УДК: 620.178.311.81

DOI: dx.doi.org/10.17073/0021-3438-2020-6-65-75

ВЛИЯНИЕ ПОВЕРХНОСТНОГО УПРОЧНЕНИЯ КОМБИНИРОВАННЫМИ ТЕРМОСИЛОВЫМИ ВОЗДЕЙСТВИЯМИ НА УСТАЛОСТНУЮ ДОЛГОВЕЧНОСТЬ И РАЗРУШЕНИЕ ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ22

© 2020 г. В.П. Багмутов, В.И. Водопьянов, И.Н. Захаров, Д.С. Денисевич, М.Д. Романенко, Н.Г. Назаров

Волгоградский государственный технический университет (ВолгГТУ), г. Волгоград, Россия

Статья поступила в редакцию 22.05.19 г., доработана 08.08.20 г., подписана в печать 11.08.20 г.

Аннотация: Изучено влияние электромеханической поверхностной обработки (ЭМО), безабразивной ультразвуковой финишной обработки (БУФО), а также их комплексного воздействия с последующим старением на циклическую долговечность и изменение микротвердости поверхности титанового сплава. Образцы для исследований изготавливались из прутков сплава переходного типа ВТ22 после стандартной термомеханической обработки. Процесс ЭМО проводился путем обкатки поверхности образца роликом и пропусканием между ними тока большой плотности. В результате осуществлялась поверхностная электротермомеханическая обработка с локальным быстрым нагревом и охлаждением поверхности. Технология БУФО заключалась в ударной обработке бойком ультразвукового излучателя по обрабатываемой поверхности. При этом установлено повышение в 1,8 раза циклической долговечности при нагружении изгибом (с амплитудой напряжений 0,5σ_n) с вращением для образцов после БУФО по сравнению с необработанным исходным состоянием, сопровождающееся незначительным ростом микротвердости (до 16 %). Применение ЭМО снижает микротвердость почти на 20 %, а долговечность на 70 %. Комплексная обработка ЭМО + БУФО несущественно влияет на микротвердость, но по отношению к ЭМО на 40 % повышает долговечность. Старение при температуре 450 °С в течение 5 ч увеличивает микротвердость после ЭМО на 30-40 % с одновременным ростом долговечности в 2 раза. Старение образов, подвергнутых ЭМО + БУФО, практически не выявило повышения микротвердости, но увеличило долговечность почти в 3 раза (по сравнению с ЭМО). Анализ фрактографии поверхности разрушения показал, что снижение долговечности при обработке ЭМО связано с сокращением стадии зарождения трещин, что практически исключает этот этап накопления усталостных повреждений из общей долговечности образца.

Ключевые слова: электромеханическая обработка (ЭМО), безабразивная ультразвуковая финишная обработка (БУФО), старение, циклическая долговечность, микротвердость, усталостное повреждение.

Багмутов В.П. – докт. техн. наук, профессор кафедры сопротивления материалов (СМ) ВолгГТУ (400005, г. Волгоград, пр-т им. В.И. Ленина, 28). E-mail: sopromat@vstu.ru.

Водопьянов В.И. – канд. техн. наук, доцент кафедры СМ ВолгГТУ. E-mail: sopromat@vstu.ru.

Захаров И.Н. – докт. техн. наук, доцент, зав. кафедрой СМ ВолгГТУ. E-mail: sopromat@vstu.ru.

Денисевич Д.С. – канд. техн. наук, доцент кафедры СМ ВолгГТУ. E-mail: sopromat@vstu.ru.

Романенко М.Д. – аспирант кафедры СМ ВолгГТУ. E-mail: sopromat@vstu.ru.

Назаров Н.Г. – магистрант кафедры технической эксплуатации и ремонта автомобилей ВолгГТУ.

Для цитирования: Багмутов В.П., Водопьянов В.И., Захаров И.Н., Денисевич Д.С., Романенко М.Д., Назаров Н.Г. Влияние поверхностного упрочнения комбинированными термосиловыми воздействиями на усталостную долговечность и разрушение титанового сплава ВТ22. Известия вузов. Цветная металлургия. 2020. No. 6. C. 65–75. DOI: dx.doi.org/10.17073/0021-3438-2020-6-65-75.

Influence of surface hardening by combined thermal force impacts on VT22 titanium alloy fatigue life and damage

V.P. Bagmutov, V.I. Vodopyanov, I.N. Zakharov, D.S. Denisevich, M.D. Romanenko, N.G. Nazarov

Volgograd State Technical University (VSTU), Volgograd, Russia

Received 22.05.2019, revised 08.08.2020, accepted for publication 11.08.2020

Abstract: The study covers the influence of electromechanical surface treatment (EMT), non-abrasive ultrasonic finishing (NAUF), their complex influence with subsequent aging on the fatigue life and surface microhardness changes. Samples for research were made of VT22

transition alloy rods after standard thermomechanical treatment. EMT was carried out by sample surface rolling with a roller and applying a high density current between them. As a result, surface thermomechanical treatment was carried out with the local fast surface heating and cooling. NAUF were implemented by shock treatment with an ultrasonic emitter striking on the treated surface. This revealed 1.8 times higher fatigue life when loading by rotational bending (with amplitude of $0.5\sigma_{B}$) for samples after NAUF in comparison with the untreated initial state together with a slight increase in microhardness (up to 16%). EMT reduces microhardness and fatigue life by almost 20% and 70%, respective-ly. EMT + NAUF complex processing has an insignificant effect on microhardness, but it increases fatigue life by 40% with respect to EMT. Aging at 450 °C for 5 hours increases microhardness after EMT by 30-40% with a simultaneous increase in fatigue life by 2 times. The aging of samples subjected to EMT + NAUF revealed virtually no increase in microhardness, but increased fatigue life by almost 3 times (as compared to EMT). According to fractography results, the reduction in fatigue life after EMT is associated with a reduction in the crack initiation stage, which virtually excludes this stage of fatigue damage accumulation from the overall sample fatigue life.

Keywords: electromechanical treatment (EMT), non-abrasive ultrasonic finishing (NAUF), aging, fatigue life, microhardness, fatigue damage.

Bagmutov V.P. – Dr. Sci. (Eng.), Prof., Department «Strength of materials», Volgograd State Technical University (VSTU) (400005, Russia, Volgograd, Lenin ave., 28). E-mail: sopromat@vstu.ru.

Vodopyanov V.I. - Cand. Sci. (Eng.), Assistant prof., Department «Strength of materials», VSTU E-mail: sopromat@vstu.ru.

Zakharov I.N. - Dr. Sci. (Eng.), Head of the Department «Strength of materials», VSTU. E-mail: sopromat@vstu.ru.

Denisevich D.S. - Cand. Sci. (Eng.), Assistant prof., Department «Strength of materials», VSTU. E-mail: sopromat@vstu.ru.

Romanenko M.D. - Postgraduate student, Department «Strength of materials», VSTU. E-mail: sopromat@vstu.ru.

Nazarov N.G. - Master student, Department «Technical maintenance and car repairs».

For citation: Bagmutov V.P., Vodopyanov V.I., Zakharov I.N., Denisevich D.S., Romanenko M.D., Nazarov N.G. Influence of surface hardening by combined thermal force impacts on VT22 titanium alloy fatigue life and damage. *Izvestiya Vuzov. Tsvetnaya Metallurgiya (Izvestiya. Non-Ferrous Metallurgy).* 2020. No. 6. P. 65–75 (In Russ.). DOI: dx.doi.org/10.17073/0021-3438-2020-6-65-75.

Введение

Титановые сплавы, обладая высокими прочностью, трещиностойкостью, коррозионной стойкостью, сопротивлением усталости и пр., относятся к одним из наиболее эффективных конструкционных материалов для авиа-, судо-, машиностроения и других отраслей промышленности [1—4]. Однако склонность к схватыванию и задирам, а также высокий коэффициент трения [5, 6] существенно ограничивают возможности их применения для деталей, подверженных интенсивному износу [5, 6].

Одним из подходов к обеспечению триботехнических характеристик деталей из широко используемых титановых сплавов является формирование на их поверхности высокопрочных износостойких слоев.

В настоящее время проблема поверхностного упрочнения титановых сплавов решается за счет нанесения покрытий [7—9], поверхностного легирования, химического насыщения [10, 11], лазерного упрочнения [12, 13], ультразвуковой обработки [14], упрочнения интенсивной термопластической деформацией [15—18] и т.д. При этом создание на поверхности детали покрытия или слоя, насыщенного высокопрочными соединениями с повышенной твердостью, сопровождается его охрупчиванием, формированием неблагоприятных остаточных напряжений, наводороживанием, растрескиванием, отслоением [6, 14] и, как следствие, снижением усталостной (и статической) прочности, а также стойкости к неабразивному, кавитационному, эрозионному видам износа [11]. Возникает непростая технологическая задача по обеспечению заданного уровня усталостной прочности с одновременным повышением твердости поверхностного слоя.

Одним из подходов к формированию комплекса свойств титановых сплавов по износостойкости, усталостной и контактной прочности являются комбинированные технологии, объединяющие несколько операций и приводящие к получению повышенных характеристик поверхности (не достижимых каждым из методов в отдельности) [12, 13, 16—18].

В работе авторов [17] исследуются процессы упрочнения поверхностного слоя титановых псевдо- α -сплавов интенсивным термодеформационным воздействием при электромеханической обработке (ЭМО). Высокие скорости нагрева (до 10^5-10^6 град/с) и охлаждения (10^4-10^5 град/с) металла с его одновременной локальной пластической деформацией в ходе ЭМО способствуют образованию упрочненной ультрадисперсной структуры с повышенной твердостью. При этом управление комплексом свойств изделия обеспечивается различным расположением, глубиной и удельным содержанием упрочненных и неупрочненных элементов структуры и обоснованным выбором дополнительных операций для придания им требуемых свойств.

Эксперименты показывают, что ЭМО титановых псевдо-α-сплавов позволяет увеличить микротвердость поверхностного слоя в 1,5 и более раз [17]. С другой стороны, для деталей, работающих при циклических нагрузках, в зависимости от условий нагружения, структурного состояния, величины и знака остаточных напряжений, геометрии поверхности и других факторов может наблюдаться снижение усталостной долговечности. Так, при упрочнении путем ЭМО в атмосфере воздуха для титанового псевдо-α-сплава было отмечено снижение ограниченного предела выносливости. Комплексная обработка с последующим ультразвуковым ударным упрочнением поверхности способствовала восстановлению усталостной прочности до значений, превышающих долговечность исходных неупрочненных образцов.

Отмеченные особенности актуальны также для титановых сплавов переходного типа ($\alpha+\beta$), несмотря на существенные отличия в механизмах формирования структуры α - и $\alpha+\beta$ -сплавов при их поверхностном упрочнении [13, 18]. При этом закономерности изменения структуры и свойств при локальной термомеханической обработке поверхностных слоев, сопряженные с высокоскоростными нагревом и охлаждением металла, а также возможности применения такого рода воздействий для поверхностного упрочнения данного класса сплавов практически не изучены.

Цель настоящей работы заключалась в установлении взаимосвязи циклической долговечности образцов и механизмов усталостного разрушения со структурно-фазовыми изменениями и остаточными напряжениями в поверхностном слое металла при комбинированной поверхностной обработке, включающей ЭМО, безабразивную ультразвуковую финишную обработку (БУФО) и старение переходных титановых сплавов.

Методика экспериментов

В качестве исследуемого материала использовался титановый α+β-сплав ВТ22. Образцы для испытаний изготавливались из прутка диаметром 20 мм в состоянии поставки — после горячей прокатки и термообработки по схеме:

- нагрев до 820 °С, выдержка т = 1 ч, охлаждение с печью до 750 °С, т = 3 ч, охлаждение на воздухе;
- нагрев до 600 °С, т = 4 ч, охлаждение на воздухе.
- Исходные свойства сплава были следующими:
- предел прочности $\sigma_{\rm B} = 1150 \ {\rm M}\Pi{\rm a};$
- предел текучести $\sigma_{0,2} = 1060 \text{ M}\Pi a;$
- относительное остаточное удлинение $\delta = 21 \%$;
- относительное остаточное сужение $\psi = 63 \%$.

Циклическому нагружению подвергались гладкие образцы круглого сечения типа I (ГОСТ 25.502-79) диаметром d = 7,5 мм на машине НУ-3000 для усталостных испытаний при изгибе с вращением. Частота нагружения составляла 50 Гц, цикл — симметричный.

Испытывались 6 серий образцов, отличающихся способом упрочнения поверхностного слоя:

- *1* исходное состояние (после шлифования, без упрочнения);
- 2 упрочнение поверхности ЭМО;
- *3* применение БУФО [19];
- 4 комбинированная обработка поверхности, состоящая в последовательном проведении операций ЭМО и БУФО;
- 5 старение упрочненных в ходе ЭМО образцов в атмосфере воздуха при температуре 450 °С в течение 5 ч с последующим охлаждением на воздухе;
- 6 старение упрочненных ЭМО + БУФО образцов по тем же режимам, что и для обр. 5.

Упрочнение поверхности с использованием ЭМО проводилось при следующих параметрах [17]:

- плотность тока $j = 400 \text{ A/мм}^2$;
- скорость обработки V = 0,6 м/мин;
- подача $S = 0,2 \div 0,4$ мм/об;
- деформирующее усилие $F = 600 \div 1200$ H;
- электрод-инструмент конические ролики из твердого сплава ВК6С Ø 60 мм, углом заточки 5° и ленточкой контакта 0,5–0,7 мм.
- Процесс БУФО проводился по режиму [19]:
- частота колебаний излучателя 22 кГц;
- скорость обработки *V* = 4,71 м/мин;
- подача *S* = 0,07 мм/об;
- деформирующее усилие F = 100 H.

Измерения микротвердости поверхностного слоя исследуемых образцов осуществлялись на микротвердомере ПМТ-3М при нагрузке на индентор 0,5 Н и времени выдержки 10 с. Использовался программно-аппаратный комплекс, включающий микротвердомер, оптический микроскоп, компьютер и программное обеспечение ВидеоТест-Структура, позволяющее проводить статистическую обработку результатов. Значения микротвердости получали как среднее из не менее 10 случайных измерений после каждого вида упрочнения. Окисленный слой удаляли на глубину 5—10 мкм. Микро- и макроструктуру выявляли после механического шлифования шлифбумагой с уменьшающейся зернистостью и последующим травлением составом 2,5% HNO₃— 2,5% HF—95% H₂O.

Микроструктурные исследования проводили на оптическом микроскопе Метам ЛВ-32, а фрактографический анализ усталостного разрушения визуально и с использованием бинокулярного микроскопа.

Результаты экспериментов

Структура и микротвердость поверхностного слоя образцов из сплава ВТ22 после различных видов упрочняющих обработок

Макро- и микроструктуры поверхностного слоя сплава ВТ22 после ЭМО приведены на рис. 1. Параметры макроструктуры соответствуют 3-му баллу согласно инструкции 1054-76 [20]. Форма β -зерен вытянута вдоль направления прокатки (рис. 1, *a*), что характерно для значительных деформаций в β -области. Оторочка из α -фазы истончена и практически не видна на шлифе, что происходит

при повышенных скоростях охлаждения. Размер β-зерна вдоль направления прокатки достигает значений более 500 мкм.

В плоскости шлифа наблюдается сложный узор, особенности которого зависят от ориентации отдельных фрагментов структуры, имеющей различную морфологию в соседних микроучастках. Например, пластины α -фазы, параллельные направлению прокатки, вытягиваются в этом направлении, а перпендикулярные к нему — деформируются, искривляются, приобретая сложную конфигурацию (рис. 1, δ). Микроструктура соответствует 8-му баллу инструкции [20].

В таблице приведены абсолютные значения микротвердости (*HV*) поверхности образцов сплава BT22 после поверхностного упрочнения ЭМО, БУФО и старения в различных сочетаниях, ее относительное изменение по сравнению с исходным состоянием (*HV*/*HV*_{исх}) и величина стандартного отклонения.

Как видно, после ЭМО микротвердость по сравнению с исходным состоянием поверхности образца снижается на 16—20 %. Процесс БУФО приводит к незначительному увеличению HV поверхности как для исходного металла (16 %), так и для упрочненного ЭМО слоя (3—5 %). Микротвердость поверхности после комбинированной обработки ЭМО + БУФО остается ниже исходной.

Старение образцов, предварительно упрочненных по схемам ЭМО (сер. 5) и ЭМО + БУФО (сер. 6), существенно повышает микротвердость обработанного поверхностного слоя (до 35–40 %).



Рис. 1. Макро- (*a*) и микроструктура (δ) поверхностного слоя сплава BT22 после ЭМО **Fig. 1.** Macro- (*a*) and microstructure (δ) of VT22 alloy surface layer

При этом старение образцов в исходном состоянии и подвергнутых БУФО практически не влияет на их микротвердость.

Долговечность при различных состояниях поверхностного слоя образцов

На рис. 2 приведены кривая усталости образцов из сплава ВТ22 в исходном состоянии (испытано 10 образцов при различных уровнях амплитуды напряжений), а также значения долговечности об-



Рис. 2. Результаты усталостных испытаний упрочненных образцов сплава BT22

1 – исходное состояние; *2* – ЭМО; *3* – БУФО; *4* – ЭМО + БУФО; *5* – ЭМО + старение; *6* – ЭМО + БУФО + старение

Fig. 2. Fatigue tests results for hardened samples made of VT22 alloy

I - initial state; 2 - EMT; 3 - NAUF; 4 - EMT + NAUF; 5 - EMT + aging; 6 - EMT + NAUF + aging

разцов после различных обработок (сер. 2-6) при максимальных напряжениях цикла 600 МПа. Для данного уровня напряжений циклическая долговечность исходных образцов (сер. 1) составляет $55 \cdot 10^3$ циклов, что соответствует границе мало- и многоцикловой усталости [21] и характеризуется накоплением как чисто усталостных, так и малоцикловых повреждений.

В таблице приведены результаты испытаний образцов после различных поверхностных обработок — среднее (для 3 образцов) число циклов до разрушения (N_p) и относительное изменение долговечности ($N_p/N_{p \text{ исх}}$). Наибольший рост долговечности наблюдается для образцов, упрочненных БУФО (сер. 3), число циклов до разрушения которых возросло в 1,8 раза по сравнению с исходными. После ЭМО (сер. 2) долговечность снизилась почти в 3 раза. При этом комбинированное упрочнение образцов по схеме ЭМО + БУФО (сер. 4) сопровождалось увеличением разрушающего числа циклов в 4,8 и 1,4 раза по сравнению с упрочнением ЭМО и с исходным состоянием соответственно.

Старение образцов, предварительно обработанных ЭМО (сер. 5), привело к повышению долговечности в 2,3 раза относительно образцов без старения (после ЭМО, сер. 2), при этом число циклов до разрушения остается на 30 % ниже долговечности исходных (неупрочненных) образцов. Комбинированная обработка ЭМО + БУФО + старение (сер. 6) также существенно повышает долговечность образцов (более чем в 3 раза в сравнении с ЭМО), при этом среднее значение разрушающего числа циклов для них соответствует исходному уровню (сер. 1).

Абсолютные и относительные значения результатов испытаний образцов после поверхностных обработок и их комбинаций

Absolute and relative values obtained in the tests of samples after surface treatments and their combinations

Серия обр.	Вид обработки поверхности	Микротвердость <i>HV</i> , МПа		<i>III//III/</i>	Число циклов	
		Среднее	Станд. откл.	$HV/HV_{\rm MCX}$	до разрушения <i>N</i> _p ·10 ⁻³	¹ v _p /1 v _{р исх}
1	Исходное	4187	318	1,0	55	1,0
2	ЭМО	3408	329	0,81	16,8	0,31
3	БУФО	4842	270	1,16	101	1,83
4	ЭМО + БУФО	3496	486	0,84	77	1,4
5	ЭМО + старение	5698	420	1,36	38,8	0,7
6	ЭМО + БУФО + старение	5656	583	1,35	56,6	1,03

Фрактография усталостного разрушения образцов

Влияние различных способов поверхностного упрочнения на механизмы усталостного разрушения исследовалось на основе сравнительного анализа фрактографических картин излома образцов (рис. 3). В исходном состоянии (сер. 1) разрушение металла характеризуется единичным поверхностным очагом зарождения усталостной трещины (рис. 3, *a*, метка 1), стабильным ее ростом вглубь образца (показано стрелками) перпендикулярно направлению действующих сил и дорыва образца с образованием «губ» среза (штриховая линия раздела). Плоскость дорыва образца наклонена к его



Рис. 3. Макрорельеф усталостного разрушения образцов из сплава ВТ22 при амплитуде напряжений 600 МПа после упрочняющих обработок

a – исходное состояние; δ – БУФО; e – ЭМО; e – ЭМО + старение; ∂ – ЭМО + БУФО; e – ЭМО + БУФО + старение Круглая метка – очаг разрушения с указанием генеральной (*1*) и второстепенных (*2*, *3*) трещин; треугольная – зона долома; стрелка – направление роста трещины; штрих – граница зоны долома

Fig. 3. Fatigue failure macrorelief of VT22 samples at stress amplitude of 600 MPa after hardening treatments

a – initial state; δ – NAUF; e – EMT; e – EMT + aging; ∂ – EMT + NAUF; e – EMT + NAUF + aging Round mark is a fracture nucleus indicating general (1) and minor (2, 3) cracks; triangle area is a break zone; arrow is a crack growth direction;

Round mark is a fracture nucleus indicating general (1) and minor (2, 3) cracks; triangle area is a break zone; arrow is a crack growth direction; dash is a break zone boundary

продольной оси примерно под 45° и на рис. 3 отделена штриховой линией. Вид излома эксцентрический (см. рис. 3, *a*). Похожая картина характерна и для поверхности разрушения образцов (сер. *3*), упрочненных с помощью БУФО (рис. 3, δ).

Отличительной особенностью излома образцов, упрочненных ЭМО (сер. 2), является многоочаговый характер зарождения усталостных трещин по всему периметру сечения (см. рис. 3, в). На изломе видны 3 макротрещины различной длины. Генеральная трещина (на рис. 3, в — слева, с фокусом трещины в очаге 1) охватывает основную площадь излома. Две трещины меньшей длины находятся в левой нижней четверти сечения образца (метки 2 и 3) и совпадают с зоной дорыва. При дорыве металл над трещинами в зоне «губ» среза разрушается по плоскостям, параллельным продольной оси образца, образуя зубчатую, рваную границу излома в зоне дорыва. При этом сохраняется эксцентрический вид усталостного излома.

Многоочаговый характер зарождения усталостных трещин наблюдается также и при разрушении образцов, упрочненных по схеме ЭМО + + БУФО (сер. 4). Видно, что трещины зародились в двух очагах (см. зоны 1 и 2 на рис. 3, г), и при их последующем объединении по двум несовпадающим плоскостям произошел скол с образованием гребня. Число центров зарождения трещин снизилось (по сравнению с ЭМО), в зоне дорыва оформлены «губы» среза.

Старение, проведенное после ЭМО (сер. 5), не привело к заметному изменению вида излома (рис. 3, *д*). Сохраняется эксцентрический вид разрушения. Двухочаговый характер зарождения трещин в области их слияния формирует на изломе гребень. Особенностью излома является четко выраженный приповерхностный поясок хрупкого излома толщиной 200—300 мкм.

После совместной обработки ЭМО + БУФО + + старение (сер. 6) существенных изменений в картинах излома (рис. 3, е) по сравнению с ЭМО + БУФО не обнаруживается. Отличительной особенностью разрушения таких образцов является пониженная пластичность на стадии дорыва. Более четко выражен приповерхностный поясок. Соединение ответных поверхностей излома разрушенных образцов осуществляется практически без зазоров, в то время как для несостаренных образцов соединение без зазоров осуществить не удалось.

Обсуждение результатов экспериментов

Результаты испытаний свидетельствуют о существенном влиянии проведенных поверхностных упрочняющих обработок на циклическую долговечность, микротвердость и механизм усталостного разрушения образцов из титанового сплава BT22.

Упрочнение поверхности методом БУФО приводит к заметному росту долговечности, но слабо влияет на микротвердость. Увеличение долговечности после БУФО происходит за счет стабилизации в ультрадисперсном состоянии механически нестабильных фаз и границ их раздела, полученных на предыдущих этапах [22], формирования в поверхностном слое вихревой наноструктуры, диспергизации плоскостей базисного строения [23], выглаживания поверхности и создания в поверхностном слое сжимающих остаточных напряжений [14, 24]. При этом фрактографический анализ не выявил существенных отличий в картинах поверхностей разрушения для упрочненных БУФО и неупрочненных образцов (см. рис. 3, *a*, *б*).

После ЭМО сплава ВТ22 наблюдается снижение как твердости, так и долговечности образцов, что связано с процессом закалки при высокоскоростной термической обработке с фиксацией нестабильной β -фазы, накоплением поверхностных повреждений, насыщением металла кислородом и азотом, а также формированием в поверхностном слое растягивающих остаточных напряжений при локальном нагреве [17].

Для оценки закономерностей распределения остаточных напряжений в данной работе использовались результаты компьютерного моделирования рассматриваемых процессов, приведенные в [25]. На основе численного решения связанной задачи механики [25] показано, что термосиловое воздействие при ЭМО титанового сплава сопровождается формированием в поверхностном слое металла растягивающих остаточных напряжений (рис. 4, кр. *1* и *3*).

Смена знака напряжений на сжимающие происходит в приповерхностной области на глубине h, превышающей глубину упрочненного слоя h_0 $(h/h_0 = 1, \text{ см. рис. 4}).$

Последующая обработка поверхностной пластической деформацией приводит к снижению уровня растягивающих остаточных напряжений. При этом область действия сжимающих напряже-



Рис. 4. Усредненные окружные остаточные напряжения в поверхностном слое цилиндрического образца титанового сплава типа ВТ22 при различных вариантах комбинированного термосилового воздействия

1 – ЭМО с минимальным усилием (50 H);

2 – ЭМО (50 H) + поверхностная пластическая деформация;
 3 – ЭМО (250 H), 4 – ЭМО (250 H) + поверхностная
 пластическая деформация

Fig. 4. Averaged tangential residual stresses in the surface layer of a VT22 titanium alloy cylindrical sample at different options of combined thermal force effects

1 - EMT with minimum force (50 N);

2 - EMT (50 H) + surface plastic deformation;

3-EMT (250 N), 4-EMT (250 N) + surface plastic deformation

ний смещается ближе к поверхности, и их максимум располагается вблизи границы упрочненного и неупрочненного металла (см. рис. 4, кр. 2, 4).

Механические свойства поверхностного слоя при ЭМО зависят от сочетания целого ряда параметров — уровней температур и деформаций, а также их градиентов и скоростей изменения. Снижение микротвердости при ЭМО может свидетельствовать о скоростной закалке поверхностного слоя, приводящей к увеличению количественного содержания β -фазы и недостаточной степени деформационного упрочнения. Падение долговечности может быть связано с образованием поверхностных микротрещин уже на стадии

первого цикла растяжения [26]. При этом период зарождения трещины практически исключается из общей долговечности образца. Кроме этого, для образцов, подвергнутых ЭМО, наблюдается смена характера излома на многоочаговый (см. рис. 3, *в*) в условиях распределенного трещинообразования, способствующего раннему зарождению нескольких поверхностных макротрещин.

При комбинированной обработке ЭМО + БУФО эффекты от двух технологий накладываются, проявляясь как в особенностях трансформации структуры поверхностного слоя, так и в изменении картины остаточных напряжений. Это приводит к некоторому повышению микротвердости поверхности с одновременным ростом долговечности образцов (по сравнению с ЭМО) и образованию многоочагового излома на стадии зарождения трещин (см. рис. 3, *г*).

Отметим, что указанные особенности изменения свойств в ходе ЭМО во многом не соответствуют закономерностям, установленным ранее для титановых псевдо-α-сплавов, для которых наблюдалось повышение микротвердости и снижение долговечности после такой обработки [17], а также для образцов из нормализованных сталей, когда повышение микротвердости при ЭМО сопровождается ростом долговечности.

Изотермическое старение, проведенное после ЭМО и ЭМО + БУФО для образцов сер. 5 и 6, обеспечивает дисперсность, однородность распада и равномерность распределения неравновесных, неоднородных по химическому составу ультрадисперсных фаз, полученных при ЭМО и БУФО в результате интенсивных термических и силовых воздействий. Упрочнение в этом случае достигается за счет выпадения мелкодисперсной α' -фазы при (β — α')-превращении метастабильной β -фазы, образовании мелкодисперсной и высокопрочной ω -фазы [12, 22, 23], а также положительного эффекта от ультразвуковой обработки [19].

После комбинированных воздействий ЭМО + + старение и ЭМО + БУФО + старение микротвердость повышается в 1,6—1,7 раза. Долговечность упрочненных образцов также возрастает до значений, сопоставимых с долговечностью образцов в исходном состоянии.

На повышенное сопротивление росту усталостных трещин поверхностного упрочненного слоя указывают и результаты фрактографического анализа поверхности излома. Так, на изломе образцов, подвергнутых ЭМО + старение и ЭМО + БУФО + + старение, наблюдается приповерхностный поясок толщиной 200—300 мкм, структура которого значительно отличается от строения остальной части поверхности излома. При этом по ручьистому узору усталостного излома (см. рис. 3, *д*, *е*) можно отследить тормозящее влияние поверхностного слоя на траекториях развития трещин: наблюдается заглубление трещины внутрь основного металла.

Выводы

1. Установлено, что поверхностное упрочнение (включая электромеханическую обработку, старение, ультразвуковую ударную обработку и их комбинации) титанового сплава переходного типа BT22 в состоянии объемного стандартного двойного отжига сопровождается существенными изменениями микротвердости поверхности, циклической долговечности образцов, а также механизмов усталостного разрушения.

2. Показано, что структурно-фазовые превращения, протекающие в результате ЭМО в поверхностном слое образцов исследуемого класса сплавов, вызывают снижение микротвердости поверхности (на 20 %) и падение циклической долговечности при нагружении изгибом с вращением с максимальными напряжениями $\sigma_{max} = 0.52\sigma_{\rm B}$ (в 3 раза). На усталостном изломе образцов после ЭМО отмечается многоочаговый характер разрушения, что свидетельствует о снижении сопротивления зарождению трещин усталости в обработанной поверхности.

3. Процесс БУФО за счет интенсивной пластической деформации обеспечивает дополнительную стабилизацию в дисперсном состоянии механически нестабильных фаз и границ их раздела. Ультразвуковая финишная обработка приводит к выглаживанию поверхности, залечиванию приповерхностных дефектов и позволяет корректировать напряженно-деформированное состояние обрабатываемого металла. Это оказывает положительное влияние как на микротвердость упрочненной поверхности (повышение на 3-16 %), так и на циклическую долговечность образцов после БУФО (рост в 2-4 раза).

4. Изотермическое старение образцов, подвергнутых ЭМО, сопровождается формированием более равновесной, однородной структуры с равномерным распределением упрочняющих частиц, а также снижением интенсивности остаточных напряжений. Как следствие, микротвердость поверхности предварительно упрочненных ЭМО и ЭМО + БУФО образцов повышается в 1,6—1,7 раза, а циклическая долговечность — в 2 раза. Упрочненный поверхностный слой играет роль барьера распространению усталостных трещин, очаги разрушения смещаются в подповерхностные слои основного металла.

5. На основе проведенных исследований выработаны рекомендации по поверхностной упрочняющей обработке данного сплава для достижения нужного комплекса служебных свойств. В частности, для повышения долговечности без изменения поверхностной твердости деталей целесообразно использовать БУФО (см. таблицу, сер. 3). В то же время для формирования повышенной микротвердости поверхностных слоев без снижения долговечности требуется применение комбинированного упрочнения, включающего ЭМО + БУФО + + старение (см. таблицу, сер. 6). При этом необходимо учесть, что выбор оптимальных режимов такого комбинированного воздействия требует дополнительных исследований.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (проект № 20-38-90295) и в рамках государственного задания (проект № 0637-2020-0006).

Funding: The study was carried out under financial support of the Russian Foundation for Basic Research (Project No. 20-38-90295) and as part of the government task (Project No. 0637-2020-0006).

Литература/References

- Горынин И.В., Чечулин Б.Б. Титан в машиностроении. М.: Машиностроение, 1990. Gorynin I.V., Chechulin B.B. Titanium in mechanical engineering. Moscow: Mashinostroenie, 1990 (In Russ.).
- Ильин А.А., Колачев Б.А., Полькин И.С. Титановые сплавы. Состав, структура, свойства: Справочник. М.: ВИЛС-МАТИ, 2009.

Il'in A.A., Kolachev B.A., Pol'kin I.S. Titanium alloys. Composition, structure, properties: Directory. Moscow: VILS-MATI, 2009 (In Russ.)

- Глазунов С.Г., Моисеев В.Н. Конструкционные титановые сплавы. М.: Металлургия, 1974. Glazunov S.G., Moiseev V.N. Structural titanium alloys. Moscow: Metallurgiya, 1974 (In Russ.)
- Chunxiang C., BaoMin H., Lichen Z., Shuangjin, L. Titanium alloy production technology, market prospects and industry development. *Mater. Design.* 2011. No. 32. P. 1684–1691. DOI: 10.1016/j.matdes.2010.09.011.

- Budinski K.G. Tribological properties of titanium alloys. Wear. 1991. No. 151. P. 203–217. DOI: 10.1016/0043-1648(91)90249-T.
- Long M., Rack H.J. Friction and surface behavior of selected titanium alloys during reciprocating-sliding motion. Wear. 2001. No. 249. P. 158–168. DOI: 10.1016/ S0043-1648(01)00517-8.
- Sarma B., Ravi Chandran K.S. Recent advances in surface hardening of titanium. JOM. 2011. No. 63. P. 85–92. DOI: 10.1007/s11837-011-0035-0.
- Bansal D.G., Eryilmaz O.L., Blau P.J. Surface engineering to improve the durability and lubricity of Ti– 6Al–4V alloy. Wear. 2011. No. 271. P. 2006–2015. DOI: 10.1016/j.wear.2010.11.021.
- Иванов Ю.Ф., Кобзарева Т.Ю., Райков С.В., Громов В.Е., Соскова Н.А., Будовских Е.А. Модификация поверхности сплава ВТ6 плазмой электрического взрыва проводящего материала и облучением электронным пучком. Известия вузов. Цветная металлургия. 2013. No. 6. C. 45—49. DOI: 10.17073/0021-3438-2013-6-45-49.

Ivanov Y.F., Kobzareva T.Y., Raikov S.V. et al. Modification of the surface of the VT6 alloy by plasma of electric explosion of a conducting material and by electron beam. *Russ. J. Non-Ferr. Met.* 2014. Vol. 55. No. 1. P. 51–56. DOI: 10.3103/S1067821214010088.

 Иванов С.Г., Гурьев М.А., Логинова М.В., Деев В.Б., Гурьев А.М. Борирование титана ОТ4 из порошковых насыщающих сред. Известия вузов. Цветная металлургия. 2017. No. 2. C. 59—65. DOI: 10.17073/0021-3438-2017-2-59-65.

Ivanov S.G., Guriev M.A., Loginova M.V., Deev V.B., Guriev A.M. Boriding of titanium OT4 from powder saturating media. *Russ. J. Non-Ferr. Met.* 2017. Vol. 58. No. 3. P. 244–249. DOI: 10.3103/S1067821217030051.

 Федирко В.Н., Лукьяненко А.Г., Труш В.С. Твердорастворное упрочнение поверхностного слоя титановых сплавов. Часть 1. Влияние на механические свойства. Металловедение и термическая обработка металлов. 2014. No. 7. C. 27—33.

Fedirko V.N., Luk'yanenko A.G., Trush V.S. Solid-solution hardening of the surface layer of titanium alloys. Pt. 1. Effect on mechanical properties. *Metal Sci. Heat Treat.* 2014. Vol. 56. No. 7–8. P. 368–373. DOI: 10.1007/ s11041-014-9764-3.

- Kwok C.T., Man H.C., Cheng F.T., Loa K.H. Developments in laser-based surface engineering processes: with particular reference to protection against cavitation erosion. Surf. Coat. Technol. 2016. Vol. 291. P. 289–304. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2016.02.019.
- 13. He B., Cheng X., Li J., Tian X.-J., Wang H.-M. Effect of laser

surface remelting and low temperature aging treatments on microstructures and surface properties of Ti-55511 alloy. *Surf. Coat. Technol.* 2017. Vol. 316. P. 104-112. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2016.11.097.

- Kheradmandfard M., Kashani-Bozorg S.F., Kim C.-L., Hanzaki A.Z., Pyoun Y.-S., Kim J.-H., Amanov A., Kim D.-F. Nanostructured β-type titanium alloy fabricated by ultrasonic nanocrystal surface modification. Ultrasonics-Sonochemistry. 2017. No. 39. P. 698–706. DOI: 10.1016/ j.ultsonch.2017.03.061.
- Nie X., He W., Zang S., Wang X., Zhao J. Effect study and application to improve high cycle fatigue resistance of TC11 titanium alloy by laser shock peening with multiple impacts. Surf. Coat. Technol. 2014. Vol. 253. P. 68–75. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2014.05.015.
- Wu J., Zou S., Zhang Y., Gong S., Sun G., Ni Zh., Cao Z., Che Zh., Feng A. Microstructures and mechanical properties of β forging Ti₁₇ alloy under combined laser shock processing and shot peening. Surf. Coat. Technol. 2017. Vol. 328. P. 283–291. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2017. 08.069.
- Багмутов В.П., Водольянов В.И., Захаров И.Н., Вдовенко А.В., Романенко М.Д., Чекунов В.В. Закономерности развития усталостных повреждений титанового псевдо-α-сплава после интенсивных термосиловых обработок. Металлы. 2019. No. 3. С. 73—81. Bagmutov V.P., Vodop'yanov V.I., Zakharov I.N., Vdovenko A.V., Romanenko M.D., Chekunov V.V. Development of fatigue damages in a pseudo-α-titanium alloy after intense thermomechanical treatment. Russ. Metallurgy (Metally). 2019. No. 5. P. 548—555. DOI: 10.1134/
- S0036029519050033.
 18. Pant B.K., Pavan A.H.V., Prakash R.V., Kamaraj M. Effect of laser peening and shot peening on fatigue striations during FCGR study of Ti₆Al₄V. Int. J. Fatigue. 2016.
- Vol. 93. Р. 38—50. DOI: 10.1016/j.ijfatigue.2016.08.005.
 19. Холопов Ю.В. Машиностроение: Ультразвук: УЗС, БУФО, ГЕО. СПб: ООО «Типография «Береста». 2008.

Holopov Yu.V. Mechanical engineering: Ultrasound: EMT, NAUF, GEO. Sankt-Peterburg: LLC «Tipografiya «Beresta», 2008 (In Russ.).

- Металлографический анализ титановых сплавов: Инструкция No. 1054-76 (Взамен технол. рекомендации ТР 12-600). Утв. 10.02.1974 г. М.: ВИАМ. 1976. Metallographic analysis of titanium alloys: Instruction No. 1054-76. 10.02.1974. Moscow: VIAM, 1976 (In Russ.).
- Lütjering G. Influence of processing on microstructure and mechanical properties of (α+β) titanium alloys. *Mater. Sci. Eng.* 1998. Vol 243. P. 32–45. DOI: 10.1016/ S0921-5093(97)00778-8.

22. Клевцов Г.В., Валиев Р.З., Семенова И.П., Клевцова Н.А., Данилов В.А., Линдеров М.Л., Засыпкин С.В. Влияние ультрамелкозернистои структуры на кинетику и механизм усталостного разрушения титанового сплава ВТ6. Известия вузов. Цветная металлургия. 2019. No. 2. C. 58—64. DOI: 10.17073/0021-3438-2019-2-58-64.

Klevcov G.V., Valiev R.Z., Semenova I.P., Klevcova N.A., Danilov V.A., Linderov M.L., Zasypkin S.V. Effect of ultrafine grain structure on kinetics and mechanism of fatigue destruction of titanium alloy VT6. Izvestiya vuzov. Tsvetnaya metallurgiya (Izvestiya. Non-Ferrous Metallurgy). 2019. No. 2. P. 58–64 (In Russ.).

23. Панин В.Е., Елсукова Т.Ф., Попкова Ю.Ф., Почивалов Ю.И., Сундер Р. Влияние структурного состояния поверхностных слоев образцов технического титана на их усталостную долговечность и механизмы усталостного разрушения. Физическая мезомеханика. 2014. No. 4(17). С. 5—12.

Panin V.E., Elsukova T.F., Popkova Yu.F., Pochivalov Yu.I., Sunder R. Effect of structural states in near-surface layers of commercial titanium on its fatigue life and fatigue fracture mechanisms. *Phys. Mesomech.* 2015. No. 1 (18). P. 1–7. DOI: 10.1134/S1029959915010014.

24. Зарезин В.Е. Методика улучшения качества сварных швов ультразвуковой ударной обработкой с обосно-

ванием параметров упрочнения поверхностного слоя. *Технико-технологические проблемы сервиса*. 2016. No. 4 (38). C. 16—22.

Zarezin V.E. Method of quality improvement of welds by ultrasonic impact treatment with substantiation of surface layer hardening parameters. *Tekhniko-tekhnologicheskie problemy servisa*. 2016. No. 4 (38). P. 16–22 (In Russ.).

 Багмутов В.П., Денисевич Д.С., Захаров И.Н., Романенко М.Д., Фастов С.А. Математическое моделирование остаточных напряжений при импульсном термосиловом поверхностном упрочнении. Вестник ПНИПУ. Механика. 2016. No. 3. C. 112–124. DOI: 10.15593/perm.mech/2019.3.12.

Bagmutov V.P., Denisevich D.S., Zakharov I.N., Romanenko M.D., Fastov S.A. Simulation of residual stresses during pulsed thermo-force surface hardening. *Vestnik PNIPU*. *Mekhanika*. 2019. No. 3. P. 112–124 (In Russ.).

26. Хесин Ю.Д., Щеглов Н.Н., Водопьянов В.И., Гурьев А.В. Влияние газонасыщенного слоя на коррозионно-механическую прочность титановых сплавов. В кн.: Сплавы титана с особыми свойствами. М.: Наука, 1982. С. 136—139.

Hesin YU.D., Shcheglov N.N., Vodop'yanov V.I., Gur'ev A.V. Effect of gas-saturated layer on corrosion-mechanical strength of titanium alloys. In: *Titanium alloys with special properties*. Moscow: Nauka, 1982. P. 136–139 (In Russ.).