

УДК 669.295:620.178.3

СОПРОТИВЛЕНИЕ УСТАЛОСТИ ЛИСТОВ ИЗ ЖАРОПРОЧНЫХ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ

© 2024 г. М. С. Калиенко^{a, b, *}, А. А. Попов^{b, c}, А. В. Волков^a,
М. О. Ледер^{a, b}, А. В. Желнина^{a, b}

^a ПАО «Корпорация ВСМПО-АВИСМА», ул. Парковая, 1, Верхняя Салда, 624760 Россия

^b Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина,
ул. Мира, 19, Екатеринбург, 620002 Россия

^c Институт физики металлов УрО РАН, ул. С. Ковалевской, 18, Екатеринбург, 620108 Россия

*e-mail: kamak@yandex.ru

Поступила в редакцию 27.09.2023 г.

После доработки 27.11.2023 г.

Принята к публикации 12.12.2023 г.

Представлены результаты исследования сопротивления усталостному разрушению листов из жаропрочных титановых сплавов BT18Y (Ti–6.5Al–4.3Zr–2.4Sn–0.8Nb–0.7Mo–0.1Si, вес. %), BT8 (Ti–6.4Al–3.4Mo–0.3Si, вес. %), BT25Y (Ti–6.51Al–3.76Zr–1.71Sn–3.94Mo–0.5W–0.13Si, вес. %). Получены кривые усталости в исходном состоянии и в окисленном после изотермического отжига при температуре 560 °С, 1000 ч в воздушной атмосфере. Установлено, что сопротивление усталости в малоциклового области всех сплавов в окисленном состоянии снижается на порядок. В области многоциклового усталости предел выносливости окисленных сплавов BT18Y и BT25Y не изменяется и составляет около 320 МПа. Предел выносливости сплава BT8 в окисленном состоянии уменьшается до 230 МПа с 300 МПа в исходном состоянии. Установлено, что фазовый состав оксида толщиной 250 нм на поверхности сплавов после отжига различается и представлен фазами анатаза и рутила в сплавах BT18Y и BT25Y и преимущественно рутила в BT8, что является причиной различного предела выносливости сплавов в окисленном состоянии.

Ключевые слова: титановый сплав, окисление, сопротивление усталости, оксид титана

DOI: 10.31857/S0015323024030124, **EDN:** WTDJPW

ВВЕДЕНИЕ

Титановые сплавы широко применяются в авиастроении благодаря высокой удельной прочности, вязкости разрушения, жаропрочности и коррозионной стойкости в контакте с композитами из углепластика. Развитие и совершенствование титановых сплавов в начале и середине 60-х годов прошлого века осуществлялось ускоренными темпами прежде в качестве конструкционного материала для космических кораблей. В эти же годы интенсивно проводили работы по использованию титановых сплавов в авиационной промышленности, разработаны и нашли широкое применение жаропрочные сплавы BT8, BT9, BT25 [1]. К середине 1970-х годов введен в эксплуатацию наиболее жаропрочный из серийных отечественных сплавов BT18Y [2]. Традиционная область применения данных сплавов — это авиационная техника, газотурбинные двигатели, для которых изготавливают детали компрессора, диски и лопатки. На сегодняшний день титано-

вые сплавы в авиационных двигателях занимают 30–39 % от массы изделия [2, 3]. Из сплавов BT18Y, BT8, BT25Y также возможно изготовление листовых полуфабрикатов, которые могут заменить в ряде конструкций стальные и никелевые сплавы [4, 5]. Одним из ограничивающих факторов использования сплавов титана является их окисление при температуре выше 500 °С. На поверхности сплавов титана при высокой температуре в контакте с воздушной атмосферой образуется оксид титана, и в результате диффузии кислорода формируется газонасыщенный слой [6]. Образовавшийся газонасыщенный слой имеет высокую прочность, низкую пластичность и вязкость, существенно снижает сопротивление усталостной прочности [7, 8]. Слой оксида отличается по своим физико-механическим свойствам от титановой матрицы, и так же как твердые покрытия может снижать усталостную прочность [9]. Информации об усталостных свойствах листовых полуфабрикатов из сплавов BT18Y, BT8, BT25Y ранее в научной литературе представлено

не было. Поэтому целью настоящей работы являлось получить данные об усталостных свойствах листов из жаропрочных сплавов ВТ18У, ВТ8, ВТ25У с различным уровнем прочности в исходном состоянии и после длительного изотермического отжига.

МАТЕРИАЛ И МЕТОДИКИ

Материалом для исследования были деформированные в $(\alpha+\beta)$ области листы толщиной 4 мм из сплавов ВТ8 (Ti–6.4Al–3.4Mo–0.3Si, вес. %), ВТ18У (Ti–6.5Al–4.3Zr–2.4Sn–0.8Nb–0.7Mo–0.1Si, вес. %), ВТ25У (Ti–6.51Al–3.76Zr–1.71Sn–3.94Mo–0.5W–0.13Si, вес. %) производства ПАО “Корпорация ВСМПО-АВИСМА”. Первая ступень термообработки сплавов включала высокотемпературный отжиг в $(\alpha+\beta)$ -области, вторая – старение при температуре 620 °С с выдержкой 8 ч. Далее исходное состояние.

Изотермический отжиг образцов от листов с целью их окисления проводили при температуре 560 °С в течение 1000 ч в воздушной атмосфере. Термическую обработку осуществляли в электрической лабораторной печи объемом 0.5 м³ с вентилятором для перемешивания воздуха и точностью поддержания температуры ± 5 °С. Все образцы перед отжигом были обезжирены бензином и очищены этиловым спиртом. Образцы после отжига испытывали на усталостное разрушение в состоянии с оксидом на поверхности.

Электронно-микроскопические исследования выполняли на растровом электронном микроскопе (РЭМ) Quanta 3D FEG с использованием детектора обратно-отраженных электронов (BSED) и вторичных электронов. Исследование изломов образцов также выполняли на оптическом бинокулярном микроскопе Leica MZ12.5. Рентгено-

структурный фазовый анализ (РСФА) образцов осуществляли с использованием дифрактометра Bruker D8 Advance с детектором LynxEye в $\text{CuK}\alpha$ -излучении. Съемку образцов после отжига выполняли с поверхности окисленных усталостных образцов.

Испытание на растяжение при комнатной температуре выполняли на машине Zwick Z600, в соответствии со стандартом ASTM E8. Испытания на усталость проводили на машине MTS Landmark, в соответствии со стандартом DIN EN6072, на плоских образцах “Тип – Т” размерами 30 × 150 мм и толщиной 3 мм с концентратором диаметром $d = 10 \pm 0.1$ мм по центру образца (рис. 1), коэффициент асимметрии нагрузки $R = 0.1$, при частоте 40 Гц, $Kt = 2.3$. За предел выносливости принимали 3 млн циклов нагружения образца без его разрушения при испытании.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Микроструктура исследованных сплавов представлена на рис. 2. В структуре сплавов наблюдается частично сфероидизированная первичная α -фаза, объемная доля которой примерно 60, 80, 95 %, соответственно для сплавов ВТ25У, ВТ8, ВТ18У. Участки β -фазы во всех сплавах характеризуются мелкодисперсным распадом.

Механические свойства листов сплавов в исходном состоянии следующие: сплав ВТ18У – $\sigma_b = 1025$ МПа, $\delta = 14\%$; сплав ВТ8 – $\sigma_b = 1154$ МПа, $\delta = 12\%$; сплав ВТ25У – $\sigma_b = 1204$ МПа, $\delta = 12\%$. С увеличением в сплавах доли β -фазы с дисперсным распадом наблюдается повышение прочности. После длительного отжига свойства сплава ВТ18У при испытании на растяжение при комнатной температуре существенно не изменяются (табл. 1), в случае сплавов ВТ8 и ВТ25У наблюдаемое изменение свойств связано с двумя сопутствующими процессами, протекающими при исследованной температуре отжига – коагуляцией пластинок вторичной α -фазы и увеличением объемной доли первичной α -фазы. Более подробно взаимосвязь механических свойств представленных сплавов со структурой описана в работе [5].

Таблица 1. Механические свойства сплавов ВТ18У, ВТ8, ВТ25 в различных состояниях

Состояние	ВТ18У		ВТ8		ВТ25У	
	s	$\delta, \%$	s	$\delta, \%$	s	$\delta, \%$
Исходное	1025	14	1155	12	1205	12
Отжиг 560 °С, 1000 ч*	1040	17	1125	14	1250	13

* результаты для образцов без окисленного поверхностного слоя.

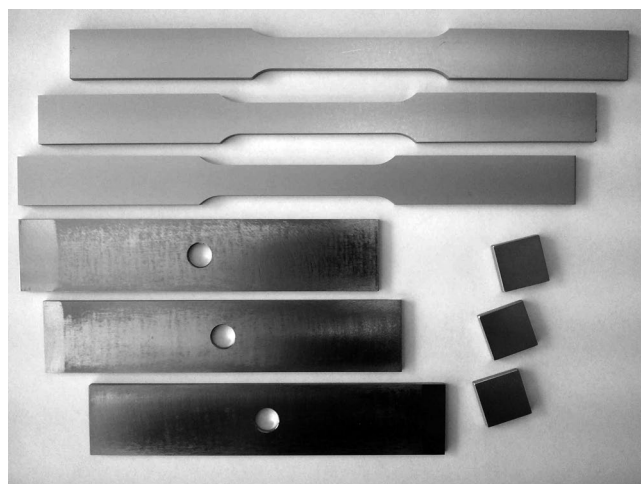


Рис. 1. Общий вид образцов для испытаний на усталость и на растяжение.

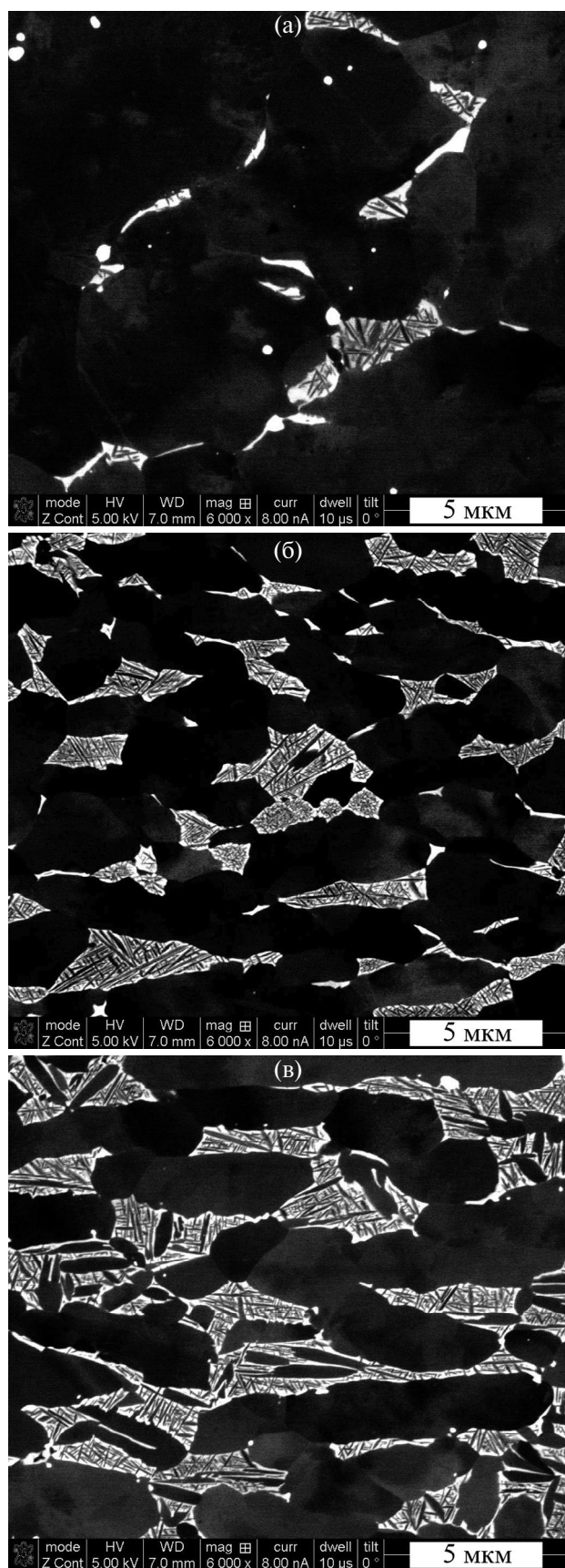


Рис. 2. Микроструктура сплавов в исходном состоянии: а) VT18У, б) VT8, в) VT25У.

На рис. 3 представлены кривые усталости сплавов в исходном состоянии и в окисленном состоянии после длительного отжига. Линии аппроксимации экспериментально полученных точек для сплавов в исходном состоянии расположены в порядке возрастания прочности сплавов. С увеличением предела прочности на растяжение кривая усталости сплава на графике располагается выше, однако при этом предел выносливости сплавов на базе 3 млн циклов составил 325, 300, 320 МПа, соответственно для сплавов VT18У, VT8, VT25У. Таким образом, при данном типе концентратора предел выносливости сплавов в исходном состоянии составляет около 0.26–0.31 от σ_b на растяжение. Данное значение существенно меньше максимально наблюдаемого типичного уровня 0.6 от σ_b , характерного для титановых сплавов при испытании образцов без концентратора [10].

Анализ изломов усталостных образцов сплавов, испытанных в исходном состоянии при одном напряжении 350 МПа, показал, что на расстоянии 200 мкм от концентратора шаг усталостных бороздок у сплава VT8 составил 155 нм, у сплава VT18У – 125 нм (табл. 2). С увеличением расстояния от концентратора шаг усталостных бороздок возрастает. Количество циклов до разрушения 874 тыс. для образца сплава VT8 превышает полученное значение 250 тыс. для сплава VT18У, однако шаг усталостных бороздок у сплава VT8 больше, что свидетельствует об увеличении времени до зарождения трещины на образце сплава VT8. Шаг бороздок у сплава VT8 больше, скорость распространения выше, а так как количество циклов для сплава VT8 больше, чем для сплава VT18У, то значит зарождение трещины на сплаве VT8 произошло позже. В отличие от сплавов VT18У и VT8, в которых трещина развивалась от поверхности концентратора, в сплаве VT25У очаг разрушения находится на расстоянии приблизительно 350 мкм от поверхности, что затрудняет оценку шага усталостных бороздок на изломе (рис. 4а). На изломе образца сплава VT25У, испытанного при нагрузке 550 МПа, обнаружено два очага разрушения с обеих сторон образца. Шаг усталостных бороздок на расстоянии 200 мкм от первичного очага составляет около 75 нм. Полученное значение меньше, чем на других сплавах, что, в частности, может быть связано с перераспределением напряжений и развитием одновременно двух трещин на образце. Сплав VT25У в исходном состоянии характеризуется наибольшей среди рассматриваемых сплавов объемной долей β -фазы с дисперсным распадом, что обуславливает более высокую прочность при испытании на растяжение и усталость [10, 11].

Полученные кривые усталости сплавов после отжига при 560 °С отличаются между собой как

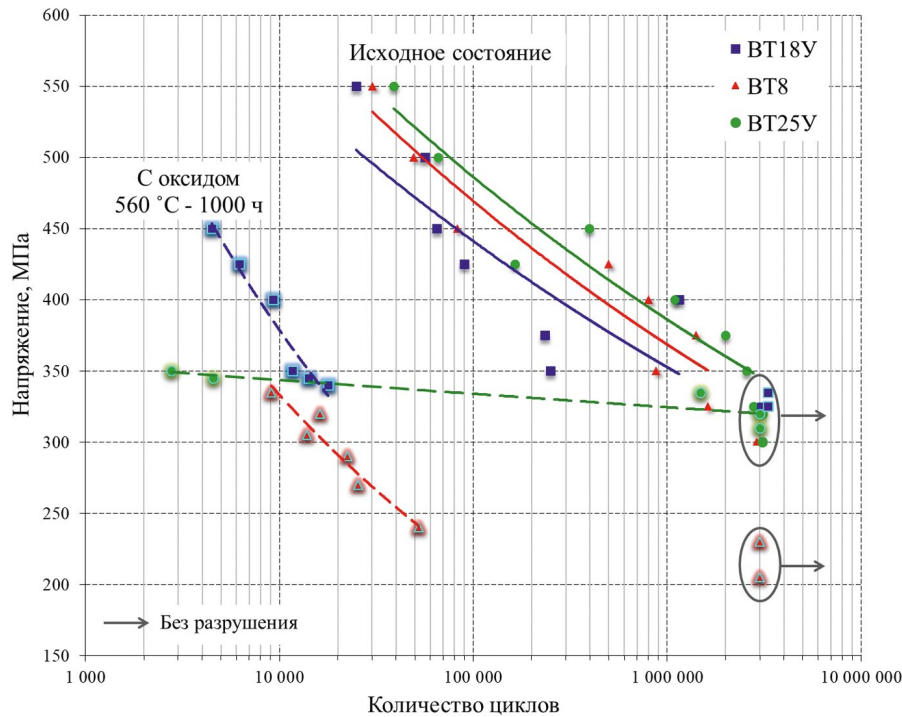


Рис. 3. Кривые усталости в исходном состоянии и в окисленном после отжига при 560 °С, 1000 ч.

Таблица 2. Нагрузка при испытании, количество циклов до разрушения и шаг усталостных бороздок на изломах образцов сплавов ВТ18У, ВТ8, ВТ25У

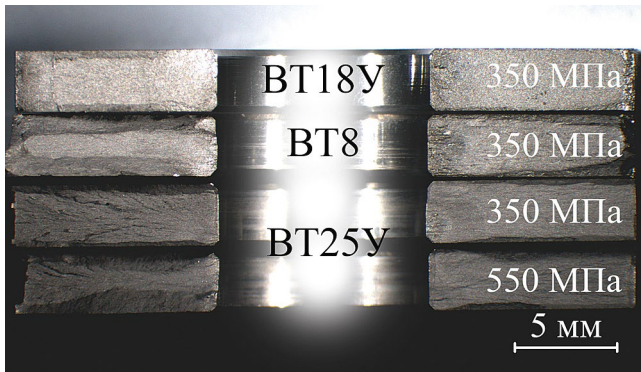
Сплав	Напряжение, МПа	Кол-во циклов	Шаг устал. бороздок на 200 мкм, нм	Шаг устал. бороздок на 800 мкм, нм	Шаг устал. бороздок на 1600 мкм, нм
Исходное состояние					
ВТ18У	350	249716	125	150	740
ВТ8	350	873880	155	370	955
ВТ25У	350	2568242	75*	—	—
ВТ25У	550	38979	75*	—	—
Отжиг 560 °С, 1000 ч. Окисленные образцы					
ВТ18У	340	17845	140	640	1265
ВТ8	335	9078	125	1345	—
ВТ25У	335	1479564	210	1310	—
ВТ25У	345	4555	240	—	—

* Области усталостного разрушения присутствуют с двух сторон от концентратора, цифра для области большей по размерам.

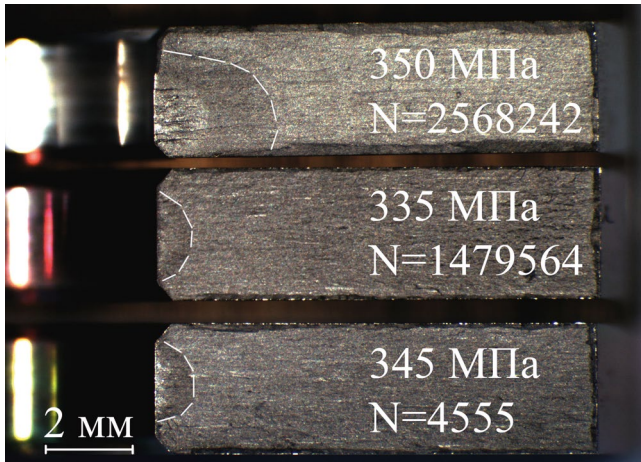
по полученным значениям, так и по углу наклона кривой. Усталостная прочность всех сплавов в малоциклового области снизилась на порядок в сравнении со значениями в исходном состоянии. Кривые сплавов ВТ18У и ВТ8 имеют близкий наклон, но при этом сопротивление усталостному разрушению ВТ18У выше, чем ВТ8, предел выносливости составил 335 и 230 МПа соответственно. У сплава ВТ25У предел выносливости составил 320 МПа, что так же, как и у сплава ВТ18У находится на одном уровне с пределом выносливости

сплавов в исходном состоянии. При повышении напряжения испытания сплава ВТ25У наблюдается резкий переход в малоциклового область, зависимость описывается прямой линией. Так, при повышении напряжения до 345 МПа количество циклов до разрушения составило 4555.

На рис. 46 представлены изломы образцов сплава ВТ25У после отжига при 560 °С. Как можно видеть зона усталостного роста трещины на образце, простоявшем 1479 тыс. циклов при 335 МПа, имеет близкий размер около 0.9 мм,



(а)



(б)

Рис. 4. Изломы усталостных образцов сплавов в исходном состоянии (а), изломы образцов сплава BT25U (б; сверху в исходном состоянии; посередине и снизу в окисленном состоянии после отжига при 560 °С, 1000 ч; *N* – число циклов).

как и на образце, простоявшем 4550 циклов при 345 МПа. Анализ изломов показал, что шаг усталостных бороздок на данных образцах существенно не отличается (210–240 нм), что свидетельствует об отличии количества циклов до зарождения трещины на образцах. Таким образом, для окисленного сплава BT25U изменение количества циклов до разрушения при повышении напряжения определяется преимущественно временем до зарождения трещины, поскольку шаг усталостных бороздок и зона распространения усталостной трещины на образцах, простоявших 1479 тыс. циклов и 4550 циклов, существенно не отличаются.

На рис. 5 представлены снимки излома образца сплава BT18U после отжига, демонстрирующие изменение шага усталостных бороздок на различных расстояниях от концентратора. При сравнении шага усталостных бороздок на изломах окисленных образцов сплавов BT8 и BT18U при нагрузке 335–340 МПа установлено, что шаг усталостных бороздок на расстоянии 200 мкм

одинаковый, однако с увеличением расстояния шаг в большей степени увеличивается у сплава BT8, что свидетельствует о большей скорости роста трещины на сплаве BT8. При снижении напряжения у сплава BT8 наблюдается уменьшение количества циклов до разрушения, а у сплава BT18U при напряжениях менее 320 МПа образцы не разрушаются, простояв 3 млн циклов.

Очевидно, что 1 – изменения в структуре при длительной выдержке не изменяют уровень прочности матричного металла, 2 – скорость роста трещины после отжига существенно не влияет на сопротивление усталостному разрушению окисленных образцов, поэтому усталостная прочность зависит от особенностей зарождения трещины. С целью поиска причин, ответственных за различное усталостное поведение сплавов в окисленном состоянии, проведена оценка толщины оксида на поверхности концентратора, глубины газонасыщенной области (области хрупкого излома) вблизи концентратора. Результаты представлены на рис. 6 и в табл. 3. По полученным результатам существенных отличий толщины оксида между образцами сплавов не обнаружено, рис. 6б, г, е. Глубина газонасыщенного слоя на образцах (вблизи концентратора), полученная по результатам факторграфического исследования, составила в сплаве BT18U – 13 мкм, BT8–8 мкм, BT25U – 11 мкм, рис. 6а, в, д.

Таблица 3. Толщина оксида ($h_{\text{окс}}$), глубина газонасыщенного/хрупкого слоя (h_{α}) вблизи концентратора на изломах усталостных образцов сплавов BT18U, BT8, BT25 после отжига при 560 °С, 1000 ч

BT18U		BT8		BT25U	
h_{α} , мкм	$h_{\text{окс}}$, нм	h_{α} , мкм	$h_{\text{окс}}$, нм	h_{α} , мкм	$h_{\text{окс}}$, нм
13	260	8	270	11	250

В работах [12–16] было установлено, что наличие хрупких поверхностных пленок на сплавах титана без наличия газонасыщенного слоя снижает усталостную прочность. На основании этих экспериментов было показано, что, когда приложенное напряжение превышает критическое напряжение, растрескивание, вызванное разрушением покрытия, является ответственным за инициирование усталостной трещины, что приводит к появлению источника усталостной трещины на границе раздела и снижению усталостной прочности. Очевидно, что на исследованных образцах распространение трещины, переходящей из оксида в газонасыщенный слой, происходит достаточно быстро, об этом свидетельствует морфология излома: вблизи концентратора излом гладкий, после наблюдается зона хрупких

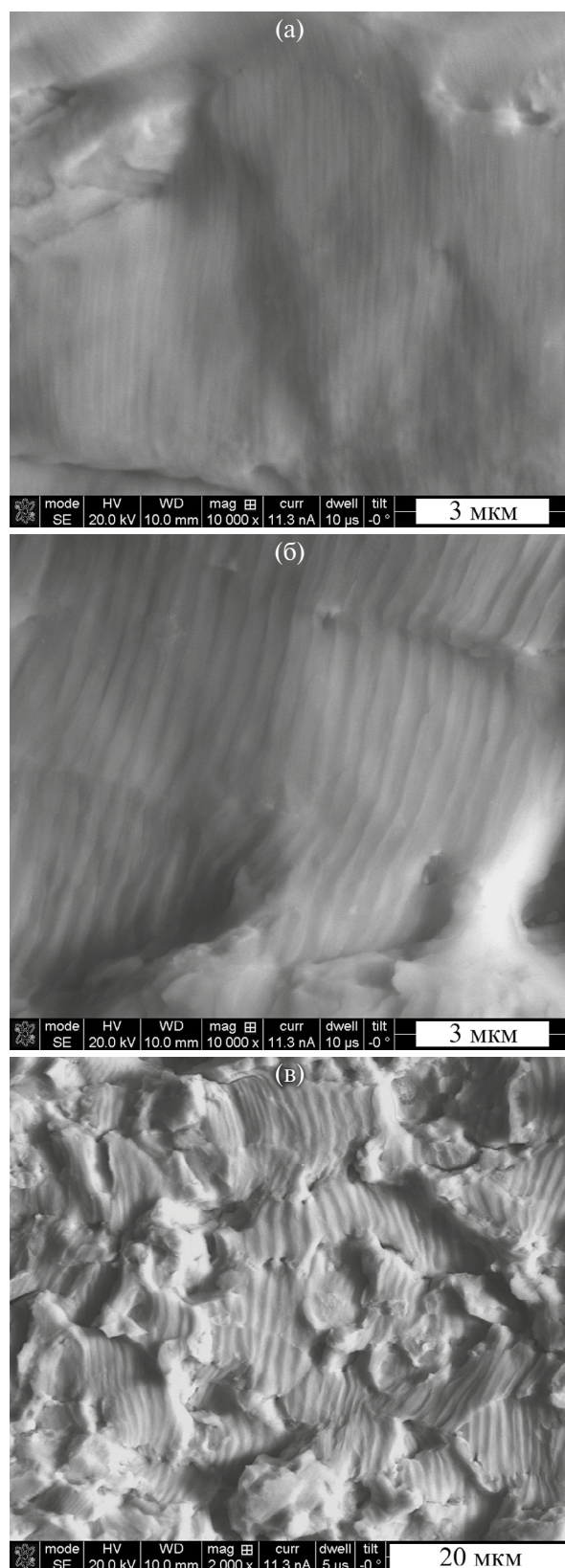


Рис. 5. Шаг усталостных бороздок на изломах усталостных образцов сплава BT18У после отжига при 560°C, 1000 ч, $\sigma=340$ МПа, $N=17854$: а) 200 мкм от концентратора; б) 800 мкм от концентратора; в) 1.6 мм от концентратора.

фасеток с ручьбистым узором и далее область усталостного разрушения, рис. 6а, в, д.

Известно, что усталостная прочность металла с покрытием зависит от толщины и твердости покрытия [14–17]. Толщина оксида на исследованных в настоящей работе сплавах после отжига существенно не отличается и составляет примерно 260 нм. С целью исследования различных оксидов было проведено рентгеноструктурное исследование отожженных образцов, дифрактограммы сплавов представлены на рис. 7. На полученных дифрактограммах присутствуют линии анатаза, рутила и титана. Интенсивность линий рутила на сплаве BT8 в два раза больше, чем на сплавах BT18У и BT25У, что свидетельствует об отличии фазового состава оксида на образцах. Известно, что между полиморфными формами оксида титана не существует равновесной температуры, при которой происходит фазовый переход [18].

Характерная область температур, при которой анатаз (группа симметрии – $I41/amd$) необратимо превращается в рутил ($P42/mnm$), начинается примерно с 500°C. В определенном диапазоне температур анатаз и рутил сосуществуют, и при повышении температуры фаза рутила становится доминирующей в составе оксида. В работах [19–21] показано, что модуль жесткости и твердость анатаза меньше, чем у рутила. В работе [19] при исследовании пленок оксидов, полученных на сплаве Ti6Al4V, твердость оксида на основе анатаза и рутила, составила 5.6 ГПа, а на основе только рутила 15.2 ГПа, при этом модуль жесткости составил 121 и 180 ГПа соответственно. Близкие результаты по твердости получены в работах [20, 21], но при этом модуль жесткости анатаза и рутила равен приблизительно 170 и 260 ГПа, соответственно. В работе [15] было установлено, что с увеличением твердости покрытия на сплаве Ti6Al4V усталостная прочность сплава уменьшается. При нагружении композиций с поверхностными пленками, имеющими модуль упругости и твердость отличные от характеристик основного металла, уровень фактической деформации пропорционален модулю упругости (при условии однородности деформации, что соответствует нашему случаю). Соответственно, чем выше твердость и модуль упругости пленки, тем раньше достигается предельная деформация возникновения зарождения трещины. Т.е. в материале с поверхностной пленкой с большим модулем упругости и твердостью трещина зародится раньше. Таким образом, при многоцикловом разрушении на более твердом оксиде с доминирующей фазой рутила (сплав BT8) усталостная трещина зарождается раньше, чем на оксиде на основе анатаза (на сплавах BT18У и BT25У), что

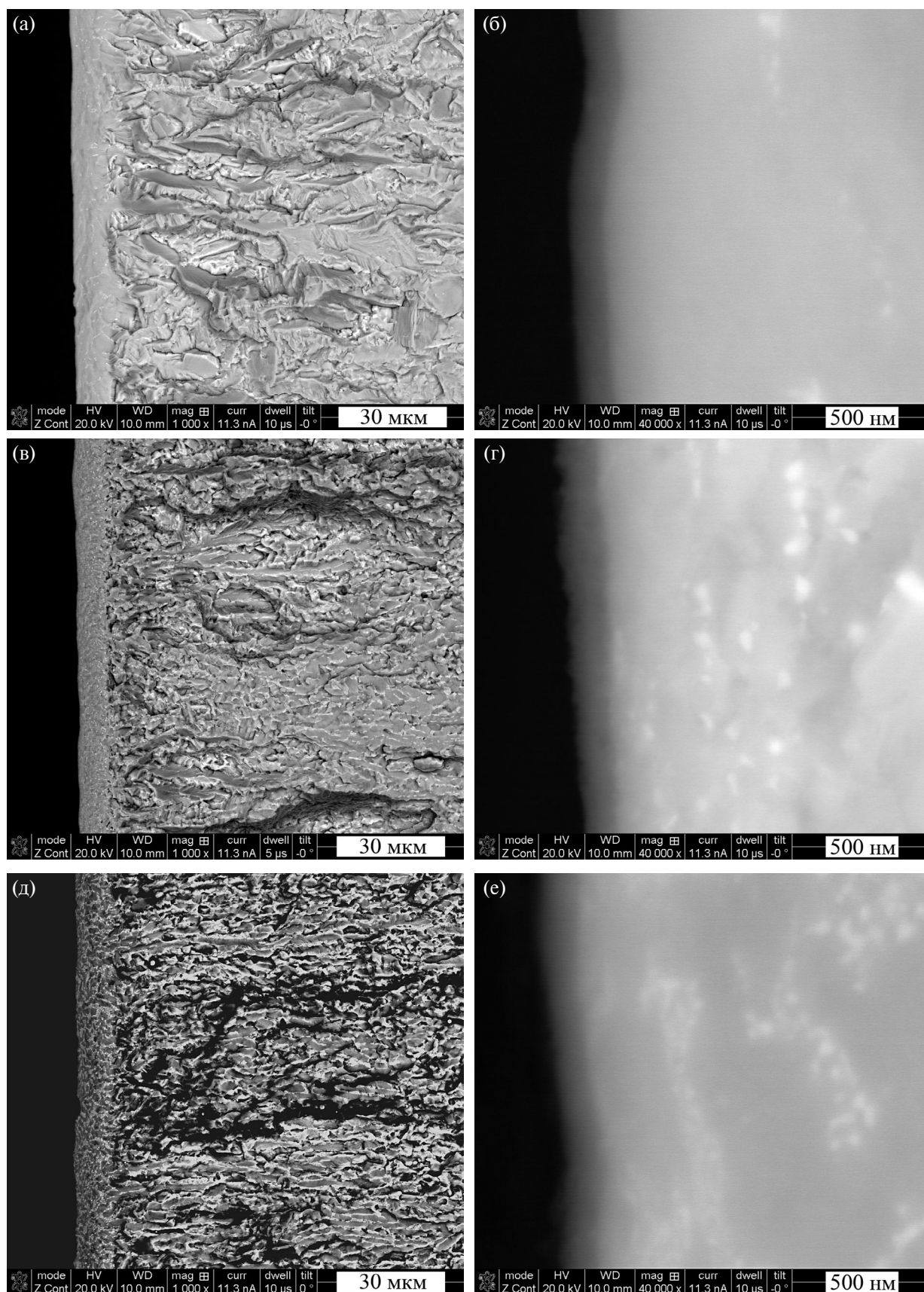


Рис. 6. Изломы усталостных образцов в окисленном состоянии после отжига при 560 °С–1000 ч: а, б) ВТ18У $\sigma = 340$ МПа, $N = 17854$ циклов; в, г) ВТ8 $\sigma = 335$ МПа, $N = 9078$ циклов; д, е) ВТ25У $\sigma = 345$ МПа, $N = 4555$ циклов.

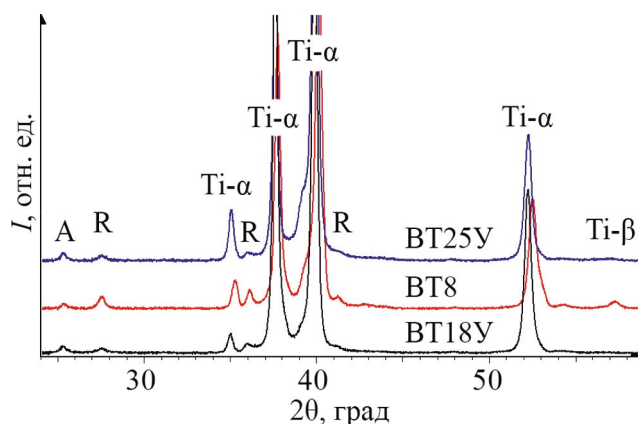


Рис. 7. Дифрактограммы образцов сплавов в окисленном состоянии после отжига при 560°C, 1000 ч (А – анатаз, R – рутил).

обуславливает различие в общем количестве циклов до разрушения и является причиной наблюдаемого отличия предела выносливости между сплавами.

ВЫВОДЫ

В ходе исследования усталостного разрушения сплавов BT18У, BT8, BT25У в исходном состоянии и в окисленном после отжига 560°C длительностью 1000 ч, установлено:

1 – сопротивление усталости сплавов в исходном состоянии в малоцикловой области увеличивается с ростом предела прочности сплава, при этом предел выносливости образцов с концентратором $Kt=2.3$ составляет 300–325 МПа;

2 – сопротивление усталости сплавов в окисленном состоянии снижается на порядок в малоцикловой области относительно сопротивления усталости в исходном состоянии;

3 – предел выносливости сплавов BT18У и BT25У в окисленном состоянии находится на уровне этой характеристики в исходном состоянии, а у сплава BT8 снижается до 230 МПа;

4 – предел выносливости сплавов в окисленном состоянии зависит от фазового состава оксида, и уменьшается с увеличением доли рутила в составе оксида.

Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства науки и высшего образования Российской Федерации в рамках Программы развития Уральского федерального университета имени первого Президента России Б.Н. Ельцина в соответствии с программой стратегического академического лидерства “Приоритет-2030”.

Авторы данной работы заявляют, что у них нет конфликта интересов.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Мoiseев В.Н. Титан в России // Металловедение и термическая обр. металлов. 2005. № 8. С. 23–29.
2. Павлова Т.В., Кашанов О.С., Ночовная Н.А. Титановые сплавы для газотурбинных двигателей // Все материалы. Энциклопедический справочник. 2012. № 5. С. 8–14.
3. Анташев В.Г., Ночовная Н.А., Павлова Т.В., Иванов В.И. Жаропрочные титановые сплавы / Все материалы. Энциклопедический справочник, (3). 2007. Т. 7.
4. Ильин А.А., Колачев Б.А., Польшин И.С. Титановые сплавы. Состав, структура, свойства. Справочник. М.: ВИС, 2009. 520 с.
5. Калиенко М.С., Ледер М.О., Волков А.В., Берестов А.В., Желнина А.В. Исследование механических свойств и структуры листов из титановых сплавов BT8, BT18У и BT25У в термоупрочненном состоянии // Технология легких сплавов. 2017. № 4. С. 37–41.
6. Пульцин Н.М. Взаимодействие титана с газами. М.: Металлургия, 1969. 216 с.
7. Geary B., Bolam V.J., Jenkins S.L. and Davies D.P. High temperature titanium sheet for helicopter exhaust applications // Ti'1995: Science and Technol. Proc. 8-th World Conf. of Titanium. 1995. P. 1638–1645.
8. Gaddam R., Antti M.L., Pederson R. Influence of alpha-case layer on the low cycle fatigue properties of Ti–6Al–2Sn–4Zr–2Mo alloy // Mater. Sci. Eng. A. 2014. V. 599. P. 51–56.
9. King J.E. Role of oxides in fatigue crack propagation // Mater. Sci. Technol. 1990. V. 6. № 1. P. 19–31.
10. Hagiwara M., Kitashima T., Emura S. Relationship between microstructures, facet morphologies at the high-cycle fatigue (HCF) crack initiation site, and HCF strength in Ti–6242S // Mater. Sci. Eng. A. 2018. V. 727. P. 43–50.
11. Ashton P.J., Jun T.S., Zhang Z., Britton T.B., Harte A.M., Leen S.B., Dunne F.P. The effect of the beta phase on the micromechanical response of dual-phase titanium alloys // Int. J. Fatigue. 2017. V. 100. P. 377–387.
12. Leoni A., Apachitei I., Riemslog A.C., Fratila-Apachitei L.E., Duszczek J. In vitro fatigue behavior of surface oxidized Ti35Zr10Nb biomedical alloy // Mater. Sci. Eng. P. 2011. V. 31. № 8. P. 1779–1783.
13. Apachitei I., Lonyuk B., Fratila-Apachitei L.E., Zhou J., Duszczek J. Fatigue response of porous coated titanium biomedical alloys // Scr. Mater. 2009. V. 61. № 2. P. 113–116.
14. Apachitei I., Leoni A., Riemslog A.C., Fratila-Apachitei L.E., Duszczek J. Enhanced fatigue performance of porous coated Ti6Al4V biomedical alloy // Appl. Surf. Sci. 2011. V. 257. № 15. P. 6941–6944.
15. Costa M.Y.P., Venditti M.L.R., Cioffi M.O.H., Voorwald H.J.C., Guimarães V.A., Ruas R. Fatigue behavior of PVD coated Ti–6Al–4V alloy // Int. J. Fatigue. 2011. V. 33. № 6. P. 759–765.

16. Bai Y., Guo T., Wang J., Gao J., Gao K., Pang X. Stress-sensitive fatigue crack initiation mechanisms of coated titanium alloy // *Acta Mater.* 2021. V. 217. P. 117179.
17. Bai Y.Y., Gao J., Guo T., Gao K.W., Volinsky A.A., Pang X.L. Review of the fatigue behavior of hard coating-ductile substrate systems // *Int. J. Miner. Metall. Mater.* 2021. V. 28. P. 46–55.
18. Gribb A.A., Banfield J.F. Particle size effects on transformation kinetics and phase stability in nanocrystalline TiO₂ // *Am. Mineral.* 1997. V. 82. № 7–8. P. 717–728.
19. Jouanny I., Labdi S., Aubert P., Buscema C., Maciejak O., Berger M.H., Jeandin M. Structural and mechanical properties of titanium oxide thin films for biomedical application // *Thin Solid Films.* 2010. V. 518. № 12. P. 3212–3217.
20. Zywitzki O., Modes T., Sahm H., Frach P., Goedicke K., Glöß D. Structure and properties of crystalline titanium oxide layers deposited by reactive pulse magnetron sputtering // *Surf. Coat. Technol.* 2004. V. 180. P. 538–543.
21. Lin J., Wang B., Sproul W.D., Ou Y., Dahan I. Anatase and rutile TiO₂ films deposited by arc-free deep oscillation magnetron sputtering // *J. Phys. D: Appl. Phys.* 2013. V. 46. № 8. P. 084008.

Fatigue Resistance of the Sheets of Heat-Resistant Titanium Alloys

M. S. Kalienko^{1,2,*}, A. A. Popov^{2,3}, M. O. Leder¹, A. V. Volkov^{1,2}, A. V. Zhelnina^{1,2}

¹ PSC VSMPO-AVISMA Corporation, Verkhnyaya Salda, Sverdlovsk region, 624760 Russia

² Ural Federal University Named after the First President of Russia B.N. Yeltsin, Ekaterinburg, 620002 Russia

³ Miheev Institute of Metal Physics, Ural Branch, Russian Academy of Sciences, Ekaterinburg, 620108 Russia

*e-mail: kamak@yandex.ru

Abstract – The results of a study of the resistance to fatigue fracture of sheets made of heat-resistant titanium alloys VT18U (Ti–6.5Al–4.3Zr–2.4Sn–0.8Nb–0.7Mo–0.1Si, wt.%), VT8 (Ti–6.4Al–3.4Mo–0.3Si, wt.%), and VT25U (Ti–6.51Al–3.76Zr–1.71Sn–3.94Mo–0.5W–0.13Si, wt.%) has been presented. Fatigue curves have been obtained in the initial state and in the oxidized one after isothermal annealing at a temperature of 560 °C for 1000 h in air. It has been established that after annealing, the fatigue resistance of all oxidized alloys in the low-cycle region decreases by an order of magnitude. The fatigue limit of the oxidized alloys VT18U and VT25U does not change and is about 320 MPa. The high-cycle fatigue limit of the VT8 alloy decreases from 300 MPa in the initial state to 230 MPa in the oxidized state. It has been established that after annealing, the phase composition of an oxide of 250 nm in thickness on the surface of the alloys is different and contains the phases of anatase and rutile for the VT18U and VT25U alloys and contains predominantly rutile for the VT8 alloys, which is why the fatigue limit of the oxidized alloys differs.

Keywords: titanium alloy, oxidation, fatigue resistance, titanium oxide