



## ВЛИЯНИЕ СТРУКТУРНЫХ ПАРАМЕТРОВ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СТАЛИ Р6М5 В УСЛОВИЯХ УПРОЧНЯЮЩЕЙ ПОВЕРХНОСТНОЙ ОБРАБОТКИ

Л. И. МАРКАШОВА, Ю. Н. ТЮРИН, О. В. КОЛИСНИЧЕНКО, М. Л. ВАЛЕВИЧ, Д. Г. БОГАЧЕВ  
ИЭС им. Е. О. Патона НАНУ. 03680, г. Киев-150, ул. Боженко, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

Работа посвящена исследованию структурно-фазовых изменений в поверхностных слоях быстрорежущей стали Р6М5 после упрочняющей импульсно-плазменной поверхностной обработки на различных режимах и влияния параметров формирующихся структур на эксплуатационные свойства инструмента. В результате комплексных исследований и расчетно-аналитического прогнозирования свойств прочности, коэффициента вязкости разрушения и трещиностойкости поверхностей, упрочненных на различных технологических режимах, установлено, что оптимальные свойства поверхностных слоев обеспечиваются при рекомендуемых режимах импульсно-плазменной поверхностной обработки, повышающих общий уровень прочности на 25 % по сравнению с основным металлом за счет измельчения зеренной структуры (в 1,5...2 раза), увеличения вклада субструктурного, зеренного, дислокационного и дисперсионного механизмов упрочнения. При этом уровень локальных внутренних напряжений в обработанном слое составляет ~0,018...0,44 от теоретической прочности материала, что не представляет опасности трещинообразования из-за отсутствия резких градиентов по внутренним напряжениям и равномерно повышенной плотности дислокаций ( $10^{11}...2 \cdot 10^{11} \text{ см}^{-2}$ ) по сравнению с основным металлом. Показано, что при существенном упрочнении обработанных слоев быстрорежущей стали значение коэффициента вязкости разрушения на 15 % выше по сравнению с основным металлом. Таким образом, применение рекомендуемых режимов импульсно-плазменной поверхностной обработки приводит к модифицированию структурно-фазового состояния поверхностного слоя и повышению его механических свойств. Библиогр. 31, рис. 9.

*Ключевые слова:* импульсно-плазменная обработка, поверхность, быстрорежущая сталь Р6М5, световая микроскопия, электронная микроскопия, аналитическая оценка, прочность, вязкость разрушения, трещиностойкость

Инструментальная сталь Р6М5 предназначена для работы в условиях высоких контактных нагрузок и температур, а это, как правило, металлообрабатывающий инструмент, где наиболее интенсивному износу подвергается поверхностный рабочий слой изделий. С учетом сложных эксплуатационных условий представляет интерес улучшение комплекса физико-механических свойств этого слоя путем перекристаллизации и модифицирования структуры. Предварительные исследования [1–4] показали, что наиболее существенные изменения структуры поверхностного слоя наблюдаются при использовании концентрированных источников нагрева: лазер, электронный луч, плазма и др. С этой же целью используют и разработанную в ИЭС им. Е. О. Патона технологию импульсно-плазменной обработки (ИПО) [5–7].

Технология ИПО сталей основывается на воздействии концентрированных потоков плазмы в импульсном режиме на поверхность материалов, что приводит к повышению твердости, измельчению зерна, фрагментации структуры и устранению скоплений крупных карбидных частиц, а также формированию в обработанном слое мартенсита с избыточным содержанием углерода (из-

за частичного растворения карбидов) и легирующих элементов [7–18]. Однако в настоящее время информация о влиянии различных технологических параметров ИПО на структурно-фазовые преобразования, а структурных параметров — на эксплуатационные характеристики (свойства прочности, пластичность и трещиностойкость) обработанных изделий ограничена.

Цель настоящей работы — экспериментальное исследование структуры и расчетно-аналитическое прогнозирование свойств поверхностных слоев образцов из стали Р6М5 после ИПО на различных режимах.

**Материалы и методики исследований.** Предварительно образцы из стали Р6М5 (ГОСТ 19265–73) подвергли стандартной термической обработке — закалке ( $T_3 = 1200...1230 \text{ }^\circ\text{C}$ ) и отпуску ( $T_{\text{отп}} = 540...560 \text{ }^\circ\text{C}$ ). ИПО (длительность воздействия  $t_{\text{имп}} \sim 0,5 \text{ мс}$ ) проводили на следующих режимах: I — прямое действие импульсного электрического разряда (дистанция  $H = 60 \text{ мм}$ , тепловой поток  $q \sim 0,7 \cdot 10^5 \text{ Вт/см}^2$ ) и II — косвенное действие электрического разряда ( $H = 30 \text{ мм}$ ,  $q \sim 0,5 \cdot 10^5 \text{ Вт/см}^2$ ).



Исследования структурно-фазового состояния поверхностей образцов, обработанных ИПО, проведены с использованием комплексного методического подхода, включающего оптическую металлографию (Versamet-2, фирмы «Union», Япония), растровую электронную микроскопию (SEM-515, фирмы «Philips», Голландия) и просвечивающую микродифракционную электронную микроскопию (JEM-200 CX фирмы «JEOL», Япония) с ускоряющим напряжением 200 кВ. Полученные экспериментальные данные позволили выполнить расчетно-аналитическую оценку конкретного (дифференцированного) вклада отдельных структурных параметров (фазового состава, величины зерна, субзерна, плотности дислокаций и т. п.) в изменение общих (интегральных) значений механических характеристик — прочности  $\sigma_T$ , коэффициента вязкости разрушения (коэффициент интенсивности напряжений  $K_{Ic}$ ) и трещиностойкости ( $\tau_{л.вн}/\tau_{теор.}$ ).

Для расчета интегральных значений предела текучести  $\Sigma\sigma_T$  стали Р6М5 после ИПО на различных режимах использовали зависимости Холла–Петча, Зегера, Орована и др. [19–28], позволяющие сделать оценку дифференцированного вклада  $\Delta\sigma$  конкретных структурно-фазовых параметров в  $\Sigma\sigma_T$ .

Вязкость разрушения материала обработанного слоя определяли по зависимости  $K_{Ic} = (2E\sigma_T\delta_k)^{1/2}$  [29], где  $E$  — модуль Юнга;  $\sigma_T$  — расчетное упрочнение, МПа;  $\delta_k$  — критическое раскрытие трещины, равное среднему размеру субзерен, мкм.

Уровень локальных внутренних напряжений  $\tau_{л.вн}$  — потенциальных источников зарождения и распространения трещин в упрочненном слое рассчитывали, используя зависимость:  $\tau_{л.вн} = Gbh\rho/[\pi(1-\nu)]$  [30, 31], где  $G$  — модуль сдвига, МПа;  $b$  — вектор Бюргерса;  $h$  — толщина фольги, равная  $2 \cdot 10^{-5}$  см;  $\nu$  — коэффициент Пуассона;  $\rho$  — плотность дислокаций,  $см^{-2}$ .

**Результаты исследований.** Экспериментально установлено, что структура основного металла (величина зерна  $D_3$ , мкм; объемная доля структурных составляющих  $V_d$ , %) на глубине  $\delta > 100$  мкм от обработанных поверхностей (рис. 1, слой 4, 7) состоит из мелкоугольчатого мартенсита ( $D_3 \sim 2,5...10$  мкм,  $V_d = 70$  %), остаточного аустенита ( $D_3 \sim 2,5...10$  мкм,  $V_d = 20$  %) и карбидов ( $D_3 \sim 0,5...20$  мкм,  $V_d = 10$  %) (рис. 2). Интегральная микротвердость стали  $HV_{0,05} \sim 7010$  МПа (рис. 3). Объемная доля упрочняющих карбидных частиц, расположенных в объемах зерен,  $V_d = 8$  %. Общая доля карбидов в материале — 18 %.

После ИПО (режим I) на поверхности образцов формируется оплавленный слой 1 ( $\delta \leq 5$  мкм) (рис. 1, а). Ниже — слой 2 ( $\delta \leq 40$  мкм), где

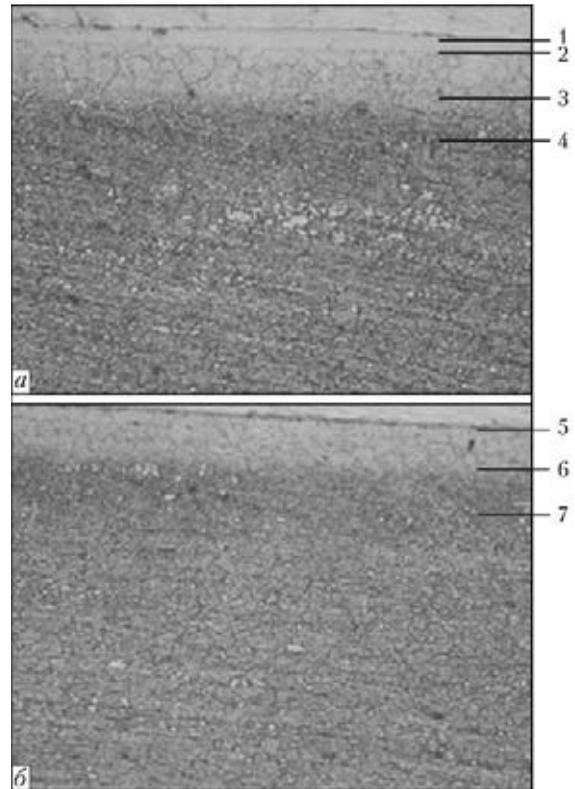


Рис. 1. Микроструктуры образцов из стали Р6М5 после ИПО на режимах I (а) и II (б) (изменения по глубине от отработанной поверхности до основного металла),  $\times 500$ : 1 — оплавленный; 2, 5 — структурированный; 3, 6 — переходной слой; 4, 7 — основного металла

происходит укрупнение в 2...2,5 раза аустенитно-мартенситных структурных составляющих ( $D_3 \sim 5...25$  мкм) и общее снижение на 20 % интегральной микротвердости ( $HV_{0,05} \leq 6200$  МПа) (рис. 2, 3). При этом именно в оплавленном слое 1 ( $\delta \leq 5$  мкм) по границам зерен остаточного аустенита и карбидов с помощью оптической и просвечивающей микроскопии обнаружены зоны зарождения микротрещин.

ИПО образцов на режиме II приводит к измельчению в 1,5...2 раза аустенитно-мартенситных структурных составляющих ( $D_3 \sim 1,5...5$  мкм) в модифицированном слое 5 ( $\delta = 0...40$  мкм) (рис. 2).

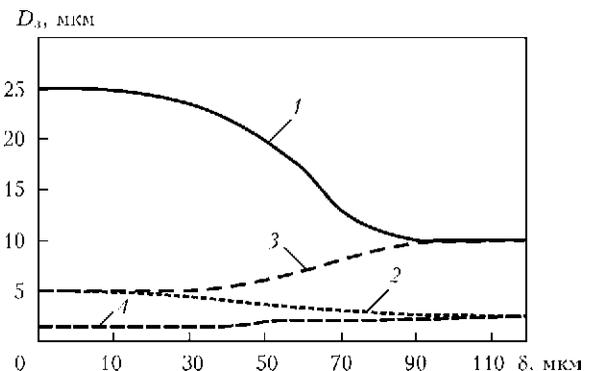


Рис. 2. Изменение размеров структур  $D_3$  (аустенита и мартенсита) по глубине обработанных слоев  $\delta$  образцов из стали Р6М5 после ИПО: 1, 2 — режим I; 3, 4 — режим II

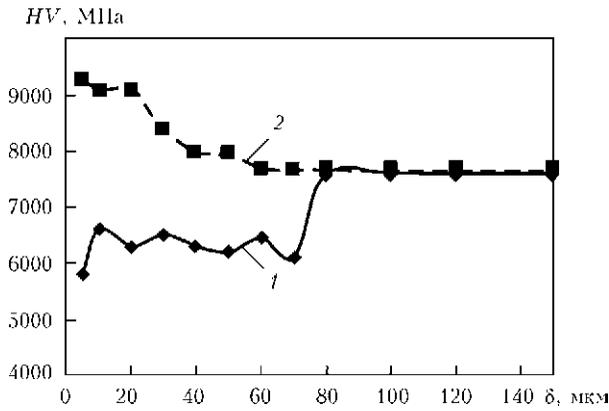


Рис. 3. Изменение микротвердости  $HV$  по глубине обработанных слоев  $\delta$  образцов из стали Р6М5 после ИПО: 1 — режим I; 2 — режим II

Обнаружено также увеличение на 20 % интегральной микротвердости ( $HV 0,05 \leq 9200$  МПа) (рис. 3). Трещинообразования в поверхностном слое 5 после ИПО на режиме II не отмечается. Наблюдаемое измельчение зеренной структуры в слое быстрорежущей стали Р6М5 при ИПО на режиме II обусловлено легированием аустенита при растворении вторичных карбидов. Первичные карбиды не растворяются и тормозят рост зерна аустенита, что приводит к сохранению дисперсной структуры стали Р6М5 при нагреве, близком к температуре плавления.

Исследованиями изменения концентрации химических элементов (железо, хром, вольфрам, ванадий, молибден) по глубине слоя образцов из стали Р6М5, обработанных ИПО на режимах I и II, установлено их равномерное распределение, что свидетельствует об отсутствии дополнительного легирования приповерхностных слоев за счет материала электрода. В упрочненном слое обнаружены карбиды сложного химического состава типа  $Me_6C$  глобулярной формы  $(FeCr)_3(W, Mo)_3C$  с преобладанием вольфрама и размерами частиц  $d_q \sim 0,21...2$  мкм.

Исследованиями на просвет установлено, что структура основного металла ( $\delta > 100$  мкм) пред-

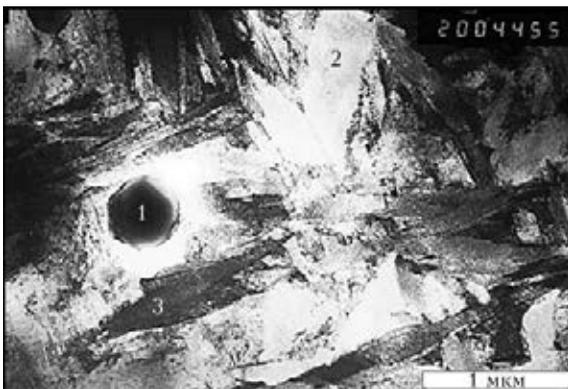


Рис. 4. Микроструктура ( $\times 20000$ ) основного металла образца из стали Р6М5, ТЭМ: 1 — карбиды; 2 — остаточный аустенит; 3 — мартенсит отпуска

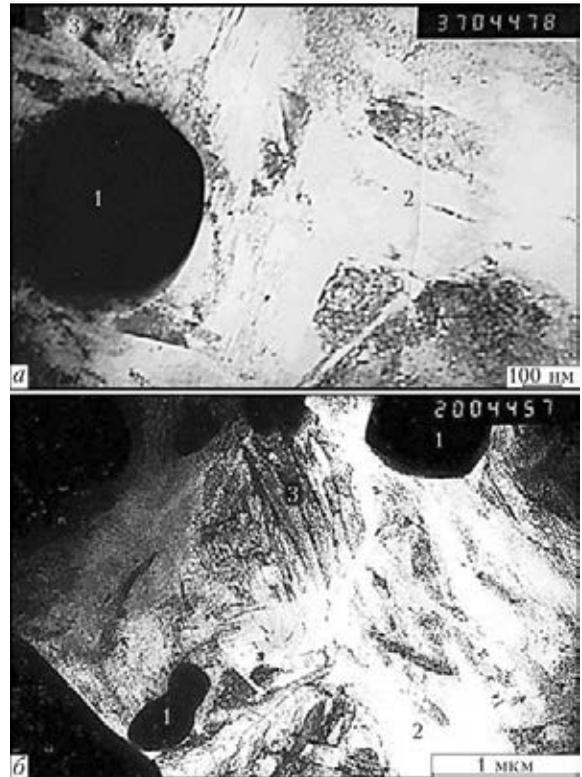


Рис. 5. Микроструктура поверхностных слоев образцов из стали Р6М5 ( $\delta = 5...40$  мкм) после ИПО на режимах I (а,  $\times 37000$ ) и II (б,  $\times 20000$ ), ТЭМ: 1 — карбиды; 2 — остаточный аустенит; 3 — мартенсит

ставлена мартенситом отпуска с  $\rho \leq 10^{11}$  см<sup>-2</sup>, остаточным аустенитом с  $\rho \leq 10^8...10^9$  см<sup>-2</sup> и карбидами (рис. 4).

В обработанном на режиме I слое ( $\delta \leq 40$  мкм) в зернах аустенита наблюдается укрупнение субструктуры с формированием слабо разориентированной блочной структуры при общей неравномерности плотности дислокаций ( $\rho \sim 10^8...10^9$  см<sup>-2</sup>). В мартенсите этой зоны отмечается резкое снижение плотности дислокаций ( $\rho \sim 10^9...10^{10}$  см<sup>-2</sup>) по сравнению с мартенситом основного металла (рис. 5, а), что объясняет снижение микротвердости (рис. 3). Наиболее плотные ( $\rho \sim (2...4) \cdot 10^{10}$  см<sup>-2</sup>) и протяженные ( $l \sim 0,2...0,3$  мкм) дислокационные скопления формируются вдоль границ контакта карбидных фаз и внутренних объемов аустенитных зерен, где  $\rho \sim 10^9$  см<sup>-2</sup>.

В оплавленном слое 1 ( $\delta \leq 5$  мкм) наблюдается укрупнение размеров субструктурных элементов (блоков, ячеек) при слабой их разориентировке, а также неравномерное снижение плотности дислокаций при формировании резких градиентов ( $10^8 \leq \rho \leq 10^{10}$  см<sup>-2</sup>) по дислокационной плотности, т. е. концентраторов напряжений — зон зарождения и распространения трещин (рис. 6, а). В переходном слое ( $\delta \sim 40...100$  мкм) с увеличением расстояния от поверхности образца сохраняется тенденция к уменьшению плотности дислокаций, но это снижение не столь значительно по сравнению с перераспределением в обра-

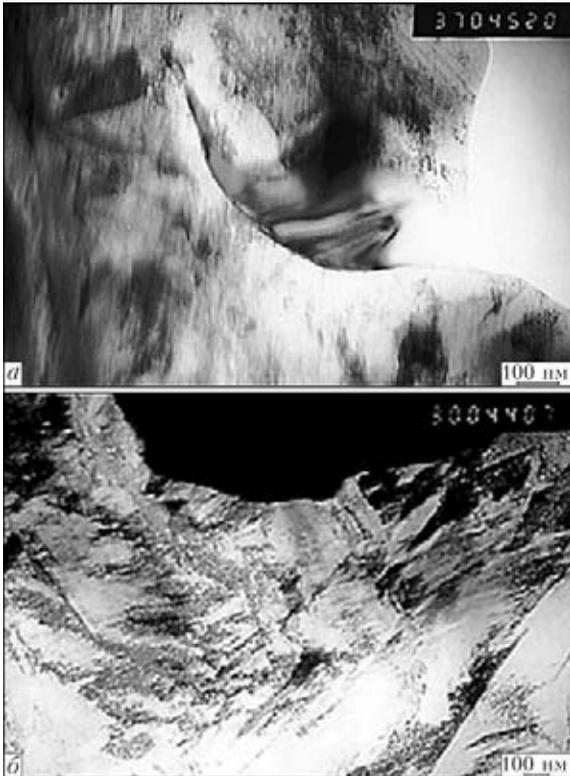


Рис. 6. Микроструктура поверхностных слоев образцов из стали Р6М5 ( $\delta \leq 5$  мкм) после ИПО на режимах I (а,  $\times 37000$ ) и II (б,  $\times 30000$ ), ТЭМ

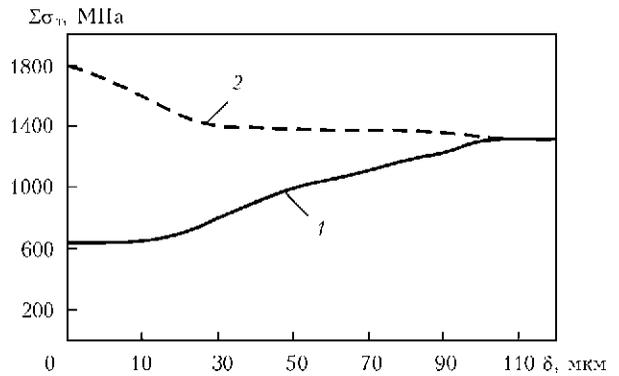


Рис. 7. Изменение средних значений предела текучести  $\Sigma_T$  по глубине обработанных слоев  $\delta$  образцов из стали Р6М5 после ИПО на режимах I (1) и II (2)

гов зарождения и распространения микротрещин, что свидетельствует о значительном упрочнении обработанных слоев.

Для оценки влияния ИПО (различные режимы) на важнейшие эксплуатационные характеристики рабочих поверхностей инструментов из стали Р6М5 проведена расчетно-аналитическая оценка свойств прочности  $\sigma_T$ , вязкости разрушения  $K_{1c}$  и трещиностойкости  $\tau_{л.вн}/\tau_{теор}$  модифицированного слоя стали. Установлено, что после ИПО на режиме I, приводящей к оплавлению поверхностного слоя сплава, снижается общий уровень  $\Sigma\sigma_T$  в обработанной поверхности ( $\delta \leq 40$  мкм) по сравнению с основным металлом на 50 % (640...940 МПа при 1300...1800 МПа в основном металле) (рис. 7). Наблюдаемое снижение прочности сплава в поверхностном слое обусловлено снижением вклада субструктурного упрочнения  $\Delta\sigma_c \sim 190...300$  МПа по сравнению с  $\Delta\sigma_c \sim 590...780$  МПа в основном металле, зеренного  $\Delta\sigma_3 \sim 200...330$  МПа по сравнению с  $\Delta\sigma_3 \sim 280...480$  МПа в основном металле, дислокационного  $\Delta\sigma_d \sim 20...50$  МПа по сравнению с 200 МПа в основном металле. Следовательно, разупрочнение в оплавленном слое сплава (режим I,  $\rho \sim 40$  мкм), обусловлено преимущественно влиянием укрупнения структуры, субструктуры, снижением плотности дислокаций и неравномерным их распределением.

ботанном ИПО слое. Кроме того, наблюдается увеличение микрообъемов со структурой отпуска (субструктура, блоки), что резко контрастирует со структурой основного металла, для которой характерна более мелкодисперсная структура с плотными и равномерно распределенными дислокациями.

Исследованиями тонкой (дислокационной) структуры показано, что ИПО на режиме II приводит к повышению плотности дислокаций в обработанном слое ( $\delta \leq 40$  мкм) до  $\rho \leq 2 \cdot 10^{11}$  см<sup>-2</sup> в мартенсите по сравнению с  $\rho \leq 10^{11}$  см<sup>-2</sup> в основном металле (рис. 4, 5, б), что согласуется с результатами измерения микротвердости. Для зерен остаточного аустенита наблюдается измельчение субструктуры, формирование разориентированной блочной структуры при общей равномерности дислокационной плотности ( $\rho \sim 4 \cdot 10^9$  см<sup>-2</sup>). Показано, что для мартенситных зерен также характерно измельчение субструктуры (ширина реек меньше в 2 раза по сравнению с основным металлом). С увеличением расстояния от поверхности сохраняется тенденция к снижению плотности дислокаций и увеличению микрообъемов со структурой отпуска (субструктура, блоки).

Таким образом, установлено, что в приповерхностных слоях сплава Р6М5 после ИПО на режиме II наблюдается диспергирование структуры, увеличение плотности дислокаций и отсутствие протяженных дислокационных скоплений — оча-

При использовании режима II ИПО по глубине обработанного слоя ( $\delta \sim 0...40$  мкм) общий уровень прочности повышается на 25 % (1400...2160 МПа при 1300...1800 МПа в основном металле). Это обусловлено возрастанием вклада субструктурного ( $\Delta\sigma_c \sim 490...870$  МПа), зеренного ( $\Delta\sigma_3 \sim 440...640$  МПа), дислокационного ( $\Delta\sigma_d \sim 200...283$  МПа) упрочнений, а также упрочнения за счет дисперсных частиц ( $\Delta\sigma_q \sim 60...150$  МПа). Это также обусловлено измельчением структуры, повышением общей плотности дислокаций, а также реализацией механизма дисперсионного упрочнения в приповерхностных слоях сплава.

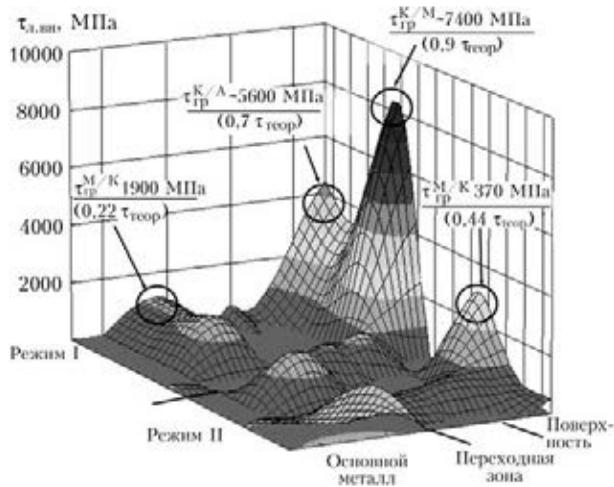


Рис. 8. Уровень локальных внутренних напряжений  $\tau_{л.вн}$  в сопоставлении с теоретической прочностью  $\tau_{теор}$  в приповерхностных слоях и в основном металле образцов из стали Р6М5 в зависимости от режимов ИПО (К/М, К/А — границы сопряжения структур карбид-мартенсит, карбид — аустенит соответственно)

Оценка локальных внутренних напряжений  $\tau_{л.вн}$  и их градиентов  $\Delta\tau_{вн}$  вдоль границ структурных составляющих, соотношение этих значений с теоретической прочностью материала по глубине в слое от обработанной ИПО поверхности до основного сплава Р6М5 приведены на рис. 8.

Показано, что после ИПО сплава Р6М5 на режиме I в приповерхностных слоях ( $\delta \sim 0...40$  мкм от внешней поверхности) при общем снижении плотности дислокаций и разупрочнении наблюдаются наиболее высокие значения  $\tau_{л.вн}$ , формирующиеся на границах сопряжения структур мартенсит/карбид (М/К), что составляет 5600...7400 МПа или  $(0,67...0,9)\tau_{теор}$ . Градиенты локальных внутренних напряжений  $\Delta\tau_{вн}$  по границам этих структурных элементов составляют  $\sim 5200...7000$  МПа и являются потенциальными источниками трещинообразования. После ИПО на режиме II наблюдается повышение  $\rho$  (от  $10^{11}$  до  $2 \cdot 10^{11}$  см $^{-2}$ ) по сравнению с необработанным сплавом при сравнительно равномерном распределении дислокационных скоплений, что не приводит к формированию резких градиентов внутренних напряжений  $\Delta\tau_{л.вн}$ . Такого типа дислокационные скопления соответствуют значениям  $\tau_{л.вн} \sim 1480...3700$  МПа, что составляет  $\sim 0,018...0,44$  от теоретической прочности  $\tau_{теор}$ . При этом максимальные значения  $\tau_{л.вн}$  ( $\sim 3700$  МПа) характерны для границ сопряжения структур М/К и не представляют опасности для трещинообразования.

Роль структурных факторов проявляется и в изменении прочности приповерхностных слоев инструмента из сплава Р6М5, а именно — свойств прочности  $\sigma_T$  в сочетании с характеристикой вязкости  $K_{Ic}$ , что иллюстрируют соответствующие диаграммы (рис. 9). Установлено, что значение  $K_{Ic}$  сплава в модифицированном слое на режиме

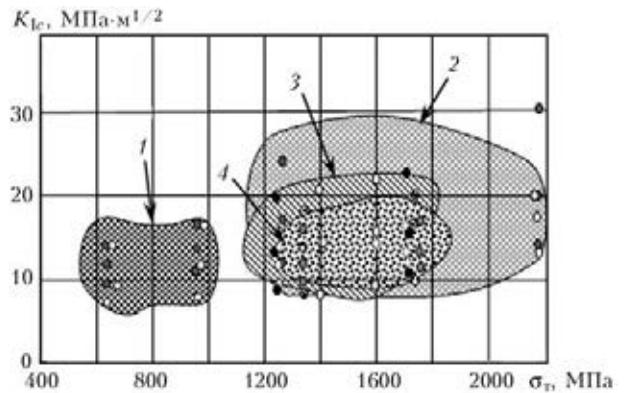


Рис. 9. Изменение прочности  $\sigma_T$  и вязкости  $K_{Ic}$  стали Р6М5 по глубине обработанных слоев ( $\delta \sim 0...100$  мкм) образцов из стали Р6М5 после ИПО на режимах I и II по сравнению с основным металлом: 1 — режим I; 2 — режим II; 3 — переходная область; 4 — основной металл

I (с оплавлением) на 35 % ниже, чем на режиме II (без оплавления). При этом прочностные свойства также снижаются в 1,8 раза. После ИПО на режиме II в модифицированном слое сплава значение  $K_{Ic}$  металла на 15 % выше, чем в основном металле при значительном упрочнении всего слоя.

Таким образом, на основании проведенных исследований и выполненных расчетов установлено, что применение режима II может быть рекомендовано для ИПО быстрорежущей стали Р6М5, поскольку приводит к таким структурно-фазовым изменениям, которые обеспечивают существенное повышение важнейших эксплуатационных свойств: прочности, пластичности и трещиностойкости.

## Выводы

1. Импульсно-плазменная обработка образцов из стали Р6М5 с использованием режима прямого действия импульсного электрического разряда (режим I) приводит к разупрочнению поверхностного слоя.

2. Показано, что на режиме II по глубине слоя обработанной поверхности ( $\delta \sim 0...40$  мкм) общий уровень прочности повышается до 1400...2160 МПа при 1300...1800 МПа в основном металле, что обусловлено вкладом субструктурного ( $\Delta\sigma_c \sim 490...870$  МПа), зеренного ( $\Delta\sigma_z \sim 440...640$  МПа), дислокационного ( $\Delta\sigma_d \sim 200...283$  МПа) механизмов упрочнения, а также упрочнения за счет дисперсных частиц ( $\Delta\sigma_{ч} \sim 60...150$  МПа).

3. Установлено, что высокий уровень прочности и трещиностойкости (до  $\sim 26$  МПа·м $^{1/2}$ ) поверхностного слоя стали Р6М5, после ИПО на режиме II достигается при измельчении ( $D_3 \sim 1...5$  мкм) зеренной структуры стали.

4. Импульсно-плазменная обработка образцов с применением электрического разряда косвенного действия (режим II) улучшает структурно-фазовое состояние модифицированного слоя и повышает комплекс его физико-механических



свойств, поэтому режим II является рекомендуемым для обработки быстрорежущей стали Р6М5.

1. *Массоперенос и фазообразование в металлах при импульсных воздействиях* / В. М. Миронов, В. Ф. Мазанко, Д. С. Герцикен, А. В. Филатов. — Самара: Самар. ун-т, 2001. — 232 с.
2. *Бураков В. В., Федосеенко С. С.* Формирование структур повышенной износостойкости при лазерной закалке металлообрабатывающего инструмента // *Металловедение и термич. обраб. металлов.* — 1983. — № 5. — С. 16–17.
3. *Вольхин С. А.* Влияние структуры инструментальных сталей после закалки и отпуска на параметры лазерно-упрочненных слоев // *Судостроит. пром-сть.* — 1990. — № 23, — С. 44–48.
4. *Собусьяк Т., Соколов К. Н.* Влияние лазерной термической обработки на структуру и свойства быстрорежущей стали // *Пробл. машиностр. и автоматиз.* — 1991. — № 5. — С. 45–53.
5. *Кикин П. Ю., Пчелинцев А. И., Русин Е. Е.* Повышение теплостойкости и износостойкости быстрорежущих сталей лазерным ударно-волновым воздействием // *Физ. и химия обраб. материалов.* — 2003. — № 5. — С. 15–17.
6. *Гуреев Д. М., Ламтин А. П., Чулкин В. Н.* Влияние импульсного лазерного излучения на состояние кобальтовой прослойки твердых сплавов // *Там же.* — 1990. — № 1. — С. 51–54.
7. *Бабушкин В. Б.* Особенности структурообразования в быстрорежущих и высокохромистых штамповых сталях при лазерном нагреве // *Изв. вузов. Сер. Черн. металлургия.* — 1990. — № 4. — С. 68–70.
8. *Структура и механические свойства инструментов из быстрорежущей стали при импульсно-плазменной поверхностной обработке* / Л. И. Маркашова, О. В. Колисниченко, М. Л. Валевиц, Д. Г. Богачев // *Строительство, материаловедение, машиностроение: Сб. науч. тр. — Днепропетровск: ГВУЗ «ПГАСА», 2012. — Вып. 64. — С. 211–220.*
9. *Аналитическая оценка вклада структурных параметров в изменение механических свойств быстрорежущей стали после импульсно-плазменной поверхностной обработке* / Л. И. Маркашова, Ю. Н. Тюрин, О. В. Колисниченко и др. // *Математическое моделирование и информационные технологии в сварке и родственных процессах: Сб. докл. Шестой междунар. конф. / Под ред. В. И. Махненко.* — Киев: ИЭС им. Е. О. Патона, 2012. — С. 49–53.
10. *Cordier-Robert C., Crampon J., Foct J.* Surface alloying of iron by laser melting: microstructure and mechanical properties // *Surface Eng.* — 1998. — **14**, № 5. — P. 381–385.
11. *Чудина О. В., Боровская Т. М.* Упрочнение поверхности сталей легированием при лазерном нагреве с последующей химико-термической обработкой // *Металловедение и термич. обраб. металлов.* — 1994. — № 12. — С. 2–7.
12. *Чудина О. В.* Поверхностное легирование железоуглеродистых сплавов с использованием лазерного нагрева // *Там же.* — 1997. — № 7. — С. 11–14.
13. *Laser coating proven in practice* / U. Ritter, W. Kahrman, R. Kurpfer, R. Glardon // *Surface Eng.* — 1992. — **8**, № 4. — P. 381–385.
14. *Lugscheider E., Boplender H, Krappitz H.* Laser cladding of paste bound hardfacing alloys // *Ibid.* — 1992. — **7**, № 4. — P. 341–344.
15. *Surface treatment of steel by laser transformation hardening* / E. Navara, B. Bengsston, Wen-Ben Li, K. E. Easterling // *Proc. of the Third Intern. congr. on heat treatment of materials, Shanghai, 7–11 Nov., 1983.* — Shanghai: Metal Society, 1984. — P. 40–44.
16. *Твердохлебов Т. Н., Дьяченко В. С.* Влияние условий лазерной обработки на стойкость инструмента из быстрорежущей стали // *Металлорежущее оборудование и инструмент.* — М.: Машиностроение, 1980. — С. 17–21.
17. *Лазерная модификация быстрорежущей стали* / Ханкок И. М. и др. // *Heat Treat–87: Proc. Int. conf., London, 11–15 May, 1987.* — London: Metal Society, 1988. — P. 189–195.
18. *Тюрин Ю. Н., Жадкевич М. Л.* Плазменные упрочняющие технологии. — Киев: Наук. думка, 2008. — 218 с.
19. *Сузуки Х.* О пределе текучести поликристаллических металлов и сплавов // *Структура и механические свойства металлов.* — М.: Металлургия, 1967. — С. 255–260.
20. *Эйби И. Ф.* О напряжении Орована // *Физика прочности и пластичности.* — М.: Металлургия, 1972. — С. 88–107.
21. *Гольдштейн М. И., Литвинов В. С., Бронфин Б. М.* Металлофизика высокопрочных сплавов. — М.: Металлургия, 1986. — 307 с.
22. *Конрад Г.* Модель деформационного упрочнения для объяснения влияния величины зерна на напряжение течения металлов // *Сверхмелкое зерно в металлах / Под ред. Л. К. Гордиенко.* — М.: Металлургия, 1973. — С. 206–219.
23. *Армстронг Р. В.* Прочностные свойства металлов со сверхмелким зерном // *Там же.* — М.: Металлургия, 1973. — С. 11–40.
24. *Petch N. J.* The cleavage strength of polycrystalline // *J. Iron and Steel Inst.* — 1953. — **173**, № 1. — P. 25–28.
25. *Orowan E.* Dislocation in metals. — New York: AIME, 1954. — 103 p.
26. *Ashby M. F.* Mechanisms of deformation and fracture // *Adv. Appl. Mech.* — 1983. — **23**. — P. 118–177.
27. *Келли А., Николсон Р.* Дисперсное твердение. — М.: Металлургия, 1966. — 187 с.
28. *Ebelling R., Ashby M. F.* Yielding and flow of two phase copper alloys // *Phil. Mag.* — 1966. — **13**, № 7. — P. 805–809.
29. *Романив О. Н.* Вязкость разрушения конструкционных сталей. — М.: Металлургия, 1979. — 176 с.
30. *Дислокационные-дисклинационные субструктуры и упрочнения* / Н. А. Конева, Д. В. Лычагин, Л. А. Теплякова, Э. В. Козлов // *Теоретическое и экспериментальное исследование дисклинаций.* — Л.: Изд-во ЛФТИ, 1986. — С. 116–126.
31. *Conrad H.* Effect of grain size on the lower yield and flow stress of iron and steel // *Acta met.* — 1963. — **11**. — P. 75–77.

Поступила в редакцию 06.06.2013