

В. Д. ШЕЛЯГИН, В. Ю. ХАСКИН, А. Т. НИКУЛИН, А. В. СИОРА, А. В. БЕРНАЦКИЙ  
(Институт электросварки им. Е. О. Патона НАНУ, Киев)

## ПРИМЕНЕНИЕ ЛАЗЕРНОГО ИЗЛУЧЕНИЯ ДЛЯ ЛЕГИРОВАНИЯ ПОВЕРХНОСТИ ОБРАЗЦОВ ИЗ СТАЛИ 38ХНЗМФА

Досліджено процес лазерного і лазерно-плазмового способів легування поверхні сталевих зразків. Встановлено, що за відсутності мікротріщин структурний стан легуваного шару характеризується утворенням дисперсних фаз при рівномірному їх розподілі, невисокою щільністю дислокацій без різких градієнтів і низьким рівнем внутрішніх напружень.

*Ключові слова:* лазерне легування, лазерно-плазмове легування, дослідження структури, дислокації, внутрішні напруження

Исследован процесс лазерного и лазерно-плазменного способов легирования поверхности стальных образцов. Установлено, что при отсутствии микротрещин структурное состояние легированного слоя характеризуется образованием дисперсных фаз при равномерном их распределении, невысокой плотностью дислокаций без резких градиентов и низким уровнем внутренних напряжений.

*Ключевые слова:* лазерное легирование, лазерно-плазменное легирование, исследование структуры, дислокации, внутренние напряжения

The process of laser and laser-plasma methods of surface alloying of steel samples is investigated. It is determined that in the absence of cracks the structural state of the doped layer is characterized by the formation of dispersed phases in their uniform distribution, a low density of dislocations without any sharp gradients and low level of internal stresses.

*Keywords:* laser alloying, laser-plasma alloying, study of structure, dislocations, internal stresses

В современных условиях непрерывного роста стоимости легирующих компонентов объемное легирование сталей становится все менее экономичным процессом. Но уровня эксплуатационных свойств нелегированных сталей недостаточно для использования в современной промышленности. Одним из путей решения данной проблемы является применение различных способов поверхностного легирования сталей, позволяющих получать требуемые свойства рабочей поверхности при минимальном расходе легирующих элементов.

Развитие инженерии поверхности на современном этапе предполагает разработку технологических процессов нового уровня, позволяющих модифицировать поверхностный слой, радикально менять его структуру и свойства, используя в качестве теплового источника такие концентрированные потоки энергии, как ионные, лазерные, ультразвуковые, электронные и др. Однако при применении концентрированных источников нагрева возникает проблема накопления внутренних напряжений в обработанных слоях, что приводит к возникновению микротрещин.

Одним из актуальных направлений в решении данной проблемы является разработка новых комбинированных и гибридных процессов

поверхностной обработки, базирующихся на одновременном использовании для нагрева двух различных источников тепловой энергии, например, лазерного излучения и электродуговой плазмы.

Целью настоящей работы является исследование комбинированного способа лазерно-плазменного легирования стальной поверхности, определение его технологических возможностей и сравнение структурно-фазового состояния поверхностных слоев, формирующихся непосредственно при лазерной и лазерно-плазменной обработке.

В научно-технической литературе в последнее время появляется все больше публикаций о применении комбинированных процессов для нанесения покрытий, основанных на совместном использовании лазерного излучения и плазменной дуги [1–5]. Такая комбинация процессов за счет неполного перекрытия зоны плазменного напыления зоной лазерного нагрева, обеспечивает эффект подготовки поверхности, исключает необходимость струйно-абразивной обработки. Характерным результатом этого процесса является возможность получения сплошного слоя с повышенной прочностью сцепления. Нами было предложено, за счет коррекции технологических параметров про-

цесса, перейти от нанесения покрытий к легированию поверхности.

В качестве исследуемого материала была выбрана сталь 38ХНЗМФА (ГОСТ 4543-71), которая применяется для производства колец турбогенераторов и наиболее ответственных тяжелонагруженных деталей трубопроводной арматуры. В железнодорожной отрасли эта сталь нашла свое применение при изготовлении коленчатого вала четырехтактных среднеоборотных двигателей с газотурбинным наддувом и охлаждением наддувочного воздуха типа Д49 размерности ЧН26/26, производства ОАО «Коломенский завод» (Россия). Наибольшее распространение двигателя размерности ЧН26/26 получили на железнодорожном транспорте России, СНГ, стран Балтии, экспортировались в составе тепловозов в Германию, Болгарию, Францию, Монголию, Сирию и другие страны [6].

Лабораторный стенд для проведения экспериментов по лазерному и лазерно-плазменному поверхностному легированию был организован на базе трехкоординатного манипулятора, изготовленного в ИЭС им. Е. О. Патона.

В работе был использован Nd:YAG-лазер «DY044» производства фирмы «ROFIN-SINAR» (Германия) с длиной волны лазерного излучения  $\lambda = 1,06$  мкм. Лазерное излучение передавалось к месту обработки по оптическому волокну диаметром 600 мкм и длиной 20 м. Из оптоволокна лазерное излучение попадало в коллиматор, где преобразовывалось с помощью системы оптических элементов, приобретало необходимые геометрические размеры и затем попадало на фокусирующую кварцевую линзу  $\varnothing 50$  мм с фокусным расстоянием  $F = 200$  мм. Обработка выполнялась при варьировании мощности лазерного излучения в пределах  $P = 3,0 \dots 4,4$  кВт, скорости обработки  $V = 400 \dots 750$  мм/мин и величины расфокусировки  $\Delta F = +30 \dots +45$  мм.

Обрабатывалась наружная поверхность цилиндрических образцов изготовленных из конструкционной легированной стали 38ХНЗМФА. При лазерном легировании использовалась механическая смесь порошков с грануляцией 0...40 мкм со следующим составом (масс. %):  $(WC-W_2C) + Cr + Al + Si = 46 \% + 46 \% + 4 \% + 4 \%$ . При лазерно-плазменном легировании использовалась механическая смесь порошков аналогичной грануляции с составом (масс. %):  $(WC-W_2C) + Cr + Al = 48 \% + 48 \% + 4 \%$ .

При проведении экспериментов по лазерному легированию образец был неподвижен и располагался на предметном столе, а лазерная фокусирующая головка закреплялась на подвижной каретке трехкоординатного манипулятора. Конструкция лазерной фокусирующей головки позволяла вести обработку образца с сосной подачей лазерного излучения и присадочного порошка. Непосредственно в сопловую часть лазерной головки присадочный порошок транспортировался с помощью аргона. Дозирование порошка осуществлялось с помощью разработанного в ИЭС им. Е. О. Патона вибрационного питателя. Для предотвращения попадания в оптический тракт отраженного от поверхности ванны жидкого металла лазерного излучения, лазерную головку наклоняли на  $10^\circ$  углом вперед по ходу перемещения каретки.

При проведении экспериментов по лазерно-плазменному поверхностному легированию, лазерная фокусирующая головка и плазматрон были закреплены на неподвижной опоре. Образцы закреплялись в захватах, установленных на подвижной каретке трехкоординатного манипулятора. При обработке получали прямолинейные валики за счет продольного перемещения каретки. На поверхности образца образовывалась ванна расплава глубиной до 2 мм, в которую струей ламинарной аргоновой плазмы подавалась механическая смесь порошков. В экспериментах для питания плазматрона использовали источник МПУ-4. Ток составлял 40...50 А при напряжении 32...38 В. Дистанция от сопла плазматрона до зоны обработки составляла 120...150 мм. Расход плазмообразующего газа (аргон) выбрали 1,5...2 л/мин, расход защитного газа (аргон) – 4...5 л/мин. Угол сходимости лазерного излучения и плазменной струи составлял  $30 \dots 45^\circ$ . Расход присадочного порошка меняли в пределах 0,1...1 г/с.

Из полученных образцов вырезали темплеты размером  $10 \times 10 \times 10$  мм. Для 12 групп образцов, которые отличались параметрами технологических режимов, проводили металлографические исследования каждого образца на участках легированного слоя, зоны линии сплавления и основного металла.

Исследования включали световую микроскопию (на микроскопе «Versamet-2», производитель «Unitron», США), аналитическую раствовую электронную микроскопию («SEM-515», производитель «PHILIPS», Голландия) и микродифракционную просвечивающую электронную микроскопию («JEM-200CX», производитель «JEOL», Япония).

Изучали структурные изменения, микротвердость, химический состав в локальных точках и его распределение по глубине слоя от внешней поверхности легированного слоя до основного металла, дислокационную структуру, образование фазовых выделений. На основании этого комплекса исследований были выполнены оценки плотности дислокаций, установлен характер распределения и уровень локальных внутренних напряжений, а также их градиентов. Особое внимание уделялось характеру формирования микротрещин, а именно их распределению, размеру и установлению причины их появления.

Исследования показали, что в результате обработки обоими способами легированный слой имеет четко выраженную кристаллическую структуру (рис. 1, 2), направленную перпендикулярно линии сплавления. Толщина легированных слоев полученных лазерным и лазерно-плазменным методом уменьшается от 2250 мкм до 1580 мкм, при увеличении скорости легирования от  $V = 400$  мм/мин до  $V = 750$  мм/мин.

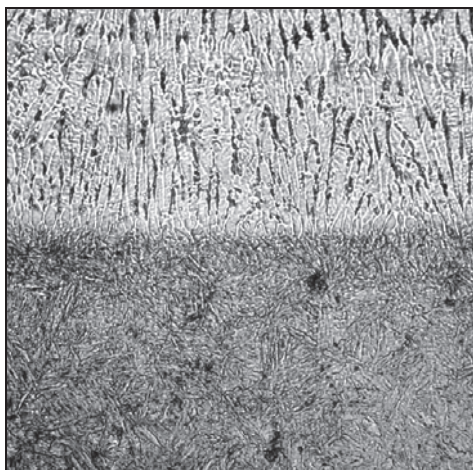


Рис. 1. Фотография микроструктуры у линии сплавления ( $\times 500$ ) образца из стали 38ХНЗМФА с поверхностным слоем, полученным лазерно-плазменным легированием ( $V = 500$  мм/мин,  $P = 3,0$  кВт,  $\Delta F = +30$  мм)

Со стороны основного металла у линии сплавления наблюдается зона термического влияния (ЗТВ), ширина которой увеличивается от 1300 мкм до 1650 мкм при уменьшении скорости легирования соответственно от  $V = 750$  мм/мин до  $V = 400$  мм/мин.

В случае лазерно-плазменной обработки (рис. 1) кристаллиты имеют как более вытяженный, так и более ячеистый характер. Они меньшего размера по сравнению с получаемыми при лазерном легировании (рис. 2).

При лазерном и лазерно-плазменном легировании одним из основных дефектов являются микротрещины, которые зафиксированы почти во всех исследуемых образцах. Однако если при применении лазерного способа микротрещины могут присутствовать в легированном слое, зоне сплавления (рис. 3) и даже основном металле, то при лазерно-плазменном легировании в зоне сплавления и основном металле микротрещины не обнаружены.

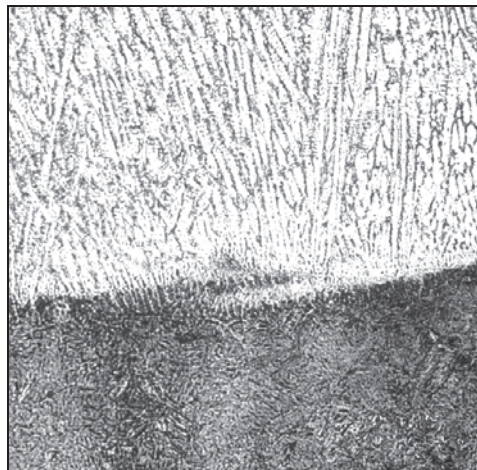


Рис. 2. Фотография микроструктуры у линии сплавления ( $\times 500$ ) образца из стали 38ХНЗМФА с поверхностным слоем, полученным лазерным легированием ( $V = 400$  мм/мин,  $P = 4,4$  кВт,  $\Delta F = +30$  мм)

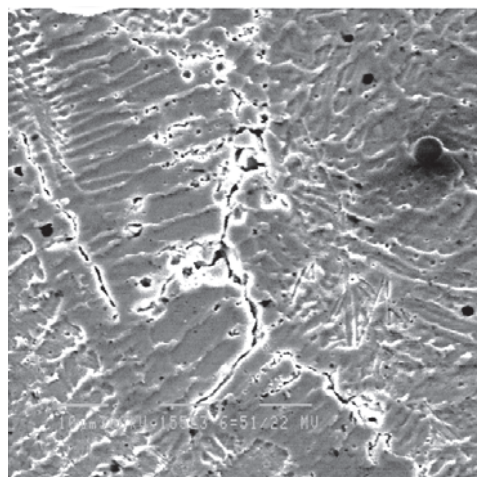


Рис. 3. Фотография микроструктуры с микротрещиной у линии сплавления ( $\times 1550$ ) образца из стали 38ХНЗМФА с поверхностным слоем, полученным лазерным легированием ( $V = 400$  мм/мин,  $P = 4,4$  кВт,  $\Delta F = +30$  мм)

Так, например, для образцов полученных при лазерном легировании ( $P = 4,4$  кВт,  $V = 400$  мм/мин,  $\Delta F = +30$  мм), характерна игольчатая структура внутри кристаллитов, насыщенная вытяженными карбидами различного

размера и, соответственно, с отличающейся внутренней структурой, формирующейся в основном вдоль межзеренных границ кристаллитов. Фазовые выделения имеют сложную «паркетную» структуру (рис. 4). Наблюдается резкий градиент, как по структуре, так и по плотности дислокаций  $\rho$ , которая изменяется от  $8 \cdot 10^8 \text{ см}^{-2}$  до  $1 \cdot 10^{12} \text{ см}^{-2}$ . Концентрация хрома в местах формирования трещин увеличивается до 25 %.

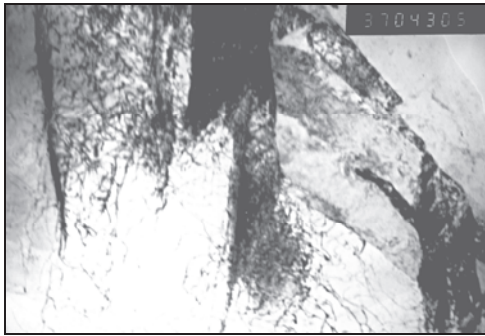


Рис. 4. Фотография структуры кристаллитов у линии сплавления ( $\times 37000$ ) образца из стали 38ХНЗМФА с поверхностным слоем, полученным лазерным легированием ( $V = 400 \text{ мм/мин}$ ,  $P = 4,4 \text{ кВт}$ ,  $\Delta F = +30 \text{ мм}$ )

Установлено, что именно градиент по плотности дислокаций  $\Delta\rho$  является основной причиной формирования резких локальных концентраторов внутренних напряжений  $\tau_{л/вн}$  составляющих от  $\tau_{вн} \approx 14,9 \text{ МПа}$  до  $18500 \text{ МПа}$ , что и служит причинами трещинообразования и резкого ухудшения качества поверхности.

Протяженность трещин, как в легированном слое, так и в зоне сплавления, составляет  $50 \dots 550 \text{ мкм}$ .

Изучение концентрационных изменений в легированном слое, показало, что в случае скорости обработки  $V = 400 \text{ мм/мин}$  в объемах кристаллитов наблюдается содержание хрома  $7 \dots 7,5 \%$ , вольфрама  $1,3 \dots 2,5 \%$ , а на границе кристаллитов их содержание увеличивается до  $9,5 \dots 10,4 \%$  и  $3,6 \dots 4,15 \%$ , соответственно. Количество железа в объемах кристаллитов составляет  $85 \dots 87 \%$ , а на границах уменьшается до  $80 \dots 82 \%$ . Градиент концентрационных изменений между объемом и границей кристаллитов составляет до  $6 \%$   $\Delta Fe_{(гр/об)}$ , до  $3 \%$   $\Delta Cr_{(гр/об)}$  и до  $3 \%$   $\Delta W_{(гр/об)}$ .

При увеличении скорости легирования до  $V = 500 \text{ мм/мин}$  наблюдается аналогичная тенденция концентрационных изменений и увеличение процентного содержания элементов по сравнению с  $V = 400 \text{ мм/мин}$ . В объеме кристаллитов содержание хрома в среднем  $14 \%$ ,

вольфрама  $6,7 \dots 7,3 \%$ , а на границе наблюдается увеличение содержания хрома до  $15 \%$ , а вольфрама до  $9 \%$ . В объеме кристаллитов железо составляет в среднем  $81 \%$ , а на границе уменьшается до  $75 \dots 78 \%$ . Градиент концентрационных изменений в кристаллитах при  $V = 500 \text{ мм/мин}$  меньше по сравнению с  $V = 400 \text{ мм/мин}$  и составляет для  $\Delta Fe_{(гр/об)}$  до  $2,5 \%$ ,  $\Delta Cr_{(гр/об)}$  – до  $2 \%$  и  $\Delta W_{(гр/об)}$  – до  $1,5 \%$ . Проведенное для данного случая локальное изучение микротвердости кристаллитов показало, что как в объеме, так и на границе микротвердость составляет  $2500 \dots 3480 \text{ МПа}$ .

При увеличении скорости лазерного легирования до  $V = 750 \text{ мм/мин}$  в объемах кристаллитов содержание хрома составляет в среднем  $10,5 \%$ , вольфрама  $3 \%$ , а на границе увеличивается в среднем для хрома до  $12 \%$ , для вольфрама до  $7 \%$ . Градиент концентрационных изменений в кристаллитах составляет  $\Delta Fe_{(гр/об)}$  до  $6,5 \%$ ,  $\Delta Cr_{(гр/об)}$  до  $2 \%$  и  $\Delta W_{(гр/об)}$  до  $3 \%$ .

Рассматривалась также такая важная особенность как наличие или отсутствие трещин.

В случае  $V = 400 \text{ мм/мин}$  (см. рис. 3) и  $V = 750 \text{ мм/мин}$  наблюдается формирование трещин в легированном слое возле линии сплавления. При  $V = 400 \text{ мм/мин}$  длина распространения трещин составляет  $50 \dots 450 \text{ мкм}$  с объемной долей  $V_d$  до  $2 \%$ . При высокой скорости лазерного легирования  $V = 750 \text{ мм/мин}$ , наблюдается увеличение как протяженности трещин до  $500 \text{ мкм}$ , так и их объемной доли  $V_d$  до  $10 \%$ . И в первом и во втором случае содержание хрома в областях с трещинами увеличивается до  $20 \dots 26 \%$ , а содержание вольфрама при этом составляет  $2 \dots 5 \%$ .

В случае лазерно-плазменного легирования на режиме  $P = 3,0 \text{ кВт}$ ,  $V = 500 \text{ мм/мин}$ ,  $\Delta F = +30 \text{ мм}$ , наблюдается структура и карбидные фазы более дискретные по размеру (рис. 5), при низкой плотности дислокаций в легированном слое  $(1 \dots 8) \cdot 10^9 \text{ см}^{-2}$  и без их резкого градиента. Это свидетельствует об отсутствии структурных условий формирования концентраторов внутренних напряжений  $\tau_{вн} \approx 148 \dots 370 \text{ МПа}$ . Последнее характеризует структурное состояние поверхности как оптимальное и подтверждается практически отсутствием микротрещин.

Исследования концентрационных изменений при лазерно-плазменном легировании показали незначительное изменение по содержанию железа при переходе от легированного слоя к линии сплавления и далее к основному металлу. Уровень концентрации хрома варьи-

руется от 9 % до 13 % в легированном слое и при увеличении скорости лазерного легирования до 750 мм/мин постепенно уменьшается с приближением к линии сплавления (до значения 8 % в переходной зоне).

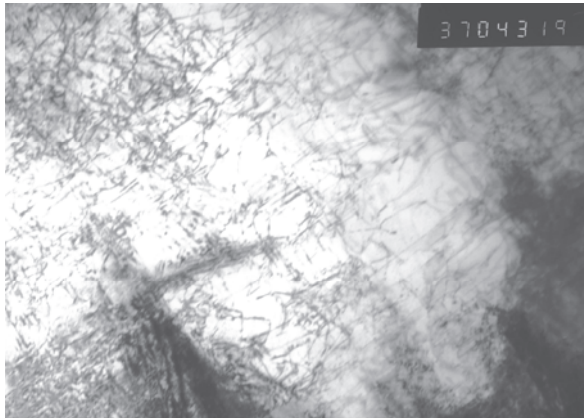


Рис. 5. Фотография структуры кристаллитов у линии сплавления ( $\times 37000$ ) образца из стали 38ХНЗМФА с поверхностным слоем, полученным лазерно-плазменным легированием ( $V = 500$  мм/мин,  $P = 3,0$  кВт,  $\Delta F = +30$  мм)

Размер переходной зоны уменьшается от 60 до 40 мкм при увеличении скорости легирования от 400 мм/мин до 750 мм/мин.

### Выводы

Установлено, что при использовании обоих способов поверхностного легирования склонность к трещинообразованию обусловлена, прежде всего, структурными и концентрационными изменениями, связанными с перераспределениями элементов, а именно повышением концентрации хрома по границам зерен.

Это приводит к формированию резких зернограничных концентрационных градиентов, что способствует образованию в приграничных зонах карбидных фаз и, соответственно, очагов зарождения и распространения трещин. Увеличение количества трещин наблюдается на режимах с более высокими температурами нагрева, повышенной длительностью воздействия температур и пониженной скоростью охлаждения.

При сравнении образцов, полученных обоими способами поверхностного легирования, установлено, что в случае лазерно-плазменного легирования наблюдаемая структура и карбидные фазы имеют меньшие размеры при низкой

плотности и равномерном распределении дислокаций в металле легированного слоя. Это свидетельствует об отсутствии структурных условий формирования концентраторов внутренних напряжений. Последнее характеризует структурное состояние поверхности как оптимальное и подтверждается практическим отсутствием трещин.

При сравнении обоих способов поверхностного легирования установлено, что наилучшим является лазерно-плазменный при скоростях порядка 500 мм/мин и мощности излучения до 3 кВт. Это объясняется отсутствием трещин, низким уровнем концентраторов внутренних напряжений, высокой износостойкостью, также более высокими показателями микротвердости (HV в среднем 6000 МПа) по сравнению с лазерной обработкой без трещин (HV в среднем 3500 МПа).

### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Сом, А. И. Лазер + плазма: поиск новых возможностей в наплавке [Текст] / А. И. Сом, И. В. Кривцун // Автоматическая сварка. – 2000. – № 12. – С. 36-41.
2. Schaaf, P. Reactive laser plasma coating formation [Text] / P. Schaaf, M. Kahle, E. Carpeno // Surface and Coatings Technology. – V. 200, Issues 1-4, 1 October 2005. – P. 608-611.
3. Shankar, A. Ravi. Laser surface modification of plasma sprayed yttria stabilised zirconia coatings on type 316L stainless steel [Text] / A. Ravi Shankar, U. Kamachi Mudali // Surface Engineering. – April 2009. – V. 25, No. 3. – P. 241-248.
4. Dubourg, L. Properties of alumina-titania coatings prepared by laser-assisted air plasma spraying [Text] / L. Dubourg, R. S. Lima, C. Moreau // Surface and Coatings Technology. – V. 201, Issue 14, 2 April 2007. – P. 6278-6284.
5. Григорьянц, А. Г. Технологические процессы лазерной обработки [Текст] : учеб. пособие для вузов / А. Г. Григорьянц, И. Н. Шиганов, А. И. Мисюрев; под ред. А. Г. Григорьянца. – М.: Изд-во МГТУ им. Н. Э. Баумана, 2006. – 664 с.
6. [Электрон. ресурс]. – Режим доступа: [http://www.kolomnadiesel.com/productions/diesel\\_engine/d49/](http://www.kolomnadiesel.com/productions/diesel_engine/d49/)

Поступила в редколлегию 12.01.2011.

Принята к печати 17.01.2011.