



## ЛАЗЕРНОЕ И ЛАЗЕРНО-МИКРОПЛАЗМЕННОЕ ЛЕГИРОВАНИЕ ПОВЕРХНОСТИ ОБРАЗЦОВ ИЗ СТАЛИ 38ХНЗМФА

**В. Д. ШЕЛЯГИН, Л. И. МАРКАШОВА, В. Ю. ХАСКИН, А. В. БЕРНАЦКИЙ, О. С. КУШНАРЕВА**  
ИЭС им. Е. О. Патона НАНУ. 03680, г. Киев-150, ул. Боженко, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

Рассмотрены технологии лазерного и лазерно-микроплазменного легирования поверхностных слоев образцов из конструкционной стали 38ХНЗМФА с введением порошковых присадочных материалов на основе карбида вольфрама и хрома, способствующих повышению физико-механических характеристик изделий, изготовленных из этой стали. Методами световой микроскопии и аналитической растровой электронной микроскопии изучены структурные превращения, концентрационные изменения, причины трещинообразования в обработанных поверхностных слоях при различных режимах легирования. Показано, что склонность к трещинообразованию при лазерном и лазерно-микроплазменном легировании образцов из стали 38ХНЗМФА обусловлена прежде всего структурными (размер кристаллитов, коэффициент их формы  $\alpha$ ) и концентрационными изменениями, связанными с перераспределениями элементов, в частности, хрома, что приводит к формированию резких зернограницных концентрационных градиентов. Отсутствие микротрещин в зоне сплавления при лазерно-микроплазменном способе легирования позволяет сделать вывод о перспективности применения данного способа для поверхностной обработки изделий, изготовленных из стали 38ХНЗМФА. Библиогр. 6, рис. 9.

*Ключевые слова:* конструкционная сталь, обрабатываемые поверхности, лазерное легирование, структура

Общие тенденции развития современного машиностроения заключаются в интенсификации производственных процессов за счет повышения основных технологических параметров (температуры, давления, концентраций реагирующих веществ и др.), что обуславливает повышение требований к надежности эксплуатационного оборудования, механизмов и машин. Непрерывное уменьшение массы и размеров механизмов, увеличение их мощности приводят к повышению нагрузок и напряжений в деталях, что, в свою очередь, требует разработки и перехода к новым, более надежным конструкционным материалам.

В настоящее время объемное легирование сталей становится неэкономичным из-за большого расхода дорогостоящих материалов [1]. Но уровня эксплуатационных свойств нелегированных сталей недостаточно для использования в современной промышленности. Один из выходов — применение поверхностного легирования сталей и сплавов, что позволяет получить требуемые свойства поверхности при минимальном расходе легирующих элементов.

Большинство традиционных методов поверхностного легирования как правило базируется на процессах диффузионного насыщения элементами из газовой или жидкой фазы в сочетании с термической (химико-термической) обработкой [2]. Однако применение обычно используемой химико-термической или объемной термической обработки во мно-

гих случаях недостаточно для получения заданного уровня эксплуатационных свойств.

Поэтому, учитывая проблемы, возникающие при применяемых в настоящее время технологиях упрочнения, развитие инженерии поверхности на современном этапе предполагает разработку технологических процессов нового уровня, позволяющих модифицировать поверхностный слой, радикально менять его структуру и свойства [3]. При этом для модифицирования поверхности металлов предпочтение отдается методам упрочняющей обработки, использующим в качестве теплового источника концентрированные потоки энергии: ионные, лазерные, ультразвуковые, электронный луч и другие.

Учитывая тот факт, что лазерные технологии позволяют успешно решать проблему создания материалов с заданным комплексом свойств путем целенаправленного формирования требуемой структуры по всему объему металла, появляется возможность использования лазерной обработки и для упрочнения более локальных объемов, а именно — поверхностных слоев обрабатываемого материала. Использование такого подхода лазерного легирования создает возможность формировать поверхности, характеризующиеся высоким уровнем твердости, теплостойкости, износостойкости и коррозионной стойкости. Поэтому данная работа посвящена исследованию поверхностного легирования стали и структур поверхностей, формирующихся в различных условиях облучения с



целью оптимизации технологических режимов лазерного легирования.

**Материал и методы исследования.** В ходе исследований выполняли лазерное и лазерно-микроплазменное поверхностное легирование торцевой поверхности кольцевых образцов из конструкционной стали 38ХНЗМФА. Химический состав стали 38ХНЗМФА (ГОСТ 4543–71), мас. %: 0,33...0,40 С; 0,17...0,37 Si; 0,25...0,5 Mn; 3,0...3,5 Ni; 1,2...1,5 Cr; 0,35...0,45 Mo; 0,10...0,18 V; <0,3 Cu; <0,025 S; <0,025 P.

Механические характеристики стали 38ХНЗМФА при  $T = 20\text{ }^{\circ}\text{C}$  (диаметр прутка 25 мм):  $\sigma_B = 1180\text{ МПа}$ ;  $\sigma_{0,2} = 1080\text{ МПа}$ ;  $\delta = 12\text{ \%}$ ;  $\psi = 50\text{ \%}$ ;  $KCU = 780\text{ кДж/м}^2$ . При лазерном легировании использовали механическую смесь порошков фракции 0...40 мкм со следующим составом (мас. %): 46(WC–W<sub>2</sub>C) + 46Cr + 4Al + 4Si, а при лазерно-микроплазменном легировании – 48(WC–W<sub>2</sub>C) + 48Cr + 4Al.

Для лазерного легирования использовали Nd:YAG-лазер «DY044» производства фирмы «ROFIN-SINAR» (Германия) с длиной волны излучения  $\lambda = 1,06\text{ мкм}$ . Оборудование и технологии лазерно-плазменного легирования разработаны в ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины. На базе трехкоординатного манипулятора «Ласточка-1» был смонтирован лабораторный стенд.

Лазерное излучение передавалось по изготовленному из кварцевого стекла оптическому волокну диаметром 600 мкм и длиной 20 м. Из оптоволокну лазерное излучение поступало в коллиматор, где преобразовывалось с помощью системы оптических элементов, приобретало необходимые геометрические размеры и затем передавалось на фокусирующую кварцевую линзу диаметром 50 мм с фокусным расстоянием  $F = 200\text{ мм}$ . Обработку выполняли при варьировании мощности лазерного излучения

в пределах  $P = 3,0...4,4\text{ кВт}$ , скорости обработки  $v = 24...45\text{ м/ч}$  и величины расфокусировки излучения  $\Delta F = 30...45\text{ мм}$ . Более детальное состояние исследуемых образцов представлено на блок-схеме (рис. 1).

Эксперименты по лазерному легированию проводили по схеме, приведенной в работе [4]. При этом неподвижный образец располагался на предметном столе, а лазерная головка закреплялась на подвижной каретке манипулятора. Конструкция лазерной головки позволяла вести обработку образца с осевой подачей лазерного излучения и присадочной порошковой смеси. Последняя транспортировалась в сопловую часть головки аргоном, а дозирование при этом осуществлялось вибрационным питателем производства ИЭС им. Е. О. Патона. Для предотвращения попадания в оптический тракт отраженного от поверхности ванны расплава излучения лазерную головку закрепляли под углом  $10^{\circ}$  к вертикальной оси.

При проведении экспериментов по лазерно-микроплазменному легированию лазерная головка и микроплазмотрон базировались на неподвижной опоре. Образцы закрепляли в захватах, установленных на подвижной каретке трехкоординатного манипулятора (рис. 2). Торцевую поверхность образца в виде кольца легировали линейно, при продольном перемещении каретки. При этом на поверхности образца образовывалась ванна расплава глубиной до 2 мм, в которую струей ламинарной аргоновой плазмы подавали механическую смесь порошков. Питание микроплазмотрона при этом осуществляли источником МПУ-4 на токе 40...50 А и напряжении около 32 В. Дистанция от сопла микроплазмотрона до зоны обработки составляла 120...150 мм. Угол сходимости осей лазерного излучения и микроплазменной струи составлял  $30...45^{\circ}$ .



Рис. 1. Блок-схема исследуемых образцов

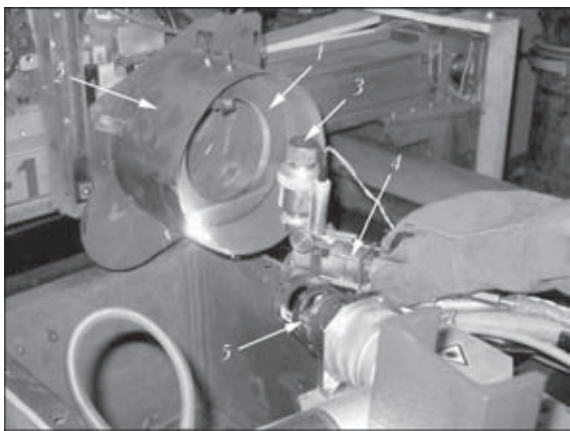


Рис. 2. Стенд для поверхностного лазерно-микроплазменного легирования: 1 – образец, закрепленный в захватах; 2 – защитный кожух; 3 – дозатор порошка; 4 – микроплазматрон; 5 – лазерная фокусирующая головка

Металлографические исследования для определения общей закономерности формирования структуры поверхности легированных слоев, полученных различными методами (лазерное и лазерно-микроплазменное легирование) проводили методом световой микроскопии на «Versamet-2». Содержание элементов в твердом растворе и в отдельных включениях исследовали методом аналитической растровой электронной микроскопии на установке СЭМ-515 (фирма «Philips», Голландия).

**Характер действия лазерного легирования.** Проведенные исследования процесса лазерного легирования показали, что при плотностях мощности излучения  $W_p = 10^5 \dots 10^6$  Вт/см<sup>2</sup> происходит активный локальный разогрев присадочного материала, способствующий образованию парогазовой фазы над поверхностью жидкой фазы (ванны расплава). При этом в последней возникают турбулентные течения, приводящие к перемешиванию основного и присадочного материалов [4]. Кроме того, перемещение лазерного луча приводит к разнице сил поверхностного натяжения в центральной и хвостовой частях ванны расплава, что в совокупности с действием давления пара и турбулентными течениями расплава способствует

сравнительно равномерному распределению присадочного материала по всей глубине ванны расплава и образованию легированного слоя.

Повышение плотности мощности лазерного излучения свыше  $10^6$  Вт/см<sup>2</sup> приводит к переходу в режим кинжального проплавления, характеризующегося образованием парогазового канала в ванне расплава [4, 5]. Последнее приводит к таким нежелательным явлениям, как выгорание химических элементов присадочного материала, образованию пор и раковин (из-за схлопывания парогазовой каверны на поверхности, с образованием свищей внутри обрабатываемого слоя из-за малого времени существования жидкой фазы), увеличению зоны термического влияния (ЗТВ) и переходной зоны, выбросу металла основы в легированный слой. Во избежание указанных дефектов при проведении экспериментов плотность мощности излучения в пятне нагрева не увеличивали свыше примерно  $(8 \dots 10) \cdot 10^5$  Вт/см<sup>2</sup>.

Снижение плотности мощности излучения менее  $(2 \dots 4) \cdot 10^4$  Вт/см<sup>2</sup> приводило к отсутствию однородно переплавленного слоя металла.

**Структурные исследования.** Металлографические исследования выполняли в различных участках каждого из образцов: легированный слой → зона сплавления → основной металл на 11 образцах (отличающиеся параметрами технологических режимов).

Лазерную обработку поверхности выполняли при мощности  $P = 3,5$  кВт с различной скоростью легирования  $v = 24 \dots 45$  м/ч, а также при увеличении мощности  $P$  до 4,4 кВт с  $v = 24 \dots 42$  м/ч. Лазерно-микроплазменную обработку выполняли при постоянной мощности  $P = 3$  кВт при отличающейся скорости легирования (изменялась от 30 до 45 м/ч) с наложением различного количества дорожек.

**Лазерное легирование.** Установлено, что при лазерном легировании (как при  $P = 3,5$ , так и при 4,4 кВт) толщина легированного поверхностного слоя  $\delta_{л. сл}$  изменяется от 1,55 до 2,1 мм при увеличении скорости легирования  $v = 24, 30, 45$  м/ч. Металл поверхностного легированного слоя имеет четко выраженную структуру протяженной формы ( $h \times l$ ) кристаллитов (где  $h$  — ширина,  $l$  — протяженность кристаллита), размер которых составляет в среднем  $h \times l = 15 \times 85$  мкм при  $v = 24$  м/ч,  $20 \times 80$  мкм для  $v = 30$  м/ч, при  $v = 45$  м/ч  $h \times l$  составляет  $15 \times 100$  мкм (рис. 3, а). Таким образом, наблюдается изменение коэффициентов формы  $\alpha$  кристаллитов [6], значение которых в среднем: для  $v = 24$  м/ч  $\alpha = 5$ , для  $v = 30$  м/ч  $\alpha = 3$ , а при увеличении скорости

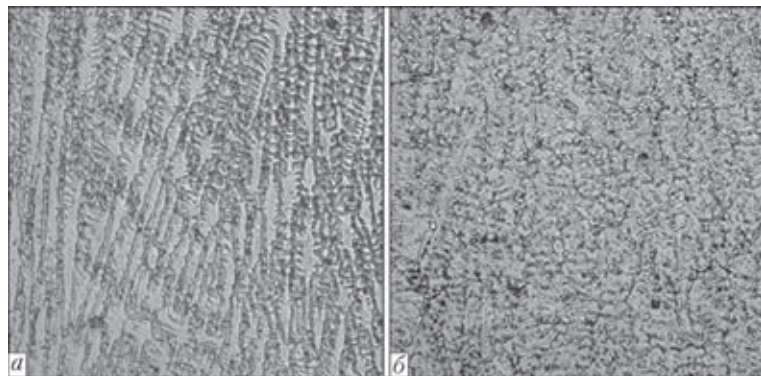


Рис. 3. Микроструктура ( $\times 500$ ) поверхностных слоев конструкционной стали 38ХНЗМФА в условиях лазерного (а) и лазерно-микроплазменного легирования (б)

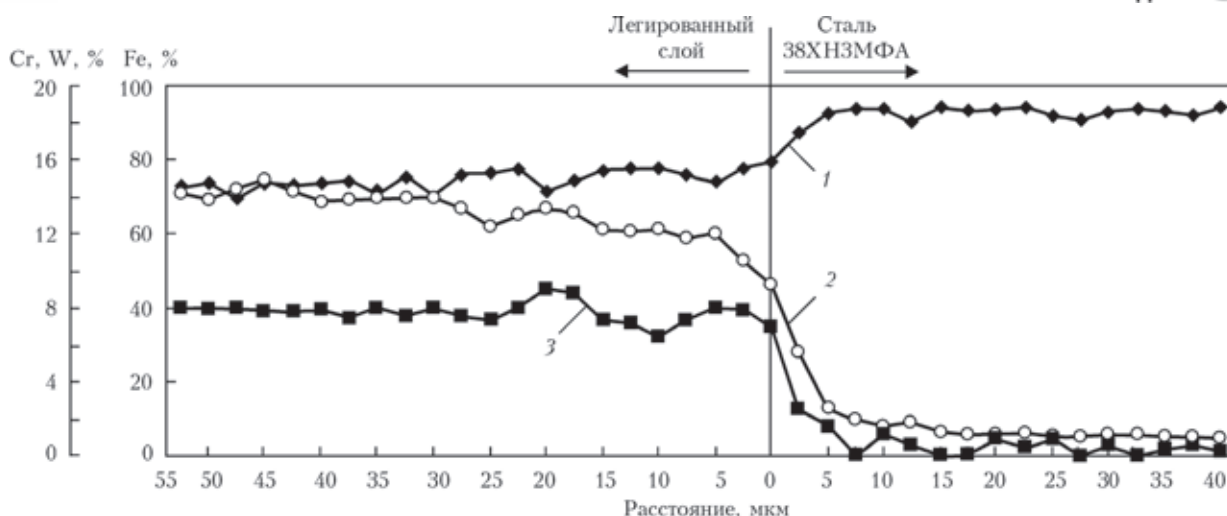


Рис. 4. Концентрационные изменения железа (1), хрома (2), вольфрама (3) от внешней поверхности легированного слоя к основному металлу (сталь 38ХНЗМФА) после лазерного легирования ( $P = 3,5$  кВт;  $v = 30$  м/ч)

сти лазерного легирования до  $v = 45$  м/ч коэффициент формы возрастает до  $\alpha = 6$ . Зафиксировано также увеличение микротвердости в легированном слое в зависимости от увеличения скорости (от 24 до 45 м/ч) легирования при  $P = 3,5$  кВт в среднем на 30...36 %.

Со стороны стали 38ХНЗМФА (основного металла) непосредственно у линии сплавления наблюдается зона термического влияния (ЗТВ), ширина которой увеличивается от 1,30 до 1,65 мм с возрастанием микротвердости в этой зоне при увеличении скорости легирования соответственно от  $v = 24$  до 45 м/ч. При этом следует отметить, что если в основном металле наблюдается структурная смесь из сорбита и мартенсита, то структура металла ЗТВ имеет мартенситную структуру для всех рассматриваемых случаев скоростей легирования. Кроме того, исследованы концентрационные изменения в обработанных поверхностях, которые показали, что наиболее равномерное насыщение поверхностного слоя легирующими элементами наблюдается при скорости обработки  $v = 30$  м/ч и мощности излучения  $P = 3,5$  кВт. В этом случае концентрация элементов составляет, мас. %: 70...75 Fe, 12...14 Cr, 7...8 W без резкого градиента концентрационных изменений в зоне перехода (протяженность которой не превышает 25 мкм) от линии сплавления в направлении внешней поверхности легированного слоя (рис. 4).

Помимо исследований концентрационных изменений проведены также исследования и характера включений в обрабатываемых поверхностях. Показано, что в случае лазерного легирования поверхностного слоя на всех скоростях легирования наблюдаются крупные включения (рис. 5) в количестве до 1 % и размером до 25 мкм. Данные включения отличаются высоким содержанием вольфрама — до 95...97 %, и, очевидно, являются

частицами  $WC-W_2C$ , нерастворенными в процессе легирования.

В результате следующего этапа работы в направлении исследования наличия, характера трещин и зон их распределения в легированных поверхностных слоях при  $P = 3,5$  кВт установлено, что их максимальный размер (длина до 500 мкм) и количество (до 10 %) наблюдается в случае скорости легирования  $v = 45$  м/ч, а при минимальной скорости  $v = 24$  м/ч длина распространения трещин несколько уменьшается и составляет 50...450 мкм при их количестве до 2 % (рис. 6, а). Следует отметить, что в областях с микротрещинами увеличивается содержание хрома до 20...26 %, концентрация вольфрама при этом составляет порядка 2...5 %. На карте концентрационного распределения химических элементов в центральной зоне легированного слоя при наличии трещин достаточно четко просматривается повышенное содержание хрома (рис. 6, б). Однако в условиях средних скоростей (при  $v = 30$  м/ч) микротрещины практически отсутствуют, что свидетельствует об оптимальном структурном состоянии легированного слоя с точки зрения устойчивости к образованию трещин.

При увеличении мощности излучения до  $P = 4,4$  кВт толщина легированного слоя уменьшается от 2,70 до 1,50 мм с повышением скорости обработки от  $v = 24$  до 42 м/ч. Металл легированного слоя имеет четко выраженную кристаллическую структуру (как и в случае легирования при  $P = 3,5$  кВт), имеющую большую протяженность (вытянутость) при среднем коэффициенте формы  $\alpha = 10$  для всех случаев скорости обработки, что примерно в 2 раза выше по сравнению со структурными изменениями, наблюдаемыми при легировании с мощностью излучения  $P = 3,5$  кВт.

В зависимости от увеличения скорости легирования при  $P = 4,4$  кВт наблюдается также уменьше-

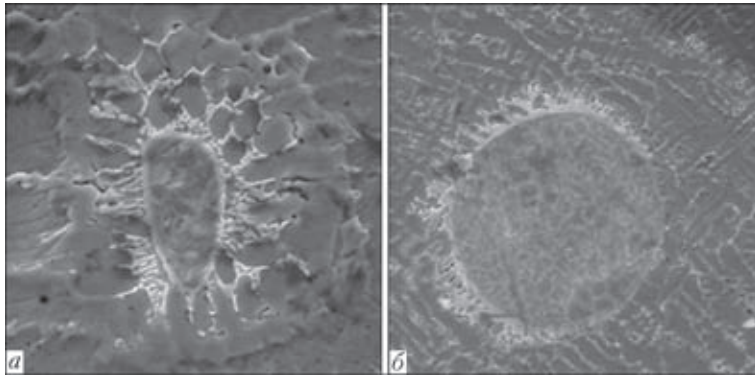


Рис. 5. Микроструктура поверхностного слоя с включениями WC–W<sub>2</sub>C в случае лазерного легирования (а — ×3100, б — ×1200)

ние микротвердости легированного слоя в среднем до 26 %. При этом во всех случаях используемых скоростей легирования градиент по микротвердости ( $\Delta HV$ ) в зоне линии сплавления (т. е.  $\Delta HV$  между легированным слоем и основным металлом) уменьшается при увеличении скорости лазерного легирования от  $v = 24$  до 36 м/ч. Однако в случае максимальной скорости  $v = 42$  м/ч наблюдается резкое увеличение градиента микротвердости.

Исследования концентрационных изменений по переходной зоне, размер которой в случае  $P = 4,4$  кВт уменьшается от 60 до 40 мкм (при изменении скорости от 24 до 42 м/ч) показали незначительные изменения концентрации железа при переходе: легированный слой → зона сплав-

ления → основной металл. Распределение концентрации хрома варьируется от 8 до 13 % в легированном слое при увеличении скорости  $v$  с постепенным уменьшением примерно до 8 % в переходной зоне — при приближении к линии сплавления. Распределение вольфрама также меняется: от 2 до 5 % в легированном слое в случае увеличения скорости лазерного легирования, а при переходе к линии сплавления его концентрация в переходной зоне постепенно уменьшается примерно в 2 раза.

Что касается наличия трещин и факторов, связанных с трещинообразованием, то исследованиями установлено, что во всех образцах, полученных при мощности излучения  $P = 4,4$  кВт наблюдается наличие микротрещин (во всех рассмотренных участках), протяженность  $l$  которых уменьшается от 500 до 40 мкм при увеличении скорости обработки (рис. 6). При этом в зоне образования трещин отмечается повышение концентрации хрома с изменением от 17 до 26 % с увеличением скорости легирования  $v$ , а содержание вольфрама при всех режимах остается на уровне 1,0...4,5 %.

*Лазерно-микрощлазменное легирование.* Относительно структурно-фазовых, концентрационных изменений и условий трещинообразования в поверхностях стали 38ХН3МФА, обработанных комбинированным лазерно-микрощлазменным источником с использованием постоянной мощности лазерного излучения  $P = 3$  кВт, но с различной скоростью легирования (от 30 до 45 м/ч) при наложении различного количества дорожек установлено следующее.

Толщина легированных слоев, полученных лазерно-микрощлазменным методом, уменьшается от 1,75 до 1,58 мм при увеличении скорости легирования от 30 до 45 м/ч. Металл поверхностно легированного слоя, также как и при лазерной обработке, имеет четко выраженную кристаллическую структуру, но отличается большей равноосностью и мелкозернистостью кристаллитов (рис. 3, б), а коэффициент их формы увеличивается от  $\alpha = 4$  при  $v = 30$  м/ч до  $\alpha = 8$  при  $v = 45$  м/ч.

Следует отметить, что ширина области ЗТВ, формирующейся у линии сплавления со стороны стали 38ХН3МФА при возрастании скорости легирования от 30 до 45 м/ч уменьшается от 1,65 до 1,25 мм в отличие от лазерной обра-

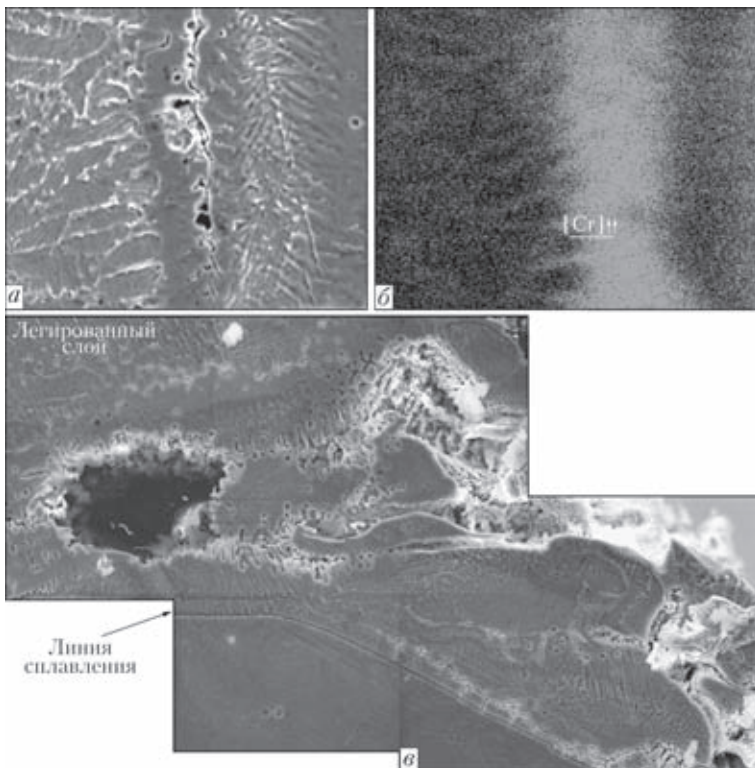


Рис. 6. Микроструктура легированного слоя с микротрещиной в центральной зоне (а — ×1500), распределение хрома вдоль данной трещины (б — ×1500) и микроструктура легированного слоя с микротрещиной в области линии сплавления (в — ×1200) в случае применения лазерного метода обработки



ботки, где эта область наоборот увеличивается. Микроструктура металла ЗТВ, как и при лазерной обработке, в основном мартенситная, но характеризуется уменьшением микротвердости на 20...30 % в условиях увеличения скорости легирования и наложения нескольких дорожек с перекрытием.

Исследования концентрационных изменений показали незначительное изменение по железу во всех исследуемых областях (от внешней поверхности до основного металла). При этом распределение хрома в легированном слое в зависимости от увеличения скорости легирования и количества наложения дорожек изменяется от 6 до 18 %, а распределение вольфрама в легированном слое изменяется от 2...3 до 8 % соответственно.

В легированном слое, полученном лазерно-микроплазменным методом, при всех скоростях легирования (как и при лазерном легировании) наблюдается наличие включений, объемная доля которых возрастает при увеличении скорости легирования  $v$  от 30 до 45 м/ч соответственно с 1 до 10 %. Данные включения имеют размер 50...230 мкм и состоят в основном из WC-W<sub>2</sub>C с содержанием вольфрама в среднем 97 % (рис. 7).

Исследованием также установлено, что и в условиях лазерно-микроплазменного легирования наблюдаются микротрещины (объемная доля  $V_d$  от 3 до 30 %). Однако в отличие от режимов лазерного легирования такие дефекты наблюдаются только в легированном слое по границам кристаллитов (рис. 8), а в зоне линии сплавления практически отсутствуют, что свидетельствует о хорошем сцеплении легированного слоя со сталью 38ХН3МФА. В областях, где образуются трещины, зафиксировано увеличение содержания хрома до 12...20 %. Следует особо подчеркнуть, что в случае лазерно-микроплазменного легирования при  $v = 30$  м/ч (одна дорожка) микротрещины практически отсутствуют (рис. 9).

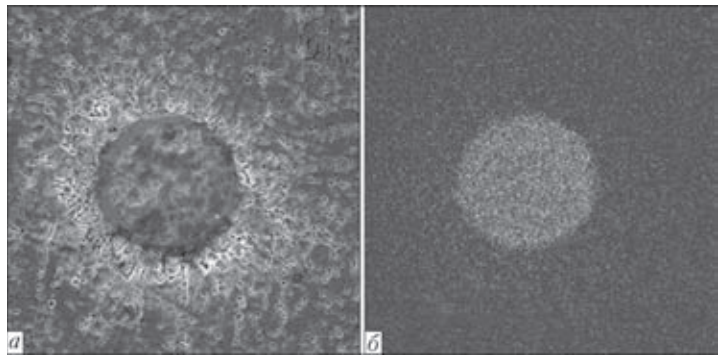


Рис. 7. Микроструктура ( $\times 1010$ ) поверхностного слоя с включениями WC-W<sub>2</sub>C в случае лазерно-микроплазменного легирования: а — внешний вид включений; б — карты распределения вольфрама в данных включениях

Таким образом на данном этапе исследования установлено, что наиболее оптимальные структурные параметры легированного слоя формируются при режимах  $P = 3,5$  кВт;  $v = 30$  м/ч — лазерное легирование и  $P = 3$  кВт;  $v = 30$  м/ч — лазерно-микроплазменное легирование (наложение одной дорожки).

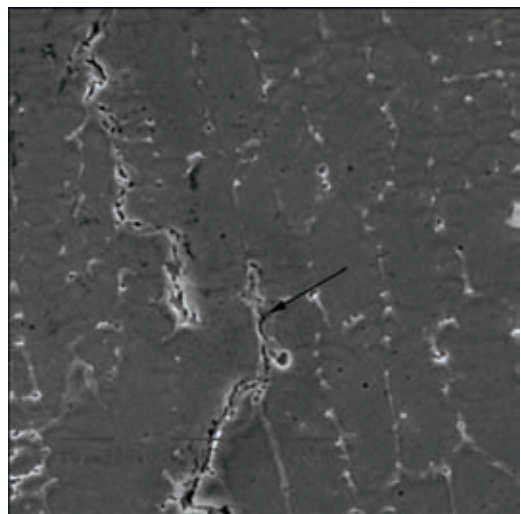


Рис. 8. Микроструктура ( $\times 1550$ ) поверхностного слоя с микротрещиной после лазерно-микроплазменного легирования

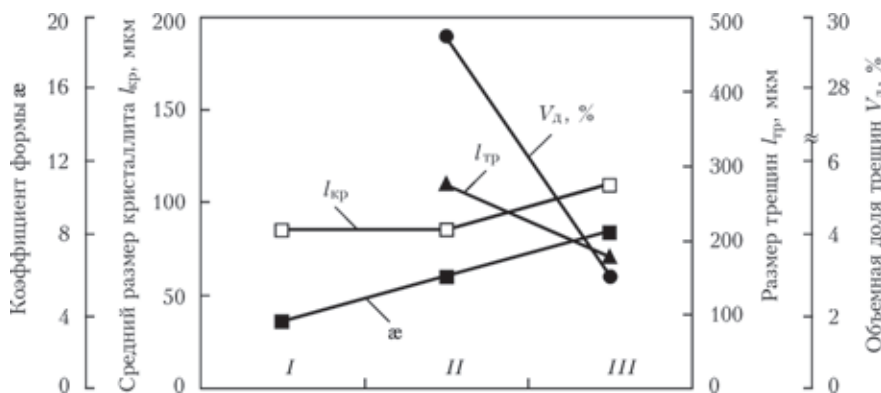


Рис. 9. Сравнительный график структурных параметров (кристаллиты – размер, коэффициент формы) и микротрещин (длина, объемная доля) в легированном слое после лазерно-микроплазменного способа обработки: I —  $P = 3$  кВт,  $v = 30$  м/ч (наложение одной дорожки); II —  $P = 3$  кВт,  $v = 30$  м/ч (наложение четырех дорожек); III —  $P = 3$  кВт,  $v = 45$  м/ч (наложение трех дорожек)

**Выводы**

1. Склонность к трещинообразованию при лазерном и лазерно-микроплазменном легировании образцов из стали 38ХНЗМФА обусловлена прежде всего структурными (размер кристаллитов, коэффициент их формы  $\alpha$ ) и концентрационными изменениями, связанными с перераспределением элементов, в частности, хрома, что приводит к формированию резких зернограницных концентрационных градиентов.

2. Отсутствие микротрещин в зоне сплавления при лазерно-микроплазменном способе легирования позволяет сделать вывод о перспективности применения данного способа поверхностной обработки для изделий, изготовленных из стали 38ХНЗМФА.

3. На данном этапе исследования установлено, что наиболее оптимальные структурные па-

раметры легированного слоя формируются при режимах  $P = 3,5$  кВт;  $v = 30$  м/ч — лазерное легирование и  $P = 3$  кВт;  $v = 30$  м/ч (один проход) — лазерно-плазменное легирование.

1. *Исаев Г. П.* Лазерно-ионное легирование металлов и сплавов // Вестн. Камчатского ГТУ. – 2002. – № 1. – С. 160–164.
2. *Ляхтин Ю. М., Леонтьева В. П.* Материаловедение: Учеб. пособие для вузов. – М.: Машиностроение, 1980. – 493 с.
3. *Петрова Л. Г.* Прикладное применение моделей химико-термической обработки для разработки технологий поверхностного упрочнения // Вестн. Харьковского нац. автотор. ун-та. – 2010. – № 51. – С. 26–34.
4. *Григорьянц А. Г.* Основы лазерной обработки материалов – М.: Машиностроение, 1989. – 304 с.
5. *Григорьянц А. Г., Шиганов И. Н., Мисюров А. И.* Технологические процессы лазерной обработки: Учеб. пособие для вузов // Под ред. А. Г. Григорьянца – М.: МГТУ им. Н. Э. Баумана, 2006. – 664 с.
6. *Грабин В. Ф.* Металловедение сварки плавлением. – Киев: Наук. думка, 1982. – 415 с.

Поступила в редакцию 30.09.2013



8–12 июня 2014

## 11-я Международная конференция по электронно-лучевым и плазменным технологиям

Варна, Болгария

**Организаторы:**

- ◆ Болгарская академия наук
- ◆ Софийский центр по электронно-лучевой и плазменным технологиям
- ◆ Болгарское общество электроники, электротехники и телекоммуникации



**Контакты:** [katia@van-computers.com](mailto:katia@van-computers.com), [eliglorg@abv.bg](mailto:eliglorg@abv.bg)  
тел. (+3592) 875 07 57; (+3592) 979 59 00; факс: (+3592) 975 32 01; <http://www.ebt2014@abv.bg>