

## МАШИНОБУДУВАННЯ ТА МЕТАЛООБРОБКА

УДК 621.791.92

© Самотугин С.С.<sup>1</sup>, Гагарин В.А.<sup>2</sup>, Мазур В.А.<sup>3</sup>, Нестеров О.Ю.<sup>4</sup>

### МЕТАЛЛОГРАФИЧЕСКИЕ ИССЛЕДОВАНИЯ УПРОЧНЕННЫХ СЛОЕВ ПОСЛЕ ПОВЕРХНОСТНОЙ ОБРАБОТКИ ВЫСОКОКОНЦЕНТРИРОВАННОЙ ПЛАЗМЕННОЙ СТРУЕЙ

*Исследовалось микроструктура углеродистых и легированных сталей с различным содержанием углерода до и после градиентного упрочнения высококонцентрированной плазменной струей. Показано, что получаемая после поверхностной закалки структура имеет значительно меньшие размеры зерен по сравнению с объемной закалкой.*

**Ключевые слова:** плазменная закалка, микроструктура, градиентный слой, размер зерна, мартенсит, микротвердость.

*Самотугин С.С., Гагарин В.А., Мазур В.А., Нестеров О.Ю. Металлографічні дослідження зміцнених шарів після поверхневої обробки висококонцентрованим плазмовим струменем. Досліджувалась микроструктура вуглецевих і легованих сталей з різним вмістом вуглецю до і після градієнтного зміцнення висококонцентрованим плазмовим струменем. Показано, що отримується після поверхневого гарту структура має значно менші розміри зерен у порівнянні з об'ємним загартуванням.*

**Ключові слова:** плазмовий гарт, микроструктура, градієнтний шар, розмір зерна, мартенсит, микротвердість.

*S.S. Samotugin, V.A. Haharin, V.A. Mazur, O.Yu. Nesterov. Metallographic examination of hardened layers after surface treatments by highly concentrated plasma jet. The microstructure of carbon and alloy steels with various carbon contents before and after the gradient hardening by means of highly concentrated plasma jet have been investigated. It is shown that the resulting structure after the surface hardening has a substantially smaller grain size as compared to the bulk hardening. The steels with different carbon content, that is hypoeutectic steels 45 and 50HN, eutectic steels – M76, U8, hypereutectoid steels – 90HF, U10 have been researched. Processing was carried out under the optimal conditions to ensure the highest hardness of the surface without melting. Metallographical studies were carried out using optical and scanning electron microscopes. High-dispersed martensite is the main structural component for hypoeutectic steels. Despite the fact that the heating temperature and the cooling rate in different parts of the plasma exposure zone differ greatly, the structure of the tempered zone is uniform by both the degree of dispersion and by the values of hardness. Plasma treatment of eutectic steels results in fine-grained structure of martensite of mainly lamellar morphology. High-dispersed martensite with microparticles of secondary carbides is characteristic of the hardened zones for hypereutectic steels. But austenite grains do not grow at heating as it usually happens in bulk hardening. The structure of the transition zone corresponds to part-hardened steels. So excess ferrite as well as martensite retains in hypoeutectic steels while excess cementite retains in hypereutectic steels. Eutectic steels are free from the intercritical interval, and the transition zone does not practically develop, there being a very sharp boundary between the zone of full hardening and the parent metal. Due to*

<sup>1</sup> д-р техн. наук, професор, ГВУЗ «Приазовський державний технічний університет», г. Мариуполь

<sup>2</sup> ассистент, ГВУЗ «Приазовський державний технічний університет», г. Мариуполь

<sup>3</sup> канд. техн. наук, доцент, ГВУЗ «Приазовський державний технічний університет», г. Мариуполь

<sup>4</sup> канд. техн. наук, доцент, ГВУЗ «Приазовський державний технічний університет», г. Мариуполь

*this structure of the plasma hardening zone of the surface layer there arises 3,5...4,5-fold increase in the hardness of the steel as compared with the normalized condition. This is due to the increase in the degree of saturation of the solid solution with alloying elements and carbon, and size-reduction of the hardened structure.*

**Keywords:** *plasma hardening, microstructure, gradient layer, grain size, martensite, micro-hardness.*

**Постановка проблеми.** Применение плазменного поверхностного упрочнения для повышения комплекса свойств поверхностного слоя упрочняемых деталей требует всестороннего изучения изменений, происходящих в структуре металла, подвергающегося скоростному нагреву и охлаждению.

**Анализ последних исследований и публикаций.** Сущность способа плазменного поверхностного упрочнения сталей заключается в локальном высококонцентрированном нагреве струей дуговой плазмы, быстром естественном охлаждении материала за счет теплопроводности и протекании при этом процесса закалки в поверхностном слое [1].

Для получения мартенсита в сплавах железа с углеродом в температурном интервале минимальной устойчивости аустенита скорость охлаждения должна превышать критическую, которая для большинства сталей находится в интервале 50...200°С/с. Основной отличительной особенностью плазменной поверхностной закалки является достижение очень высоких значений скорости нагрева и охлаждения – 10<sup>4</sup>...10<sup>6</sup>°С/с. Многократное увеличение скорости охлаждения не приводит к образованию новых фаз и структур – при плазменной закалке в стали имеются те же фазы и структуры, что и при обычной закалке: мартенсит, остаточный аустенит, карбиды [2]. Однако существенно изменяются их параметры: увеличивается степень дисперсности, плотность дислокаций, период кристаллической решетки и степень тетрагональности мартенсита. Это обуславливает получение более высокой степени упрочнения (более высокой твердости), чем при объемной закалке [3, 4].

**Цель статьи.** Изучение влияния плазменной поверхностной обработки высококонцентрированной плазменной струей на микроструктуру, размер зерна, микротвердость сталей с различным содержанием углерода.

**Изложение основного материала.** Особенности фазовых и структурных превращений при плазменной закалке исследованы для широкого круга конструкционных и низколегированных сталей с различным содержанием углерода и легирующих элементов: сталь 45, 50ХН, М76 (рельсовая сталь с 0,75% С и 0,98% Мп), У8, 90ХФ, У10. Исходное состояние исследованных сталей – состояние поставки (нормализация). Оптимальные режимы плазменного упрочнения образцов, обеспечивающие наиболее высокую твердость без оплавления поверхности, выбирались расчетным путем с последующей экспериментальной отработкой. На микрошлифах, приготовленных в сечении, перпендикулярном направлению обработки, выполнялись замеры твердости по Виккерсу и металлографические исследования на оптических микроскопах МИМ-8м, «Neophot-21» и растровом электронном микроскопе: РЭМ-100У. Для сравнения образцы исследованных сталей подвергались также объемной закалке в печи по оптимальным для каждой марки режимам [3]. В таблице приведены режимы упрочнения сталей и полученные значения твердости.

Таблица

Режимы упрочнения и твердость сталей

Марка стали	Режим объемной закалки		Твердость HV		
	T <sub>з</sub> , °С	Охлаждающая среда	В исходном состоянии	После объемной закалки	После плазменной обработки
45	850	вода	165-180	620-635	805-815
50ХН	850	масло	195-210	665-680	840-855
У8	800	масло	205-220	740-755	865-885
М76	800	вода	220-235	720-740	870-885
90ХФ	850	масло	235-260	750-765	880-900
У10	800	масло	205-225	715-735	870-885

В результате единичного воздействия (прохода) плазменной струи на поверхности стали образуется упрочненная зона (т. н. зона плазменного воздействия – ЗПВ), которая состоит из закаленной и переходной зон. При упрочнении с оплавлением в верхней части ЗПВ образуется оплавленная зона – зона закалки из жидкого состояния. ЗПВ имеет форму сегмента окружности (рис. 1), что вызвано нормальным (гауссовским) распределением мощности плазменной струи по площади пятна нагрева. Размеры ЗПВ и ее составляющих и характер изменения твердости в ЗПВ зависят, кроме режима обработки, от состава стали и исходного состояния.

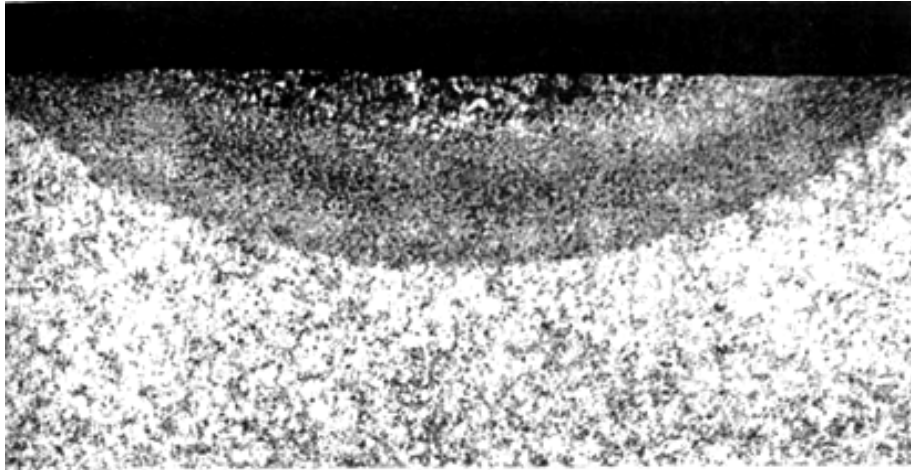


Рис. 1 – Макроструктура упрочненной зоны на стали 45,  $\times 15$

При обработке без оплавления поверхности глубина ЗПВ составляет 2,5...3,5 мм, ширина – в пределах 10...15 мм; при обработке с оплавлением размеры ЗПВ могут быть увеличены за счет появления поверхностной оплавленной зоны (рис. 1) и увеличения размеров зоны закалки в твердом состоянии. При этом размеры переходной зоны практически не изменяются. При обработке с оплавлением глубина ЗПВ может достигать 5...6 мм и более в зависимости от степени оплавления, а ширина, соответственно, – до 20 мм.

Поскольку для деталей оборудования важным условием является сохранение исходного качества поверхности, то в настоящей работе вариант упрочнения поверхности с оплавлением поверхности не рассматривался.

Микроструктура исследованных доэвтектоидных сталей представлена на рис. 2. В исходном состоянии стали 45 и 50ХН имеют структуру пластинчатый перлит + феррит в виде сплошной или разорванной сетки (рис. 2, а, в). После объемной закалки все стали имеют структуру мартенсита преимущественно игольчатой (пластинчатой) морфологии. Основной структурной составляющей зоны плазменной закалки также является мартенсит. Независимо от состава и исходного состояния сталей он характеризуется очень высокой степенью дисперсности (т. н. бесструктурный мартенсит) (рис. 2, б, г) [3].

Температура нагрева и скорость охлаждения в разных точках ЗПВ существенно отличаются. Однако, несмотря на это, структура закаленной зоны однородна как по степени дисперсности, так и по значениям твердости.

При плазменном нагреве доэвтектоидной стали выше температуры  $A_{c1}$  одновременно идут два процесса: превращение перлита в аустенит и превращение избыточного феррита в аустенит. Образование аустенита начинается в перлитных участках путем растворения цементита. Превращение избыточного феррита в аустенит начинается с образования зародышей аустенита на межфазной границе  $\Phi_{изб}$ -П. В нижней части ЗПВ это превращение не идет до конца и в структуре (в т. н. переходной зоне) сохраняется избыточный феррит - в виде сетки в сталях 45 и 50ХН (рис. 3, а, б).

В структуре углеродистых сталей эвтектоидного состава избыточные фазы (феррит, цементит) отсутствуют, поэтому при скоростном плазменном нагреве основным является превращение зернистого или пластинчатого перлита в аустенит. Достижимый уровень эксплуатационных свойств упрочненных сталей при этом определяется полнотой и кинетикой  $P \rightarrow A$ -

превращения. В исходном состоянии эвтектоидная рельсовая сталь М76 имеет структуру пластинчатого перлита (рис. 4, а), а стали У8 и 90ХФ – преимущественно зернистого перлита с отдельными крупными зернами пластинчатого перлита (рис. 4, в, д). После объемной закалки от стандартных температур стали приобретают достаточно высокую твердость и структуру крупноиглообразного (сталь 90ХФ – пластинчатого) мартенсита.

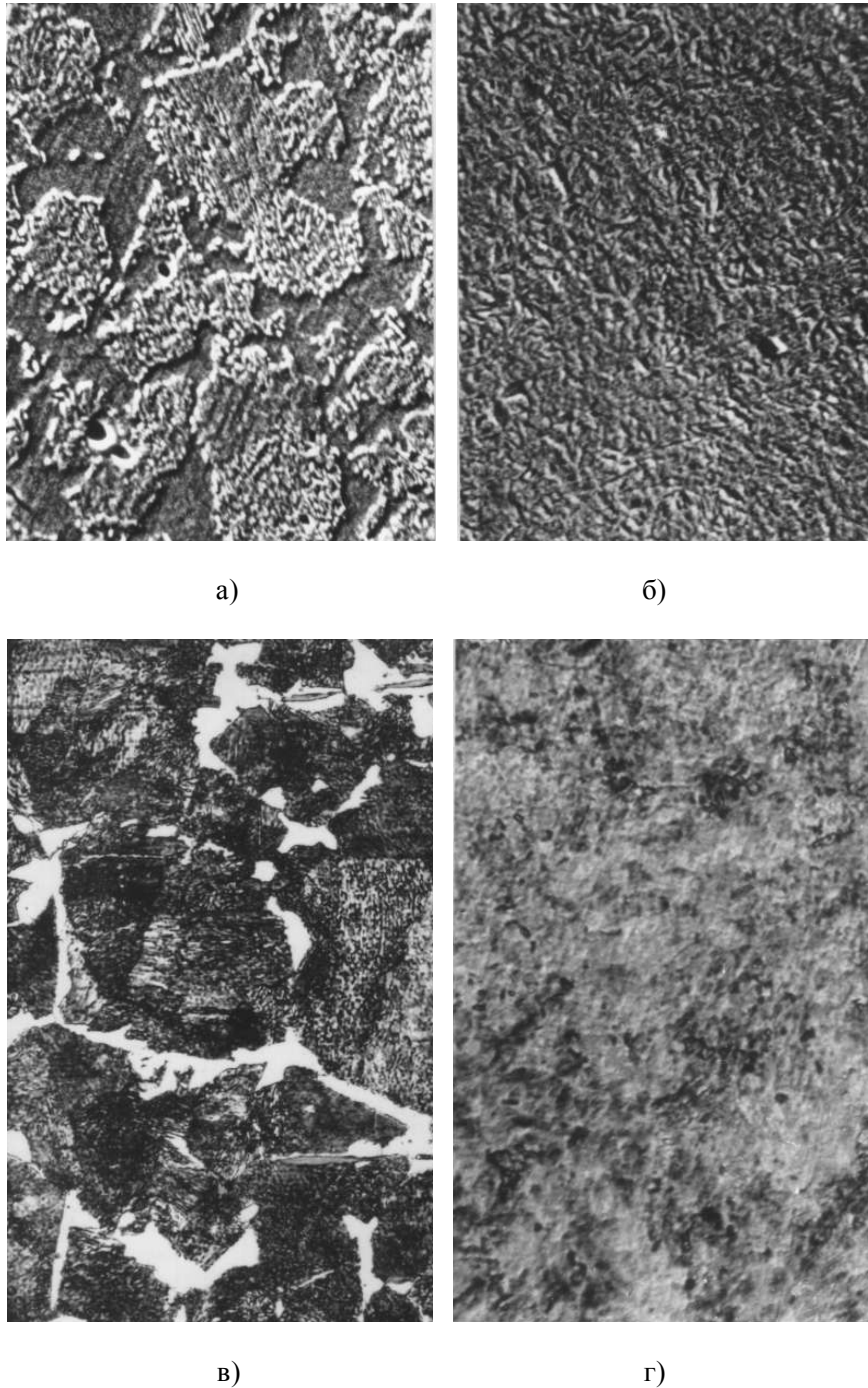


Рис. 2 – Микроструктура доэвтектоидных сталей: а, б – сталь 45; в, г – сталь 50ХН; а, в – в исходном состоянии; в, г – после плазменного упрочнения; а, б –  $\times 400$  (растровый электронный микроскоп), в –  $\times 320$ , г –  $\times 600$

Плазменная закалка эвтектоидных сталей приводит к получению структуры высокодисперсного мартенсита преимущественно пластинчатой морфологии (рис. 4, б, г, е) и более высокой твердости по сравнению с объемной закалкой (табл.) [1].

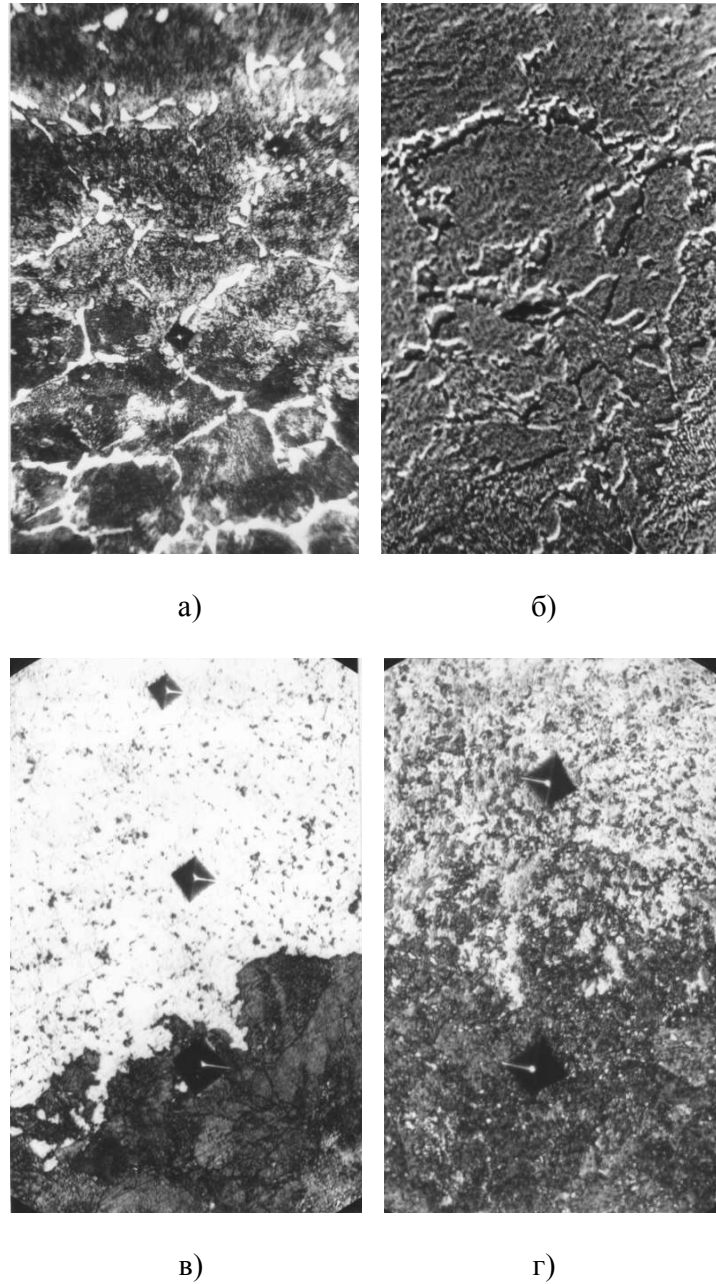


Рис. 3 – Микроструктура переходної зони при плазменній зацілці сталей: а – сталь 45, б – сталь 50ХН, в – сталь М76, г – сталь 90ХФ; а –  $\times 200$ ; б –  $\times 400$ , в –  $\times 320$ , г –  $\times 600$

Скоростний плазменний нагрів високоуглеродистих сталей до температур, близьких к  $T_{пл}$ , викликає більш інтенсивне, ніж при об'ємній зацілці, розчинення первинних карбидів і додаткове легирование твердого розчину углеродом і легируючими елементами. Нагрів до дуже високої температури при крайнє малій довготривалості виходження (по розрахунковим оцінкам порядку 0,1...0,01 с) не викликає зростання зерна аустеніта (як при об'ємній зацілці з перегрівом) – структура зацілленої зони має високу ступінь дисперсності і однорідна по всьому об'єму ЗПВ – впродовж до границі з вихідним металом (рис. 3). Границі аустенітних зерен в структурі зацілленої зони металлографічно не виявляються (рис. 4, б, г, е).

Більшій практичеській інтерес представляє плазменна обробка углеродистих і інструментальних сталей заэвтектоїдного складу. Исследованная сталь У10 в нормалізованому стані має структуру мелкопластинчатого перліта з розірваною сіткою і окремими крупними частинками цементита (рис. 5, а). Для таких сталей оптимальною вважається зацілка с

нагревом до температур межкритического интервала – на 50...70°C выше  $A_c$  [2]. В результате закаленная сталь имеет структуру мартенсит+цементит и достаточно высокую твердость (табл.). Нагрев до более высоких температур (выше  $A_{c1}$ ) приводит к более полному растворению цементита, росту зерна и увеличению содержания остаточного аустенита, что не способствует повышению твердости и резко увеличивает хрупкость.

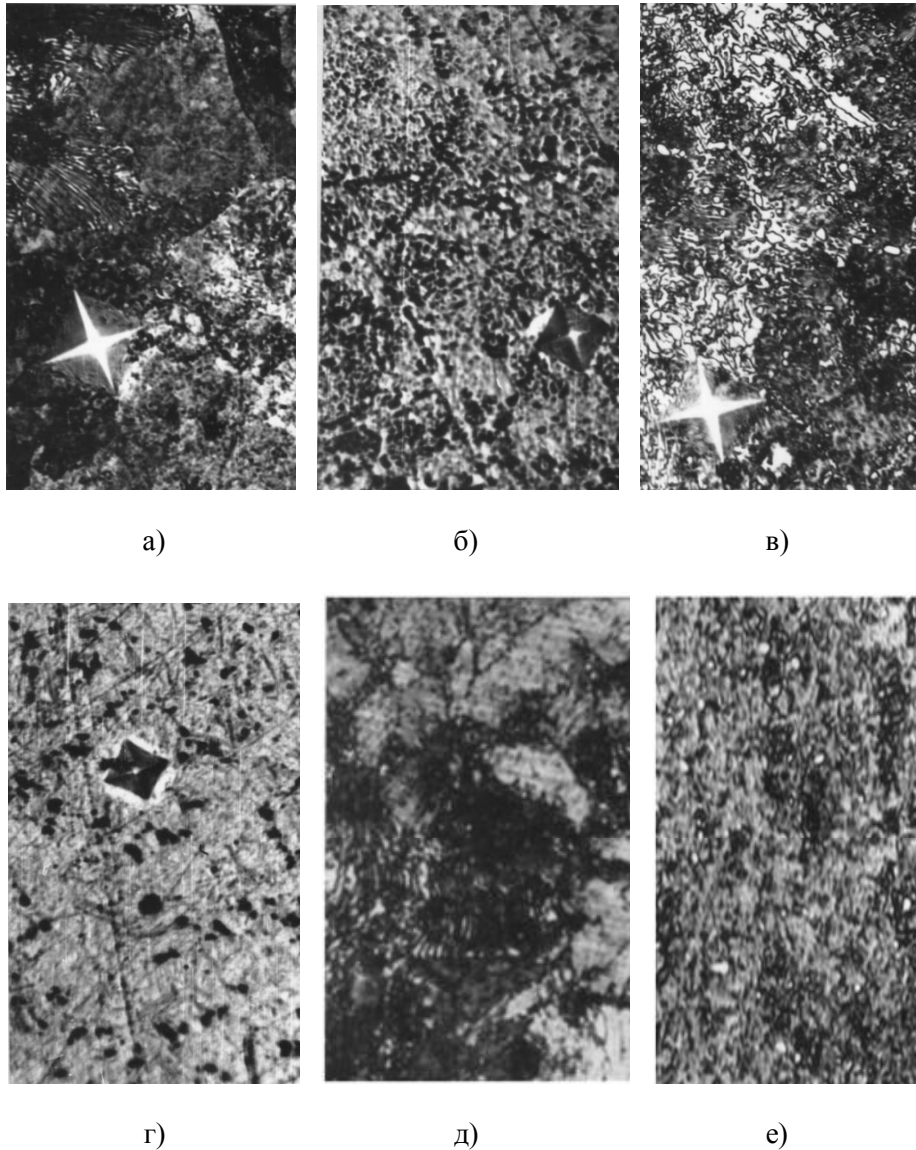


Рис. 4 – Микроструктура углеродистых и инструментальных сталей эвтектоидного состава: а, б – М76; в, г – У8; д, е – 90ХФ; а, в, д – в исходном состоянии; б, г, е – после плазменного упрочнения; а, б –  $\times 1000$ , д, е –  $\times 500$

При скоростном плазменном нагреве заэвтектоидной стали У10 до температуры  $A_{c1}$  и выше одновременно идут два процесса: превращение  $P \rightarrow A$ , аналогично эвтектоидной стали, и растворение избыточного цементита, которое начинается на его границе с перлитным ферритом. Это, в свою очередь, может приводить к некоторому ускорению превращения  $P \rightarrow A$ . После завершения превращения  $P \rightarrow A$  и выравнивания концентрации углерода по бывшему перлитному зерну процесс растворения избыточного цементита ускоряется [4]. Увеличение температуры плазменного нагрева вплоть до  $T_{пл}$  приводит к практически полному растворению избыточного цементита (отдельные фрагменты нерастворившихся цементитных частиц сохраняются лишь в нижних слоях ЗПВ – вблизи исходного металла, рис. 5, б). В отсутствие цементитных частиц рост зерна аустенита при перегреве не происходит – структура зоны плазменной





**Выводы**

Проведенные металлографические исследования показывают, что обработка поверхности сталей высококонцентрированной плазменной струей является одним из наиболее эффективных методов поверхностного упрочнения, позволяющим получить в поверхностных слоях мелкодисперсную структуру с повышенными служебными характеристиками.

Изучена структура углеродистых сталей с различным содержанием углерода. Исследовано распределение микротвердости по ширине упрочненной зоны и при их пересечении.

**Список использованных источников:**

1. Григорьянц А.Г. Методы поверхностной лазерной обработки / А.Г. Григорьянц, А.Н. Сафонов. – М. : Высшая школа, 1987. – 191 с.
2. Гуляев А.П. Металловедение / А.П. Гуляев. – М. : Metallurgia, 1986. – 544 с.
3. Самотугин С.С. Плазменное упрочнение инструментальных материалов / С.С. Самотугин, Л.К. Лещинский. – Донецк : Новый мир, 2002. – 338 с.
4. Самотугин С.С. Структура и характер разрушения сварных соединений, наплавленных и упрочненных материалов // С.С. Самотугин, Л.К. Лещинский, Н.Х. Соляник. – Мариуполь : ПГТУ, 1996. – 179 с.

**References:**

1. Grigoryanc A.G. *Metody poverkhnostnoi lazernoi obrabotki* [Methods of surface laser treatment]. Moscow, Vicshaya shkola Publ., 1987. 191p. (Rus.)
2. Gulyaev A.P. *Metallovedenie* [Physical metallurgy]. Moscow, Metallurgii Publ., 1986. 544 p. (Rus.)
3. Samotugin S.S. *Plazmennoe uprochnenie instrumentalnykh materialov* [Plasma hardening of tool materials]. Donetsk, Noviy mir Publ., 2002. 338 p. (Rus.)
4. Samotugin S.S. *Struktura i kharakter razrusheniia svarnikh soedinenii, naplavlennykh i uprochnionnykh materiallov* [The structure and nature of the destruction of the welded joints, weld and hardened materials]. Mariupol, PGTU Publ., 1996. 179 p. (Rus.)

Рецензент: В.В. Суглобов  
д-р техн. наук, проф., ГВУЗ «ПГТУ»

Статья поступила 01.02.2017

УДК 621.658.012.531

© Самотугин С.С.<sup>1</sup>, Христенко О.А.<sup>2</sup>

**ПЛАЗМЕННОЕ МОДИФИЦИРОВАНИЕ РЕЗЬБОНАРЕЗНОГО  
ИНСТРУМЕНТА**

*Представлена комплексная модель процесса упрочнения резьбонарезного плоского инструмента при высокоскоростном плазменном нагреве, включающая математическое описание процесса нагрева. Показан характер распространения тепла в зоне термического влияния, а также приведены зависимости для определения температуры в произвольной точке тела, что позволяет максимально приблизить результаты моделирования к реальным физическим характеристикам процесса. Предложена реализация модели при помощи компьютерного моделирования, базирующейся на использовании метода конечных элементов.*

**Ключевые слова:** плазма, упрочнение, источник нагрева, модель, инструмент, клин.

<sup>1</sup> д-р техн. наук, профессор, ГВУЗ «Приазовский государственный технический университет», г. Мариуполь

<sup>2</sup> мл. науч. сотр., ГВУЗ «Приазовский государственный технический университет», г. Мариуполь,  
[khrystenko.olga@gmail.com](mailto:khrystenko.olga@gmail.com)