

СТРУКТУРНО-МАСШТАБНЫЕ УРОВНИ УВЕЛИЧЕНИЯ УСТАЛОСТНОЙ ДОЛГОВЕЧНОСТИ СТАЛЕЙ И СПЛАВОВ ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВОЙ ОБРАБОТКОЙ*

Громов В.Е.¹, д.ф.-м.н., профессор, зав. кафедрой физики им. В.М. Финкеля (gromov@physics.sibsiu.ru)

Воробьев С.В.¹, к.т.н., соискатель ученой степени доктора наук кафедры физики им. В.М. Финкеля

Сизов В.В.¹, к.т.н., инженер кафедры физики им. В.М. Финкеля

Коновалов С.В.¹, д.т.н., доцент, профессор кафедры физики им. В.М. Финкеля

Иванов Ю.Ф.^{2,3}, д.ф.-м.н., профессор, главный научный сотрудник

¹ Сибирский государственный индустриальный университет
(654007, Россия, Кемеровская обл., г. Новокузнецк, ул. Кирова, 42)

² Институт сильноточной электроники СО РАН
(634055, Россия, г. Томск, пр. Академический, 2/3)

³ Национальный исследовательский Томский государственный университет
(634050, Россия, г. Томск, пр. Ленина, 50)

Аннотация. Электронно-пучковая обработка (с параметрами: плотность энергии пучка электронов 10 – 40 Дж/см², длительность импульса 50 – 150 мкс, число импульсов 3 – 5, частота следования 0,3 с⁻¹) сталей различных структурных классов (08X18H10T, 20X23H18, 20X13, Э76Ф) и силумина приводит к увеличению числа циклов до разрушения примерно в 3,5 раза. Методами растровой и просвечивающей электронной дифракционной микроскопии проведены исследования структурно-фазовых состояний и дефектной субструктуры этих материалов. Увеличение усталостной долговечности стали обусловлено преобразованием структуры поверхностного слоя материала, происходящим при облучении образцов высокоинтенсивным импульсным электронным пучком. Высказано предположение, что физический смысл влияния многоуровневого структурно-фазового состояния на механические свойства поверхностного слоя материала состоит в перераспределении упругой энергии как за счет взаимодействия упругих полей структурных элементов различного масштабного уровня, так и за счет снижения масштабного уровня локализации пластической деформации.

Ключевые слова: структурно-фазовые состояния, усталость, ресурс, электронно-пучковая обработка, сталь, силумин, растровая и просвечивающая электронная микроскопия.

DOI: 10.15825/0368-0797-2015-5-346-351

Одним из перспективных способов модифицирования структуры поверхностного слоя изделий из различных материалов является электронно-лучевая импульсная обработка [1]. По сравнению с другими методами с использованием концентрированных потоков энергии, этот вид обработки обладает большими возможностями контроля и регулирования количества подводимой энергии, отличается локальностью распределения энергии в поверхностном слое обрабатываемого материала и высоким коэффициентом полезного действия. Сверхвысокие скорости нагрева до температур плавления и последующего охлаждения тонкого поверхностного слоя материала, весьма малое время воздействия высоких температур обеспечивают существенные изме-

нения структурно-фазового состояния поверхностных слоев, приводят к значительному улучшению физико-химических и прочностных свойств материалов, недостижимому при традиционных методах поверхностной обработки [2 – 10].

Цель настоящей работы – выявление и анализ физических факторов, ответственных за повышение многоциклового усталостной долговечности сталей и сплавов, подвергнутых облучению высокоинтенсивным низкоэнергетическим импульсным электронным пучком.

В качестве материала исследования использовали стали различных структурных классов (аустенитные – стали 08X18H10T и 20X23H18, перлитную – сталь Э76Ф, мартенситную – сталь 20X13) и силумин (Al–12Si). Выбранные для исследования материалы относятся к многофазным. Аустенитные стали 08X18H10T и 20X23H18, образцы из которых подвергали нагреву до 1423 К в течение 2 ч с последующим охлаждением на воздухе, содержат частицы карбидной фазы типа Me_2C_6 глобулярной формы. Рельсовая сталь Э76Ф, образцы из которой подвергали нагреву

* Исследование выполнено при финансовой поддержке Гранта Президента Российской Федерации для государственной поддержки молодых российских ученых кандидатов наук МК-4166.2015.2 и докторов наук МД-2920.2015.8, РФФИ в рамках научных проектов № 13-02-12009 офи_м, 15-08-03411, 14-08-00506а, госзаданий Минобрнауки № 2708 и 3.1496.2014/К на выполнение научно-исследовательской работы.

до 1173 К в течение 2 ч с последующим охлаждением с печью, имеет перлитную (преимущественно пластинчатой морфологии) структуру. Образцы из стали 20X13 подвергали отжигу при 1253 К при выдержке в течение 3 ч и закалке в масле, структура этих образцов – мартенсит с расположенными по границам зерен частицами карбидной фазы состава $Me_{23}C_6$ субмикронных размеров.

Усталостные испытания проводили на специальной установке по схеме циклического асимметричного консольного изгиба. Напряжение циклической нагрузки 15 – 20 МПа, частота нагружения 20 Гц, температура испытания 296 К. При испытаниях определяли число циклов до полного разрушения образцов размерами $8 \times 15 \times 145$ мм с концентраторами напряжений в виде полукруглого выреза радиусом 10 мм.

Модификацию поверхностного слоя образцов стали и силумина, подготовленных для усталостных испытаний, осуществляли низкоэнергетическим высокоинтенсивным электронным пучком на установке СОЛО (ИСЭ СО РАН, г. Томск) [11]. Режим электронно-пучковой обработки: энергия электронов (e_U) 18 кэВ; длительность импульса воздействия пучка электронов (τ) 50 и 150 мкс; количество импульсов воздействия (N) 3 – 5; частота следования импульсов (f) $0,3 \text{ с}^{-1}$; плотность энергии пучка электронов (E_S) 10 – 40 Дж/см².

Исследования фазового состава и состояния дефектной субструктуры стали осуществляли на различных расстояниях от поверхности облучения методами просвечивающей дифракционной (метод тонких фольг) электронной микроскопии [12, 13]. Для идентификации фаз применяли микродифракционный анализ с использованием темнопольной методики и последующего индицирования микроэлектроннограмм. Морфологию поверхности облучения и поверхность разрушения образцов исследовали методами сканирующей электронной микроскопии [14].

Выполнено облучение, проведены испытания и выявлены оптимальные режимы воздействия высокоинтенсивного импульсного электронного пучка, позволяющие многократно (до 3,5 крат) повысить усталостную долговечность образцов стали 08X18H10T, 20X23H18, Э76Ф, 20X13 и силумина [15 – 19]. Материалы и режимы обработки, обеспечивающие максимальное увеличение усталостной долговечности (число циклов до разрушения стали без ЭПО (n), максимальное увеличение числа циклов до разрушения после ЭПО (ΔN)) приведены ниже:

Сплав	E_S , Дж/см ²	$n \cdot 10^{-5}$	ΔN , крат
08X18H10T	25	1,8	3,5
20X23H18	20	1,5	2,1
Э76Ф	20	2,2	2,5
20X13	30	1,5	1,8
Силумин	20	1,3	3,5

Очевидно, что увеличение усталостной долговечности стали обусловлено преобразованием структуры поверхностного слоя материала, имеющем место при облучении образцов высокоинтенсивным импульсным электронным пучком. Рассмотрим этот вопрос подробнее.

Сталь 08X18H10T в исходном состоянии является поликристаллическим агрегатом со средним размером зерен 14,6 мкм (размер реальных зерен в стали изменяется в пределах 1,0 – 86,4 мкм). В объеме зерен присутствуют микродвойники. В пространстве между двойниками располагаются дислокации, распределенные хаотически либо формирующие сетчатую субструктуру. Скалярная плотность дислокаций $\langle \rho \rangle \approx 4,75 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$. Фазовый состав стали характеризуется наличием частиц карбида типа $Me_{23}C_6$ (частицы карбида на основе хрома состава $(Cr, Fe)_{23}C_6$). Частицы глобулярной формы распределены хаотически в объеме зерен и расположены в стыках границ зерен. Средний размер частиц 167 нм (размер реальных частиц изменяется в пределах 30 – 430 нм). Частицы, располагающиеся вдоль границ зерен, имеют форму прослоек. В отдельных случаях наблюдаются протяженные строчки частиц (строчки дендритной ликвации).

Электронно-пучковая обработка стали [15] при оптимальном режиме (по отношению к усталостной долговечности стали) облучения ($e_U = 18$ кэВ, $E_S = 25$ Дж/см², $\tau = 50$ мкс, $f = 0,3 \text{ с}^{-1}$, $N = 3$ имп.) сопровождается существенным (в 1,5 – 2,0 раза) снижением среднего размера зерен. Высокоскоростная кристаллизация расплавленного поверхностного слоя (толщиной до 10 мкм) протекает путем формирования ячеистой структуры.

Средние размеры ячеек кристаллизации составляют 320 ± 93 нм (размер реальных ячеек изменяется в пределах 150 – 600 нм). В объеме ячеек кристаллизации наблюдается дислокационная субструктура в виде хаотически распределенных дислокаций; скалярная плотность дислокаций $3,6 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$. Микродвойники в ячейках кристаллизации не выявлены.

Вдоль границ ячеек кристаллизации располагаются частицы второй фазы. Индицирование микроэлектроннограммы, полученной с ячеистой структуры, выявило присутствие рефлексов карбида титана состава TiC и рефлексов соединения $Cr_{13}Fe_9$. Частицы имеют округлую форму, размеры частиц изменяются в пределах 20 – 45 нм.

Таким образом, электронно-пучковая обработка стали 08X18H10T сопровождается существенным преобразованием структуры поверхностного слоя, заключающемся в существенном уменьшении размера зерен; в полном растворении частиц исходной карбидной фазы; в формировании ячеек дендритной кристаллизации; в выделении наноразмерных частиц второй фазы по границам ячеек кристаллизации.

Аустенитная сталь 20X23H18 в исходном состоянии является поликристаллическим агрегатом, средний

размер зерен которого 41,4 мкм (размеры реальных зерен изменяются в пределах 11,4 – 88,7 мкм). Характерным элементом зеренной структуры стали в исходном состоянии являются микродвойники. Вдоль границ зерен (в виде протяженных прослоек), реже в объеме зерен (в виде частиц округлой формы) выявляются частицы второй фазы состава $(\text{Fe}, \text{Cr})_{23}\text{C}_6$. Поперечные и продольные размеры частиц, расположенных вдоль границ зерен, изменяются в пределах 40 – 100 нм и 0,2 – 1,0 мкм соответственно.

Электронно-пучковая обработка стали 20X23N18 [16] при оптимальном режиме (по отношению к усталостной долговечности стали) облучения ($e_U = 18$ кэВ, $E_S = 20$ Дж/см², $\tau = 50$ мкс, $f = 0,3$ с⁻¹, $N = 3$ имп.) сопровождается снижением среднего размера зерен до 21,3 мкм. Высокоскоростная кристаллизация расплавленного поверхностного слоя (толщиной до 5 мкм) протекает путем формирования ячеистой структуры. Размеры ячеек изменяются в пределах 200 – 600 нм при среднем размере 400 нм. В ячейках наблюдается дислокационная субструктура в виде хаотически распределенных дислокаций или дислокационных сеток; скалярная плотность дислокаций $3,2 \cdot 10^{10}$ см⁻². Плавление поверхностного слоя сопровождается полным растворением частиц карбида типа Me_{23}C_6 , присутствующих в стали в исходном состоянии. Последующая скоростная кристаллизация приводит к повторному выделению частиц второй фазы. Частицы имеют округлую форму; размеры частиц изменяются в пределах 20 – 40 нм. Индентирование микроэлектронограмм, полученных с объема материала, содержащего выделение второй фазы, позволяет утверждать, что данные частицы являются карбидом на основе хрома состава $(\text{Cr}, \text{Fe})_{23}\text{C}_6$.

Увеличение усталостной долговечности стали 20X23N18 связано с существенным преобразованием структуры поверхностного слоя при электронно-пучковой обработке. Выявлены полное растворение частиц исходной карбидной фазы; формирование ячеек дендритной кристаллизации; выделение наноразмерных частиц второй фазы по границам ячеек кристаллизации; существенное (примерно в 2,3 раза) измельчение зеренной структуры стали вследствие протекания процесса динамической рекристаллизации, инициированного высоким уровнем напряжений, которые возникают в материале при высокоскоростном охлаждении.

Термическая обработка рельсовой стали Э76Ф (нагрев до 1173 К в течение 2 ч с последующим охлаждением с печью) привела к образованию поликристаллической структуры, представленной зернами перлита преимущественно пластинчатой морфологии и, в незначительном количестве, зернами структурно свободного феррита.

Электронно-пучковая обработка стали Э76Ф [17] при оптимальном режиме (по отношению к усталостной долговечности стали) облучения ($e_U = 18$ кэВ, $E_S = 20$ Дж/см², $\tau = 50$ мкс, $f = 0,3$ с⁻¹, $N = 3$ имп.) со-

провождается снижением среднего размера зерен более, чем в два раза. Высокоскоростная кристаллизация расплавленного поверхностного слоя (толщиной до 5 – 7 мкм) протекает путем формирования ячеистой структуры. Размеры ячеек изменяются в пределах 200 – 500 нм при среднем размере 350 нм. Скоростная закалка поверхностного слоя стали приводит к формированию многофазной структуры. Основной является α -фаза, представленная мартенситом. Размеры пакетов изменяются в пределах 0,8 – 1,0 мкм; поперечные размеры кристаллов мартенсита – в пределах до 100 нм. Наряду с α -фазой обнаруживаются остаточный аустенит, цементит и графит.

Таким образом, облучение стали Э76Ф высокоинтенсивным импульсным электронным пучком приводит к плавлению поверхностного слоя и последующей кристаллизации с формированием ячеистой структуры. Высокоскоростная закалка сопровождается $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращением с образованием наноразмерной мартенситной структуры.

Исходное состояние стали 20X13 формируется путем аустенитизации (температура аустенитизации 980 °С, время аустенитизации 3 ч) и последующей закалки в масле. Аустенитизация стали приводит к формированию поликристаллического агрегата, средние продольные и поперечные размеры зерен которого составляют 19,8 и 12,4 мкм соответственно. В результате термической обработки в стали 20X13 формируется мартенситная структура, особенностью которой является присутствие субмикронных частиц карбида типа Me_{23}C_6 округлой, реже глобулярной формы, расположенных в объеме и по границам зерен.

Электронно-пучковая обработка стали 20X13 [18] при оптимальном режиме (по отношению к усталостной долговечности стали) облучения ($e_U = 18$ кэВ, $E_S = 30$ Дж/см², $\tau = 50$ мкс, $f = 0,3$ с⁻¹, $N = 3$ имп.) сопровождается плавлением поверхностного слоя толщиной примерно 10 мкм, полным растворением субмикронных частиц карбида типа Me_{23}C_6 , присутствующих в стали в исходном состоянии. Высокоскоростная кристаллизация поверхностного слоя приводит к формированию структуры ячеистого типа со средним размером ячеек 250 нм (реальный размер ячеек изменяется в пределах 80 – 500 нм) при среднем размере зерен α -фазы 3,8 мкм. Ячейки кристаллизации разделены прослойками второй фазы, толщина которых изменяется в пределах 20 – 40 нм. Частицы второй фазы обнаруживаются и в объеме ячеек. Индентирование микроэлектронограмм, полученных с объема материала, содержащего частицы, позволило показать, что частицы являются карбидами хрома типа Me_{23}C_6 либо соединением состава $\sigma\text{-FeCr}$.

Таким образом, облучение стали 20X13 высокоинтенсивным импульсным электронным пучком приводит к растворению присутствующих в стали перед облучением глобулярных частиц карбида типа Me_{23}C_6 субмикронных размеров, являющихся потенциально

опасными элементами структуры, которые способны вызвать преждевременное разрушение стали при ее усталостных испытаниях; к формированию структуры ячеистой кристаллизации; к существенному снижению среднего размера зерен.

Силумин. Микроструктура эвтектических силуминов в литом состоянии содержит алюмо-кремниевую эвтектику (Al + Si) и изолированные кристаллы первичного кремния пластинчатой формы, которые располагаются, как правило, хаотически в средней части дендритных ячеек (Al) либо декорируют границы зерен сплава. При облучении по режиму $e_U = 18$ кэВ, $E_S = 20$ Дж/см², $\tau = 150$ мкс, $f = 0,3$ с⁻¹, $N = 5$ имп. формируется однородная структура зеренного типа (размер зерен эвтектики изменяется в пределах 30 – 50 мкм). Зерна разделены прослойками кремния, поперечные размеры которых не превышают 20 мкм. Пластины кремния, способные являться источниками разрушения силумина, при данном режиме облучения на кромке излома не обнаруживаются. По-видимому, концентраторы, являющиеся причиной разрушения образца, располагаются под поверхностью, скорее всего, на границе раздела жидкой и твердой фаз [19].

Обобщая представленные выше результаты, можно констатировать, что облучение сталей различных структурных классов (08X18H10T, 20X23H18, Э76Ф и 20X13) и силумина высокоинтенсивным импульсным электронным пучком в оптимальном режиме приводит к формированию в поверхностном слое многоуровневого (микро-, субмикро- и наноразмерные уровни) структурно-фазового состояния, характеризующегося относительно малым размером зерен (микромасштабный уровень), присутствием в объеме зерен ячеек высокоскоростной кристаллизации субмикронных размеров (субмикромасштабный уровень), границы которых стабилизированы наноразмерными выделениями частиц второй фазы (наномасштабный уровень) и уменьшению числа концентраторов напряжений, способных являться источниками субмикротрещин [15 – 19].

Формирование в поверхностном слое материала многоуровневого структурно-фазового состояния привело к кратному (до 3,5 крат) увеличению усталостной долговечности сталей и сплавов. Физический смысл влияния многоуровневого структурно-фазового состояния на механические свойства поверхностного слоя материала состоит в перераспределении упругой энергии как за счет взаимодействия упругих полей структурных элементов различного масштабного уровня, так и за счет снижения масштабного уровня локализации пластической деформации. Это приводит к более равномерному распределению упругих напряжений в поверхностном слое при внешнем механическом воздействии. В результате в значительной степени повышается энергия, необходимая для зарождения критических концентраторов напряжения, наблюдается существенное снижение скорости роста микротрещин,

улучшаются механические характеристики поверхностного слоя материала [20].

Выводы. Экспериментально установлено неизвестное ранее явление увеличения усталостной долговечности сталей и сплавов различных структурных классов электронно-пучковой обработкой, заключающееся в том, что при воздействии на поверхность стали низкоэнергетического высокоинтенсивного импульсного электронного пучка $e_U = 18$ кэВ, $\tau = 50 \div 150$ мкс, $f = 0,3$ с⁻¹, $N = 3 \div 5$ имп. с плотностью энергии до 40 Дж/см² происходят закономерные изменения структуры, фазового состава и параметров дефектной субструктуры поверхностного слоя материала на разных масштабных уровнях (от микро- до нано-); подавление процессов, способствующих формированию областей, являющихся потенциальным местом образования субмикротрещин. Формирование в результате облучения поверхности материала низкоэнергетическим высокоинтенсивным электронным пучком многоуровневого (микро-, субмикро- и наноразмерные уровни) структурно-фазового состояния позволяет кратно (до 3,5 крат) повысить усталостную долговечность материалов.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Сильноточные импульсные электронные пучки для авиационного двигателестроения / А.Б. Белов, О.А. Быченко, А.В. Крайников и др. Под ред. А.С. Новикова, В.А. Шулова, В.И. Энгелько. – М.: Дипак, 2012. – 292 с.
2. Суржиков А.П., Франгулян Т.С., Гынгазов С.А., Мельников А.Г., Коваль Н.Н., Девятков В.Н. Модифицирование свойств циркониевой керамики сильноточным пучком низкоэнергетических электронов // Перспективные материалы. 2006. № 4. С. 58 – 64.
3. Курзина И.А., Козлов Э.В., Попова Н.А. и др. Модификация структурно-фазового состояния мелкозернистого титана в условиях ионного облучения // Известия РАН. Серия физическая. 2012. Т. 76. № 11. С. 1384.
4. Перетягко В.Н., Темлянцев М.В., Филиппова М.В. Развитие теории и практики металлургических технологий. Т. 2. Пластичность и разрушение стали в процессах нагрева и обработки давлением. – М.: Теплотехник, 2010. – 352 с.
5. Чернов И.П., Березнеева Е.В., Белоглазова П.А. и др. Физико-механические свойства модифицированной поверхности циркониевого сплава импульсным ионным пучком // Журнал технической физики. 2014. Т. 84. № 4. С. 68 – 72.
6. Marushchak P.O., Hlad'о V.B., Bishchak R.T., Pylypenko A.P. // Materials Science. 2010. Vol. 46. Iss. 1. P. 102 – 107.
7. Шулепов М.А., Ахмадеев Ю.Х., Тарасенко В.Ф. и др. Модификация поверхностных слоев меди при воздействии объемным разрядом, инициируемым пучком электронов лавин в азоте и СО₂ атмосферного давления // Изв. вузов. Физика. 2010. Т. 53. № 12. С. 63 – 66.
8. Белый А.В., Кукареко В.А., Таран И.И. и др. Формирование и свойства наноструктурных поверхностных слоев в аустенитных сталях, подвергнутых ионно-лучевому азотированию // Поверхность. Рентгеновские, синхротронные и нейтронные исследования. 2006. № 7. С. 100 – 106.
9. Струц В.К., Ремнев Г.Е. Исследование воздействия импульсных мощных ионных пучков на инструментальную сталь Р6М5 // Изв. вузов. Физика. 2010. № 10/2. С. 125 – 128.
10. Панова Т.В., Ковивчак В.С., Блинов В.И. Рентгенографические исследования двухслойных систем, облученных мощным ион-

- ным пучком // Поверхность. Рентгеновские, синхротронные и нейтронные исследования. 2008. № 8. С. 76 – 79.
11. Devyatkov V.N., Koval N.N., Schanin P.M., Grigoryev V.P., Koval T.B. // Laser and Particle Beams. 2003. Vol. 21. P. 243 – 248.
 12. Утевский Л.М. Дифракционная электронная микроскопия в металлведении. – М.: Металлургия, 1973. – 584 с.
 13. Томас Г., Гориндж М.Дж. Просвечивающая электронная микроскопия материалов. – М.: Наука, 1983. – 320 с.
 14. Энгель Л., Клингеле Г. Растровая электронная микроскопия. Разрушение. Справочное изд. / Пер. с нем. – М.: Металлургия, 1986. – 232 с.
 15. Иванов Ю.Ф., Коваль Н.Н., Горбунов С.В. и др. Многоцикловая усталость нержавеющей стали, обработанной высокоинтенсивным электронным пучком: структура поверхностного слоя // Изв. вузов. Физика. 2011. № 5. С. 61 – 69.
 16. Громов В.Е., Иванов Ю.Ф., Сизов В.В. и др. Увеличение усталостной долговечности нержавеющей стали электронно-пучковой обработкой поверхности // Поверхность. Рентгеновские, синхротронные и нейтронные исследования. 2013. № 1. С. 99 – 104.
 17. Гришунин В.А., Громов В.Е., Иванов Ю.Ф. и др. Эволюция фазового состава и дефектной субструктуры рельсовой стали, подвергнутой обработке высокоинтенсивным электронным пучком // Поверхность. Рентгеновские, синхротронные и нейтронные исследования. 2013. № 10. С. 82 – 88.
 18. Иванов Ю.Ф., Бессонов Д.А., Воробьев С.В. и др. Усталостная прочность закаленной стали 20X13, подвергнутой электронно-пучковому модифицированию // Поверхность. Рентгеновские, синхротронные и нейтронные исследования. 2013. № 1. С. 94 – 98.
 19. Иванов Ю.Ф., Алсараева К.В., Громов В.Е. и др. Повышение усталостного ресурса силумина при обработке высокоинтенсивным импульсным электронным пучком // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. 2014. Т. 11. № 3. С. 281 – 285.
 20. Панин В.Е., Гриняев Ю.В., Псахье С.Г. Физическая мезомеханика: достижения за два десятилетия развития, проблемы и перспективы // Физическая мезомеханика. 2004. Т. 7. Спец. вып. Ч. 1. С. 25 – 40.

Поступила 12 ноября 2014 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2015. Vol. 58. No. 5, pp. 346–351.

STRUCTURAL-SCALE LEVELS OF FATIGUE DURABILITY INCREASE OF STEELS AND ALLOYS BY ELECTRON-BEAM TREATMENT

Gromov V.E.¹, Dr. Sci. (Phys.-math.), Professor, Head of the Chair of physics named after V.M. Finkel

(gromov@physics.sibsiu.ru)

Vorob'ev S.V.¹, Cand. Sci. (Eng.), Candidates for a degree of Dr. Sci. (Eng.) the Chair of physics named after V.M. Finkel

Sizov V.V.¹, Cand. Sci. (Eng.), Engineer of the Chair "Physics" named after V.M. Finkel

Konovalov S.V.¹, Dr. Sci. (Eng.), Assist. Professor, Professor of the Chair of physics named after V.M. Finkel

Ivanov Yu.F.^{2,3}, Dr. Sci. (Phys.-math.), Professor, Chief Research Associate

¹ Siberian State Industrial University (42, Kirova str., Kemerovo region, Novokuznetsk, 654007, Russia)

² Institute of High Current Electronics SB RAS (2/3, Akademicheskii ave., Tomsk, 634055, Russia)

³ National Research Tomsk State University (50, Lenina ave., Tomsk, 634050, Russia)

Abstract. The electron-beam treatment of different classes of steels (Fe–0.1C–18Cr–10Ni–1Ti, Fe–0.2C–23Cr–18Ni, Fe–0.2C–13Cr, Fe–0.76C–1V) and silumin (Al – 12 % Si) with the parameters: electron beam energy density 10 – 40 J/cm², pulse duration 50 – 150 μs, pulse number 3 – 5, frequency 0.3 Hz) leads to the increase of cycle numbers up to the fracture in ~ 3.5 times. The studies of structure-phase states and defect substructure of these materials were carried out using the methods of scanning and transmission electron diffraction microscopy. It was shown that the increase in fatigue life of steel is due to the transformation of the structure of the surface layer of the material occurring during irradiation of samples high-intensity pulsed electron beam. It was suggested that the physical sense of the impact of multi-level structure-phase state on the mechanical properties of the surface layer of the material is in the redistribution of elastic energy as due to the interaction of the elastic fields of structural elements of different scale levels, and by reducing the scale level of plastic strain localization.

Keywords: structure-phase states, fatigue, resource, electron-beam treatment, steel, silumin, scanning and transmission electron microscopy.

DOI: 10.15825/0368-0797-2015-5-346-351

REFERENCES

1. Belov A.B., Bytsenko O.A., Krainikov A.V. etc. *Sil'notochnyye impul'snyye elektronnyye puchki dlya aviatsionnogo dvigatelestroeniya* [High-current pulse electron beams for aviation engine-building]. Novikov A.S., Shulov V.A., Engel'ko V.I. eds. Moscow: Dipak, 2012. 292 p. (In Russ.).
2. Surzhikov A.P., Frangul'yan T.S., Gyngazov S.A., Mel'nikov A.G., Koval' N.N., Devyatkov V.N. Property modification of a zirconium ceramics with high-current beam of low-energy electrons. *Perspektivnyye materialy*. 2006, no. 4, pp. 58–64. (In Russ.).
3. Kurzina I.A., Kozlov E.V., Popova N.A., Kalashnikov M.P., Nikonenko E.L., Savkin K.P., Oks E.M., Sharkeev Yu.P. Modifying the structural phase state of fine-grained titanium under conditions of ion irradiation. *Bulletin of the Russian Academy of Sciences: Physics*. 2012, Vol. 76, no. 11, pp. 1238–1245.
4. Peretyat'ko V.N., Temlyantsev M.V., Filippova M.V. *Razvitie teorii i praktiki metallurgicheskikh tekhnologii. T. 2. Plastichnost' i razrushenie stali v protsessakh nagreva i obrabotki davleniem* [The development of the theory and practice of metallurgical technologies. Vol. 2. Plasticity and fracture of steel in the processes of heating and forming]. Moscow: Teplotekhnika, 2010. 352 p. (In Russ.).
5. Chernov I.P., Bereznina E.V., Beloglazova P.A., Ivanova S.V., Kireeva I.V., Lider A.M., Remnev G.E., Pushilina N.S., Cherdantsev Yu.P. Physicomechanical properties of the surface of a zirconium alloy modified by a pulsed ion beam. *Technical Physics*. 2014, Vol. 59, no. 4, pp. 535–539.
6. Marushchak P.O., Hlad'ko V.B., Bishchak R.T., Pylypenko A.P. *Materials Science*. 2010, Vol. 46, Issue 1, pp. 102–107.
7. Shulepov M.A., Akhmadeev Yu.Kh., Tarasenko V.F., Kolubaeva Yu.A., Krysina O.V., Kostyrya I.D. Modification of copper surface layers at volume discharge impact, initiated electron beam of avalanches in nitrogen and CO₂ of atmospheric pressure. *Izvestiya vuzov. Fizika*. 2010, Vol. 53, no. 12, pp. 63–66. (In Russ.).
8. Belyi A.V., Kukareko V.A., Taran I.I., Shikh S.K., Sandomirskii S.G. Formation and properties of nanostructured surface layers in austenitic steels, subjected to ion-beam nitriding. *Poverkhnost'*

- Rentgenovskie, sinkhrotronnye i neitronnye issledovaniya*. 2006, no. 7, pp. 100–106. (In Russ.).
9. Struts V.K., Remnev G.E. Impact research of powerful pulse ion beams on P6M5 tool steel. *Izvestiya vuzov. Fizika*. 2010, no. 10/2, pp. 125–128. (In Russ.).
 10. Panova T.V., Kovivchak V.S., Blinov V.I. X-ray diffraction analysis of double-layer systems irradiated by a high-power ion beam. *Journal of Surface Investigation*. 2008, Vol. 2, issue 24, no. 8, pp. 652–656.
 11. Devyatkov V.N., Koval N.N., Schanin P.M., Grigoryev V.P., Koval T.B. *Laser and Particle Beams*. 2003, Vol. 21, pp. 243–248.
 12. Utevskaia L.M. *Difraktsionnaya elektronnaya mikroskopiya v metall-ovedenii* [Diffraction electron microscopy in physical metallurgy]. Moscow: Metallurgiya, 1973. 584 p. (In Russ.).
 13. Tomas Gareth, Goringe Michael J. Transmission electron microscopy of materials. New York-Chichester-Brisbane-Toronto, John Wiley Sons, 1979, 320 p. (Russ.ed.: Tomas G., Goringe M. *Prosvetchivayushchaya elektronnaya mikroskopiya materialov*. Moscow: Nauka, 1983. 320 p.).
 14. Engel L., Klingele G. Rasterelektronenmikroskopische Untersuchungen von Metallschaden. München/Wien: 1982. (Russ.ed.: Engel L., Klingele G. *Rastrovaya elektronnaya mikroskopiya. Razrushenie*. Moscow: Metallurgiya, 1986. 232 p.).
 15. Ivanov Yu.F., Koval' N.N., Gorbunov S.V., Vorob'ev S.V., Kononov S.V., Gromov V.E. Multicyclic fatigue of stainless steel treated by a high-intensity electron beam: Surface layer structure. *Russian Physics Journal*. 2011, Vol. 54, no. 5, pp. 575–583.
 16. Gromov V.E., Ivanov Yu.F., Sizov V.V., Vorob'ev S.V., Kononov S.V. Increase in the fatigue durability of stainless steel by electron-beam surface treatment. *Journal of Surface Investigation*. 2013, no. 1, pp. 94–98.
 17. Grishunin V.A., Gromov V.E., Ivanov Yu.F., Teresov A.D., Kononov S.V. Evolution of the phase composition and defect substructure of rail steel subjected to high-intensity electron-beam treatment. *Journal of Surface Investigation*. 2013, Vol. 7, Issue 5, pp. 990–995.
 18. Ivanov Yu.F., Bessonov D.A., Vorob'ev S.V., Gromov V.E., Kolubaeva Yu.A., Tsellermaer V.Ya. On the fatigue strength of grade 20Cr13 hardened steel modified by an electron beam. *Journal of Surface Investigation*. 2013, Vol. 7, no. 1, pp. 90–93.
 19. Ivanov Yu.F., Alsaraeva K.V., Gromov V.E., Petrikova E.A., Teresov A.D., Tkachenko A.V. Increase of silumin fatigue resource at the treatment with high-intensive pulse electron beam. *Fundamental'nye problemy sovremenogo materialovedeniya*. 2014, Vol. 11, no. 3, pp. 281–285. (In Russ.).
 20. Panin V.E., Grinyaev Yu.V., Psakh'e S.G. Physical Mesomechanics: achievements over two decades of development, problems and prospects. *Fizicheskaya mezomekhanika*. 2004, Vol. 7, Spec. Issue, Part. 1, pp. 25–40. (In Russ.).
- Acknowledgements.** The work was financially supported by the Grant of President of Russian Federation for state support of young Russian scientists-candidates of science MK-4166.2015.2 and doctors of sciences MD-2920.2015.8, RFBR within the framework of scientific projects no. 13-02-12009 ofi_m, 15-08-03411, 14-08-a, state task of the Ministry of Education no. 2708 and 3.1496.2014/K on the performance of research work.

Received November 12, 2014