

УДК 621.785.5
Б 51

СТРУКТУРНЫЕ ОСОБЕННОСТИ ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ ПРИ ЛАЗЕРНО-МИКРОПЛАЗМЕННОМ ЛЕГИРОВАНИИ

А. В. Бернацкий, мл. науч. сотр.

Институт электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, г. Киев

Аннотация. Приведены результаты металлографических исследований поверхностных слоев образцов из стали 38ХНЗМФА, легированных порошковой смесью на основе хрома и релита комбинированным лазерно-микроплазменным способом. Установлены факторы, влияющие на склонность сплавов к трещинообразованию при лазерно-микроплазменном легировании.

Ключевые слова: легирование, лазерно-микроплазменный способ, структура, напряжения, образование трещин.

Анотація. Наведено результати металографічних досліджень поверхневих шарів зразків зі сталі 38ХНЗМФА, легованих порошковою сумішшю на основі хрому та реліту комбінованим лазерно-мікроплазмовим способом. Встановлено фактори, які впливають на схильність сплавів до тріщиноутворення при лазерно-мікроплазмовому легуванні.

Ключові слова: легування, лазерно-мікроплазмового спосіб, структура, напруги, утворення тріщин.

Abstract. The results of the metallographic investigations of samples surface layers from 38ХN3MFA steel which are alloyed by the powder mixture on the basis of chromium and relit with a combined laser-microplasma method are given. The factors which influence the alloys propensity to crack formation under the laser-microplasma alloying are defined.

Keywords: alloying, laser-microplasma method, structure, stress, cracks formation.

ПОСТАНОВКА ПРОБЛЕМЫ

Лазерное поверхностное легирование является перспективным направлением для упрочнения деталей машин, технологической оснастки и металлообрабатывающего инструмента. При его использовании изделия могут изготавливаться из дешевых материалов, а дорогие и дефицитные компоненты расходоваться только на создание упрочненного поверхностного слоя в локальных участках. При этом появляется возможность целенаправленного формирования микроструктуры поверхности изделий за счет ориентированной кристаллизации, образования определенных структурных композиций, направленного армирования, локальной химико-термической обработки и, как следствие, получения нового, улучшенного комплекса физико-механических и эксплуатационных свойств [2].

Однако, несмотря на значительный положительный эффект, внедрению технологии лазерного поверхностного легирования препятствует недостаточная технологическая прочность обработанной зоны, наиболее частым проявлением которой является возникновение в упрочненном слое межкристаллитных трещин. Основное внимание во многих исследованиях, посвященных лазерному легированию, уделялось оптимизации эксплуатационных характеристик упрочняемых деталей, а вопрос технологической прочности зоны лазерного воздействия при лазерном поверхностном легировании сталей в настоящее время является недостаточно изученным. Таким образом, *актуально* исследование структурно-фазового состояния металла после легирования.

Перспективным направлением усовершенствования процесса легирования поверхности является одновременное использование для нагрева обрабатываемой поверхности комбинации из нескольких источников энергии.

АНАЛИЗ ПОСЛЕДНИХ ИССЛЕДОВАНИЙ И ПУБЛИКАЦИЙ

Одним из наиболее распространенных вариантов комбинации источников энергии при обработке рабочих поверхностей деталей является применение плазменной дуги и лазерного излучения [1, 3, 5, 6, 8–11, 13, 14]. Первоначально такую комбинацию использовали для уплотнения покрытий и увеличения прочности их сцепления с поверхностью детали. Разработка получила название «плазменное напыление с лазерным нагревом» — LAAPS (Laser Assisted Atmospheric Plasma Spraying) [7, 9, 14].

Компанией «IREPA Laser» (Франция) эта технология была усовершенствована и получила название PROTAL [13]. При совмещении источников энергии зона плазменного напыления не полностью перекрывается зоной лазерного нагрева, что обеспечивает подготовку поверхности под напыление, исключая операцию ее абразивной обработки.

В работе [11] установлено, что при совместном использовании плазменной дуги и излучения Nd:YAG-лазера во время поверхностного легирования проявляется синергетический эффект. В работах [5, 6] исследован комбинированный процесс нанесения тонких (0,05...0,50 мм) износ- и коррозионно-стойких покрытий на стали, объединяющий преимущества

лазерной наплавки и микроплазменного напыления [1, 3]. Предложено также проведение родственного технологического процесса — лазерно-микроплазменного легирования. Металлографические исследования показали наличие переходной зоны и отсутствие зоны термического влияния (ЗТВ) в случае нанесения покрытий и наличие ЗТВ при легировании. Авторы отмечают, что в обоих случаях в верхних слоях покрытий (дорожек легирования) имеет место снижение твердости, не являющееся критическим, поскольку глубина этих слоев сопоставима с величиной припуска под финишную механическую обработку.

В работе [8] предложена замена гальванического способа нанесения покрытий комбинированной лазерно-плазменной технологией. Комбинированный процесс плазменного напыления с последующим лазерным переплавом покрытия излучением диодного лазера обеспечил получение плотных покрытий с мелкозернистой структурой, без пор и трещин.

Перспективность применения комбинированной лазерно-плазменной обработки отмечается и другими авторами [10, 12, 15]. Однако широкое использование комбинированных лазерно-плазменных способов обработки поверхности изделий в промышленности задерживается из-за недостаточной изученности общих закономерностей изменения свойств, фазового и структурного состояния обрабатываемых сталей в условиях сверхвысоких скоростей нагрева и охлаждения, знание которых необходимо для разработки конкретных рабочих технологий и рекомендаций прикладного характера.

ЦЕЛЬ РАБОТЫ — исследование структурно-фазового состояния стали 38ХНЗМФА после лазерно-плазменного легирования и установление факторов, влияющих на трещинообразование в зоне термического воздействия.

ИЗЛОЖЕНИЕ ОСНОВНОГО МАТЕРИАЛА

Комбинированное лазерно-микроплазменное легирование наружной поверхности цилиндрических образцов из стали 38ХНЗМФА выполнено согласно схеме, приведенной в работе [6]. Образцы обрабатывались в режиме непрерывной работы лазера.

При обработке на поверхности образцов формировалась ванна расплава глубиной до 2 мм, в которую струей микроплазмы подавалась механическая смесь порошков. В качестве присадочного материала использовалась механическая смесь порошков с грануляцией 0...40 мкм состава, % (мас.): 48(WC-W₂C)+48Cr+4Al. Расход присадочного порошка изменяли в пределах 0,1...1,0 г/с. Для питания микроплазмотрона применяли источник МПУ-4. Ток изменяли в пределах 40...50 А, напряжение — 32...38 В. Дистанция от сопла плазмотрона до зоны обработки — 120...150 мм, расход плазмообразующего газа (аргона) — 0,025...0,033 л/с, расход защитного газа (аргона) — 0,066...0,083 л/с.

Источником лазерного излучения служил Nd:YAG-лазер DY044 компании ROFIN-SINAR (Германия). По оптическому волокну диаметром 600 мкм и длиной 20 м лазерное излучение передавалось к месту обработки при помощи системы оптических элементов. Для фокусировки использовалась кварцевая линза Ø50 мм с фокусным расстоянием $F=200$ мм. Мощность лазерного излучения оставалась постоянной — $P=3,0$ кВт. При обработке технологические параметры изменялись в следующих пределах: расфокусировка луча $\Delta F=+30...+45$ мм; скорость перемещения $V=6,67...12,5$ мм/с.

Выполнено лазерно-микроплазменное легирование двенадцати групп образцов, отличавшихся параметрами технологических режимов (в каждой группе по три образца обрабатывали на одном режиме). Проведены металлографические исследования каждого образца на участках легированного слоя, линии сплавления и основного металла. Исследования включали в себя световую микроскопию (на микроскопе «Versamet-2», производитель «Unitron», США), рентгеноструктурный фазовый анализ (ДРОН-УМ1, производитель «Буревестник», Россия), аналитическую растровую электронную микроскопию (SEM-515, производитель PHILIPS, Голландия) и микродифракционную просвечивающую электронную микроскопию (JEM-200CX, производитель JEOL, Япония).

Исследовали структурные изменения; микротвердость; химический состав в локальных точках и его распределение по глубине слоя от внешней поверхности до основного металла; дислокационную структуру, образование фазовых выделений. Определены плотности дислокаций, характер распределения и уровень локальных напряжений 3-го рода, а также их градиенты. Особое внимание уделялось характеру формирования микротрещин, их распределению, размеру и установлению причины появления.

Исследования показали, что глубина легированных слоев уменьшается от 1750 до 1580 мкм при увеличении скорости легирования от $V=6,67$ мм/с до $V=12,5$ мм/с. Легированный слой имеет четко выраженную кристаллическую структуру, которая направлена перпендикулярно линии сплавления (рис. 1). Кристаллиты имеют протяженный ячеистый вид с коэффициентом формы, увеличивающимся от 4 при $V=6,67$ мм/с до 8 при $V=12,5$ мм/с.

В случае $V=6,67$ мм/с интегральное изменение микротвердости показывает незначительный ее градиент ($HV_{0,05}=5530...5720$ МПа) на линии сплавления между легированным слоем и сталью 38ХНЗМФА. Увеличение градиента микротвердости на линии сплавления наблюдается при $V=6,67$ мм/с при наложении четырех дорожек с шагом 4 мм, разница изменений по микротвердости доходит до 37...40% ($HV_{0,05}=4230...5700$ МПа). А при увеличении скорости легирования до $V=12,5$ мм/с и при наложении

трех дорожек с шагом 4 мм градиент, как и в первом случае, небольшой ($HV_{0,05}=5500...6060$ МПа).

Со стороны стали у линии сплавления наблюдается зона термического влияния, ширина которой увеличивается от 1250 до 1900 мкм при обработке со скоростью $V=6,67$ мм/с с наложением одной и четырех дорожек с шагом 4 мм соответственно. При увеличении скорости легирования до $V=12,5$ мм/с и обработке с наложением трех дорожек с шагом 4 мм ширина ЗТВ составляет 1650 мкм. Участок крупного зерна имеет мартенситную структуру для всех рассматриваемых случаев. Микротвердость уменьшается при увеличении скорости легирования и наложении нескольких дорожек и составляет $HV_{0,05}=4210...5720$ МПа. Участок неполной перекристаллизации имеет более дисперсную структуру с микротвердостью $HV_{0,05}=5420...6060$ МПа для всех случаев с $V=6,67$ мм/с, а при $V=12,5$ мм/с $HV_{0,05}=4210...4370$ МПа. На участке рекристаллизации микротвердость составляет $HV_{0,05}=3900...4640$ МПа для всех случаев. Основной металл стали 38ХНЗМФА имеет структурную смесь сорбита и мартенсита с микротвердостью в среднем $HV_{0,05}=3940...4420$ МПа для всех случаев.

Исследование концентрационных изменений показали незначительное изменение по железу при переходе от легированного слоя к линии сплавления и далее в основной металл. Распределение хрома в легированном слое изменяется от 6% при наложении одиночной дорожки и скорости $V=6,67$ мм/с до 18% при наложении четырех дорожек и той же скорости, а при увеличении скорости до $V=12,5$ мм/с и наложении трех дорожек — до 9%. При приближении к линии сплавления содержание Cr постепенно уменьшается до 2% для одиночной дорожки, до 10% для четырех дорожек при $V=6,67$ мм/с, а при $V=12,5$ мм/с и наложении трех дорожек — до 6%.

Распределение вольфрама в легированном слое для $V=6,67$ мм/с изменяется от 2...3% при наложении одной дорожки до 8% при четырех дорожках. При увеличении скорости легирования до $V=12,5$ мм/с и наложении трех дорожек концентрация вольфрама составляет 4...5%. При переходе к линии сплавления концентрация W постепенно уменьшается в среднем в 1,5...2,0 раза.

Исследование локальных концентрационных изменений в легированном слое показало, что при $V=6,67$ мм/с и одной дорожке в объемах (теле) кристаллитов содержится до 6% Cr, до 2% W, а на границе их содержание увеличивается до 8% Cr, до 3% W. Градиент концентрационных изменений между объемом и границей кристаллитов составляет в среднем 3,0% $\Delta Fe_{(гр-об)}$, 2,5% $\Delta Cr_{(гр-об)}$ и 1,5% $\Delta W_{(гр-об)}$.

При наложении четырех дорожек с $V=6,67$ мм/с количественное содержание Cr и W выше по сравнению с наложением одной дорожки и составляет в объеме — 15% Cr и 6...8% W, на границе — 17,5% Cr

и 4...5% W. Градиент концентрационных изменений между объемом и границей составляет 2% $\Delta Fe_{(гр-об)}$, 4% $\Delta Cr_{(гр-об)}$ и 2,5% $\Delta W_{(гр-об)}$.

При наложении трех дорожек с шагом 4 мм и повышении скорости лазерно-микроплазменного легирования до $V=12,5$ мм/с наблюдается увеличение концентрации элементов при переходе от объема (тела зерна) к границе: в объеме содержание Cr составляет 8...9%, на границе увеличивается до 11%; для W в объеме указанное значение составляет в среднем 3%, а на границе кристаллитов доходит до 6%. Градиент концентрационных изменений в кристаллитах при скорости легирования $V=12,5$ мм/с с наложением трех дорожек составляет 2% $\Delta Fe_{(гр-об)}$, 2% $\Delta Cr_{(гр-об)}$ и 3,5% $\Delta W_{(гр-об)}$.

В легированном слое, полученном лазерно-плазменным методом, при всех скоростях легирования наблюдаются фазовые выделения (рис. 2), количество (объемная доля) которых увеличивается при повышении скорости легирования (от 1 до 10%). Данные фазовые выделения состоят в основном из W, содержание которого в среднем 97%, и имеют размер 50...230 мкм.

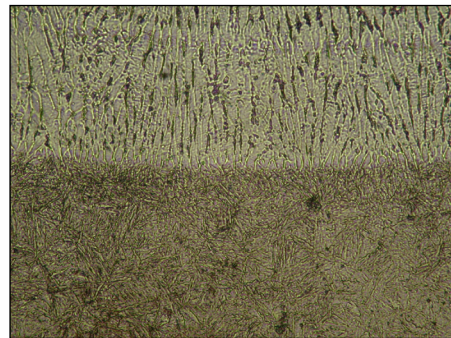


Рис. 1. Микроструктура у линии сплавления ($\times 500$) образца из стали 38ХНЗМФА с поверхностным слоем, полученным лазерно-микроплазменным легированием одиночной дорожки ($V=8,33$ мм/с, $P=3,0$ кВт, $\Delta F=+30$ мм)

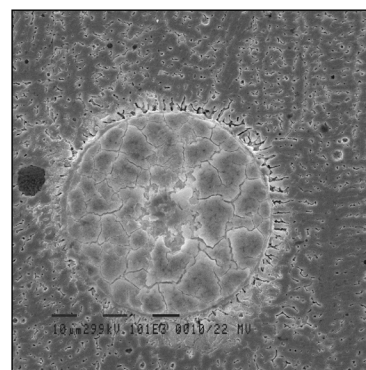


Рис. 2. Фазовое выделение в центральной зоне легированного слоя ($\times 1500$) в образце из стали 38ХНЗМФА с поверхностным слоем, полученным лазерно-микроплазменным легированием с наложением четырех дорожек с шагом 4 мм ($V=8,33$ мм/с, $P=3,0$ кВт, $\Delta F=+30$ мм)

Во всех исследуемых вариантах образцов наблюдаются микротрещины в центральной зоне легированного слоя. На участке линии сплавления трещины не обнаружены ни в одном из образцов. Микротрещины, наблюдаемые в легированных слоях, располагаются по границам кристаллитов (рис. 3). Длина микротрещин уменьшается от 450 до 200 мкм при увеличении скорости легирования, но объемная доля увеличивается от 1% при $V=6,67$ мм/с и обработке одной дорожки до 10% в случае наложения четырех дорожек при той же скорости. При увеличении скорости до $V=12,5$ мм/с с наложением трех дорожек наблюдается незначительное повышение количества трещин — до 3%.

В областях с трещинами наблюдается увеличение содержания Cr по сравнению с областями без микротрещин: в случае одиночной дорожки при $V=6,67$ мм/с незначительное повышение содержания Cr — до 9...10%, а содержание W остается на уровне в среднем 2,5%. При наложении четырех дорожек и $V=6,67$ мм/с наблюдается увеличение содержания Cr до 20%, а содержание W при этом составляет 3...6%. При увеличении скорости легирования до $V=12,5$ мм/с и наложении трех дорожек в областях образования трещин содержание Cr составляет до 12%, а W — в среднем до 7%. На картах концентрационного распределения химических элементов (рис. 4) в области микротрещины наблюдается повышенное содержание Cr и уменьшение содержания Fe.

Исследование формирующейся структуры, фазовых выделений и зон трещинообразования выполнены методом просвечивающей микродифракционной электронной микроскопии. Для этого были выбраны образцы с полученными легированными слоями: 1 — при отсутствии трещин или минимальном их количестве (одиночная дорожка при скорости обработки $V=8,33$ мм/с) и 2 — при значительном количестве микротрещин (режим с наложением четырех дорожек с шагом 4 мм при скорости $V=8,33$ мм/с).

Во втором случае наблюдается игольчатая структура с большим количеством фазовых выделений (карбидов), отличающихся внутренней структурой различного типа (рис. 5).

Как видно из рис. 5, дислокационные неоднородности располагаются в виде плотных протяженных дислокационных скоплений в объеме кристаллитов и вдоль их границ. При этом данные дислокационные скопления характерны для зон формирования массивных фазовых выделений, где наблюдается резкий градиент как по структуре, так и по плотности дислокаций ($\rho \approx 2 \cdot 10^{10} \dots 8 \cdot 10^{11} \text{ см}^{-2}$). Высокий градиент плотности дислокаций ($\Delta\rho$) способствует формированию локальных концентраторов напряжений $\tau_{\text{вн}}$ и очагов зарождения трещин.

Оценка величины напряжений $\tau_{\text{вн}}$ и их градиентов $\Delta\tau_{\text{вн}}$ в зависимости от структурных факторов

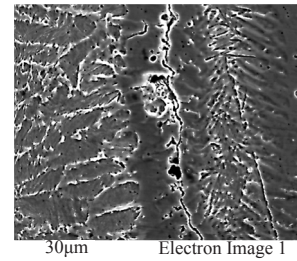
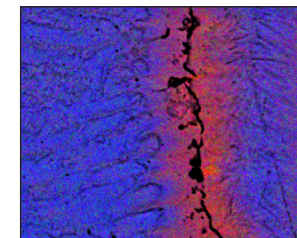
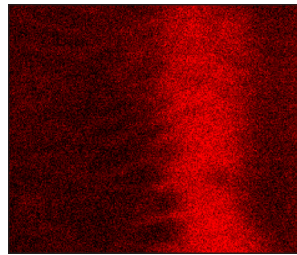


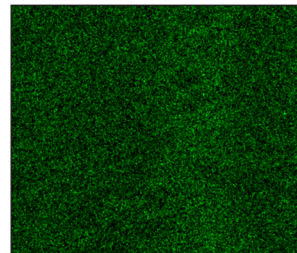
Рис. 3. Микроструктура ($\times 1550$) в районе образования трещины в центральной зоне легированного слоя образца из стали 38ХНЗМФА с поверхностным слоем, полученным лазерно-микроплазменным легированием одиночной дорожки ($V=6,67$ мм/с, $P=3,0$ кВт, $\Delta F=+30$ мм)



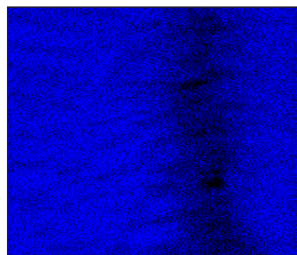
а)



б)



в)



г)

Рис. 4. Карты распределения химических элементов ($\times 1500$) в районе образования трещины в центральной зоне легированного слоя образца из стали 38ХНЗМФА с поверхностным слоем, полученным лазерно-микроплазменным легированием ($V=6,67$ мм/с, $P=3,0$ кВт, $\Delta F=+30$ мм): а — общее распределение элементов; б — распределение хрома; в — вольфрама; г — железа

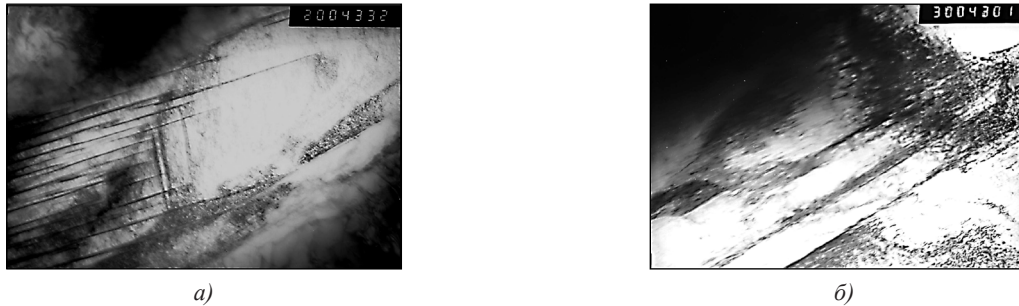


Рис. 5. Микроструктура в центральній зоні легированного слоя образца из стали 38ХНЗМФА с поверхностным слоем, полученным лазерно-микроплазменным легированием с наложением четырех дорожек с шагом 4 мм ($V=8,33$ мм/с, $P=3,0$ кВт, $\Delta F=+30$ мм): а — $\times 20000$; б — $\times 30000$

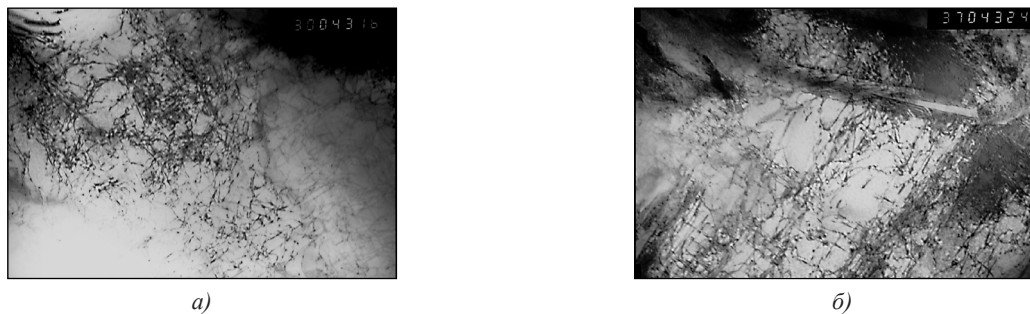


Рис. 6. Микроструктура в центральной зоне легированного слоя образца из стали 38ХНЗМФА с поверхностным слоем, полученным лазерно-микроплазменным легированием с одиночной дорожкой ($V=8,33$ мм/с, $P=3,0$ кВт, $\Delta F=+30$ мм): а — $\times 30000$; б — $\times 37000$

определялась по плотности и распределению дефектов кристаллической решетки по известной зависимости Стро для $\tau_{\text{вн}}$ [4]:

$$\tau_{\text{вн}} = (Gbh\rho) / \pi(1-\nu),$$

где G — модуль сдвига (84000 МПа); b — вектор Бюргера ($2,53 \cdot 10^{-6}$ см); h — толщина фольги ($2 \cdot 10^{-5}$ см); ν — коэффициент Пуассона (0,28); ρ — плотность дислокаций.

Расчеты подтвердили наличие резкого градиента напряжений вдоль границ ($\tau_{\text{вн}} = 370 \dots 14000$ МПа).

В случае лазерно-микроплазменного легирования одиночной дорожки при $V=8,33$ мм/с формируются дисперсная структура и карбидные фазовые выделения при низкой плотности дислокаций ($\rho = 8 \cdot 10^9 \dots 1 \cdot 10^9$ см $^{-2}$) в металле легированного слоя и равномерном их распределении (рис. 6). Вдоль границ наблюдаются области шириной 1,0...1,35 мкм, насыщенные легирующими элементами.

Отсутствие градиентов плотности дислокаций обеспечивает равномерное распределение напряже-

ний в легированном слое. Средняя величина напряжений $\tau_{\text{вн}}$ составляет порядка 148...370 МПа, что характеризует более благоприятное структурное состояние поверхности по трещиностойкости, которое подтверждается малым количеством микротрещин.

ВЫВОДЫ

При лазерно-микроплазменном легировании склонность к трещинообразованию обусловлена прежде всего структурными (размер кристаллитов, коэффициент формы) и концентрационными изменениями, связанными с перераспределениями элементов (в данных экспериментах хрома и вольфрама), что приводит к формированию резких зернограницных концентрационных градиентов. Последнее способствует формированию в приграничных зонах карбидных фаз, их скоплений и является причиной образования плотных направленных дислокационных скоплений — локальных концентраторов напряжений и, соответственно, очагов зарождения и распространения трещин.

СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННОЙ ЛИТЕРАТУРЫ

- [1] Богачек, В.Л. Качество покрытий, полученных микроплазменным напылением [Текст] / В.Л. Богачек, Л.Н. Цыбина // Автоматическая сварка. — 1988. — №8. — С. 58–60.
- [2] Гаврилов, Г.Н. Разработка и освоение технологий поверхностного термического упрочнения и наплавки металлических материалов лазерным излучением [Текст]: автореф. дис. ... д-ра техн. наук : спец. 05.16.01 / Г.Н. Гаврилов. — Н. Новгород : Нижегород. гос. техн. ун-т, 2000. — 35 с.

- [3] Нанесение узкополосных покрытий методом микроплазменного напыления [Текст] / Ю.С. Борисов, Ю.Н. Переверзев, С.Г. Войнарович, В.Г. Бобрик // Автоматическая сварка. — 1999. — №6. — С. 53–55.
- [4] Развороты кристаллической решетки и стадии пластической деформации [Текст] / Н.А. Конева, Д.В. Лычагин, Л.А. Теплякова, Э.В. Козлов // Экспериментальное исследование и теоретическое описание дисклиний. — Л. : ФТИ, 1984. — С. 161–164.
- [5] **Хаскин, В.Ю.** Комбинированное лазерно-микроплазменное нанесение керамических покрытий на стали [Текст] / В.Ю. Хаскин // Доповіді НАН України. — 2007. — №8. — С. 99–102.
- [6] **Шелягин, В.Д.** Лазерно-микроплазменное легирование и нанесение покрытий на стали [Текст] / В.Д. Шелягин, В.Ю. Хаскин, Ю.Н. Переверзев // Автоматическая сварка. — 2006. — №2 — С. 3–6.
- [7] Characterization of Coatings Deposited by Laser-Assisted Atmospheric Plasma Spraying [Text] / R. Zreris, S. Nowotny, L.-M. Berger, L. Hambold, E. Beyer // Proc. of Thermal Spray Conf. — Orlando, USA, 2003. — P. 567–572.
- [8] Combined plasma spray and in situ laser melting treatment of NiCrBSi powder [Text] / N. Serres, F. Hlawka, S. Costila, C. Langladea, F. Machib, A. Cornet // Journal of optoelectronics and advanced materials. — 2010. — Vol. 12, nr 3. — P. 505–510.
- [9] Laser Assisted Plasma Spray Coating Method for Surface Modification of Tribo-Materials [Text] / S. Sasaki, H. Shimura, Y. Kawakami, A. Shahzad // Proc. of ITSC'95. — Kobe, 1995. — Vol. 1. — P. 267–271.
- [10] **Majumdar, J.D.** Laser and Plasma assisted Surface Engineering of Materials [Text] / J. Dutta Majumdar and I. Manna // Plasma Processing Update. — 2006. — Vol. 50. — P. 47–53.
- [11] Plasma Assisted Laser Surface Alloying [Text] / M.H. McCay, C.M. Sharp, J.A. Hopkins, B. Shapiro, T.D. McCay // Journal of Laser Applications. — 2003. — Vol. 15. — P. 84–88.
- [12] **Radziejewska, J.** Microstructure and residual stresses in surface finish layer of simultaneously laser alloyed burnished steel [Text] / J. Radziejewska, S.J. Skrzypek // J. Materials Processing Technology. — 2009. — Vol. 209. — P. 2047–2056.
- [13] Surface Preparation and Thermal Spray in a Single Step: the PROTAL process [Text] / C. Coddet, G. Montaron, T. Marchione, O. Freneaux // Proc. of 15th ITSC. — Nice, France, 1998. — Vol. 2. — P. 1321–1325.
- [14] **Sasaki, S.** Tribological Properties of Coating Films Synthesised by Laser Assisted Plasma Spraying [Text] / S. Sasaki // Surf. Eng. — 1997. — Vol. 13 (3). — P. 238–242.
- [15] **Tian, Y.** Laser-assisted burnishing of metals [Text] / Y. Tian, Y. Shin // International Journal of Machine Tools and Manufacture. — 2007. — Vol. 47 (1). — P. 14–22.

© А.В. Бернацкий

Надійшла до редколегії 21.11.2012

Статтю рекомендує до друку член редколегії Вісника НУК
д-р техн. наук, проф. В.Ф. Квасницький

Статтю розміщено у Віснику НУК №5, 2012