10–12], характеризующего способность материала воспринимать упругие и пластические деформации. Для обеспечения достаточного уровня пластичности длительно работающего металлического материала коэффициент пластичности δ_n должен быть не менее 0,8. Для значений твердости в интервале от $H^{(min)} = 3,30$ до $H^{(max)} = 3,88$ коэффициент пластичности δ_n находится в допустимых пределах от 0,85 до 0,83. Среднее значение твердости также удовлетворяет этому критерию оценки пластичности материала.

Таблица 6

Результаты измерений микротвердости и расчетного коэффициента пластичности

Объект исследования	Микротвердость H , ГПа	Среднее значение $H_{\text{сред}}$, ГПа	Разброс ($H^{\text{max}} - H^{\text{min}}$), ГПа	Коэффициент пластичности δ_n
Болт U130 12.9 VY2 разрушенный	3,22; 3,47; 3,86; 3,50; 3,38; 3,47; 3,97; 4,20; 4,20; 3,86; 3,86; 3,50	3,71	0,98	0,839
Болт U130 12.9 VY2 целый	3,38; 2,14; 2,33; 3,38; 2,91; 4,20; 4,08; 3,06; 4,33; 3,97; 2,72; 3,86; 3,47; 2,60	3,32	2,19	0,856
Болт FKE 12.9 разрушенный	3,86; 3,86; 4,20; 4,33; 4,45; 4,33; 3,22; 2,91; 2,72; 2,91; 2,72; 3,22; 3,06; 3,76	3,62	1,61	0,8443

Заключение

Проведен анализ материала болтов двух партий с целью определения причины их разрушения. По результатам проведенных исследований установлено:

1. Для партии изделий U130 12.9 VY2 разрушение отдельного болта произошло из-за пониженной прочности и повышенной хрупкости материала, обусловленной наличием микродефектов. Остальные метизы по микроструктуре и механическим свойствам соответствуют требованиям ГОСТ Р 53664-2009.

2. С помощью фрактографического анализа установлено, что болты из партии FKE 12.9 имеют разный вид излома: хрупкий блестящий и окисленный хрупко-вязкий. Разрушение конструкции началось с некондиционных болтов, а затем происходило последовательно из-за увеличения нагрузки на другие метизы. Причиной разрушения некондиционных болтов явилась неоднородность микроструктуры, проявляющаяся в неравномерном распределении и морфологии частиц упрочняющей карбидной фазы, что привело к большому разбросу значений твердости по Бринеллю (36–70 НВ) выше требований п.4.1.3 ГОСТ Р 53664-2009 (не более 30 НВ). Разброс значений микротвердости в материале достигает величины 0,98–2,19 ГПа.

Список литературы

1. Чукин В.В., Артюхин В.И., Рубин Г.Ш., Вахитова Ф.Т., Гусева Е.Н. Проблемы повышения качества крепежных изделий. *Вестник МГТУ им. Г.И. Носова*. 2007. №4 (20). С. 99–102.
2. Бунатян Г.В. Крепежные изделия. Перспективы – в консолидации. *Метизы*. 2010. №01(22). С. 12–15.
3. Новиков И.И., Золоторевский В.С., Портной В.К. и др. *Металловедение*. Т. 1. М.: ИД МИСиС, 2009. 496 с.
4. Пачурин В.Г., Филиппов А.А., Пачурин Г.В. Формирование структурно-механических свойств проката стали 38ХА для получения высокопрочного крепежа. *Труды НГТУ им. Р.Е. Алексеева*. 2012. №3(96). С. 237–245.
5. Соколов А.А., Артюхин В.И. Критерии выбора материала и технологических параметров производства проволоки и изготовления из нее крепежных изделий. *Фазовые и структурные превращения в сталях*: Сб. науч. трудов. 2003. Вып. 3. С. 483–496.
6. Gazder A.A., Nazra S.S., Gu C.F., Cao W.Q., Davies C.H.J., Pereloma E.V. Mechanical, microstructure and texture properties of interstitial-free steel and copper subjected to equal channel

angular extrusion and cold-rolling. *Journal of Physics: Conference Series*. 2010. Vol. 240. P. 215–219. DOI: 10.1088/1742-6596/240/1/012110.

7. Bowen J.R., Gholinia A., Roberts S.M., Prangnell P.B. Analysis of the billet deformation behavior in equal channel angular extrusion. *Materials Science and Engineering*. 2000. Vol. 287. Iss. P. 87–99. DOI:10.1016/S0921-5093(00)00834-0.

8. Gazder A.A., Dalla Torre F., Gu C.F., Davies C.H.J., Pereloma E.V. Microstructure and texture evolution of bcc and fcc metals subjected to equal channel angular extrusion. *Materials Science and Engineering*. 2006. Vol. 415. Iss. 1-2. P. 126–139. DOI:10.1016/j.msea.2005.09.065.

9. Murr L.E., Staudhammer K.P., Hecker S.S. Effect of strain state and strain rate on deformation induced transformation in 304 stainless steel: Part II. Microstructural study. *Metallurgical Transaction A*. 1982. Vol. 13. Iss. 4. P. 627–635.

10. Pachurin G.V., Filippov A.A. Rational reduction of hot-rolled 40X steel before cold upsetting. *Steel in Translation*. 2008. Vol. 38. No 7. P. 522–524. DOI: 10.3103/S096709120807005X.

11. Скуднов В.А., Чегуров М.К. *Релаксация напряжений в металлах и сплавах: Метод. пособие*. Н. Новгород: НГТУ им. Р.Е. Алексеева, 2010. 30 с.

12. Патент №2204817. *Способ определения технического состояния материалов элементов конструкции*. Чувильдеев В.Н., Мадянов С. А. Краев А. П. Нохрин А.В. Мельников Г.Ю. Груntenко Г.С. Никитюк В.М. Заявл. 2001126330/28. 28.09.2001. Опубл. 20.05.03. 13 с.

13. http://metallichekiy-portal.ru/marki_metallov/stk/30xgsa.

14. Мильман Ю.В., Голованов Б.А., Чугунова С.И. *Характеристики пластичности, получаемые при измерении твердости*. Киев: АН Украины, 1992. 25 с.

15. Мильман Ю.В., Чугунова С.И., Гончарова И.В. Характеристика пластичности, определяемая методом индентирования. *Вопросы атомной науки и техники. Серия: Физика радиационных повреждений и радиационное материаловедение*. 2011. №4. С. 182–187.

16. Milman Yu. V., Lojkowski W., Chugunova S.I., Lotsko D. V., Gridneva I. V., Golubenko A. A. Indentation technique for mechanical behaviour of nanomaterials (bulk and coatings). *Solid State Phenomena*. 2003. Vol. 94. P. 55–58. DOI: 10.4028/www.scientific.net/ssp.94.55.

17. Захаров М.В., Захаров А.М. *Жаропрочные сплавы*. М.: Металлургия, 1972. 384 с.

18. Масленков С.В. *Жаропрочные стали и сплавы*. М.: Металлургия, 1983. 192 с.

19. Скуднов В.А., Северюхин А.Н. О связи предельной удельной энергии деформации с твердостью стали. *Изв. вузов. Черная металлургия*. 1992. №4. С. 41–42.

20. Lebedev A.A., Kosarchuk V.V. Influence of phase transformations on the mechanical properties of austenitic stainless steel. *International Journal of Plasticity*. 1999. Vol. 16. Iss. 7-8. P. 749–767. DOI: 10.1016/S0749-6419(99)00085-6.

21. Furnémont Q. The micromechanics of TRIP-assisted multiphase steels. *These de Doctorat*. Belgique, Université catholique de Louvain. 2003. 187 p.

22. Miller M.P., McDowell D.L. The effect of stress-state on the large strain inelastic deformation behaviour of 304L stainless steel. *Journal of Engineering and Material Technology*. 1996. Vol. 118. Iss. 1. P. 118–128. DOI:10.1115/1.2805930.

23. Чегуров М.К., Сорокина С.А. *Основы фраттографического анализа изломов образцов из конструкционных сплавов: Учеб. пособие*. НГТУ им. Р.Е. Алексеева, Нижний Новгород. 2018. 79 с.

24. Фридман Я.Б. *Анализ и строение изломов*. М.: Машгиз, 1960. 128 с.

25. Балтер М.А. *Фраттография – средство диагностики разрушенных деталей*. М.: Машиностроение, 1987. 160 с.

26. Kanisawa H., Mori T., Okuno Y. Development of wire rod with low flow stress for non-heat-treated fasteners. *Wire Journal International*. 1990. Vol. 23. No 4. P. 32–38.

27. РД 50-672-88 *Методические указания. Расчеты и испытания на прочность. Классификация изломов металлов*. М., 1989. 22 с.

28. Iwamoto T., Tsuta T., Tomita Y. Investigation on deformation mode dependence of strain-induced martensitic transformation in trip steels and modelling of transformation kinetics. *International Journal of Mechanical Sciences*. 1998. Vol. 40. Iss. 2-3. P. 173–182. DOI: 10.1016/S0020-7403(97)00047-7.

29. Andersson R. Deformation characteristics of stainless steels: these de doctorat. *Doctoral Thesis*. Luleå. Luleå tekniska universitet, 2005. 191 p.

References

1. Chukin V.V., Artyukhin V.I., Rubin G.Sh., Vakhitova F.T., Guseva E.N. Problemy povysheniya kachestva krepzhykh izdeliy [Problems of improving the quality of fasteners]. *Vestnik Magnitogorskogo gosudarstvennogo tekhnicheskogo universiteta imeni G.I. Nosova* [Vestnik Magnitogorsk State Technical University n.a. G.I. Nosov]. 2007. No 4(20). P. 99–102 (In Russian).
2. Bunatyan G.V. Krepezhnyye izdeliya. Perspektivy – v konsolidatsii [Fasteners. Prospects – in consolidation]. *Metizy* [Hardware]. 2010. No 01(22). P. 12–15 (In Russian).
3. Novikov I.I., Zolotarevskiy V.S., Portnoy V.K. et al. *Metallovedenie* [Metallurgy]. Vol. 1. Moscow. MISiS Publ. 2009. 496 p. (In Russian).
4. Pachurin V.G., Filippov A.A., Pachurin G.V. Formirovanie strukturno-mekhanicheskikh svoystv prokata stali 38KhA dlya polucheniya vysokoprochnogo krepzha [Formation of structural and mechanical properties of rolled steel for high-38X fasteners]. *Trudy NGTU im. R.E. Alekseeva* [Transactions of Nizhny Novgorod State Technical University n.a. R.E. Alekseev]. 2012. No 3(96). P. 237–245 (In Russian).
5. Sokolov A.A., Artyukhin V.I. Kriterii vybora materiala i tekhnologicheskikh parametrov proizvodstva provoloki i izgotovleniya iz neye krepzhykh izdeliy [Criteria for the selection of material and technological parameters for the production of wire and the manufacture of fasteners from it]. *Fazovy i strukturnye prevrashcheniya v stalyakh*: Sbornik nauchnykh trudov [Phase and Structural Transformations in Steels. Collection of scientific papers]. 2006. Iss. 3. P. 483–496 (In Russian).
6. Gazder A.A., Hazra C.F., Gu W.Q., Cao W.Q., Davies C.H.J., Pereloma E.V. Mechanical, microstructure and texture properties of interstitial-free steel and copper subjected to equal channel angular extrusion and cold-rolling. *Journal of Physics. Conference Series*. 2010. Vol. 240. P. 215–219. DOI: 10.1088/1742-6596/240/1/012110.
7. Bowen J.R., Gholinia A., Roberts S.M., Prangnell P.B. Analysis of the billet deformation behavior in equal channel angular extrusion. *Materials Science and Engineering*. 2000. Vol. 287. Iss. P. 87–99. DOI:10.1016/S0921-5093(00)00834-0.
8. Gazder A.A., Dalla Torre F., Gu C.F., Davies C.H.J., Pereloma E.V. Microstructure and texture evolution of bcc and fcc metals subjected to equal channel angular extrusion. *Materials Science and Engineering*. 2006. Vol. 415. Iss. 1-2. P. 126–139. DOI:10.1016/j.msea.2005.09.065.
9. Murr L.E., Staudhammer K.P., Hecker S.S. Effect of strain state and strain rate on deformation induced transformation in 304 stainless steel. Part II. Microstructural study. *Metallurgical Transaction A*. 1982. Vol. 13. Iss. 4. P. 627–635.
10. Pachurin G.V., Filippov A.A. Rational reduction of hot-rolled 40X steel before cold upsetting. *Steel in Translation*. 2008. Vol. 38. No 7. P. 522–524. DOI: 10.3103/S096709120807005X.
11. Skudnov V.A., Chegurov M.K. *Relaksatsiya napryazheniy v metallakh i splavakh*: Metodicheskoe posobie [Relaxation of Stresses in Metals and Alloys. Method allowance]. Nizhny Novgorod. NGTU Publ. 2010. 30 p. (In Russian).
12. Patent No 2204817. *Sposob opredeleniya tekhnicheskogo sostoyaniya materialov elementov konstruksii* [Procedure Establishing Technical State of Materials of Structural Members]. Chuvil'deev V.N., Madjanov S.A., Kraev A.P., Nokhrin A.V., Mel'nikov G.Ju., Gruntenko G.S., Nikitjuk V.M.. No 2001126330/28. Application: 2001126330/28, 28.09.2001. Date of publication: 20.05.2003. 13 p. (In Russian).
13. http://metallichekiy-portal.ru/marki_metallov/stk/30xgsa.
14. Milman Yu.V., Golovanov B.A., Chugunova S.I. *Kharakteristiki plastichnosti, poluchayemye pri izmerenii tverdosti* [Characteristics of Plasticity Obtained by Measuring Hardness]. Kiev. AN Ukraine Publ. 1992. 25 p. (In Russian).
15. Milman Yu.V., Chugunova S.I., Goncharova I.V. *Kharakteristika plastichnosti, opredelyayemaya metodom indentirovaniya* [Plasticity characteristic obtained by indentation]. *Voprosy atomnoy nauki i tekhniki. Seriya: Fizika radiatsionnykh povrezhdeniy i radiatsionnoye materialovedeniye* [Problems of Atomic Science and Technology. Series Physics of Radiation Damages and Materials Science]. 2011. No 4 (98). P. 182–187 (In Russian).
16. Milman Yu.V., Lojkowski W., Chugunova S.I., Lotsko D.V., Gridneva I.V., Golubenko A.A. Indentation technique for mechanical behaviour of nanomaterials (bulk and coatings). *Solid State Phenomena*. 2003. Vol. 94. P. 55–58. DOI: 10.4028/www.scientific.net/ssp.94.55.

17. Zakharov M.V., Zakharov A.M. *Zharoprochnye splavy [Heat-Resistant Alloys]*. Moscow. Metallurgiya Publ. 1972. 384 p. (In Russian).
18. Maslennikov S.B. *Zharoprochnye stali i splavy [Heat-Resistant Steels and Alloys]*. Moscow. Metallurgiya Publ. 1983. 192 p. (In Russian).
19. Skudnov V.A., Severyukhin A.N. O svyazi predelnoy udelnoy energii deformatsii s tverdostyu stali [On the relationship between the limiting specific energy of deformation and the hardness of steel]. *Izvestiya vuzov. Chernaya metallurgiya [Izvestiya. Ferrous Metallurgy]*. 1992. No 4. P. 41–42 (In Russian).
20. Lebedev A.A., Kosarchuk V.V. Influence of phase transformations on the mechanical properties of austenitic stainless steel. *International Journal of Plasticity*. 1999. Vol. 16. Iss. 7-8. P. 749–767. DOI: 10.1016/S0749-6419(99)00085-6.
21. Furnémont Q. The micromechanics of TRIP-assisted multiphase steels. *These de Doctorat. Belgique. Université catholique de Louvain*. 2003. 187 p.
22. Miller M.P., McDowell D.L. The effect of stress-state on the large strain inelastic deformation behaviour of 304L stainless steel. *Journal of Engineering and Material Technology*. 1996. Vol. 118. Iss. 1. P. 118–128. DOI:10.1115/1.2805930.
23. Chegurov M.K., Sorokina S.A. *Osnovy fraktograficheskogo analiza izlomov obraztsov iz konstruktsionnykh splavov: Uchebnoe posobiye [Fundamentals of Fractographic Analysis of Fractures of samples from structural alloys: Textbook allowance]*. Nizhny Novgorod State Technical University n.a. R.E. Alekseev. Nizhny Novgorod. 2018. 83 p. (In Russian).
24. Fridman Ya.B. *Analiz i stroeniye izlomov [Analysis and Structure of Fractures]*. Moscow. Mashgiz Publ. 1960. 128 p. (In Russian).
25. Balter M.A. *Fraktografiya – sredstvo diagnostiki razrushennykh detaley [Fractography is a Diagnostic Tool for Damaged Parts]*. Moscow. Mashinostroyeniye Publ. 1987. 160 p. (In Russian).
26. Kanisawa H., Mori T., Okuno Y. Development of wire rod with low flow stress for non-heat-treated fasteners. *Wire Journal International*. 1990. Vol. 23. No 4. P. 32–38.
27. RD 50-672-88 *Metodicheskiye ukazaniya. Raschety i ispytaniya na prochnost. Klassifikatsiya izlomov metallov [RD 50-672-88 Methodical instructions. Calculations and Strength Tests. Classification of Fractures of Metals]*. Moscow. 1989. 22 p. (In Russian).
28. Iwamoto T., Tsuta T., Tomita Y. Investigation on deformation mode dependence of strain-induced martensitic transformation in trip steels and modelling of transformation kinetics. *International Journal of Mechanical Sciences*. 1998. Vol. 40. Iss. 2-3. P. 173–182. DOI: 10.1016/S0020-7403(97)00047-7.
29. Andersson R. Deformation characteristics of stainless steels: these de doctorat. *Doctoral Thesis*. Luleå. Luleå tekniska universitet, 2005. 191 p.

DETERMINATION OF THE CAUSES OF DESTRUCTION OF HIGH-STRENGTH FASTENING ELEMENTS

**Berdnik O.B.¹, Tsareva I.N.¹, Krivina L.A.¹, Kirikov S.V.¹,
Tarasenko Yu.P.¹, Chegurov M.K.²**

¹*Mechanical Engineering Research Institute of the Russian Academy of Sciences – Branch
of Federal Research Center “Institute of Applied Physics of the RAS”,
Nizhny Novgorod, Russian Federation*

²*Nizhny Novgorod State Technical University n.a. R.E. Alekseev,
Nizhny Novgorod, Russian Federation*

Intensively operated modern technology requires the use of high-strength fasteners. The article presents the results of studies of the structure and physical and mechanical properties of the material of fastening elements (threaded hardware) in order to determine the causes of their destruction during operation. The fractographic analysis of fractures of fractured bolts revealed pronounced centers of crack initiation with traces of delayed brittle fracture, which is typical for high-strength

hardware that are under high load for a long time, close to the yield point. Mechanical tests of the studied fastening elements showed increased values of ultimate strength. The performed relaxation tests of the material of broken bolts also revealed an increased value of the microplasticity limit, which is responsible for the onset of plastic deformation processes in microvolumes of the material, and for the material of whole hardware, the value of the limit is included in the permissible interval. At the same time, the average hardness of the material of all products meets the regulatory requirements. The maximum spread of hardness 70 HB is fixed on the destroyed bolt. Using the experimental values of microhardness, theoretical estimates of the coefficient of plasticity, which characterize the ability of a material to perceive elastic and plastic deformations, were carried out. To ensure a sufficient level of ductility of a long-term working metal material, the ductility coefficient must be at least 0.8. The average value of the hardness of the material of the fastening elements satisfies this criterion for assessing ductility. According to the results of a step-by-step analysis of the microstructure of the samples, the inhomogeneity of the distribution of the carbide phase over the cross-section of the bolts was established. The two-phase composition (α -Fe + Fe₃C) of steel was established by X-ray structural analysis, which confirms the results of microstructural studies. It should be noted that the phase composition of all studied samples is identical. Based on the results of the studies carried out, it was found that the destruction occurred due to the reduced strength and increased fragility of the material due to the presence of microdefects. The material of the whole bolts in terms of structure and mechanical properties comply with regulatory requirements.

Keywords: high strength bolts, fractography, structure, steel, mechanical properties, hardness.