

Влияние комплексной магнитно-абразивной и химико-термической обработки на сопротивление усталости сплава ВТ9

В. С. Майборода^а, Ю. С. Налимов^б, А. Н. Соловар^а, М. Н. Бобина^а, Н. Н. Теслюк^б

^а Национальный технический университет Украины “Киевский политехнический институт имени Игоря Сикорского”, Киев, Украина

^б Институт проблем прочности им. Г. С. Писаренко НАН Украины, Киев, Украина

Представлены режимы комплексной магнитно-абразивной и химико-термической обработки поверхности образцов из сплава ВТ9. Результаты рентгеноструктурного, микроструктурного и дюротрического анализа позволяют получить соответствующие характеристики поверхностного слоя образцов в рабочей части. Проведены испытания на усталость образцов в исходном состоянии и после комплексной обработки. Показано, что предел выносливости образцов после комплексной обработки на 40% выше, чем образцов в исходном состоянии.

Ключевые слова: сопротивление усталости, предел выносливости, сплав титана, технология обработки, нитроцементация, шероховатость.

Введение. Широкое использование сплавов титана в авиационной, космической, атомной, химической и других отраслях промышленности требует создания деталей с улучшенными эксплуатационными характеристиками, особенно если они эксплуатируются в условиях повторно-переменных нагрузок. Одной из наиболее актуальных проблем является целенаправленное управление свойствами материала изделий в тех зонах, которые находятся в области действия критических нагрузок, приводящих к их разрушению или потере служебных характеристик. При формировании специфических свойств поверхности и поверхностных слоев изделий традиционно используются технологические методы на финишных этапах изготовления с применением термической, физической и механохимической обработок.

Анализ обобщенных диаграмм усталости материалов [1] позволяет процесс усталостного разрушения условно разделить на три периода: инкубационный; разрыхления кристаллической решетки и окончательного разрушения. При этом можно выделить первые два периода, продолжительность которых целесообразно максимально увеличить, что позволит повысить “жизнеспособность” реального изделия, подвергающегося повторно-переменным нагрузкам. Одним из путей роста жизненного цикла детали при переменных нагрузках является образование в поверхностном слое повышенной концентрации дефектов кристаллического строения в виде скопления дислокаций, атомов внедрения, формирующих атмосферы Коттрелла [2, 3], с целью снижения подвижности дислокаций и повышения эффекта их торможения. При этом максимально увеличивается время возникновения в локальных микрообъемах критических плотностей дефектов, в которых во втором периоде возможно зарождение субмикроскопических трещин.

Одновременно с этим зародившиеся микротрещины отдаляются друг от друга, что снижает вероятность зарождения магистральной трещины, распространение которой приводит к разрушению. Исходя из вышеизложенного для решения указанных задач целесообразно использовать субструктурное и твердорастворное упрочнение материалов [4, 5]. Другими словами, в поверхностном слое необходимо формировать остаточные сжимающие напряжения путем направленного легирования и возможного выделения новых упрочняющих фаз либо за счет скопления легирующих элементов, тормозящих развитие субмикротрещин усталости.

Одним из технологических методов решения поставленных задач может быть использование химико-термической обработки (ХТО) совместно с магнитно-абразивной обработкой (МАО). Выполненные исследования в этой области на быстрорежущем инструменте показали высокую перспективность использования такого технологического процесса [6, 7].

Преимущество диффузионного насыщения поверхностного слоя деталей, которое реализуется при ХТО, перед другими методами воздействия на поверхность и нанесения покрытий с целью улучшения их эксплуатационных свойств в первую очередь состоит в том, что прочность связей элементов, диффундирующих в основу, существенно выше прочности связи разных покрытий с основой из-за проникновения вещества в кристаллическую решетку основы. Кроме того, постепенное уменьшение количества насыщающих элементов по толщине поверхностного слоя создает более благоприятный градиент изменения его свойств без резкого изменения внутренних напряжений, что имеет место при нанесении PVD- и CVD-покрытий в зоне перехода покрытие–основа [8].

Перспективным методом диффузионного насыщения поверхности титановых сплавов является метод нитроцементации – одновременное насыщение поверхностного слоя азотом и углеродом при предварительной МАО для формирования в нем благоприятных внутренних напряжений, стимулирующих процесс ХТО, обеспечения более высокой его эффективности, производительности и возможности получения диффузных слоев заданной глубины и качества [9].

Объект исследования и комплексная технология обработки. Исследования проводили на образцах из сплава ВТ9 с круглым поперечным сечением типа I согласно ГОСТ 25.502-79 [10] (рис. 1, 2). Выбор данного типа образцов обусловлен тем, что, во-первых, при испытании локализуется место разрушения при консольном их закреплении на вибростенде и, во-вторых, такая форма удобна для проведения магнитно-абразивной и химико-термической обработки, так как исключается возможность проявления различных краевых эффектов.

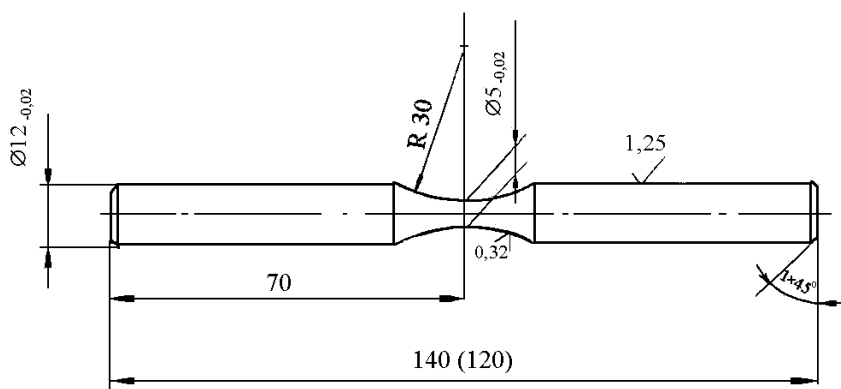


Рис. 1. Образец для испытаний на усталость.

Деформируемый сплав ВТ9 относится к двухфазным ($\alpha + \beta$)-сплавам мартенситного класса. Сплав упрочняется путем термообработки и применяется при изготовлении дисков, лопаток, колец и других деталей компрессоров для газотурбинных двигателей (ГТД), которые работают длительное время (до $6 \cdot 10^3$ ч при $T = 723$ К или до 500 ч при $T = 773$ К) [11].

Химический состав сплава ВТ9 (мас.%) следующий: основа Ti; 5,8...7,0 Al; 2,8...3,8 Mo; 0,8...2,5 Zr; $\leq 0,25$ Fe; $\leq 0,015$ H₂; $\leq 0,1$ C; 0,2...0,35 Si. Механические свойства сплава при статическом нагружении приведены в табл. 1 [12].

Механические свойства сплава ВТ9

T, K	$E \cdot 10^{-5},$ МПа	$\sigma_{в},$ МПа	$\sigma_{0,2},$ МПа	$\delta, \%$	$\psi, \%$
293	1,18	1200	1030	11	30
673	1,08	900	720	14	56
773	1,00	850	660	14	60

Примечание. При 293 К $E_{дин} = 1,26 \cdot 10^5$ МПа.

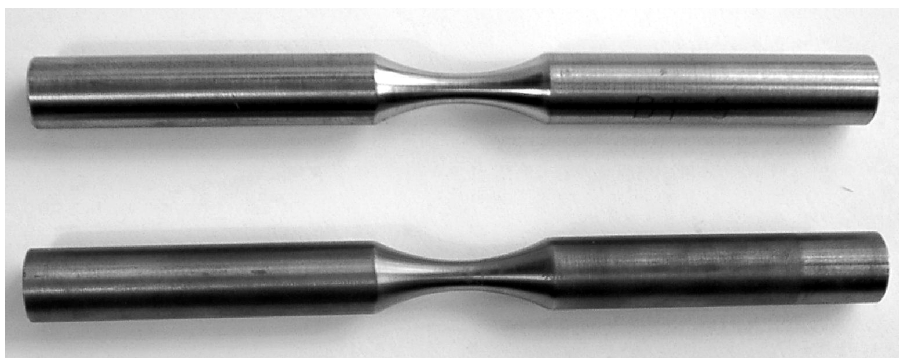


Рис. 2. Внешний вид образцов в исходном состоянии (сверху) и после комплексной обработки (снизу).

Рабочую часть образцов обрабатывали следующим образом.

Проводили активацию поверхности образцов методом MAO. Известно [13], что такая обработка обеспечивает упрочнение поверхностного слоя на глубину до 10 мкм и более вследствие пластического деформирования и формирования остаточных напряжений сжатия величиной 600...900 МПа. Дефектное состояние поверхностного слоя с повышенной плотностью дислокаций способствует лучшему проникновению таких насыщающих (легирующих) элементов, как азот и углерод при ХТО.

При MAO рабочей поверхности образцов использовали смесь магнитно-абразивных порошков ПОЛИМАМ-Г с размером частиц 200/100 мкм (80...90%) и сферического порошка ПР Р6М5 с размером частиц 100/63 мкм (10...20%). Скорость MAO составляет 3 м/с, магнитная индукция в рабочем зазоре – 0,2 Тл, время обработки – 2 мин [1, 14]. Подобная обработка обеспечивает шероховатость рабочей поверхности образцов $R_a = 0,13..0,17$ мкм. Внешний вид микропрофиля, полученный на профилографе Калибр 252, приведен на рис. 3.

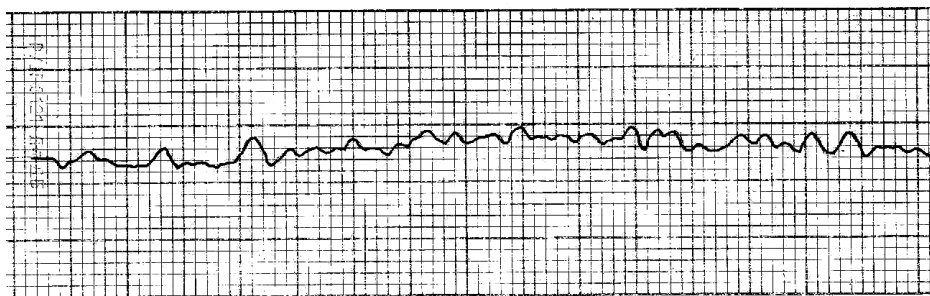


Рис. 3. Профилограмма рабочей поверхности образца после полирующей MAO (горизонтальное увеличение $\times 500$, вертикальное – $\times 10000$).

Затем для насыщения поверхности титановых образцов использовали метод нитроцементации. При выборе температуры нитроцементации исходили из данных выполненного предварительного термодинамического анализа вероятности прохождения фазовых превращений в титановых сплавах, образования новых фаз и возможности формирования покрытий на поверхности. Установлено, что ХТО целесообразно проводить при температуре не более 1173 К. При этом необходимо учитывать, что образование новых фаз может привести к резкому росту твердости поверхностного слоя, что нежелательно с точки зрения усталостной прочности и, как правило, способствует ее снижению.

Поэтому одновременное насыщение поверхности сплава азотом и углеродом выполняли при температуре 823 и 1173 К в течение 2 ч. Для получения насыщающей среды использовали соль оксалата аммония $(\text{NH}_4)_2\text{C}_2\text{O}_4$, который при температуре 753...773 К диссоциирует с образованием активных углерода, азота и водорода. После насыщения поверхности титанового сплава проводили рентгеноструктурный, микроструктурный и дюротрический анализ поверхностного слоя.

Характеристики поверхностного слоя. Установлено, что ХТО при температуре 1173 К после MAO приводит к формированию на поверхности деталей композиционного многослойного покрытия, состоящего из слоев TiAl_3 толщиной 1...3 мкм и твердостью примерно 7 ГПа. Под внешним слоем образуется слой TiO_2 толщиной до 20 мкм и твердостью до 17...17,5 ГПа. Следующий слой толщиной до 10 мкм содержит TiO и TiN , а под ним на границе с основой сплава находится твердый раствор $\alpha\text{-Ti}(\text{C},\text{N},\text{O})$ твердостью 8,5...9 ГПа. Общая глубина формирующегося композиционного покрытия составляет 70...75 мкм. Твердость твердого раствора α -титана, начиная с глубины 70...75 мкм, плавно снижается до 3,5...4 ГПа на глубине 180...200 мкм.

Для аналогичного многослойного покрытия при ХТО без предварительной активации поверхности методом MAO характерны как общая толщина, так и толщина отдельных слоев, которые меньше в 2–2,5 раза, а различие между максимальной твердостью слоев TiAl_3 и TiO_2 достигает 11 ГПа. Важно отметить, что толщина твердого раствора не превышает 30...40 мкм.

Для увеличения сопротивления усталости нежелательно, чтобы твердость отдельных слоев покрытий была повышенной, поскольку в них формируются чрезмерно высокие отрицательные остаточные напряжения и возможно зарождение усталостных трещин. Это подтверждается данными, полученными ранее [13] на стальных лопатках ГТД, которые подвергались MAO на жестких режимах, что привело к переклепу входных и выходных кромок лопаток и, как следствие, снижению предела выносливости. Причем усталостные трещины зарождались у переклепанных лопатках на кромках под углом 45°.

При насыщении поверхности сплава титана в процессе ХТО при температуре 823 К не сформировались ни нитридные, ни карбидные слои, а образовался твердый раствор азота и углерода. Микроструктурный анализ позволяет установить наличие на его поверхности дополнительного тонкого слоя толщиной 1 мкм, который рентгеноструктурно идентифицирован как Ti_2O фаза с гексагональной решеткой. При этом шероховатость поверхности $R_a < 0,25$ мкм.

Повторная MAO по тому же режиму, что и первая, привела к диспергированию верхнего слоя поверхности и уменьшению ее шероховатости до 0,13...0,17 мкм.

После комплексной обработки (MAO+ХТО) шероховатость составляет меньше 0,25 мкм. Рентгеноструктурный и микроструктурный анализ показывает, что в поверхностном слое $\alpha\text{-Ti}(\text{N},\text{C})$ и $\beta\text{-Ti}(\text{N},\text{C})$ образовался твердый раствор азота и углерода толщиной 60...65 мкм (рис. 4, 5) и микротвердостью 6,5...4,5 ГПа (рис. 6).

Распределение азота и углерода по глубине поверхностного слоя образцов из сплава ВТ9 показано на рис. 7. Поверхностный слой, полученный в результате

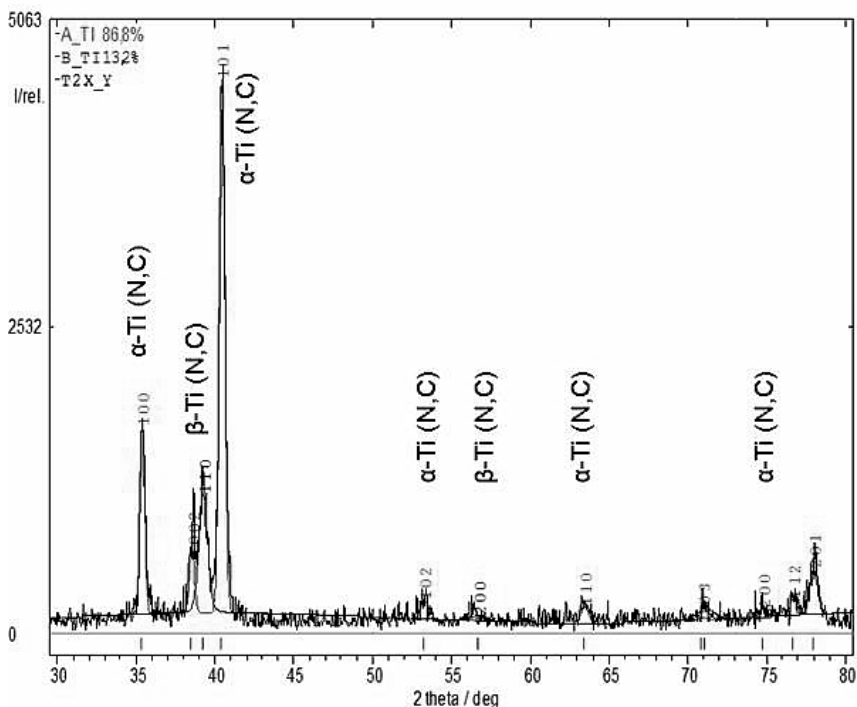


Рис. 4. Рентгенограмма поверхности образца из сплава ВТ9 после комплексной обработки (MAO+XTO).

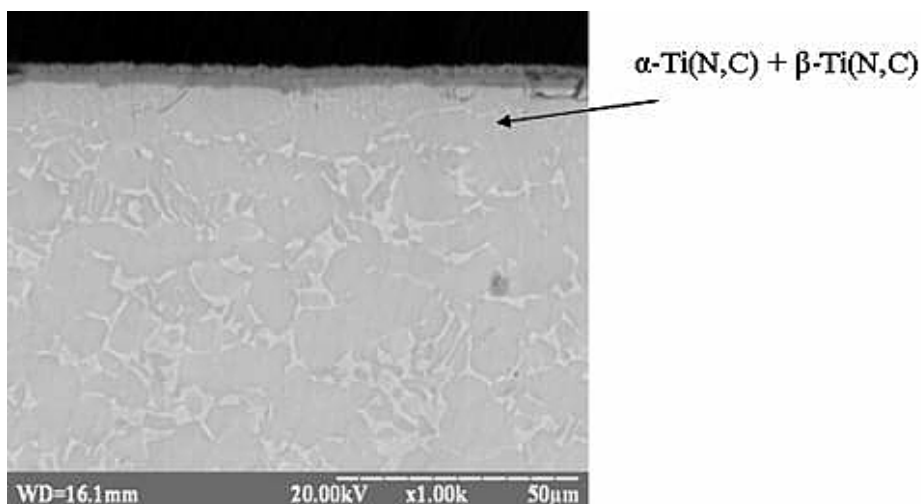


Рис. 5. Микроструктура покрытия на поверхности образца из сплава ВТ9 после комплексной обработки (MAO+XTO).

комплексной обработки (MAO+XTO+MAO), обладает высокой твердостью и износостойкостью (по данным дополнительных исследований). Эти характеристики важны при эксплуатации компрессорных лопаток из титановых сплавов.

Поэтому следует дополнительно исследовать, какое влияние оказывает поверхностный слой образцов из сплава ВТ9 на их сопротивление усталости после комплексной обработки.



Рис. 6. Изменение микротвердости поверхностного слоя образца из сплава ВТ9 после комплексной обработки (МАО+ХТО).

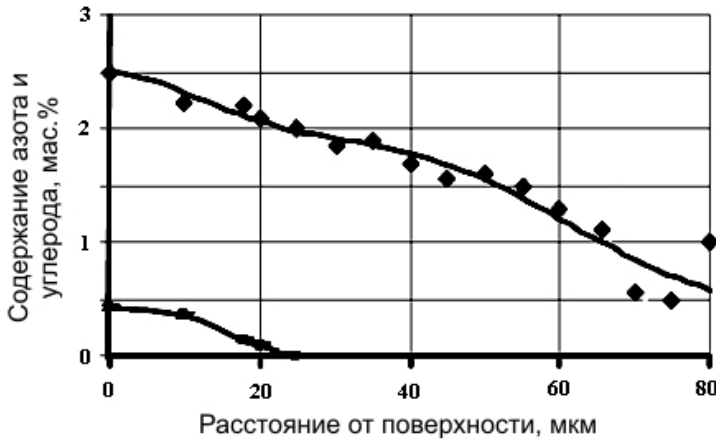


Рис. 7. Распределение азота (◆) и углерода (■) по глубине поверхностного слоя образца из сплава ВТ9.

Методика испытаний на усталость. Испытания на усталость образцов проводили на установке, созданной на базе электродинамического вибратора, по методике, которая подробно описана в [1]. В процессе испытаний на вибростенде поддерживали постоянным размах колебаний свободного конца образца, который измеряли с использованием микроскопа. Точность измерения линейного размера находилась в пределах 0,014...0,05 мм. Для установления связи между размахом колебаний и напряжением в опасном сечении образца проводили динамическое тензометрирование с помощью малобазных (база 1 мм) тензодатчиков типа КФ5П1.

Соответствие между измеряемым сигналом от тензодатчика и относительной деформацией в опасном сечении образца устанавливали путем динамической тарировки балочки камертона. По результатам тарировки камертона определяли зависимость относительной деформации ε от сигнала тензодатчика V :

$$\varepsilon = \xi_k V, \quad (1)$$

где V – сигнал от тензодатчика, контролируемый вольтметром тензоусилителя, B ; ξ_k – тарировочный коэффициент для камертона.

Тензометрирование образца осуществляли с помощью тензодатчика, наклеенного в опасном сечении. При равных сигналах тензодатчиков на камертоне и образце предполагали также равенство их деформаций, что позволило установить соответствие между напряжением в контролируемом сечении образца σ_a и размахом колебаний его свободного конца 2λ , мм:

$$2\lambda = \xi_b \sigma_a. \tag{2}$$

Здесь ξ_b – тарировочный коэффициент для образца в месте наклейки тензодатчика,

$$\xi_b = \frac{2\lambda}{\xi_k V_b E}, \tag{3}$$

где E – модуль упругости материала образца; V_b – сигнал от тензодатчика на образце.

За критерий предельного состояния (разрушения) образца принимали падение резонансной частоты колебаний на 3%. При этом в рабочем сечении образца возникла поверхностная макротрещина глубиной $\sim 0,5$ мм.

Резонансную частоту колебаний и число циклов нагружения измеряли и контролировали с помощью электронно-счетных частотомеров.

Результаты испытаний на усталость и их обсуждение. Влияние комплексной обработки по технологическому циклу МАО+ХТО+МАО оценивали при сравнительных испытаниях на усталость образцов из сплава ВТ9 в исходном состоянии и после обработки. Результаты испытаний приведены на рис. 8, а их статистическая обработка – в табл. 2.

Т а б л и ц а 2

Уравнения кривых усталости образцов из сплава ВТ9

Состояние образцов	Количество образцов n_Σ/n_p	$r_{1/1}$	$\sigma_{ai} = A + B \lg N_i$		σ_{-1} , МПа (на базе 10^7 цикл)
			A	B	
Исходное	10/6	-0,893	1161	-61,86	715
МАО+ХТО+МАО	10/5	-0,674	1385	-64,33	1016

Примечание. n_Σ – общее количество испытанных образцов; n_p – образцы, доведенные до разрушения.

Анализ результатов показывает, что образцы из сплава ВТ9 в исходном состоянии имеют достаточно стабильные свойства, о чем свидетельствуют коэффициент корреляции кривой усталости $r_{1/1}$, а также положительное влияние комплексной обработки (МАО+ХТО+МАО) их поверхности.

Пять образцов после комплексной обработки выстояли на базе испытаний 10^7 цикл при более высоких напряжениях ($\sim 40\%$), чем образцы в исходном состоянии.

Эффект повышения характеристик сопротивления усталости обработанных образцов обусловлен процессами диффузионного (ХТО) и деформационного (МАО) упрочнения поверхности, а также их комбинацией (МАО+ХТО+МАО). Сформированный упрочненный слой, полученный после комплексной технологической обработки на

поверхности рабочей части образцов из сплава ВТ9, способствует замедлению процесса рассеянного накопления повреждений и торможению распространения трещин усталости. Кроме того, трещины усталости зарождаются под слоем твердого раствора при более высоких уровнях напряжений и имеют рассредоточенный характер, что подтверждается данными анализа поверхностей изломов образцов (рис. 9).

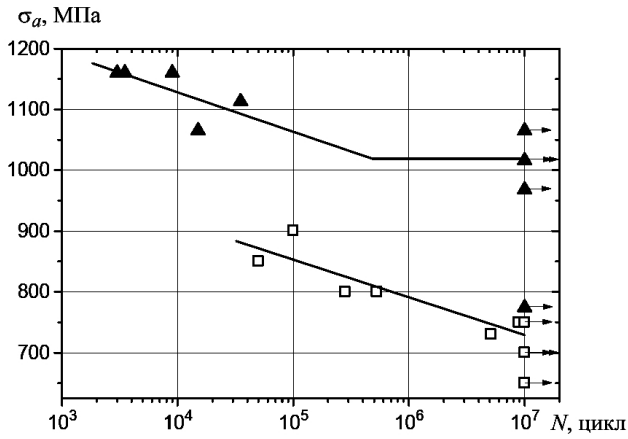


Рис. 8. Кривые усталости образцов из сплава ВТ9 в исходном состоянии (□) и после MAO+XTO+MAO (▲).

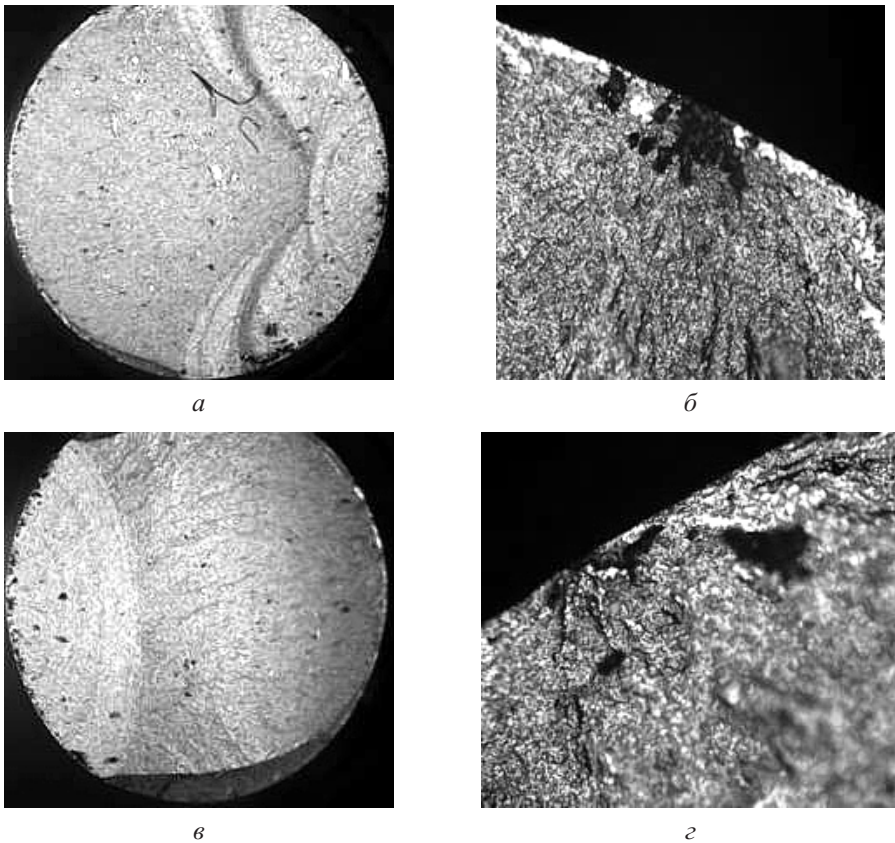


Рис. 9. Поверхности изломов образцов из сплава ВТ9 после испытаний на усталость: а, в – общий вид излома, $\times 50$; б, г – зона зарождения трещины, $\times 200$.

После комплексной технологической обработки образцов предел выносливости на базе испытаний 10^7 цикл равен 1016 МПа, для образцов в исходном состоянии – 715 МПа. Полученные результаты подтверждают исследования по оценке влияния комплексной обработки MAO+PVD покрытия+MAO лопаток ГТД из сплавов ВТ8 и ЭИ961 на сопротивление усталости [15, 16], а также данные, приведенные в [17].

Выводы

1. Приведены отработанные режимы комплексной технологической обработки (MAO+XTO+MAO) поверхности образцов из сплава ВТ9.

2. В результате рентгеноструктурного, микроструктурного и дюрOMETрического анализа получены соответствующие характеристики поверхностного слоя образцов в рабочей части.

3. Проведены испытания на усталость образцов в исходном состоянии и после комплексной технологической обработки. Благодаря сформированному упрочненному слою (твердый раствор) на поверхности рабочей части образцов замедляется процесс накопления повреждений при циклическом нагружении и повышаются характеристики сопротивления усталости.

4. Показано, что после комплексной технологической обработки (MAO+XTO+MAO) образцов их предел выносливости на базе 10^7 цикл на 40% выше, чем в исходном состоянии.

Резюме

Наведено режими комплексної магнітно-абразивної та хіміко-термічної обробки поверхні зразків зі сплавом ВТ9. Результати рентгеноструктурного, мікроструктурного та дюрOMETричного аналізу дозволяють одержати відповідні характеристики поверхневого шару зразків у робочій частині. Проведено випробування на втому зразків у вихідному стані та після комплексної обробки. Показано, що границя витривалості зразків після комплексної обробки на 40% вища, ніж зразків у вихідному стані.

1. *Прочность материалов и конструкций / Под общ. ред. В. Т. Трощенко. – Киев: Ин-т проблем прочности имени Г. С. Писаренко НАН Украины, 2009. – Т. 2. Усталость металлов. Влияние состояния поверхности и контактного взаимодействия / В. Т. Трощенко, Г. В. Цыбанев, Б. А. Грязнов, Ю. С. Налимов. – 664 с.*
2. *Фридель Ж. Дислокации. – М.: Мир, 1967. – 643 с.*
3. *Красовский А. Я. Физические основы прочности. – Киев: Наук. думка, 1977. – 140 с.*
4. *Конева Н. А. Физика прочности металлов // Соров. образоват. журн. – 1977. – № 7. – С. 95–102.*
5. *Фіртсов С. О. Матеріалознавство на атомному рівні // Наука і культура. – 2008. – Вип. 34. – С. 140–155.*
6. *Майборода В. С., Бобіна М. М., Ульяненко Н. В. Магнітно-абразивна обробка осьового і кінцевого різального інструменту. 4. Використання магнітно-абразивної обробки, як попередньої операції перед дифузійним насиченням поверхневого шару під час хіміко-термічної обробки // Наук. вісті НТУУ “КПІ”. – 2001. – № 6. – С. 38 – 45.*
7. *Пат. 43732 У країна, МПК С23С 12/00 (2009). Комбінований спосіб нанесення дифузійних покриттів / М. М. Бобіна, В. С. Майборода, А. Б. Бобін та ін. – Опубл. 25.08.2009, Бюл. № 16.*

8. *Верещака А. С.* Работоспособность режущего инструмента с износостойкими покрытиями. – М.: Машиностроение, 1993. – 336 с.
9. *Бобіна М. М., Хіжняк В. Г., Майборода В. С., Соловар О. М.* Карбонітрація лопаток компресорів ГТД з титанового сплаву ВТ8 з попередньою активацією поверхні МАО // Вісн. СевНТУ. Сер. Механіка, енергетика, екологія. – 2012. – Вип. 133. – С. 144–150.
10. *ГОСТ 25.502-79.* Расчеты и испытания на прочность в машиностроении. Методы механических испытаний металлов. Методы испытаний на усталость. – Введ. 01.01.81.
11. *Масленков С. Б., Масленкова Е. А.* Стали и сплавы для высоких температур. В 2 кн. – М.: Металлургия, 1991. – 832 с.
12. *Солонина О. П., Гладунов С. Г.* Жаропрочные титановые сплавы. – М.: Металлургия, 1976. – 442 с.
13. *Майборода В. С.* Основы створення і використання порошкового магнітно-абразивного інструменту для фінішної обробки фасонних поверхонь: Автореф. дис. ... д-ра техн. наук. – Київ, 2001. – 40 с.
14. *Майборода В. С., Степанов О. В.* О влиянии магнитно-абразивной обработки на свойства поверхности лопаток ГТД // Авиац. пром-сть. – 1994. – № 11-12. – С. 32–34.
15. *Грязнов Б. А., Майборода В. С., Налимов Ю. С. и др.* Исследование влияния видов обработки поверхности и многослойного покрытия пера лопаток на их характеристики сопротивления усталости // Пробл. прочности. – 1999. – № 5. – С. 109–116.
16. *Грязнов Б. О., Майборода В. С., Налимов Ю. С. та ін.* Вплив комплексної магнітно-абразивної обробки і композиційних покриттів на характеристики втоми робочих лопаток ГТД // Вибрації в техніці і технологіях. – 2001. – № 5 (21). – С. 80–83.
17. *Трапезон А. Г., Ляшенко Б. А., Лысенков М. О.* Сопротивление усталости металлов с упрочняющими покрытиями (обзор) // Пробл. прочности. – 2013. – № 3. – С. 42–57.

Поступила 24. 03. 2016