

**Механика материалов:
прочность, ресурс, безопасность****Materials mechanics:
strength, durability, safety**DOI: <https://doi.org/10.26896/1028-6861-2022-88-10-54-65>**ГИГАЦИКЛОВАЯ УСТАЛОСТЬ ЗУБЧАТОГО КОЛЕСА
ТУРБОКОМПРЕССОРА**© Людмила Рафаиловна Ботвина^{1*}, Марат Равилевич Тютин¹,
Анатолий Петрович Александров²¹ Институт металлургии и материаловедения им. А. А. Байкова Российской академии наук, Россия, 119334, Москва, Ленинский проспект, д. 49; *e-mail: lbotvina@imet.ac.ru² ООО «Газсерф», Россия, 125080, Москва, Волоколамское шоссе, д. 1, строение 1.

*Статья поступила 30 марта 2022 г. Поступила после доработки 25 мая 2022 г.
Принята к публикации 29 июня 2022 г.*

Цель работы — выявление причин преждевременного разрушения зубьев колеса турбокомпрессора Cameron TA9000 мощностью 1820 кВт после эксплуатационного нагружения до $1,3 \cdot 10^9$ циклов. Выполнен анализ химического состава металла зубьев и методами металлографии, микротвердости и оптической микроскопии исследована его микроструктура. Изучен микрорельеф поверхностей разрушения эксплуатационных изломов с помощью электронной сканирующей микроскопии. Химический анализ состава показал, что марка стали зубьев — DIN 31CrMoV9 — соответствует сведениям производителя. Визуальный анализ представленных фрагментов выявил многочисленные трещины на поверхностях контакта зубьев. Обнаруженные на изломе очаги усталостного разрушения являются типичными для многоциклового, а также гигациклового усталостного разрушения. В последнем случае обнаруженный очаг имеет вид «рыбьего глаза», в центре которого расположена область структурной неоднородности с включениями и порами. Разрушение, вероятно, развивалось от первого фрагмента зуба к пятому и сопровождалось увеличением числа очагов усталостного разрушения, которое, как известно, связано с повышением амплитуды напряжения. Металлографическое исследование показало наличие приповерхностного упрочнённого слоя толщиной 120 – 200 мкм с дефектной структурой, связанной с выделениями по границам зерен (предположительно карбидов $(Fe, Cr)_3C$), что могло быть следствием нарушения режимов термической обработки шестерни. В приповерхностном упрочненном слое происходило образование хрупких межзеренных трещин по поверхности контакта, развитие которых на всю глубину слоя стало причиной уменьшения прочности и несущей способности зубьев шестерни. Взаимодействие возникших трещин с продольными микротрещинами, зародившимися на дефектах некачественной механической обработки шестерни, привело к формированию очагов усталостных трещин, развитие которых вызвало окончательное разрушение нескольких зубьев.

Ключевые слова: эксплуатационное разрушение; зубчатое колесо; турбокомпрессор; шестерня; фрактография; гигацикловая усталость.

GIGACYCLE FATIGUE OF THE TURBOCHARGER GEAR WHEEL© Ludmila R. Botvina^{1*}, Marat R. Tyutin¹, Anatoly P. Alexandrov²¹ A. A. Baikov Institute of Metallurgy and Materials Science of Russian Academy of Sciences, 49, Leninskii prosp., Moscow, 119334, Russia; *e-mail: botvina@imet.ac.ru² GasSurf Engineering Company, 1, str. 1, Volokolamskoe Shosse, Moscow, 125080, Russia.

Received March 30, 2022. Revised May 25, 2022. Accepted June 29, 2022.

The goal of the study is to elucidate the reasons for early fracture of the gear wheel teeth of a Cameron TA9000 turbocharger (1820 kW) after an operational load up to 1.3×10^9 cycles. The chemical composition and the microstructure of the tooth metal were studied using the methods of metallography, microhardness and optical microscopy. The microrelief of fracture surfaces of operational fractures was studied using electron scanning microscopy. Analysis of chemical composition proved the steel grade of the tooth metal (DIN 31CrMoV9) declared by the manufacturer. Visual analysis of the fragments under study revealed numerous cracks present on the tooth contact surfaces. The fatigue fracture origins detected on the fracture surfaces are typical of high cycle and gigacycle fatigue fracture. In the latter case, the detected

fracture looks like a “fish eye” exhibiting an area of structural heterogeneity with inclusions and pores in the center. The fracture probably developed from the first tooth fragment to the fifth one being accompanied by an increase in the number of fatigue fracture origins known to be attributed to an increase in the stress amplitude. Metallographic study showed the presence of a subsurface hardened layer with a thickness of 120 – 200 μm with a defect-containing structure associated with grain-boundary precipitates (presumably, carbides $(\text{Fe}, \text{Cr})_3\text{C}$), which can result from violation of the modes of heat treatment of the gear wheel. Formation of brittle intergranular cracks on the contact surface and their subsequent development in the entire depth of the subsurface hardened layer appeared to be the reason for a decrease in the strength and bearing capacity of the gear teeth.

Keywords: operational failure; gear wheel; turbocharger; pinion; fractography; gigacycle fatigue.

Введение

Зубчатые колеса, работающие в сложных условиях нагружения, являются ответственными деталями многих конструкций в различных областях техники. В процессе эксплуатации они подвергаются циклическим и динамическим нагрузкам, трению и износу, действию высоких контактных напряжений и вибрациям, поэтому случаи их аварийных разрушений — не редкость. Трудность обеспечения надежности этих элементов машин и конструкций связана и с тем, что условия службы предполагают длительное циклическое нагружение в гигациковом диапазоне (более 10^9 циклов нагружения), превышающем нормированное число циклов, соответствующее пределу усталости.

Анализу причин аварийного разрушения зубчатых колес посвящены многие исследования [1 – 5]. Авторы [1] на основании изучения аварийного выхода из строя большого количества шестерен из сталей 18ХГТ и 25ХГТ выделили несколько причин преждевременного разрушения, включающих усталостное выкрашивание рабочих поверхностей зубьев и усталостное разрушение зуба при изгибе, износ рабочих поверхностей и торцевой износ, деформацию зубьев, разрушение вследствие перегрузки и отступления от технологии поверхностной обработки.

Наиболее распространенным видом разрушения является усталостное выкрашивание рабочих поверхностей зубьев шестерен, связанное с длительным действием переменных по величине контактных напряжений, появлением усталостных микротрещин, локальным разрушением — выкрашиванием металла и образованием питтингов. Усталостное разрушение зубьев при изгибе, вызванное переменными циклическими нагрузками, составляет наибольшую долю всех разрушений, что во многом связано и с отступлением от технологии поверхностной обработки зубьев шестерен, которое, кроме того, может вызвать снижение твердости поверхности контакта, повышенный износ зубьев и образование питтингов. Преждевременное разрушение может быть также следствием неправильной сборки зубчатого соединения, вызывающей перекосы и динамические нагрузки в процессе эксплуатации.

Исследование механизмов разрушения зубчатых колес газотурбинного двигателя из стали 20ХЗМВФ методами оптической, сканирующей и конфокальной лазерной электронной микроскопии [2] привело к выводу о том, что причиной разрушения служило отклонение сопрягаемых поверхностей от правильной геометрии, вызывающее смещение пятен контакта, а также наличие концентраторов напряжений в виде рисок в местах зачистки фасок.

Преждевременное разрушение может возникнуть также из-за коррозионных питтингов, являющихся очагами усталостной трещины, как показано в работе [6], в которой описаны причины разрушения лопаток газовой турбины. Фрактографическое исследование, проведенное авторами этой работы, позволило определить шаг усталостных бороздок на поверхности изломов и с использованием известного уравнения Бейтса [7] оценить характеристики усталостного разрушения, которые были подтверждены путем численного анализа.

Авторы работы [3] методами численного анализа и эксперимента изучили возникновение микропиттингов на поверхностях зубчатых передач и предложили модель, учитывающую одновременное влияние величины проскальзывания, износа и микропиттинга на эволюцию шероховатости поверхности во время работы зубчатого колеса. Они отметили, что модель можно использовать для оценки влияния геометрии зубчатого колеса на образование микропиттингов. Другая модель, позволяющая для конического зубчатого колеса прогнозировать образование питтингов, а также разрушение корня зуба, развитие подповерхностной усталости и повреждение боковых поверхностей зуба, предложена в [8]. Экспериментальную проверку модели и уточнение ее для прогнозирования разрушения боковой поверхности зуба выполнили авторы [9], которые связали разрушение боковой поверхности зуба шестерни с образованием усталостной трещины на неметаллических включениях. Авторы [4] разработали подход к определению места повреждения зубчатого колеса путем изучения формы сигнала вибрации от отдельного зуба шестерни. Предложенный ими метод диагностики позволил по

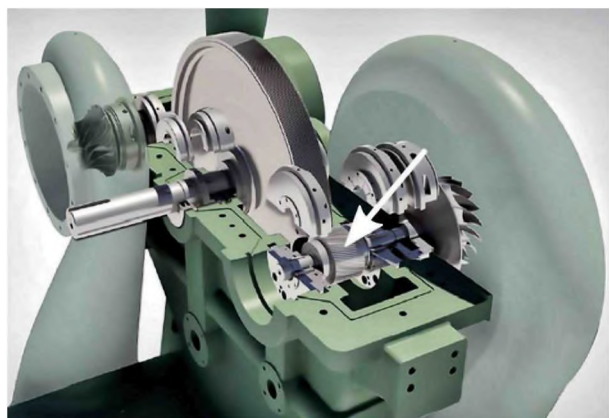


Рис. 1. Схема турбокомпрессора Cameron (модель TA9000); стрелкой показана шестерня в исходном состоянии — до разрушения

Fig. 1. Cameron turbocharger scheme (model TA9000). The arrow shows the original state of the gear before fracture

параметрам формы волны сигнала различать поврежденные и неповрежденные элементы зубчатой передачи. Анализ поверхности зубьев конической шестерни авиационного двигателя показал [5], что повреждение вызвано контактно-усталостными процессами, которые привели к выкрашиванию поверхности зубьев, несмотря на то, что состав материала, металлографическая структура, микротвердость и глубина науглероживания дефектного конического зубчатого колеса соответствовали техническим требованиям.

Упрочнение поверхности зубьев, как известно, необходимо для увеличения усталостной прочности. В частности, авторы работы [10] установили, что цементация приводит к повышению усталостной долговечности зубьев более чем на 60 %. В связи с этим к качеству упрочненного слоя предъявляется особое внимание. Нарушение режимов поверхностной химико-термической обработки может привести к преждевременному разрушению зубьев шестерни. Исследование причин преждевременного разрушения зубчатого вала из стали 16MnCr5 выявило зарождение усталостных трещин на поверхности зубьев в процессе эксплуатации вследствие пониженной твердости поверхностного науглероженного упрочненного слоя и наличия в нем неметаллических включений [11]. Таким образом, литературные данные свидетельствуют о влиянии многих возможных факторов на долговечность шестерни.

Цель данной работы — выявление причин преждевременного разрушения зубьев колеса турбокомпрессора после его эксплуатации в гигацикловом режиме.

Материал и методы исследования

Разрушение шестерен зубчатого колеса турбокомпрессора Cameron (модель TA9000) мощностью 2440 лс (1820 кВт), используемого в качестве сырьевого воздушного компрессора криогенной воздухоразделительной установки (рис. 1), произошло после $1,3 \cdot 10^9$ циклов его эксплуатации.

Причины аварийного разрушения исследовали на пяти фрагментах зубьев шестерни, при этом учитывали состав стали, из которой изготовлена шестерня, геометрию шестерни и условия работы турбокомпрессора.

Суммарная длина контакта шестерни $\Sigma L = 400$ мм, максимальная нагрузка $F = 36$ кН, давление — 90 Н/мм, радиус контактной поверхности $R = 200$ мм, периодичность — 3500 контактов в минуту. Ширина зоны контакта определяется деформационной зоной двух цилиндров длиной 400 мм и диаметром 200 мм, находящихся под действием силы сжатия 36 кН.

Предполагается, что вал изготовлен из стали 31CrMoV9, из цельной термообработаннойковки с поверхностной твердостью 84–89 HR. Поверхностное упрочнение зубьев шестерни не проводилось. Сведения о термической обработке и исходной структуре шестерни отсутствовали.

На рис. 2 представлена фотография шестерни с разрушившимися зубьями и объекты исследования — разрушенные фрагменты зубьев № 1–5. Видно, что с увеличением номера зуба (см. рис. 2, а) становится больше и число очагов разрушения на поверхности зубьев, что может быть связано с повышением циклической нагрузки.

Для установления причины разрушения проведен химический анализ материала зубьев, изучена структура приповерхностного слоя, выполнено исследование микрорельефа изломов и измерена микротвердость. Объектами исследования являлись фрагменты разрушившихся зубьев шестерни длиной от 0,7 до 3,5 см (см. рис. 2, б).

Химический анализ проводили с помощью атомно-эмиссионного спектрометра с плазменным источником возбуждения. Металлографическое исследование выполняли при увеличениях от 100 до 1000 на оптическом микроскопе Neophot 21, снабженном цифровой камерой. Фрагменты шестерни, запрессованные в бакелитовую смолу и отполированные, были протравлены в 5 %-ном спиртовом растворе азотной кислоты. Микрорельеф изломов исследовали на сканирующем электронном микроскопе Leo 430i. Микротвердость фрагментов шестерни измеряли согласно ГОСТ 9450–76 на полуавтоматическом микротвердомере WOLPERT 402 MVD при нагрузке 50 и 500 г. Измерение осуществляли в плоскости, перпендикулярной боковой образу-

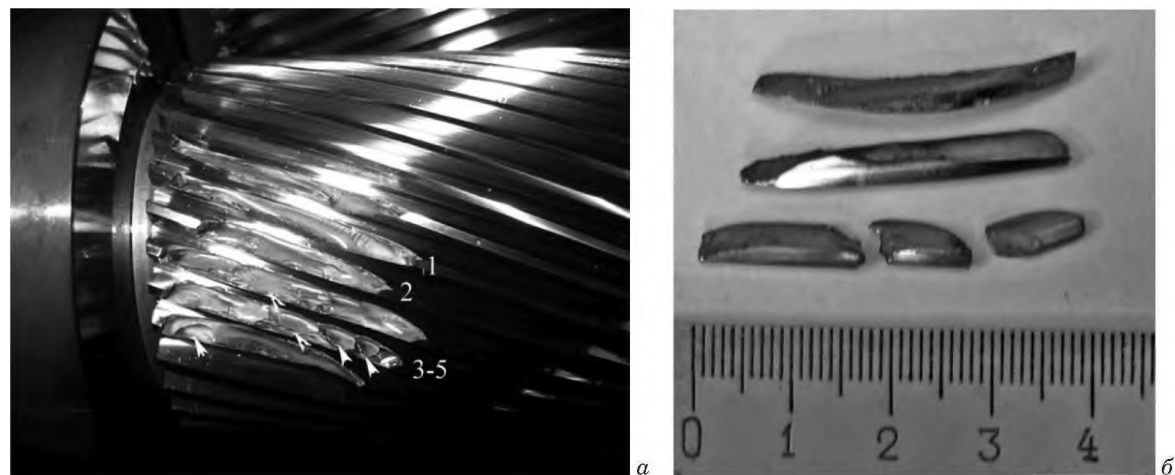


Рис. 2. Фотография шестерни с разрушившимися зубьями (стрелками показаны места очаговых усталостных трещин) (а) и фрагменты зубьев, которые были исследованы (б)

Fig. 2. The photos of the gear with fractured teeth (arrows show the sites of fatigue crack origins) (a) and fragments of the teeth examined (b)

ющей зуба шестерни, а также в плоскости, параллельной основанию зубьев шестерни.

Результаты исследования

Исследование химического состава материала фрагментов зубьев. В табл. 1 представлены результаты химического анализа материала шестерни, а также справочные данные по составу стали DIN 31CrMoV9.

Химический состав исследуемой стали отвечает марке DIN 31CrMoV9, что соответствует сведениям производителя. Согласно справочным данным эта сталь склонна к отпускной хрупкости. Ее механические свойства, указанные в справочнике, а также режим термообработки представлены в табл. 2.

Фрактографическое исследование. Можно предположить, что разрушение развивалось от первого зуба к пятому (см. рис. 2, а) и сопровождалось увеличением числа усталостных очагов,

что, как известно, связано с возрастанием амплитуды напряжения, которое возможно вследствие перегрузки, вызванной разрушением при меньших напряжениях первых двух зубьев, имеющих один очаг.

Визуальный анализ представленных фрагментов показал, что на поверхностях контакта зубьев наблюдаются многочисленные трещины, перпендикулярные основанию зубьев, а на изломах, ориентированных параллельно основанию, обнаруживаются очаги, характерные для усталостного разрушения. Из фрактограмм, представленных на рис. 3, следует, что очаг усталостной макротрещины может находиться как на поверхности зуба (рис. 3, а, б), так и под поверхностью (рис. 3, в).

На рис. 3, а видно, что зона начального роста трещины глубиной не более 200 мкм располагается вдоль одной из многочисленных продольных царапин, появившихся, вероятно, вследствие некачественной механической обработки. На

Таблица 1. Химический состав исследуемой стали, % масс.
Table 1. Chemical composition of the steel sample under study, % wt.

Сталь	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	Cu	V
Исследуемая	0,30	0,24	0,45	0,010	0,0065	2,25	0,15	0,22	0,23	0,14
31CrMoV9	0,27 – 0,34	≤0,40	0,40 – 0,70	≤0,025	≤0,035	2,30 – 2,70	—	0,15 – 0,25	—	0,10 – 0,20

Таблица 2. Механические свойства стали 31CrMoV9
Table 2. The mechanical properties of steel 31CrMoV9

Сортамент	σ_b , МПа	σ_T , МПа	δ_5 , %	HB, МПа	HV1 (азотированная поверхность)	KV, Дж	Термообработка
Прутки Ø16 – 40 мм	1100 – 1300	900	9	250	800	>25	Закалка 870 – 930 °С, отпуск 580 – 700 °С

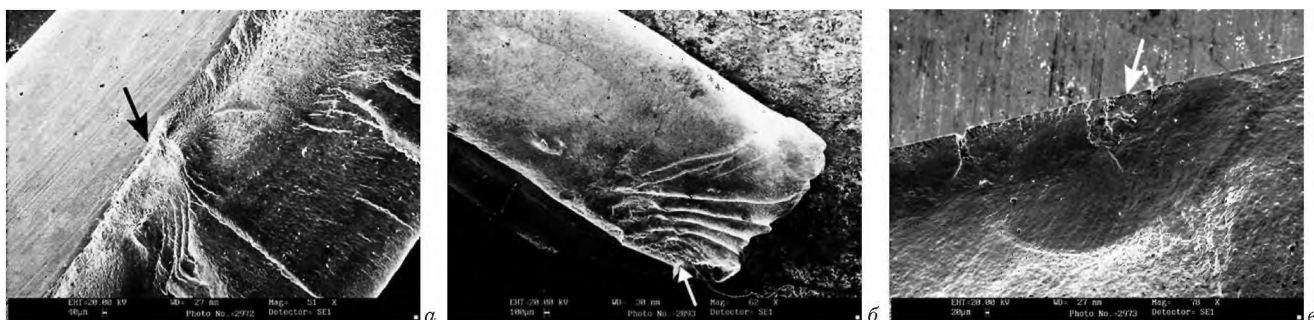


Рис. 3. Очаги усталостного разрушения на поверхности исследованных зубьев шестерни

Fig. 3. Fatigue fracture origins on the surface of the studied gear teeth

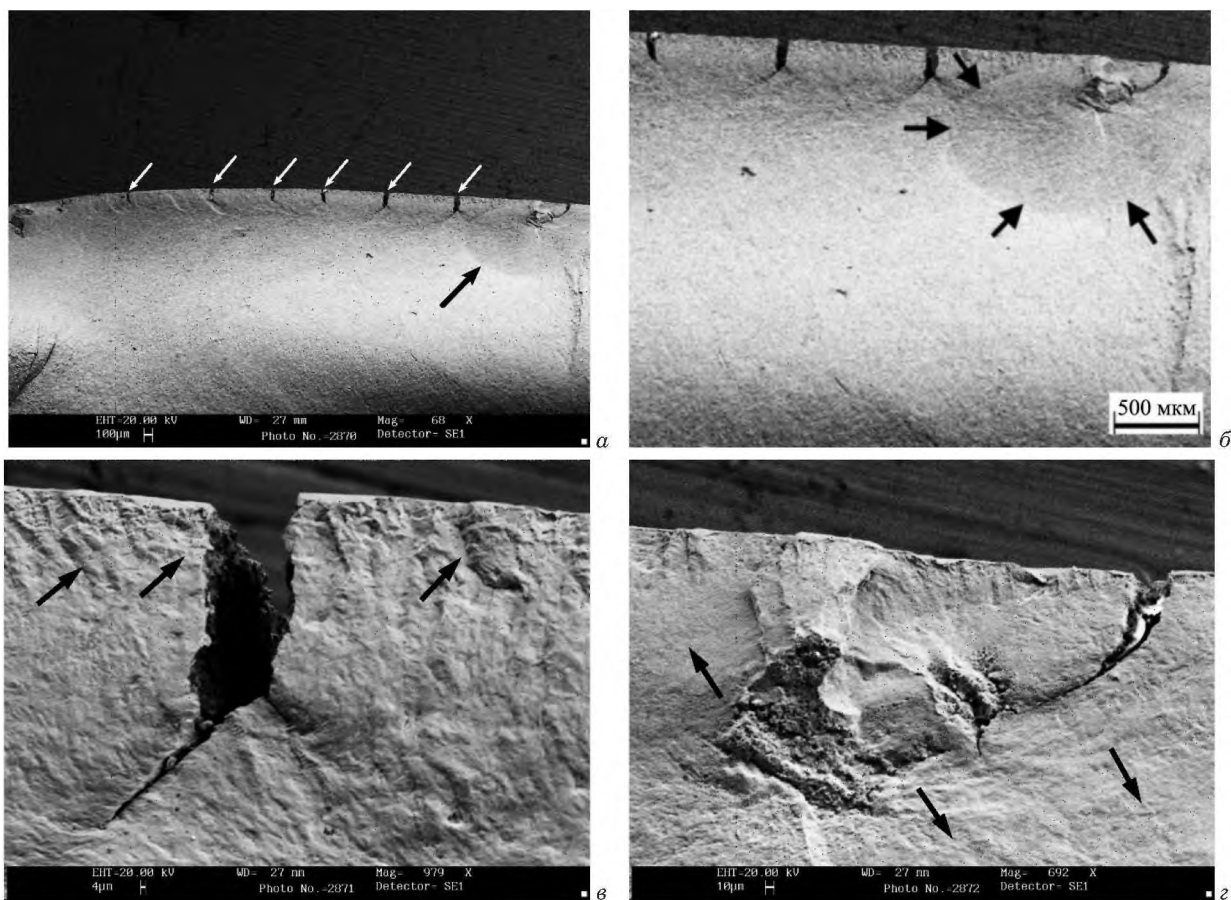


Рис. 4. Усталостный излом с микротрещинами на поверхности контакта глубиной 150 – 200 мкм и расстоянием между ними ~2 мм (а, б, в) с поврежденным поверхностным слоем (в) и структурным дефектом (г)

Fig. 4. The fatigue fracture surface with 150 – 200 μm deep microcracks on the contact surface and a distance between them of ~2 mm (a, b, c), with a damaged surface layer (d) and a structural defect (d)

рис. 3, б показан каскад микроочагов трещин эллиптической формы, развивающийся от поверхностного концентратора напряжений. Очаг усталостной трещины, представленный на рис. 3, в, в отличие от первых двух, сформировался под поверхностью зуба на структурном дефекте. Однако его формированию предшествовало множественное повреждение поверхности контакта,

связанное с появлением многочисленных поперечных трещин. На изломе виден профиль этих трещин, глубина которых составляет 100 – 200 мкм. Микротрещины зарождались на поверхности в основном как трещины отрыва и заканчивались сдвиговыми микротрещинами (рис. 4, а, б), наблюдаемыми при большем увеличении. Как видно из рис. 4, б, в вершине каждой поверх-

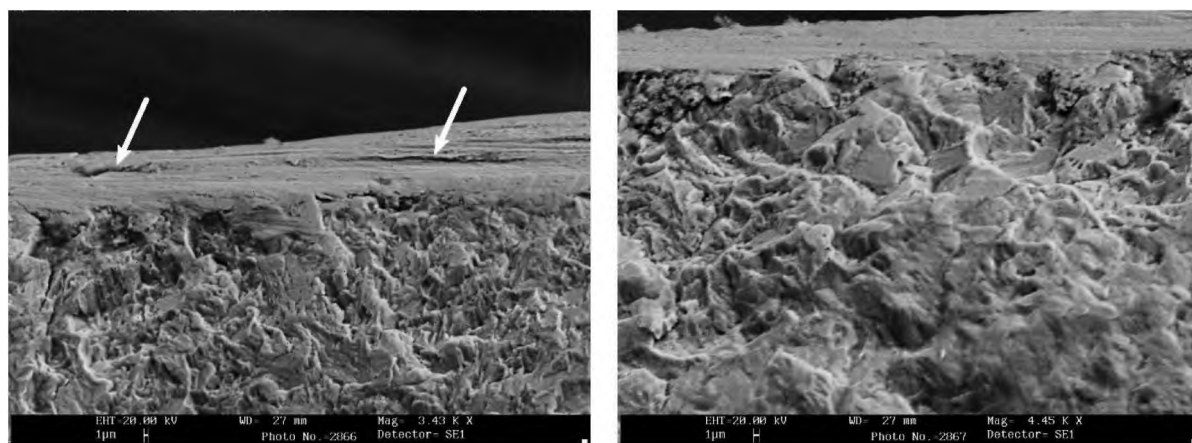


Рис. 5. Микрорельеф межзеренного разрушения в области поврежденного поверхностного слоя; стрелками указаны продольные трещины, развивающиеся вдоль дефектов механической обработки и являющиеся очагами зарождения разрушения

Fig. 5. Microrelief of intergranular fracture in the area of the damaged surface layer; the arrows indicate longitudinal cracks developing along the defects of machining which are the sites of fracture nucleation

ностной трещины формируются две сдвиговые микротрещины. Одна из поверхностных трещин глубиной 150 мкм, заканчивающаяся сдвиговыми микротрещинами с радиусом при вершине, не превышающим 2 мкм, показана на рис. 4, в, на котором, кроме того, виден профиль поврежденного поверхностного слоя, покрытого усталостными бороздками (показаны стрелками). Глубина этого слоя близка одному – двум размерам зерна.

Отмеченный стрелками на рис. 4, б очаг трещины характерен для гигациклового усталостного разрушения [12, 13] и имеет вид «рыбьего глаза», в центре которого расположена область структурной неоднородности с включениями и пора́ми (рис. 4, з). От этой области развивается типичный для усталости бороздчатый рельеф в направлениях, показанных стрелками. Здесь же видна сдвиговая поверхностная микротрещина, которая, вероятно, предшествует выкрашиванию локального участка поверхности шестерни и отделению фрагмента. Смена типа микротрещины от отрывной на поверхности шестерни к сдвиговой показывает, что скорость ее развития уменьшилась. Причина затупления — выход микротрещины за пределы хрупкого слоя и переход в центральную область более вязкого материала. Это подтверждает фрактограмма на рис. 4, в, демонстрирующая изменение грубой структуры поврежденного слоя на глубине нескольких зерен (показана стрелкой) на более однородную структуру, характерную для внутризеренного разрушения.

При исследовании структуры поврежденного поверхностного слоя обнаружено хрупкое межзеренное разрушение (рис. 5, а), развивающееся от продольных трещин размером 10 – 30 мкм,

возникающих на дефектах механической обработки. На гранях межзеренного разрушения видны усталостные бороздки.

Рис. 6 свидетельствует о зарождении этих продольных дефектов на порах, группирующихся вдоль царапин механической обработки (показаны стрелками), и их взаимодействии с поперечными микротрещинами, служащими концентраторами напряжений. Сочетание хрупкого поверхностного слоя с такими концентраторами и привело к зарождению поверхностных микротрещин.

На рис. 7 показан микрорельеф разрушения, подтверждающий усталостный характер развития магистральной трещины, связанный с формированием бороздок (показаны стрелками) шириной порядка 1 мкм и более и свидетельствующий о том, что скорость роста усталостной трещины составляла примерно 10^{-3} мм за цикл. В начале роста магистральной трещины бороздки были разориентированы (рис. 7, а), а затем становились строго перпендикулярными направлению ее распространения (рис. 7, б).

Металлографическое исследование. Металлографическое исследование показало, что основная структура материала зубьев соответствует структуре отпущенного мартенсита с размером первоначального аустенитного зерна, не превышающего 10 – 20 мкм (рис. 8, а). Были обнаружены и протяженные включения длиной до 45 мкм (рис. 8, б) и толщиной до 6 мкм, которые могли служить местами зарождения микротрещин.

Установлено, что структура материала зуба шестерни изменяется с увеличением расстояния от поверхности. Непосредственно под поверхностью контакта наблюдается структура с дисперсными включениями по границам зерен

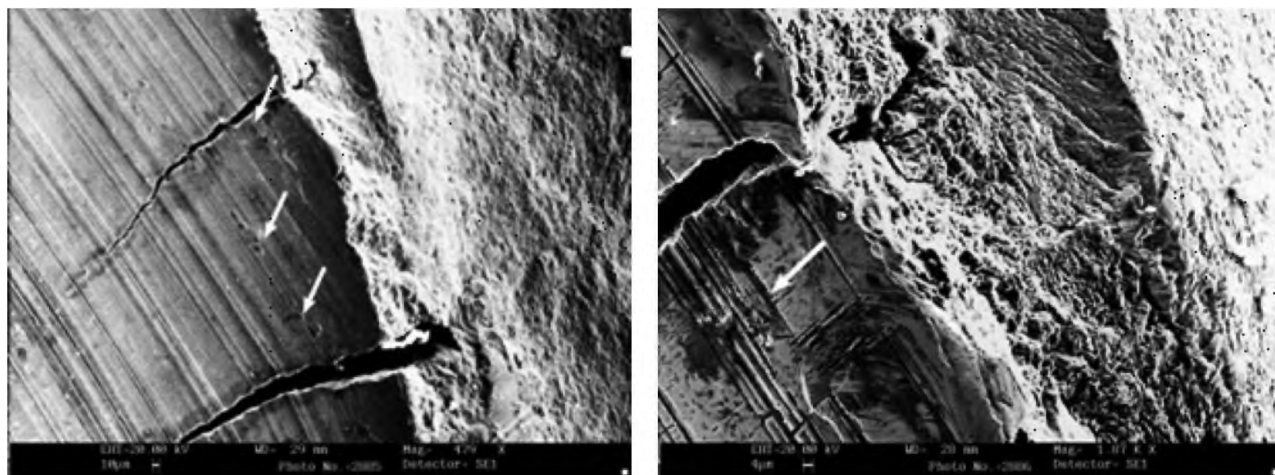
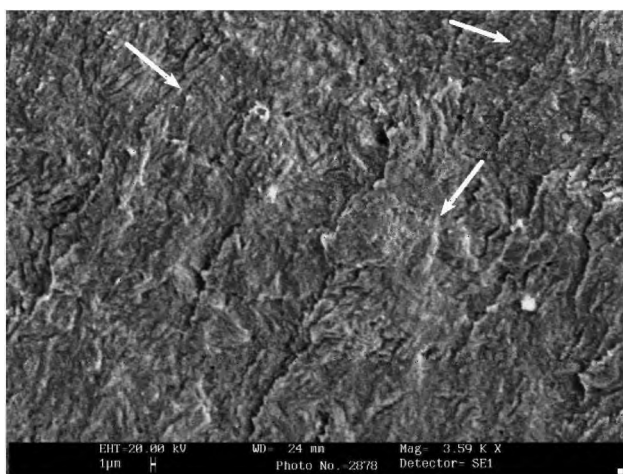
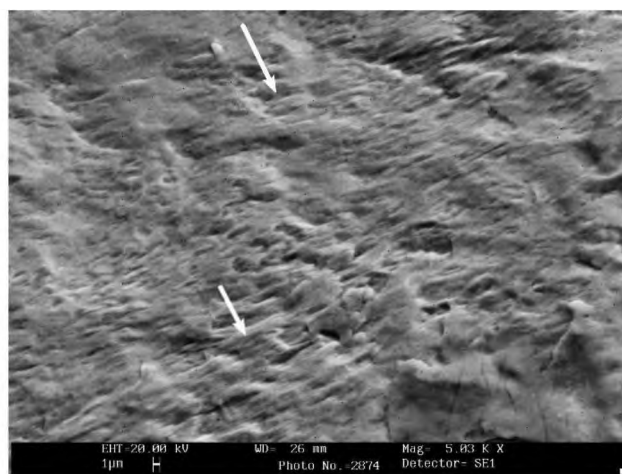


Рис. 6. Дефекты механической обработки, поверхностные микротрещины и область зарождения усталостного разрушения в их устье — на глубине 150 мкм

Fig. 6. Machining defects, surface microcracks and a region of the fatigue fracture nucleation at their mouths at a depth of 150 μm



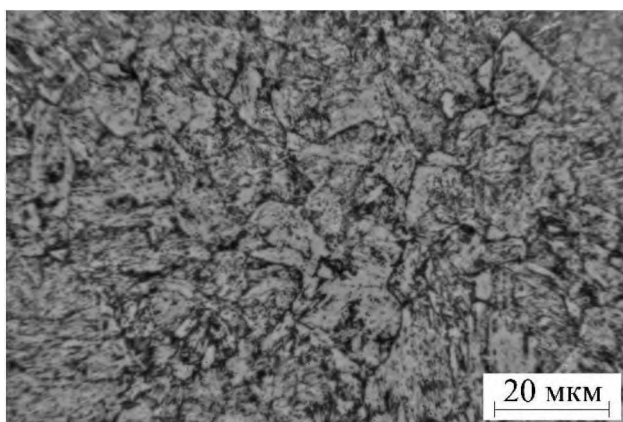
a



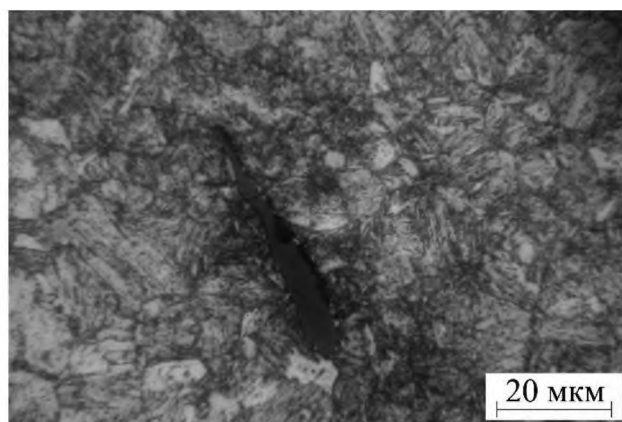
b

Рис. 7. Микрорельеф усталостного разрушения

Fig. 7. The fatigue fracture microrelief



a



b

Рис. 8. Микроструктура основного металла (а), неметаллическое включение (б)

Fig. 8. The microstructure of the basic metal (a) and nonmetallic inclusion (b)

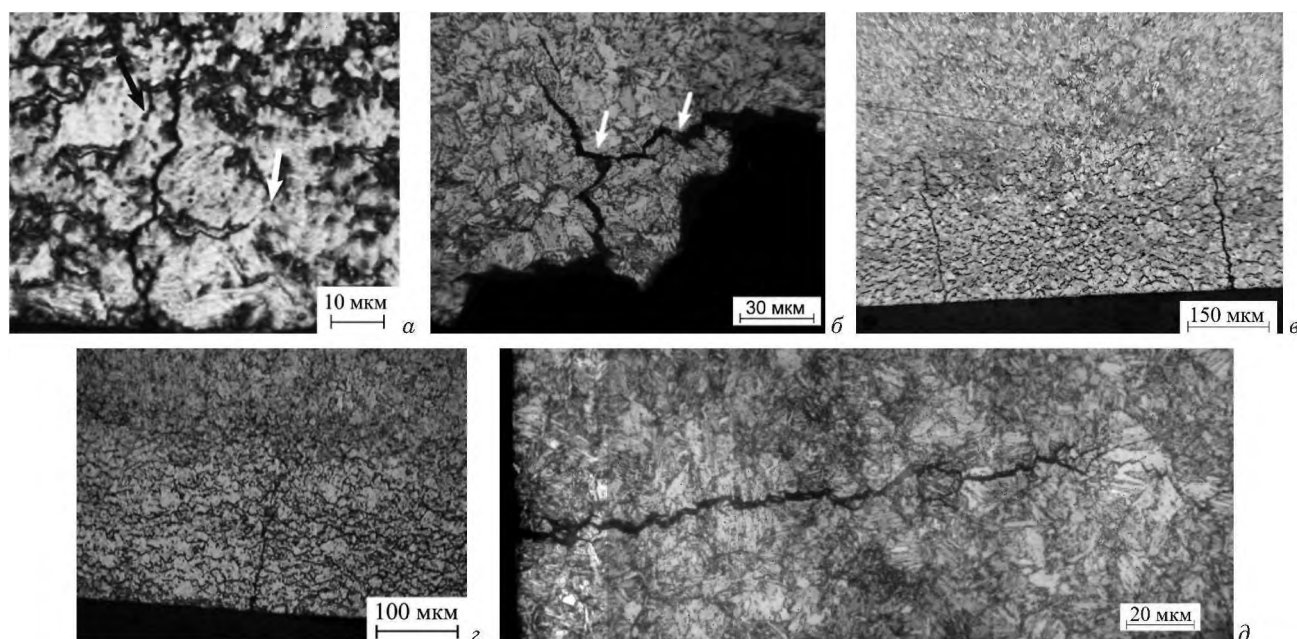


Рис. 9. Микротрещины в поверхностном слое фрагмента зуба

Fig. 9. Microcracks in the subsurface layer of a tooth fragment

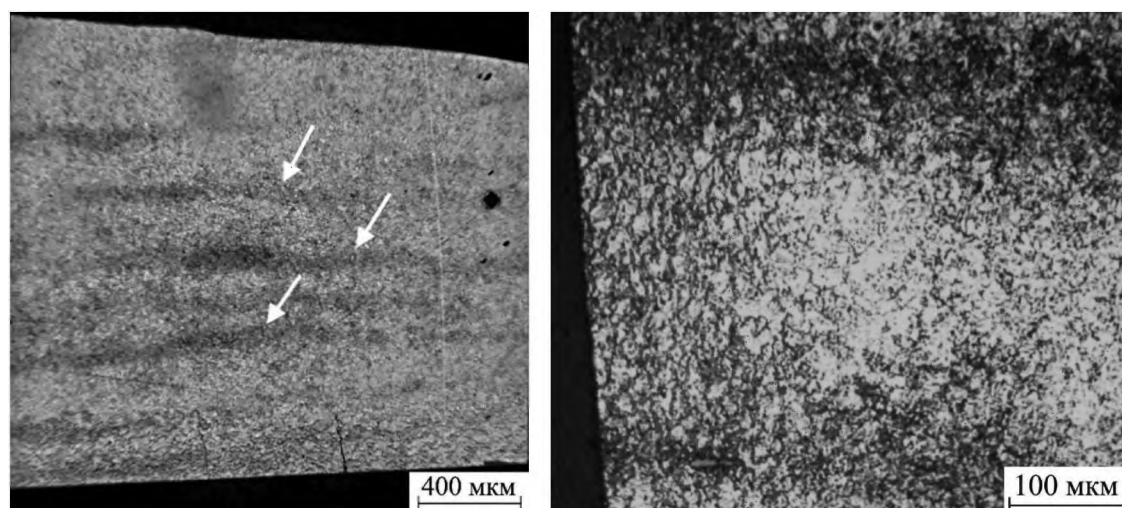


Рис. 10. Полосчатая макроструктура: полосы параллельны поверхности контакта зубьев шестерни

Fig. 10. Banded macrostructure: bands parallel to the contact surfaces of the gear teeth

(рис. 9, а), хорошо видимыми при больших увеличениях. Размер выделений: толщина 0,5 мкм, длина от 1 до 10 мкм. Глубина поверхностного слоя с измененной структурой — от 120 до 200 мкм. Именно в такой структуре развиваются поверхностные трещины (рис. 9, в – г), обнаруженные при фратографическом исследовании (см. рис. 4), — перпендикулярные поверхности контакта. Глубина этих трещин соответствует толщине слоя с дефектной структурой. Распространение длинных трещин замедляется, и в основном металле они не развиваются.

Из рис. 9, а, б следует, что эти трещины распространяются по границам зерен. Это подтверждают данные анализа изломов фрагментов — межзеренное разрушение происходит в приповерхностной области (см. рис. 4, 5). Развитие межзеренного разрушения могло быть следствием отпускной хрупкости, характерной для стали данного состава, вызванной пониженной скоростью охлаждения при отпуске и связанной с выделением карбидов $(\text{Fe}, \text{Cr})_3\text{C}$ по границам зерен.

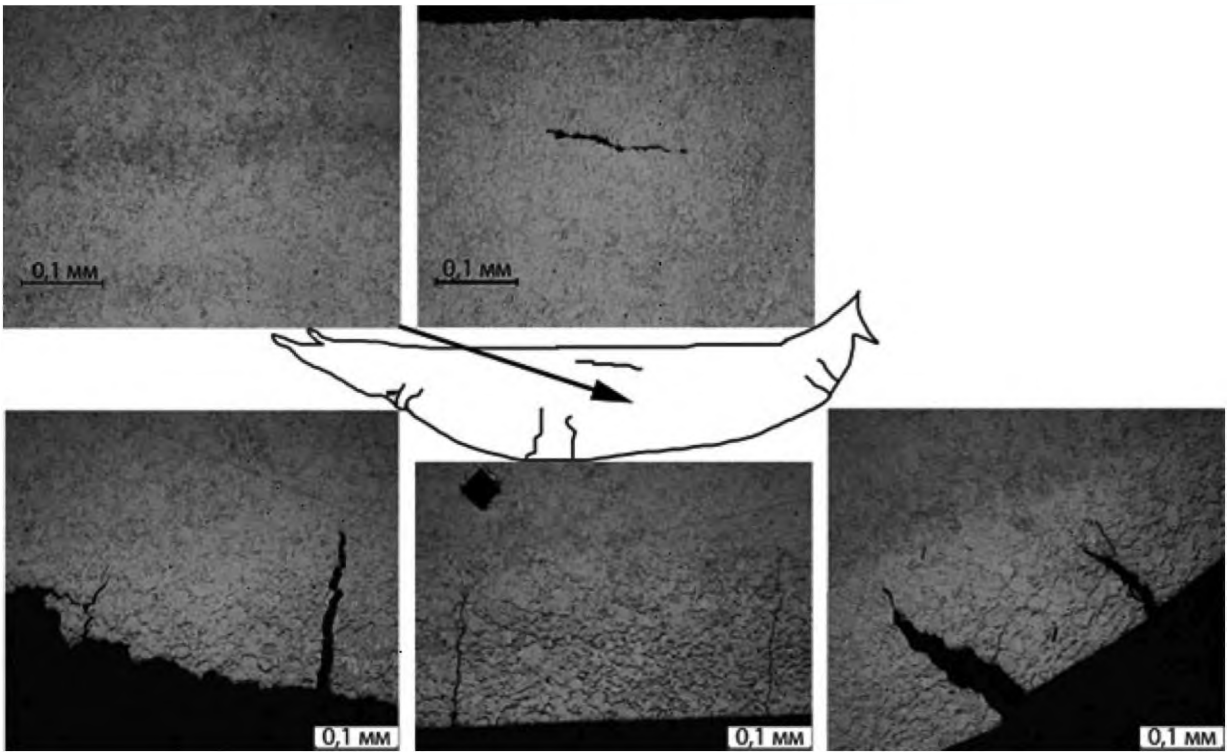


Рис. 11. Схематическое изображение исследуемого фрагмента и фотографии структуры и трещин в различных участках сечения

Fig. 11. Schematic representation of the studied fragment and photos of the structure and cracks in different sections

Таблица 3. Результаты оценки микротвердости *HV* в разных структурных зонах

Table 3. Results of *HV* microhardness assessment for different structural zones

<i>HV</i> , МПа	Основной металл	Темные полосы	Упрочненный приповерхностный слой	
			Тело зерна	Границы зерен
Среднее значение микротвердости ± стандартное отклонение	371 ± 13	431 ± 27	834,6 ± 37,6	923,9 ± 29,2

Другой особенностью структуры материала зубьев является макрополосчатость — образование темных полос, параллельных поверхности контакта (рис. 10), свидетельствующих о неоднородности химического состава материала.

Отмеченные особенности структуры обнаружены при исследовании и других изученных фрагментов, схема одного из которых показана на рис. 11. Это позволяет считать, что эти особенности являются общими и связаны, вероятно, с отступлениями от режимов термической обработки шестерни.

Результаты оценки микротвердости. Оценка микротвердости (*HV*) материала шестерни (табл. 3) подтвердила неоднородность структуры; значения *HV* для исследуемых фрагментов меняются от 350 (в среднем сечении) до 920 МПа (на поверхности зуба). Средние значения микротвердости были оценены по 10 изме-

рениям в каждой из выделенных структурных неоднородностей.

Наибольшие значения твердости — *HV* > 900 МПа — наблюдаются в приповерхностном слое толщиной от 120 до 200 мкм. Причем твердость внутри зерен в этом слое на ~10 % меньше, чем по их границам. Это подтверждает тот факт, что по границам зерен выделились карбиды (Fe, Cr)₃C. Наименьшие значения *HV* (~370 МПа) зафиксированы в основном металле (светлые области). Твердость темных полос структуры составила ~430 МПа, что несколько выше (на 16 %), чем основного металла (рис. 12).

Обсуждение результатов

Согласно [14] в зубе шестерни в результате контакта качения (*R*) с сопряженным зубом развиваются напряжения сдвига (*S*), растягивающие (*T_N*) и сжимающие (*C*) напряжения (рис. 13).

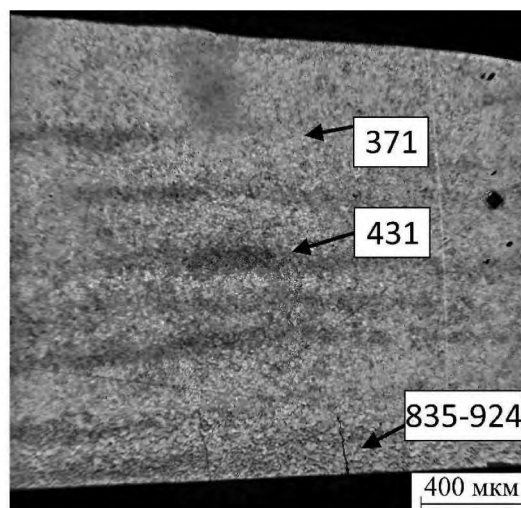
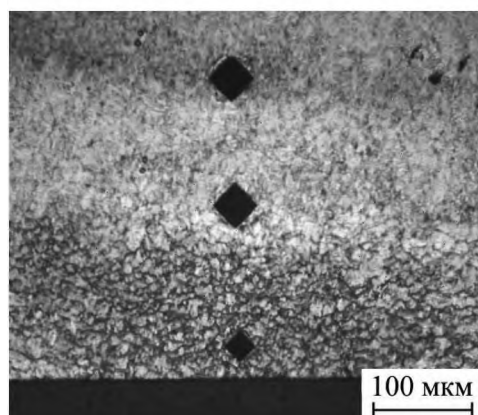


Рис. 12. Микротвердость участков фрагментов с различной структурой

Fig. 12. The microhardness of fragment sections with different structures

Виды разрушения зубчатых передач, как следует из проведенных исследований, могут быть различными, но основная их причина связана либо с изгибом зуба, приводящим к зарождению усталостной трещины у его основания [15], либо с контактной усталостью по поверхности качения, инициирующей образование небольших питтингов, вызывающих отслаивание фрагментов. Дополнительными причинами разрушения являются динамический удар, износ и отрыв под действием напряжения. Усталостное разрушение зубчатых передач может быть связано также с неправильным выбором материала [14] — с размерами и природой неметаллических включений, плохим качеством поковок, полосчатостью, сегрегациями, ковочными закатами и пр.

Известно [14, 16], что при поверхностной обработке зубьев шестерни (науглероживании, азотировании или индукционной закалке) важно достичь высоких свойств слоя как в срединной части профиля зуба, так и в области радиуса при его основании. Сдвиговые напряжения, обусловленные контактом качения, достигают максимума на расстоянии 0,25 мм от поверхности контактной области, а напряжения, возникающие вследствие изгиба, максимальны у основания зуба. Усталостное разрушение может зарождаться под поверхностью. Согласно [14] это происходит в том случае, если предел текучести основного материала шестерни низок, а силы, развивающиеся вдоль линии зацепления, высоки, вследствие чего поверхностный слой разрушается (рис. 13, б).

Поскольку сведения об исходной термической обработке шестерни отсутствуют, можно лишь перечислить вероятные отклонения от режимов ее технологического цикла, приведшие к разру-

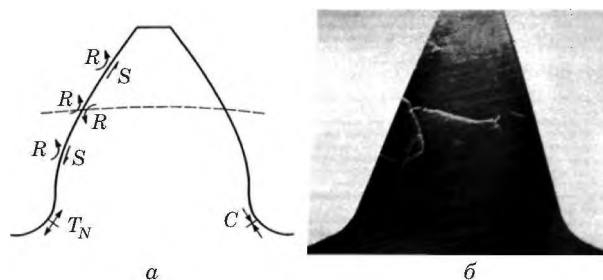


Рис. 13. Области напряжений на основном зубе цилиндрического зубчатого колеса, развивающихся в зубе вследствие контакта качения R сопряженного зубчатого колеса — напряжений сдвига (S), растягивающих (T_N) и сжимающих (C) напряжений (а), а также пример растрескивания поверхностного слоя (б) с микротрещинами, перпендикулярными поверхности контакта [14]

Fig. 13. Stress areas in the main tooth of a cylindrical gear wheel developed in the tooth due to rolling contact R of the adjacent gear wheel: shear (S), tensile (T_N) and compressive (C) stresses (а) and an example of surface layer cracking (б) with the microcracks perpendicular to the contact surface [14]

шению. Так, при недостаточно контролируемой индукционной закалке для упрочнения всей шестерни и ее нерегулярности возможно растрескивание с образованием дефектов, служащих очагами усталостных трещин. Отступление от режимов термической обработки, в частности, снижение скорости охлаждения в процессе отпуска могло привести к характерной для данной стали отпускной хрупкости, выделению карбидов $(Fe, Cr)_3C$ по границам зерен и появлению межзеренных трещин. Некачественная термическая обработка возможна как следствие неоднородности химического состава и структуры материала шестерни. Другим фактором, приводящим к формированию очагов усталостных трещин, яв-

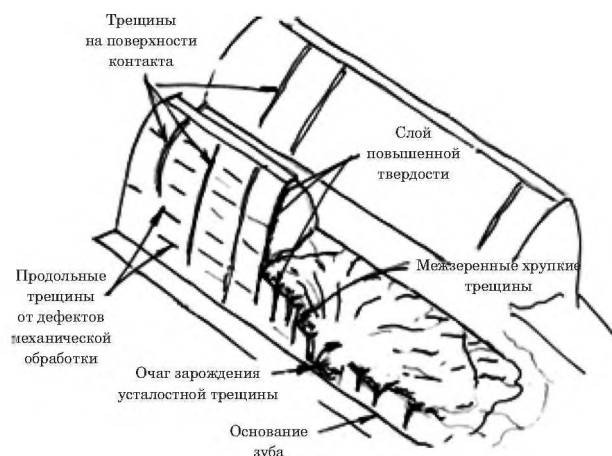


Рис. 14. Схема разрушения зубьев шестерни

Fig. 14. The scheme of the gear teeth failure

ляется нарушение требований по чистоте поверхностной механической обработки зубьев шестерни, что вызывает появление многочисленных дефектов контактной поверхности.

Отмеченные причины разрушения шестерни согласуются с данными, полученными в ходе проведенного исследования. Действительно, наблюдаются полосчатость зубьев, микротрещины на поверхности, которые могли образоваться в процессе индукционной закалки, усталостное разрушение, развивающееся под поверхностью у основания зуба, и дефектная структура материала с выделениями по границам зерен и крупными неметаллическими включениями.

Согласно представленной исходной информации шестерня не подвергалась химико-термической обработке (азотированию). Однако полученные значения твердости (см. табл. 3) и ее распределение по толщине фрагмента соответствуют таковым для азотированной стали 30CrMoV9 [17], являющейся аналогом исследуемого материала шестерни, после ее закалки и отпуска. Из работы [18] следует, что азотирование могло привести к образованию слоя нитридов по границам зерен и, как следствие, к охрупчиванию материала с образованием трещин. Возможно также формирование микротрещин в результате шлифовки и последующего азотирования поверхности [14].

Заключение

Разрушение зубьев связано с образованием многочисленных микротрещин в упрочненном поверхностном слое с дефектной структурой толщиной от 150 до 200 мкм. Поскольку трещины развивались на всю глубину слоя, произошло резкое уменьшение прочности и несущей способности зубьев шестерни. Причины формирования поверхностных микротрещин могут быть различны и являться результатом: отступлений

от режимов термической обработки, приведших к отпускной хрупкости; выделения карбидов по границам зерен; формирования межзеренных поверхностных трещин и их взаимодействия с дефектами некачественной механической обработки поверхности контакта зубьев. Взаимодействие этих трещин с продольными трещинами, зародившимися на дефектах некачественной механической обработки шестерни (царапинах), привело к формированию очагов усталостных трещин, развитие которых вызвало окончательное разрушение нескольких зубьев шестерни.

Анализ фрагментов позволяет предположить картину развития разрушения зубьев шестерни, представленную на рис. 14.

Вероятно, одной из главных причин разрушения было длительное циклическое нагружение в режиме гигацикловой усталости, обычно не рассматриваемое в работах, посвященных разрушению зубчатых передач. Возможность такой причины разрушения следует из типичной для гигацикловой усталости картины излома с характерным очагом в виде «рыбьего глаза» (см. рис. 4, б) и превышающей 10^9 циклов долговечности исследуемой шестерни до разрушения [12, 13].

Благодарности

Работа выполнена в рамках Государственного задания № 075-00715-22-00.

Конфликт интересов

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

ЛИТЕРАТУРА

1. Бондаренко С. И., Карпенко В. А., Нестеренко Е. А., Пирогова Л. В. Характер и причины разрушения шестерён дорожно-строительных и сельскохозяйственных машин / Вестник ХНАДУ. 2011. № 54. С. 127 – 133.
2. Морозова Л. В., Орлов М. Р. Исследование причин разрушения зубчатых колес в процессе эксплуатации / Авиационные материалы и технологии. 2015. № S1. С. 37 – 48. DOI: 10.18577/2071-9140-2015-0-S1-37-48
3. Morales-Espejel G. E., Rycerz P., Kadiric A. Prediction of micropitting damage in gear teeth contacts considering the concurrent effects of surface fatigue and mild wear / Wear. 2018. Vol. 398 – 399. P. 99 – 115. DOI: 10.1016/j.wear.2017.11.016
4. Fan Q., Zhou Q., Wu C., Guo M. Gear tooth surface damage diagnosis based on analyzing the vibration signal of an individual gear tooth / Adv. Mech. Eng. 2017. Vol. 9. N 6. P. 168781401770435. DOI: 10.1177/1687814017704356
5. Cheng L., Chen L., Li S., Liang T. Fault analysis on bevel gear teeth surface damage of aeroengine / IOP Conf. Ser. Mater. Sci. Eng. 2017. Vol. 274. P. 012103. DOI: 10.1088/1757-899X/274/1/012103
6. Poursaeidi E., Sanaieei M., Bakhtyari H. Life estimate of a compressor blade through fractography / Int. J. Eng. 2013. Vol. 26. N 4. P. 393 – 400. DOI: 10.5829/idosi.ije.2013.26.04a.08
7. Bates R. C., Clark W. G., Moon D. M. Correlation of fractographic features with fracture mechanics data / Electron Microfractography. ASTM Special Technical Publication. 1969. N 453. P. 192 – 214. DOI: 10.1520/STP47362S

8. Böhme S. A., Vinogradov A., Papuga J., Berto F. A novel predictive model for multiaxial fatigue in carburized bevel gears / *Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct.* 2021. Vol. 44. N 8. P 2033 – 2053. DOI: 10.1111/ffe.13475
9. Böhme S. A., Szanti G., Keski-Rahkonen J., et al. Tooth flank fracture — An applied fatigue study of case hardened bevel gears / *Eng. Fail. Anal.* 2022. Vol. 132. P 105911. DOI: 10.1016/j.engfailanal.2021.105911
10. Qin S., Zhang C., Zhang B., et al. Effect of carburizing process on high cycle fatigue behavior of 18CrNiMo7-6 steel / *J. Mater. Res. Technol.* 2022. Vol. 16. P 1136 – 1149. DOI: 10.1016/j.jmrt.2021.12.074
11. Cai S., Sun J., He Q., et. al. 16MnCr5 gear shaft fracture caused by inclusions and heat treatment process / *Eng. Fail. Anal.* 2021. Vol. 126. P 105458. DOI: 10.1016/j.engfailanal.2021.105458
12. Bathias C., Paris P. C. *Gigacycle fatigue in mechanical practice*. — New York: Marcel Dekker, 2005. — 304 p.
13. Ботвина Л. Р. Гигацикловая усталость — новая проблема физики и механики разрушения / *Заводская лаборатория. Диагностика материалов*. 2004. Т. 70. № 4. С. 41 – 51.
14. Мак-Ивили А. Дж. Анализ аварийных разрушений / Под ред. Л. Р. Ботвиной. — М.: Техносфера, 2010. — 416 с.
15. Yan H., Wei P., Zhou P., et al. Experimental investigation of crack growth behaviors and mechanical properties degradation during gear bending fatigue / *J. Mech. Sci. Technol.* 2022. Vol. 36. N 3. P 1233 – 1242. DOI: 10.1007/s12206-022-0214-7
16. Витязь П. А., Моисеенко В. И., Сидоренко А. Г. и др. Опыт и перспективы использования конструкционных сталей для азотированных зубчатых колес / *Известия Национальной академии наук Беларуси. Серия физико-технических наук*. 2021. Т. 66. № 1. С. 58 – 65. DOI: 10.29235/1561-8358-2021-66-1-58-65
17. Berns H. *Materials for surface layer treatments* / *Ferrous Materials*. — Berlin—Heidelberg: Springer, 2008. P 215 – 248.
18. Лактин Ю. М., Коган Я. Д., Шпис Г. И., Бемер З. Теория и технология азотирования. — М.: Металлургия, 1991. — 320 с.
4. Fan Q., Zhou Q., Wu C., Guo M. Gear tooth surface damage diagnosis based on analyzing the vibration signal of an individual gear tooth / *Adv. Mech. Eng.* 2017. Vol. 9. N 6. P 168781401770435. DOI: 10.1177/1687814017704356
5. Cheng L., Chen L., Li S., Liang T. Fault analysis on bevel gear teeth surface damage of aeroengine / *IOP Conf. Ser. Mater. Sci. Eng.* 2017. Vol. 274. P 012103. DOI: 10.1088/1757-899X/274/1/012103
6. Poursaeidi E., Sanaieei M., Bakhtyari H. Life estimate of a compressor blade through fractography / *Int. J. Eng.* 2013. Vol. 26. N 4. P 393 – 400. DOI: 10.5829/idosi.ije.2013.26.04a.08
7. Bates R. C., Clark W. G., Moon D. M. *Correlation of fractographic features with fracture mechanics data* / *Electron Microfractography*. ASTM Special Technical Publication. 1969. N 453. P 192 – 214. DOI: 10.1520/STP47362S
8. Böhme S. A., Vinogradov A., Papuga J., Berto F. A novel predictive model for multiaxial fatigue in carburized bevel gears / *Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct.* 2021. Vol. 44. N 8. P 2033 – 2053. DOI: 10.1111/ffe.13475
9. Böhme S. A., Szanti G., Keski-Rahkonen J., et al. Tooth flank fracture — An applied fatigue study of case hardened bevel gears / *Eng. Fail. Anal.* 2022. Vol. 132. P 105911. DOI: 10.1016/j.engfailanal.2021.105911
10. Qin S., Zhang C., Zhang B., et al. Effect of carburizing process on high cycle fatigue behavior of 18CrNiMo7-6 steel / *J. Mater. Res. Technol.* 2022. Vol. 16. P 1136 – 1149. DOI: 10.1016/j.jmrt.2021.12.074
11. Cai S., Sun J., He Q., et. al. 16MnCr5 gear shaft fracture caused by inclusions and heat treatment process / *Eng. Fail. Anal.* 2021. Vol. 126. P 105458. DOI: 10.1016/j.engfailanal.2021.105458
12. Bathias C., Paris P. C. *Gigacycle fatigue in mechanical practice*. — New York: Marcel Dekker, 2005. — 304 p.
13. Botvina L. R. *Gigacycle fatigue — a new problem of physics and fracture mechanics* / *Zavod. Lab. Diagn. Mater.* 2004. Vol. 70. N 4. P 41 – 51 [in Russian].
14. McEvilly A. J. *Analysis of emergency failures*. — Moscow: Tekhnosfera, 2010. — 416 p. [Russian translation].
15. Yan H., Wei P., Zhou P., et al. Experimental investigation of crack growth behaviors and mechanical properties degradation during gear bending fatigue / *J. Mech. Sci. Technol.* 2022. Vol. 36. N 3. P 1233 – 1242. DOI: 10.1007/s12206-022-0214-7
16. Vityaz P. A., Moiseenko V. I., Sidorenko A. G., et al. Experience and prospects of using structural steels for nitrided gears / *Izv. Nats. Akad. Nauk Belarusi. Ser. Fiz.-Tekhn. Nauk.* 2021. Vol. 66. N 1. P 58 – 65 [in Russian]. DOI: 10.29235/1561-8358-2021-66-1-58-65
17. Berns H. *Materials for surface layer treatments* / *Ferrous Materials*. — Berlin—Heidelberg: Springer, 2008. P 215 – 248.
18. Lakhtin Yu. M., Kogan Ya. D., Shpis G. I., Boehmer Z. *Theory and technology of nitriding*. — Moscow: Metallurgiya, 1991. — 320 p. [in Russian].

REFERENCES

1. Bondarenko S. I., Karpenko V. A., Nesterenko E. A., Pirogova L. V. The nature and causes of the destruction of gears of road-building and agricultural machines / *Vestn. KhNADU*. 2011. N 54. P 127 – 133 [in Russian].
2. Morozova L. V., Orlov M. R. Investigation of the causes of fracture of gears during operation / *Aviats. Mater. Tekhnol.* 2015. N S1. P 37 – 48 [in Russian]. DOI: 10.18577/2071-9140-2015-0-S1-37-48
3. Morales-Espejel G. E., Rycerz P., Kadiric A. Prediction of micropitting damage in gear teeth contacts considering the concurrent effects of surface fatigue and mild wear / *Wear*. 2018. Vol. 398 – 399. P 99 – 115. DOI: 10.1016/j.wear.2017.11.016