

УДК 621.9.048.7

## ВЛИЯНИЕ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ПАРАМЕТРОВ ЛАЗЕРНОГО И ЛАЗЕРНО-ПЛАЗМЕНННОГО ЛЕГИРОВАНИЯ НА СВОЙСТВА НАПЛАВЛЕННЫХ СЛОЕВ СТАЛИ 38ХНЗМФА

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

Представлены результаты исследований структурно-фазовых состояний в поверхностных слоях конструкционной стали 38ХНЗМФА и их изменений в различных условиях упрочняющей обработки лазерным и лазерно-плазменным легированием. На базе экспериментальных исследований проведена аналитическая оценка дифференцированного вклада всех образующихся при упрочнении структур и их параметров (химического состава, зеренной и субзеренной структур, плотности дислокаций, размеров и объемной доли фазовых выделений и т.п.) в изменение прочностных характеристик легированных слоев, условий трещинообразования, обусловленных формированием локальных концентраторов внутренних напряжений — зон зарождения и распространения трещин, а также механизмов релаксации такого типа напряжений. Библиогр. 12, рис. 6.

*Ключевые слова:* конструкционная сталь, рабочая поверхность, лазерное, лазерно-плазменное поверхностное легирование, структура, субструктура, фазовые выделения, плотность дислокаций, эксплуатационные свойства поверхностей

Одной из главных задач при изготовлении деталей машин и механизмов является обеспечение их служебных характеристик, что, как правило, зависит от условий их эксплуатации и от соответствующих свойств материалов, из которых эти детали изготовлены [1]. Что же касается конструкций с особыми свойствами их поверхностей, то работоспособность и увеличение срока службы такого типа конструкций может быть обеспечена, прежде всего, за счет соответствующих технологий упрочнения поверхностных слоев, к которым в настоящее время относятся лазерные и лазерно-плазменные способы их обработки [2].

Следует при этом отметить, что в условиях использования отмеченных технологий возникают и проблемы, в значительной степени связанные с накоплением локальных внутренних напряжений в обработанных поверхностях, что является основной причиной снижения трещиностойкости и, соответственно, служебных свойств всей конструкции.

Учитывая тот факт, что практически все свойства, включая и трещиностойкость материалов, определяются их структурно-фазовым состоянием, исследования характера структур и их изменений в поверхностных слоях металла в условиях различных технологических обработок в сочетании с последующей оценкой влияния формирующихся структур на их эксплуатационные свойства является актуальной задачей, поскольку такого типа экспериментально-аналитический подход дает возможность обеспечить за счет оптимиза-

ции поверхностных структур необходимые эксплуатационные свойства упрочняемых поверхностей [3–5].

Экспериментальная информация о структурно-фазовом состоянии легированных слоев конструкционной стали 38ХНЗМФА (поверхность кольцевых образцов 187×125×30 мм) и ее изменениях была получена для условий лазерного и лазерно-плазменного легирования [6] с использованием механической смеси порошков фракции 0...40 мкм следующего состава (мас. %): 46(WC – W<sub>2</sub>C) + 46Cr + 4Al + 4Si (лазерное легирование) и 48(WC – W<sub>2</sub>C) + 48Cr + 4Al (лазерно-плазменное легирование). При этом использовались следующие режимы обработки: при лазерном способе легирования мощность  $P$  составляла 3,5...4,4 кВт; скорость легирования  $v$  от 400 до 750 мм/мин при величине расфокусировки излучения  $\Delta F = +30...+45$  мм. Лазерно-плазменное легирование выполнялось при постоянной мощности  $P = 3$  кВт, но с изменяющейся скоростью легирования  $v = 500...750$  мм/мин с наложением различного количества дорожек.

Комплексными исследованиями на всех структурных уровнях от макро (зеренного) до микро (дислокационного) [7] с использованием световой (Versamet-2), аналитической растровой (СЭМ-515, фирма «PHILIPS», Голландия), а также просвечивающей микродифракционной электронной микроскопии (JEM-200СХ, фирма «JEOL», Япония) установлено следующее.

Поверхностный легированный слой при всех исследуемых способах обработки имеет четко вы-

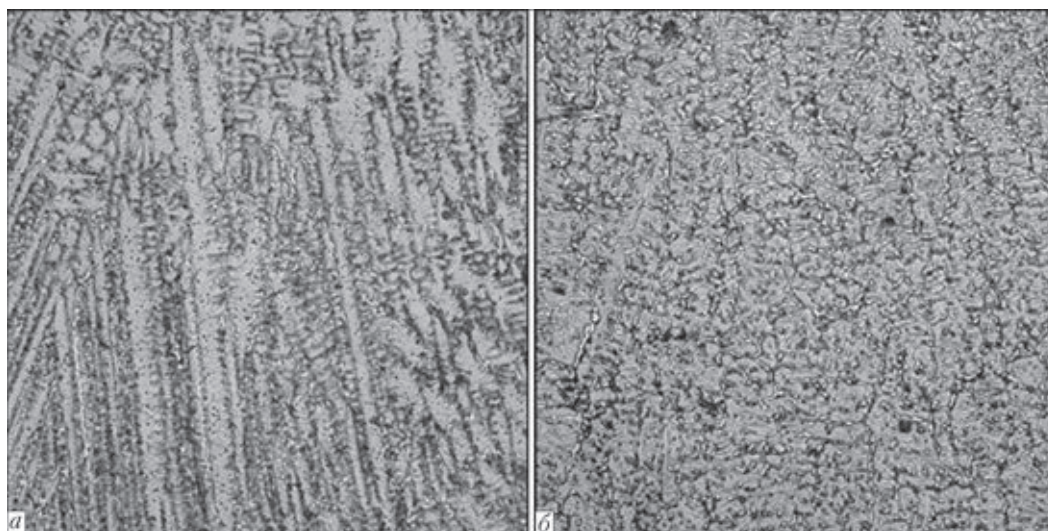


Рис. 1. Микроструктура ( $\times 500$ ) поверхности конструкционной стали 38ХНЗМФА в условиях лазерного (а) и лазерно-плазменного легирования (б)

раженную кристаллическую структуру. Однако для режимов лазерно-плазменной обработки характерно уменьшение размеров и преобладание более глобулярного (ячеистого) характера формирующихся в поверхностных слоях структур (рис. 1). А наиболее проблемными дефектными зонами для всех исследуемых поверхностей (как при лазерном, так и при лазерно-плазменном легировании) являются области микротрещин, в которых наблюдается резкое увеличение концентрации Сг (до 25 %) (рис. 2). Однако если в условиях лазерной обработки трещины наблюдаются не только в легированном слое, но и в зоне сплавления, а также в основном металле, то при лазерно-плазменном легировании области распространения трещин заметно сужаются: трещины не обнаруживаются ни в зоне сплавления, ни, тем более, в основном металле [6]. И для выявления причин трещинообразования, проявляющегося при определенных технологических режимах поверхностной обработки, выполнены более детальные исследования параллельно на образцах, полученных при оптимальных технологических

режимах (отсутствие трещин или минимальное их количество) и при отклонениях от оптимального режима (условия формирования значительного количества трещин).

Установлено, что при лазерном легировании  $P = 4,4$  кВт,  $v = 400$  мм/мин (отклонение от оптимального режима) формирующаяся структура в обработанных поверхностных слоях отличается повышенными показателями микротвердости  $HV_{\text{пов}} = 4830 \dots 5720$  МПа, значения которых превышают соответствующие показатели основного металла  $HV_{\text{ом}} = 3760 \dots 3820$  МПа, т.е. градиент микротвердости  $\Delta HV$  от поверхности до основного металла составляет порядка  $1070 \dots 1850$  МПа. Кроме того, для обработанных поверхностей характерна незначительная микропористость ( $V_d$  до  $\sim 1$  %). Что же касается типа формирующихся структур и их размеров, то исследованиями установлено, что при указанных режимах обработки в легированных поверхностных слоях формируются структуры преимущественно игольчатого типа, в том числе — мартенсит, а также структуры верхнего и нижнего бейнита, насыщенные протяжен-

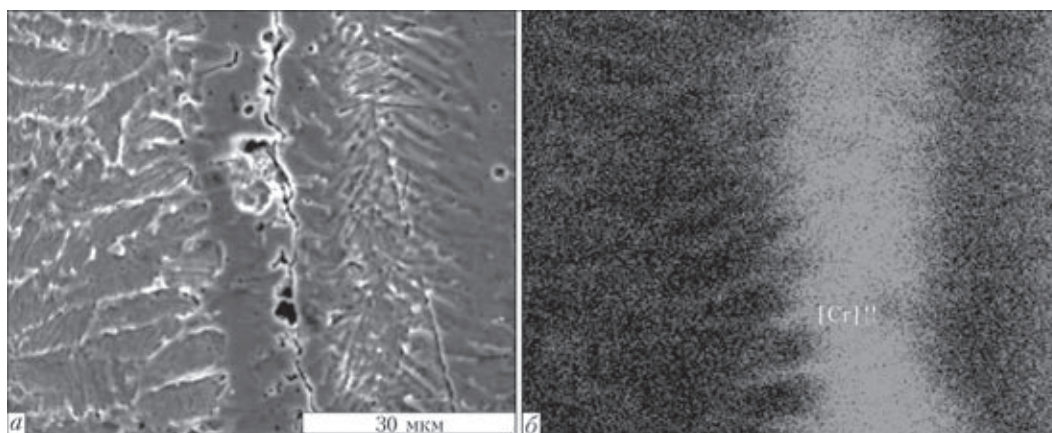


Рис. 2. Изображение микротрещин в области поверхностного легированного слоя (а), распределение Сг вдоль данной трещины (б)

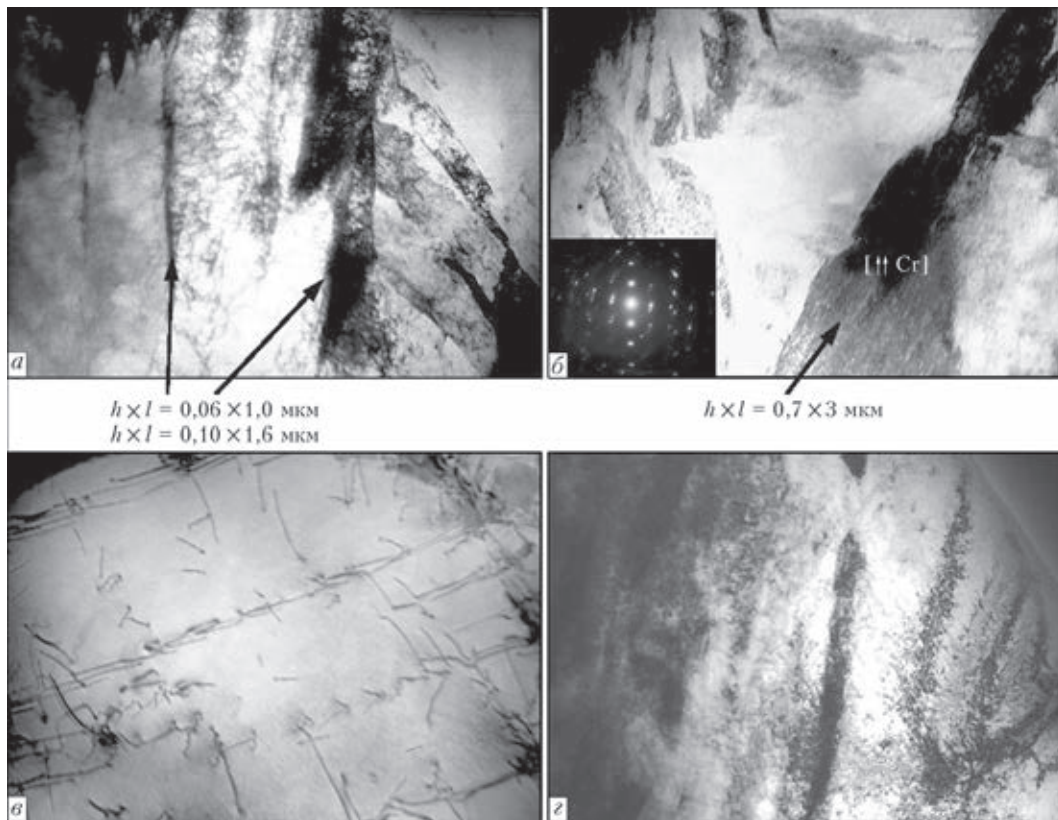


Рис. 3. Тонкая структура поверхностного слоя, полученного лазерным легированием:  $P = 4,4$  кВт,  $v = 400$  мм/мин (а, б): а — градиент распределения дислокаций вдоль фазовых выделений во внутренних объемах кристаллитов ( $\times 37000$ ); б — внутренняя структура фазовых выделений ( $\times 30000$ );  $P = 3,5$  кВт,  $v = 500$  мм/мин (в, г), где в — равномерное распределение плотности дислокаций в аустенитной структуре ( $\times 20000$ ); г — мартенситная структура ( $\times 30000$ )

ными ( $h \times l = 0,06 \times 1 \dots 0,5 \times 1,6$  мкм) карбидами зернограничного типа (рис. 3, а). При этом следует отметить крупнозернистость игольчатых структур ( $h \times l$  до  $\sim 15 \times 150$  мкм) с коэффициентом формы зерен  $\alpha$  до  $\sim 10$ , что свидетельствует о протяженности образующихся в поверхностных слоях структур.

Исследования концентрационных изменений, а также наличия и распределения частиц фазовых образований различного состава, вносимых при обработке с порошковой смесью, показали, что при указанных обработках во внутренних объемах зерен легированных слоев наблюдается сравнительно равномерное распределение включений размером  $d_{\text{фв}}$  до  $\sim 25$  мкм, состоящих преимущественно из карбидов вольфрама ( $WC + W_2C$ ), объемная доля  $V_{\text{д}}$  которых составляет порядка 1%. Наблюдается также формирование локальных зон повышенной концентрации хрома (до  $\sim 20 \dots 25$  %), распределение которых проявляется, как правило, вдоль межзеренных границ. Такого типа области четко фиксируются на картах распределения химических элементов при соответствующих исследованиях.

Для тонкой (дислокационной) структуры в случае исследуемых режимов лазерного легирования для металла легированных слоев характерно крайне неравномерное распределение дислокационной плотности, отличающееся резким

повышением (в основном вдоль межзеренных границ) плотности дислокаций до значений  $\rho \sim 9 \times 10^{11} \dots 1 \times 10^{12} \text{ см}^{-2}$ , что значительно выше значений внутризеренной дислокационной плотности, где  $\rho \sim 8 \times 10^8 \dots 2 \times 10^{10} \text{ см}^{-2}$ . Такого типа протяженные плотные дислокационные скопления, как правило, взаимно связаны с весьма высокими приграничными концентрационными распределениями хрома и, соответственно, формированием в этой зоне (вдоль межзеренных границ) хромосодержащих (типа  $Cr_{23}C_6$ ) карбидных фаз (рис. 2, б).

В случае оптимального режима лазерного легирования ( $P = 3,5$  кВт,  $v = 500$  мм/мин) (по сравнению с режимом с отклонением от оптимального) наблюдаются кардинальные изменения структурно-фазового состояния обработанных поверхностей, для которых характерно формирование более мелкозернистой мартенситно-аустенитной структуры (рис. 3, в, г) (размер зерна  $h \times l$  снижается до  $40 \times 125$  мкм) при существенном уменьшении коэффициента формы ( $\alpha \sim 3$ ) зерен, что свидетельствует не только об обеспечении мелкозернистости, но и о равноосности структуры поверхностей в условиях оптимальных режимов обработки.

Сравнительно равномерным оказывается и распределение химических элементов, вносимых при оптимальной обработке: так, если содержание Cr

и W в объемах зерен фиксируется на уровне ~ 6 и 7 % соответственно, то в приграничных областях возрастание такого типа концентраций незначительно (до ~8 и 9 %). Последнее свидетельствует об отсутствии существенного градиента по распределению в поверхностных слоях металла вносимых обработкой химических элементов. Кроме того следует отметить, что в поверхностных слоях отмечается минимальное количество пор, а также резкое (до ~1 %) уменьшение количества трещин, незначительное изменение микротвердости в зоне поверхность – основной металл.

Показательны для оптимальных режимов поверхностной лазерной обработки и особенности формирования дислокационной структуры в поверхностных слоях: для данных случаев легирования характерно более равномерное распределение дислокаций при общем снижении их плотности ( $\rho$  порядка от  $2 \times 10^9$  до  $4 \times 10^9$  см<sup>-2</sup>) (рис. 3, в). Сравнительную равномерность следует отметить и в отношении размеров и распределения частиц фазовых выделений, которые в поверхностных слоях в условиях оптимальной лазерной обработки более дисперсны (их размеры  $d_{фв} \sim 0,04 \dots 1,2$  мкм) и сравнительно равномерно распределены в основном во внутренних объемах зерен. Причем практически отсутствуют внесенные частицы крупных размеров карбидов вольфрама (WC + W<sub>2</sub>C).

В условиях лазерно-плазменного легирования в случае отклонения от оптимального режи-

ма ( $P = 3$  кВт,  $v = 500$  мм/мин — наложение четырех дорожек) для обработанных легированных слоев металла характерно: формирование структуры игольчатого типа, но с укрупнением величины зерна ( $h \times l$  до  $20 \times 150$  мкм) и коэффициента их формы ( $\alpha \sim 8$ ); увеличение количества (до ~10 %) крупных включений (WC+W<sub>2</sub>C) размером до  $50 \dots 230$  мкм; возрастание поверхностной микротвердости  $HV$  и пористости (до ~ 20 %), а также весьма значительное увеличение в поверхностных слоях количества трещин (до 30 %).

Кроме того, установлены также и весьма значительные локальные изменения концентрации Cr в определенных структурных зонах: повышение (до 17 % и более) хрома наблюдается преимущественно вдоль зон межзеренных границ и линии сплавления. Характерным для условий указанных режимов является также четкая локализация процессов трещинообразования вдоль области линии сплавления, отличающихся и наибольшим градиентом по концентрации хрома ( $\Delta Cr \sim 15$  %), и формированием протяженных дислокационных скоплений с высокой плотностью дислокаций ( $\rho$  до  $\sim 8 \times 10^{11}$  см<sup>-2</sup>) (рис. 3, а, б).

При оптимальном режиме лазерно-плазменного легирования ( $P = 3$  кВт,  $v = 500$  мм/мин — один проход) для металла легированных слоев характерно: некоторое увеличение твердости поверхностного слоя, но без градиента по сравнению с основным металлом; существенное диспергиро-

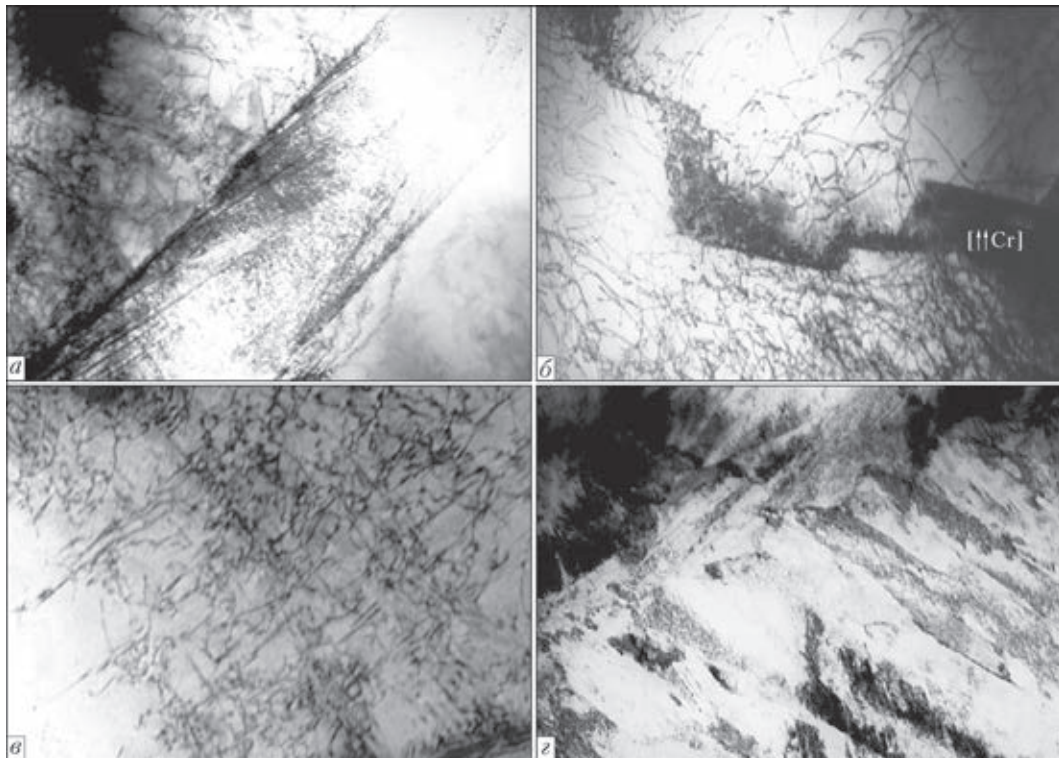


Рис. 4. Тонкая структура слоя, легированного лазерно-плазменной обработкой при  $P = 3$  кВт,  $v = 500$  мм/мин (наложение четырех дорожек): резкий градиент по распределению плотности дислокаций, как в объеме кристаллитов (а —  $\times 30000$ ), так и вдоль границ (б —  $\times 20000$ ); при  $P = 3$  кВт,  $v = 500$  мм/мин (наложение одной дорожки) где наблюдается равномерное распределение плотности дислокаций и фазовых выделений в металле легированного слоя (в, г —  $\times 30000$ )

вание мартенситной структуры, карбидных фаз и включений ( $WC + W_2C$ ); однородное распределение (как в объемах, так и вдоль границ зерен) таких химических элементов как Cr и W, а также полное отсутствие пористости и трещин. Характерным также для случая оптимального режима лазерно-плазменной обработки является общее снижение плотности дислокаций (до  $\sim 8 \times 10^8 \dots 1 \times 10^9 \text{ см}^{-2}$ ) при равномерном их распределении по всему объему поверхностного слоя (рис. 4, в, з).

Выполненный комплекс экспериментальных исследований позволил провести аналитические оценки дифференцированного вклада различных структурно-фазовых составляющих и их параметров, формирующихся в исследуемых поверхностных слоях при различных режимах легирования, а также концентраций легирующих элементов в изменение наиболее значимых эксплуатационных характеристик обработанных поверхностей — прочностных характеристик и трещиностойкости. Аналитические оценки общего (интегрального) значения предела текучести  $\Sigma\sigma_T$  проводили, используя известную зависимость [8–11]:

$$\Sigma\sigma_T = \Delta\sigma_0 + \Delta\sigma_{тр.р.} + \Delta\sigma_3 + \Delta\sigma_c + \Delta\sigma_d + \Delta\sigma_{д.у.}$$

включающую  $\Delta\sigma_0$  — сопротивление решетки металла движению свободных дислокаций (напряжение трения решетки или напряжение Пайерлса-Набарро);  $\Delta\sigma_{тр.р.}$  — упрочнение твердого раствора легирующими элементами и примесями (твердорастворное упрочнение);  $\Delta\sigma_3$ ,  $\Delta\sigma_c$  — упрочнение за счет изменения величины зерна и субзерна

(зависимости Холла–Петча — зернограничное и субзерненное упрочнение);  $\Delta\sigma_d$  — дислокационное упрочнение, обусловленное междислокационным взаимодействием;  $\Delta\sigma_{д.у.}$  — упрочнение за счет частиц фазовых образований по Оровану (дисперсионное упрочнение).

Результаты оценивания показали, что наиболее высокие общие значения предела текучести  $\Sigma\sigma_T$  в обработанных поверхностях обеспечиваются в условиях оптимальных режимов как для лазерного легирования ( $\Sigma\sigma_T = 406 \text{ МПа}$ ), так и лазерно-плазменного легирования ( $\Sigma\sigma_T = 591 \text{ МПа}$ ) (рис. 5, а). Причем, наибольший вклад в увеличение значения предела текучести при лазерном легировании (оптимальный режим) обеспечивается за счет измельчения субструктуры ( $\Delta\sigma_c = 115 \text{ МПа}$ ), что в этих условиях составляет порядка 28 % от общего значения предела текучести ( $\Sigma\sigma_T$ ). При лазерно-плазменном легировании (оптимальный режим) максимальный вклад в повышение общего значения предела текучести обеспечивается измельчением субструктуры ( $\Delta\sigma_c = 176 \text{ МПа}$ , т. е. 30 % от  $\Sigma\sigma_T$ ) и влиянием фазовых выделений (как дисперсных, так и крупных частиц) ( $\Delta\sigma_{д.у.} = 196 \text{ МПа}$ , т. е. 33 % от  $\Sigma\sigma_T$ ) (рис. 5, а, д). Следует отметить, что возрастание уровня дисперсионного упрочнения  $\Delta\sigma_{д.у.}$  в последнем случае происходит в большей степени за счет вклада дисперсных фаз  $\sim 63\%$  и менее значимый вклад — от крупных включений на основе карбида вольфрама  $\sim 37\%$ , (рис. 5, д).

Результаты исследований на всех структурных уровнях позволили провести также и оценку та-

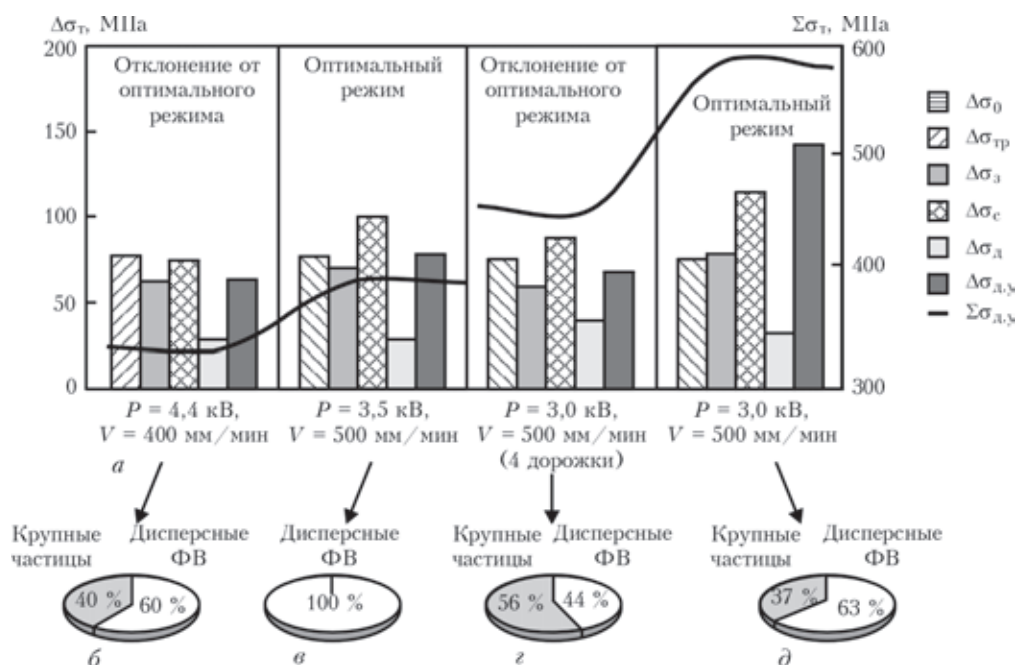


Рис. 5. Гистограмма (а) дифференцированного вклада структурных составляющих  $\Delta\sigma_T$  в общую (интегральную  $\Sigma\sigma_T$ ) расчетную величину предела текучести легированной поверхности полученной способом лазерного и лазерно-плазменного легирования; б-д — секторные диаграммы, отражающие процентное соотношение вклада дисперсных и крупных фазовых выделений в  $\Sigma\sigma_T$

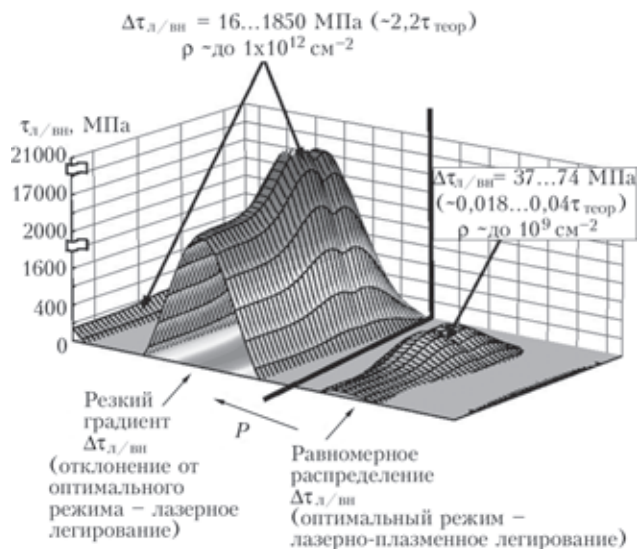


Рис. 6. Диаграмма распределения локальных внутренних напряжений  $\tau_{л/вн}$  в легированном слое в зависимости от характера формирующихся структур и плотности дислокаций

ких весьма значимых показателей механических характеристик, как показатели трещиностойкости легированных слоев поверхностей, обрабатываемых при различных исследуемых режимах. Анализ показателей трещиностойкости проводился с учетом распределения и плотности дислокаций  $\rho$  на основе оценки уровня локальных внутренних напряжений  $\tau_{л/вн}$  согласно зависимости [12]  $\tau_{л/вн} = Gbh\rho/[\pi(1 - \nu)]$ , где  $G$  — модуль сдвига;  $h$  — толщина фольги;  $\rho$  — плотность дислокаций;  $\nu$  — коэффициент Пуассона. И в условиях, когда значения  $\tau_{л/вн}$  в определенной области приближается к значению теоретической прочности  $\tau_{теор}$  материала, эта область (с определенным структурно-фазовым состоянием) и является зоной зарождения и распространения трещин.

В итоге показано, что для поверхностных слоев, формирующихся в условиях лазерного легирования при  $P = 4,4$  кВт,  $\nu = 400$  мм/мин (отклонение от оптимального режима) характерны резкие изменения плотности дислокаций в определенных зонах металла, где  $\rho$  изменяется от  $9 \times 10^{11} \dots 1 \times 10^{12}$  см<sup>-2</sup> до  $8 \times 10^8 \dots 2 \times 10^{10}$  см<sup>-2</sup>. Наличие такого типа зон является основанием для формирования в этих участках легированных слоев резких градиентов ( $\Delta\tau_{л/вн}$ ) по величине локальных внутренних напряжений, являющихся концентраторами внутренних напряжений и, соответственно, факторами, способствующими трещинообразованию и резкому ухудшению качества поверхностей. В данном случае значения  $\Delta\tau_{л/вн}$  изменяются от 1850 ( $G/4,5 \times 10^3$ , что соответствует  $2,2\tau_{теор}$ ) до 14,9 МПа ( $G/5,7 \times 10^3 - 0,0018\tau_{теор}$ ) (рис. 6).

Основной причиной, способствующей неравномерности в распределении плотности дислокаций, а значит — и локальных внутренних напряжений ( $\Delta\tau_{л/вн}$ ), как это видно из сопоставления

результатов исследований, является значительное локальное повышение (преимущественно вдоль межзеренных границ) концентрации таких химических элементов как хром, а также формирование в этой зоне протяженных хромосодержащих фаз ( $Cr_{23}C_6$ ).

В случае лазерного легирования при уменьшении мощности обработки до  $P = 3,5$  кВт и увеличении скорости до  $\nu = 500$  мм/мин (оптимальный режим) в обработанных поверхностях наблюдается снижение плотности дислокаций (до  $\sim 4 \times 10^9$  см<sup>-2</sup>) и равномерное их распределение, что, соответственно, приводит не только к снижению, но и к оптимальному (равномерному) распределению локальных внутренних напряжений до  $\tau_{л/вн} \sim 55,4$  МПа ( $G/9,0 \times 10^2 - 0,007\tau_{теор}$ ) в легированном слое, что в итоге не создает условий для формирования зон зарождения и распространения трещин. Характерно, что в случае отмеченной обработки не наблюдается в поверхностных слоях и существенных перепадов в распределении концентрации таких химических элементов как хром, провоцирующее формирование локальных дислокационных скоплений.

В образце, обработанном лазерно-плазменным легированием ( $P = 3$  кВт,  $\nu = 500$  мм/мин — наложение четырех дорожек, отклонение от оптимального режима), наблюдается резкий градиент по распределению плотности дислокаций в объемах кристаллитов, где четко проявляется повышение (до 17 %) концентрации хрома, что, в основном, и является причиной формирования протяженных концентраторов внутренних напряжений — очагов зарождения трещин, где  $\tau_{л/вн}$  составляет от  $\sim 370$  ( $G/2,3 \times 10^2 - 0,04\tau_{теор}$ ) до 14000 МПа ( $G/6 - 1,8\tau_{теор}$ ). В случае же однопроходного лазерно-плазменного легирования при  $P = 3$  кВт,  $\nu = 500$  мм/мин (оптимальный режим) наличие дискретных по размеру и равномерно распределенных по объему зерен фазовых выделений при сопутствующей низкой плотности дислокаций (без резких градиентов в ее распределении) свидетельствует об отсутствии структурных условий для формирования концентраторов внутренних напряжений.

При этом значения  $\tau_{л/вн}$  снижаются и составляют  $\sim 148 \dots 370$  МПа ( $G/5,7 \times 10^2 \dots G/2,3 \times 10^2 - 0,018 \dots 0,04\tau_{теор}$ ) (рис. 6). Последнее характеризует структурное состояние поверхности как оптимальное и подтверждается практическим отсутствием трещин.

Таким образом, экспериментально-аналитическими исследованиями установлено влияние структурно-фазового состояния металла легированных слоев, формирующихся при различных режимах упрочняющей обработки, на изменение

прочностных характеристик и трещиностойкости обработанных поверхностей. Показано, что режимы лазерно-плазменного легирования способствуют увеличению прочностных характеристик (в среднем на 20 %) по сравнению с легированием лазерным излучением с Гауссовым распределением интенсивности пучка, а наибольший вклад в упрочнение при оптимальном режиме обработки вносят фазовые выделения (27 %) и субструктура (25 %). Максимальная трещиностойкость обработанных легированных слоев наиболее полно обеспечивается режимами лазерно-плазменного легирования ( $P = 3$  кВт,  $v = 500$  мм/мин) с наложением одной дорожки), чему способствует отсутствие зон зарождения и распространения трещин, обусловленное равномерным распределением дислокационной плотности без резких их градиентов. Трещинообразование при лазерной и лазерно-плазменной упрочняющей обработке легированных слоев конструкционной стали, как правило, связано с формированием плотных и протяженных дислокационных скоплений (преимущественно вдоль межзеренных границ), чему способствует неравномерность в распределении таких химических элементов, как хром.

1. Курдюмов В.Я., Рязанов В.П. Ремонт строительных машин методами сварки и наплавки. – М.: Стройиздат, 1973. – 231 с.

2. Лазерные технологии на машиностроительном заводе / Н.Г. Тергулов, Б.К. Соколов, Г. Варбанов и др. – Уфа: АН РБ, 1993. – 264 с.
3. Структурные условия обеспечения прочности и пластичности соединений алюминий-литиевых сплавов / Л.И. Маркашова, А.Я. Ищенко, О.С. Кушнарева и др. // Автомат. сварка. – 2012. – № 5. – С. 23–31.
4. Estimation of the strength and crack resistance of the metal of railway wheels after long-term operation / L.I. Markashova, V.D. Poznyakov, A.A. Gaivoronskii et al. // Materials Sci. – 2012. – 47, № 6. – P. 799–806.
5. Маркашова Л.И., Кушнарева О.С. Сварные соединения сложнолегированных алюминий-литиевых сплавов. Структура и эксплуатационные свойства // Строительство. Материаловедение. Машиностроение: Сб. научн. тр. № 64. – Днепропетровск: ПГАСА, 2012. – С. 75–80.
6. Лазерное и лазерно-микроплазменное легирование поверхности образцов из стали 38ХНЗМФА / В.Д. Шелягин, Л.И. Маркашова, В.Ю. Хаскин и др. // Автомат. сварка. – 2014. – № 1. – С. 26–32.
7. Хоникомб Р. Пластическая деформация металлов. – М.: Мир, 1972. – 408 с.
8. Гордиенко Л.К. Сверхмелкое зерно в металлах. – М.: Металлургия, 1973. – 384 с.
9. Petch N. J. The cleavage strength of polycrystalline // J. Iron and Steel Inst. – 1953. – 173, № 1. – P. 25–28.
10. Orowan E. Dislocation in metals. – New York: AIME, 1954. – 103 p.
11. Келли А., Николсон Р. Дисперсное твердение. – М.: Металлургия, 1966. – 187 с.
12. Markashova L., Kushnareva O. Effect of structure on the mechanical properties of the metal of welded joints of aluminum alloys of the Al–Cu–Li system // Materials Sci. – 2014. – 49, № 5. – P. 681–687.

Поступила в редакцию 31.03.2014

**СВАРКА И НАПЛАВКА МЕДИ И СПЛАВОВ НА ЕЕ ОСНОВЕ** / Составители: В.М. Илюшенко, Е.П. Лукьянченко. – Киев: Международная ассоциация «Сварка», 2013. – 396 с. Мягкий переплет, 165x235 мм.

Сборник включает основные публикации — статьи, доклады, информационные материалы и изобретения в области сварки и наплавки меди и ее сплавов за период с 1953 по 2013 гг., авторами которых являлись в основном сотрудники Института электросварки им. Е.О. Патона НАН Украины. В представленных материалах освещен широкий круг вопросов разработки прогрессивных технологических процессов сварки и наплавки этих материалов и опыт их производственного применения в различных отраслях промышленности. Сборник может быть полезен инженерно-техническим работникам сварочного производства, а также специалистам, разрабатывающим исследования в этой области.

