

УДК 621.787.669

СТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ИНСТРУМЕНТОВ ИЗ БЫСТРОРЕЖУЩЕЙ СТАЛИ ПРИ ИМПУЛЬСНО-ПЛАЗМЕННОЙ ПОВЕРХНОСТНОЙ ОБРАБОТКЕ

**Л. И. Маркашова, д. т. н., О. В. Колисниченко, к. т. н.,
М. Л. Валевиц, к. т. н., Д. Г. Богачёв, м. н. с.**

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

Продление ресурса работоспособности инструментов из быстрорежущих сталей - актуальная проблема, для решения которой необходимо обеспечить в рабочих поверхностях оптимальное структурное состояние, способствующее максимальному упрочнению и трещиностойкости [1-3]. В связи с этим, целью настоящей работы является исследование закономерностей формирования структуры и свойств поверхностных упрочненных слоев из быстрорежущей стали Р6М5 после предварительной термической обработки исходного материала с последующим применением различных режимов импульсно-плазменной обработки поверхности. Импульсно-плазменную обработку инструментов из стали Р6М5 проводили на 2-х режимах: № 1 – в режиме прямого действия импульсной дуги (расстояние от плазмотрона до образца 60 мм); № 2 – в режиме косвенного действия (расстояние от плазмотрона до образца 30 мм).

Комплексные исследования позволили не только получить экспериментальную информацию на различных структурных уровнях – от макро- (зёрнового) до микро- (дислокационного), но и выполнить аналитические оценки дифференцированного вклада отдельных структурных параметров (фазового состава, величины зерна, субзерна, плотности дислокаций и т.п.) в изменение общих (интегральных) значений механических характеристик – свойств прочности ($\sigma_{0,2}$), трещиностойкости (K_{Ic}), а также локальных внутренних напряжений ($\tau_{л/вн}$) - потенциальных источников зарождения и распространения трещин в исследуемых структурных микрообластях. Для расчета $\sigma_{0,2}$ использовали уравнение Арчарда [4-13], вязкость разрушения определяли по зависимости [14]: $K_{Ic} = (2 \cdot E \cdot \sigma_T \cdot \delta_k)^{1/2}$, где E – модуль Юнга, σ_T – расчетное упрочнение, δ_k – критическое раскрытие трещины, равное среднему размеру субзерен. Расчетные значения внутренних напряжений оценивали по зависимости [15, 16], где $\tau_{вн} = G \cdot b \cdot h \cdot \rho / [\pi \cdot (1-\nu)]$, при этом, G – модуль сдвига; b – вектор Бюргерса; h – толщина фольги ($2 \cdot 10^{-5}$ см), ν – коэффициент Пуассона, ρ – плотность дислокаций.

Результаты исследований и их обсуждение. На основании изучения структурно-фазовых составляющих, их объемной доли ($V, \%$), размера зерен (D_z) и изменения микротвердости (HV) в образцах, обработанных на различных режимах импульсно-плазменной поверхностной обработки, установлено следующее.

В микроструктуре основного металла (глубиной $\delta > 100$ мкм от поверхности) обнаружены: мартенсит мелкоигольчатый ($D_z \sim 2,5 \dots 10$ мкм и V -

70%), остаточный аустенит ($D_3 \sim 2,5 \dots 10$ мкм и $V - 20\%$) и карбиды ($D_3 \sim 0,5 \dots 20$ мкм и $V - 10\%$). Интегральная микротвердость составляет порядка 7010 МПа. Объемная доля упрочняющих карбидных частиц, расположенных в объемах зерен, составляет 8% при общей доли карбидов в материале - 18%.

Режим №1. Импульсно-плазменная обработка рабочих поверхностей инструмента **с применением плазмотрона прямого действия** (при расстоянии от плазмотрона до образца 60 мм), режим №1, привела к следующим структурно-фазовым изменениям в обработанных поверхностях. Оплавлению поверхностного слоя, глубиной (δ) до ~ 5 мкм. Укрупнению аустенитно-мартенситных структурных составляющих ($D_3 \sim 5 \dots 25$ мкм) в 2...2,5 раза по сравнению с основным металлом по глубине до ~ 40 мкм; общему снижению интегральной микротвердости на 20% ($HV \sim 6200$ МПа) по сравнению с основным металлом по всей глубине (δ от 0 до 40 мкм). Объемная доля упрочняющих карбидных частиц, расположенных в объемах зерен, соответствует их объемной доли в основном металле. Зоны зарождения микротрещин обнаружены в зоне оплавления (т. е на глубине δ до ~ 5 мкм) по границам зерен остаточного аустенита и карбидов.

Режим №2. Импульсно-плазменная обработка рабочих поверхностей инструмента **с применением плазмотрона косвенного действия** (при расстоянии от плазмотрона до образца 30 мм, режим №2) привела к следующим структурно-фазовым изменениям в обработанных поверхностях.

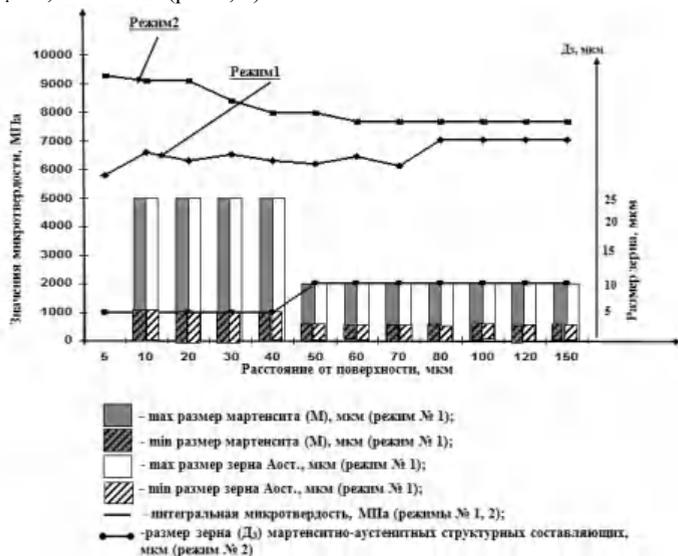
Измельчению в обработанной поверхности глубиной до 40 мкм аустенитно-мартенситных структурных составляющих ($D_3 \sim 1,5 \dots 5$ мкм) в 1,5...2 раза по сравнению с основным металлом; увеличению интегральной микротвердости на 20% ($HV \sim 9200$ МПа) по сравнению с основным металлом. Объемная доля упрочняющих карбидных частиц, расположенных в объемах зерен, соответствует их объемной доли в основном металле. Трещинообразования в обработанных импульсной плазмой поверхностных слоях не наблюдается.

Таким образом, измельчение зерна связано с тем, что происходит легирование аустенита при растворении вторичных карбидов. При этом, первичные карбиды не растворяются и тормозят рост зерна аустенита. Следовательно, при нагреве, близком к температуре плавления, в быстрорежущих сталях сохраняется мелкое зерно. На рис. 1а приведен сравнительный график по интегральной микротвердости и размеру зерен структурных составляющих при двух режимах обработки поверхности стали Р6М5 импульсной плазмой.

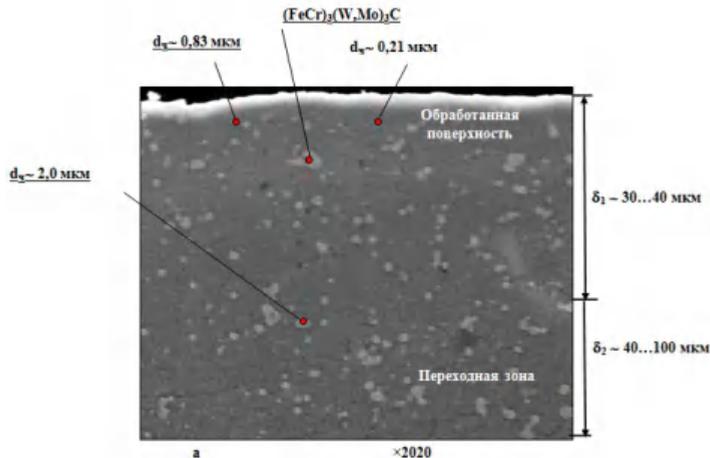
Исследования концентрационных изменений химических элементов (Fe, Cr, W, V, Mo) по глубине (от обработанной поверхности до основного металла) образцов из стали Р6М5, обработанных на режимах №1 и №2 показали следующее.

Наблюдается равномерное распределение химических элементов (W, V, Cr, Mo) по глубине от обработанного слоя до основного металла, что свидетельствует об отсутствии дополнительного легирования приповерхностных слоев за счет материала электрода. Формирующиеся карбидные фазы представляют собой карбиды сложного химического состава типа Me_6C глобуляр-

ной формы $(FeCr)_3(W,Mo)_3C$ с преобладанием вольфрама, с размерами частиц $d_c \sim 0,21 \dots 2$ мкм (рис.1, б).



а



б

Рис. 1. Сравнительный график по интегральной микротвердости и размеру зерен структурных составляющих на двух режимах обработки поверхности стали Р6М5 импульсной плазмой (а). Вид поверхностного (модифицированного) слоя РЭМ (б), $\times 2020$; d – размер карбидных фаз, мкм.

Исследованиями тонкой (дислокационной структуры) установлены изменения фазовых составляющих (мартенсита, аустенита) по глубине обработки (от внешней поверхности к основному металлу) на режиме №1.

Показано, что в слое оплавления ($\delta \sim$ до 5 мкм) происходит укрупнение (кроме зеренной структуры) и размеров субструктурных элементов (блоков, ячеек) при слабой их разориентировке, а также общее уменьшение плотности дислокаций. В обработанной поверхности ($\delta \sim$ до 40 мкм) происходит резкое падение плотности дислокаций (ρ от 10^8 до 10^{10} см⁻²) по всем структурным составляющим, по сравнению с ρ в основном металле, что и объясняет наблюдаемое при оптических исследованиях падение микротвердости (рис. 2а). Наблюдается укрупнение субструктуры в зернах аустенита, сопровождающееся формированием слаборазориентированной блочной структуры при общей неравномерности $\rho \sim (10^8 \dots 10^9$ см⁻²). Для мартенситных зерен также наблюдаются зоны отпуска мартенсита и уменьшение плотности дислокаций и градиентности (ρ от $\sim 10^9$ до 10^{10} см⁻²) в их распределении. Наиболее плотные (при $\rho \sim 2 \dots 4 \cdot 10^{10}$ см⁻²) и протяженные ($l \sim 0,2 \dots 0,3$ мкм) дислокационные скопления наблюдаются вдоль границ контакта карбидных фаз и внутренних объемов аустенитных зерен (где $\rho \sim 10^9$ см⁻²). В переходной зоне ($\delta \sim$ до 40...100 мкм) с увеличением расстояния от поверхности сохраняется тенденция к уменьшению плотности дислокаций (однако не столь значительное по сравнению с распределением в обработанной поверхности) и увеличение микрообъемов со структурой отпуска (субструктура, блоки), что резко контрастирует со структурой основного металла, для которой характерно более мелкодисперсная структура с плотными и равномерно распределенными дислокациями. Для тонкой структуры зоны основного металла (мартенсит отпуска, остаточный аустенит, карбиды) характерно некоторое увеличение (по сравнению с переходной зоной) плотности дислокаций до $\sim 10^{11}$ см⁻².

Исследованиями тонкой (дислокационной) структуры на режиме №2 показано, что в обработанной поверхности (в зоне $\delta \sim$ до 40 мкм) происходит увеличение плотности дислокаций $\rho \sim$ до $2 \cdot 10^{11}$ см⁻² в мартенсите по сравнению с $\rho \sim$ до 10^{11} см⁻² в основном металле, что объясняет наблюдаемое увеличение микротвердости. Для зерен Ауст наблюдается измельчение субструктуры, формирование сильноразориентированной блочной структуры при общей неравномерности ρ ($4 \cdot 10^9$ см⁻²). Для мартенситных зерен также наблюдается измельчение субструктуры (ширины реек в 2 раза по сравнению с основным металлом), рис. 2б. С увеличением расстояния от поверхности сохраняется тенденция к уменьшению плотности дислокаций и увеличению микрообъемов со структурой отпуска (субструктура, блоки).

Таким образом, отмеченные особенности структуры, формирующейся в приповерхностных слоях металла быстрорежущей стали Р6М5 при переходе от внешней поверхности к основному металлу, а именно: общее диспергирование структуры, увеличение плотности в распределении дислокаций при их сравнительной равномерности, а также отсутствие значительных градиентов по дислокационной плотности (ρ) свидетельствуют о весьма значительном уп-

рочнении приповерхностных слоев, причем в локальной по глубине приповерхностной области. Показано, что в ходе упрочнения в приповерхностных слоях отсутствуют очаги зарождения и распространения трещин (не формируются резкие градиенты напряжений, т.е. протяженные дислокационные скопления). Следовательно, данный характер дислокационной структуры должен способствовать обеспечению трещиностойкости в обработанной поверхности.

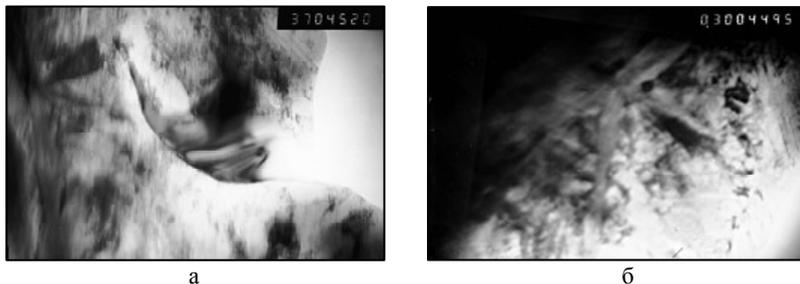


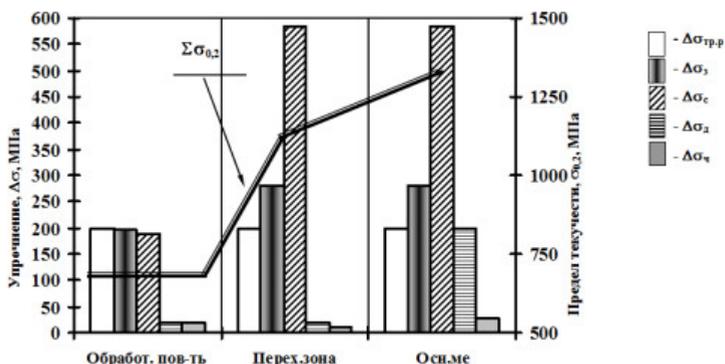
Рис. 3. Тонкая мартенситно-аустенитная (М-А) структура (а, б) обработанных поверхностей стали Р6М5 на режимах №1(а) и №2 (б); а, б - $\delta \sim 5$ мкм от обработанной поверхности, а – оплавление поверхности, $\times 37000$; б – мелкодисперсные структуры $\times 30000$.

Аналитической оценкой свойств прочности ($\sigma_{0,2}$) по глубине обработанных импульсной плазмой поверхностей стали Р6М5 на базе изменения структурных параметров от внешней поверхности до основного металла установлено следующее.

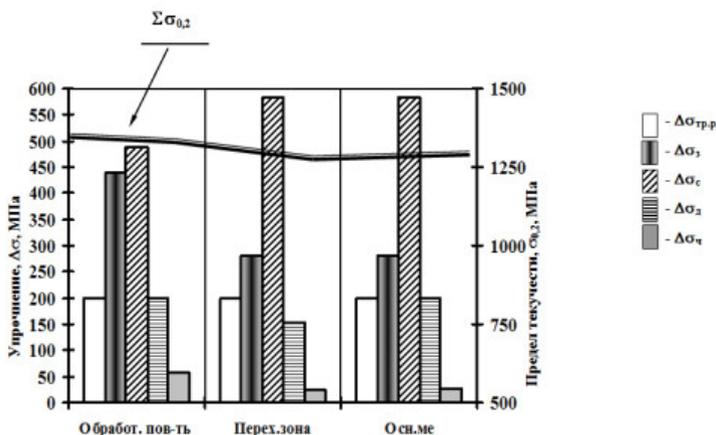
Использование режимов, провоцирующих оплавление и трещинообразование (режим №1). Общий уровень $\Sigma\sigma_{0,2}$ в обработанной поверхности (на $\delta \sim$ до 40 мкм) уменьшается по сравнению с основным металлом на 50% (640...940 МПа при 1300...1800 МПа в основном металле). Наблюдаемое снижение свойств прочности в поверхностных слоях обусловлено, прежде всего, снижением вклада зеренного ($\Delta\sigma_z \sim$ до 200...330 МПа по сравнению с $\Delta\sigma_z \sim$ до 280...480 МПа в основном металле), субструктурного ($\Delta\sigma_c \sim$ до 190...300 МПа по сравнению с $\Delta\sigma_c \sim$ до 590...780 МПа в основном металле) упрочнений, дислокационного упрочнения ($\Delta\sigma_d \sim$ до 20...50 МПа по сравнению с 200 МПа в основном металле). Таким образом, разупрочнение в обработанной поверхности, глубиной до ~ 40 мкм обусловлено преимущественно влиянием укрупнения структуры, субструктуры, уменьшение плотности дислокаций и градиентности в их распределении, рис.3а.

При оптимальном режиме (режим №2) по глубине обработанной поверхности (δ -от 0 до 40 мкм), т.е. при переходе от внешней поверхности к основному металлу общий уровень прочности повышается на 25% (1400...2160 МПа при 1300 ...1800 МПа в основном металле), что обусловлено возрастанием вклада зеренного ($\Delta\sigma_z \sim$ до 440..640 МПа), субструктурного ($\Delta\sigma_c \sim$ до 490...870 МПа), дислокационного ($\Delta\sigma_d \sim$ до 200...283 МПа) упрочнений, а так-

же упрочнения за счёт дисперсных частиц ($\Delta\sigma_y \sim$ до 60...150 МПа). Последнее обусловлено преимущественно влиянием измельчения структуры, повышением общей плотности дислокаций, а также за счет дисперсионного упрочнения в приповерхностных слоях, обработанных импульсной плазмой (рис.3б).



а



б

Рис. 3. Гистограмма, отражающая влияние структурных параметров (D_s , d_c , ρ и т.п.) на прочностные ($\Delta\sigma_y$) свойства и их интегральное ($\Sigma\sigma_{0,2}$) изменение по глубине металла Р6М5, обработанного импульсной плазмой на оптимальном режиме №2 по сравнению с основным металлом.

Результаты расчетных оценок локальных внутренних напряжений ($\tau_{л/вн}$) и их градиентов ($\Delta\tau_{вн}$) вдоль границ структурных составляющих, а также соотношение этих значений к теоретической прочности материала, по глубине от

внешней обработанной поверхности до основного металла инструментов из стали Р6М5 в зонах с минимальными (режим №2) и максимальными (режим №1) структурными изменениями показывают следующее, рисунке 4.

При обработке стали Р6М5 на режиме №1 в приповерхностных слоях ($\delta \sim 0...40$ мкм от внешней поверхности) при общем падении плотности дислокаций и разупрочнении наблюдаются наиболее высокие значения $\tau_{Л/ВН}$, формирующиеся на границах сопряжения структур мартенсит/карбид (М/К) и соответствующие $\sim 5600...7400$ МПа, что составляет $\sim (0,67...0,9)\tau_{теор}$. Градиенты локальных внутренних напряжений ($\Delta\tau_{ВН}$) по границам этих структурных элементов составляют порядка $\sim 5200...7000$ МПа и являются потенциальными источниками трещинообразования.

Рассмотрим уровень локальных внутренних напряжений, формирующийся в обработанной поверхности стали Р6М5 на режиме №2, рисунке 4. По сравнению с основным металлом, в нем наблюдается некоторое повышение плотности дислокаций ρ от $\sim 10^{11} \text{ см}^{-2}$ до $\sim 2 \times 10^{11} \text{ см}^{-2}$ при сравнительно равномерном распределении дислокационных скоплений, что не приводит к формированию по глубине (от поверхности к основному металлу) резких градиентов внутренних напряжений ($\Delta\tau_{Л/ВН}$). Такого типа дислокационные скопления соответствуют значениям $\tau_{Л/ВН}$ порядка 1480...3700 МПа, что составляет $\sim 0,018...0,44$ от теоретической прочности ($\tau_{теор}$). При этом, максимальные всплески $\tau_{Л/ВН}$ (~ 3700 МПа) характерны для границ сопряжения структур мартенсит/карбид, и не представляют опасности трещинообразования.

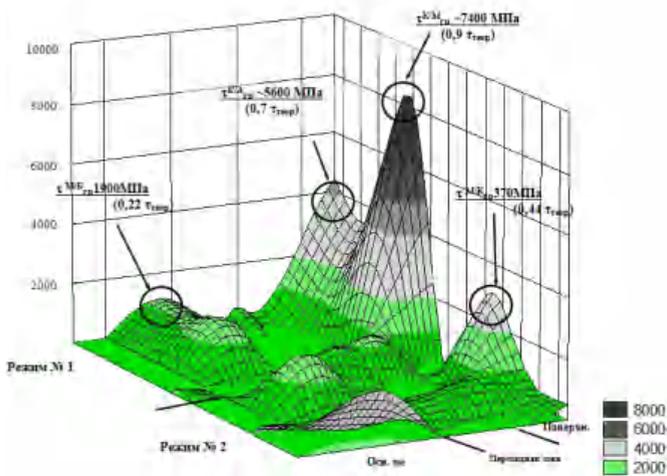
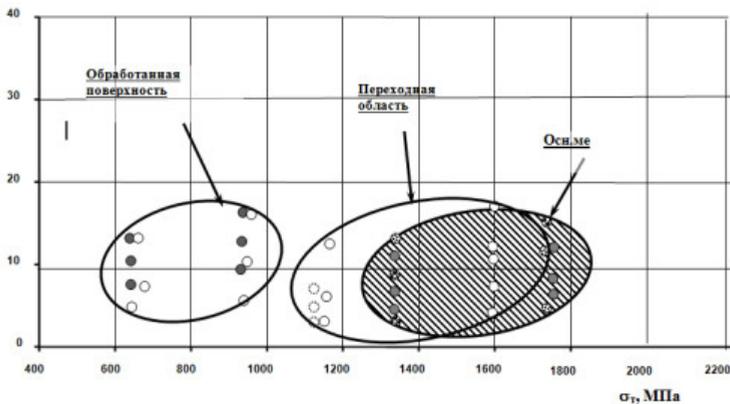


Рис. 4. Диаграмма, характеризующая уровень локальных внутренних напряжений ($\tau_{ВН}$) в сопоставлении их с теоретической прочностью ($\tau_{теор}$), формирующихся в приповерхностных слоях стали Р6М5 (на глубине $\delta \sim 0...40$ мкм от внешней поверхности) в зависимости от структурных изменений (минимальных – режим №2; максимальных – режим №1).

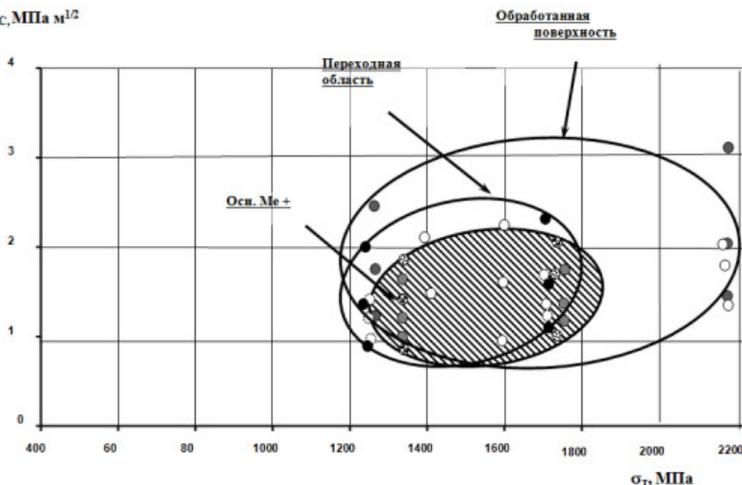
Роль структурных факторов проявляется и в изменении конструктивной прочности приповерхностных слоев инструментов из быстрорежущей стали Р6М5, обработанных импульсной плазмой, в процессе эксплуатации, а именно – свойств прочности (σ_T) в сочетании с характеристикой вязкости (коэффициент интенсивности напряжений, K_{IC}), что иллюстрируют соответствующие диаграммы рисунке 5.

$K_{IC}, \text{МПа м}^{1/2}$



а

$K_{IC}, \text{МПа м}^{1/2}$



б

Рис. 5. Диаграммы изменения свойств прочности (σ_T) и вязкости (K_{IC}) по глубине обработанной поверхности ($\delta \sim 0 \dots 100$ мкм) при режимах №1(а) и №2 (б) по сравнению с основным металлом.

Установлено, что значение K_{1C} металла в обработанной поверхности на режиме 1 (с оплавлением) на 35% ниже, чем на режиме 2 (оптимальный вариант). При этом, прочностные свойства также снижаются в 1,8 раза. На режиме 2 в обработанной поверхности значение K_{1C} металла на 15% выше, чем в основном металле при значительном упрочнении обработанной поверхности.

Выводы.

1. **Исследования показали, что использование режима №1 с применением** плазмотрона прямого действия приводит к разупрочнению поверхностного слоя.
2. Обработка на режиме №2 (плазмотрон косвенного действия) способствует улучшению структурно-фазового состояния обработанных поверхностей и повышению комплекса физико-механических свойств.
3. Выявлены основные структурные факторы, определяющие изменение свойств прочности ($\sigma_{0,2}$) в рабочих поверхностях инструментов из быстрорежущей стали Р6М5 относительно свойств основного металла. Показано, что при оптимальном режиме (режим №2) по глубине обработанной поверхности (δ от 0 до 40 мкм) общий уровень прочности повышается до 1400...2160 МПа при 1300...1800 МПа в основном металле, что обусловлено возрастанием вклада зеренного ($\Delta\sigma_z \sim$ до 440...640 МПа), субструктурного ($\Delta\sigma_c \sim$ до 490...870 МПа), дислокационного ($\Delta\sigma_d \sim$ до 200...283 МПа) упрочнений, а также упрочнения за счёт дисперсных частиц ($\Delta\sigma_q \sim$ до 60...150 МПа).
4. Установлено, что высокий уровень вязкости и трещиностойкости (до ~ 26 МПа^{1/2}) поверхностей стали Р6М5, обработанных на оптимальном режиме, достигается при технологических режимах импульсного упрочнения, обеспечивающих измельчение (D_z до ~ 1...3 мкм) зеренной структуры в зоне импульсной обработки рабочих поверхностей.

ИСПОЛЬЗОВАННАЯ ЛИТЕРАТУРА

1. Нансок I.M. и др. Лазерная модификация быстрорежущей стали. Heat Treat '87: Proc. Unt. Conf., London 11-15 May, 1987. London, 1988, с. 189-195.
2. Бабушкин В.Б. Особенности структурообразования в быстрорежущих и высокохромистых штамповых сталях при лазерном нагреве. Изв. вузов "Черная металлургия", 1990, N 4, с. 68-70.
3. Собусьяк Т., Соколов К.Н. Влияние лазерной термической обработки на структуру и свойства быстрорежущей стали. Сб. "Проблемы машиностроения и автоматизации", 1991, N 5, с.

4. Сузуки Х. О пределе текучести поликристаллических металлов и сплавов // Структура и механические свойства металлов. – М.: Металлургия, 1967. – С. 255 – 260.
5. Эшби И. Ф. О напряжении Орована // Физика прочности и пластичности. – М.: Металлургия, 1972. – С. 88 – 107.
6. Гольдштейн М. И., Литвинов В. С., Бронфин Б. М. Металлофизика высокопрочных сплавов. – М.: Металлургия, 1986. – 307 с.
7. Конрад Г. Модель деформационного упрочнения для объяснения влияния величины зерна на напряжение течения металлов // Сверхмелкое зерно в металлах / Под ред. Л.К.Гордиенк., – М.: Металлургия, 1973. – С. 206 – 219.
8. Армстронг Р. В. Прочностные свойства металлов со сверхмелким зерном // Сверхмелкое зерно в металлах. – М.: Металлургия, 1973. – С. 11 – 40.
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. Ashby M. F. Mechanisms of deformation and fracture // Adv. Appl. Mech. – 1983. – 23. – P. 118 – 177.
12. Келли А., Николсон Р. Дисперсное твердение. – М.: Металлургия, 1966. – 187.
13. Ebelling R., Ashby M. F. Yielding and flow of two phase copper alloys // Phil. Mag. – 1966. – 13, № 7. – P. 805 – 809.
14. Романив О.Н. Вязкость разрушения конструкционных сталей.- М.: Металлургия, 1979.- 176с.
15. Конева Н.А., Лычагин Д.В., Теплякова Л.А., Козлов Э.В. // Теоретическое и экспериментальное исследование дисклинаций. – Л.: Изд-во ЛФТИ.- 1986. – С. 116.
16. H. Conrad. Effect of grain size on the lower yield and flow stress of iron and steel. Acta metallurgica, 1963, 11, P.75-77.