

Упрочнение износостойкого высокохромистого чугуна при поверхностном модифицировании плазменной обработкой

В. Г. Ефременко^{а,1}, Ю. Г. Чабак^а, А. Е. Карандзалис^б, А. Лекату^б, И. А. Вакуленко^в,
В. А. Мазур^а, В. И. Федун^а

^а Приазовский государственный технический университет, Мариуполь, Украина

^б Университет г. Янина, Греция

^в Днепропетровский национальный университет железнодорожного транспорта имени академика В. Лазаряна, Днепр, Украина

¹ vgefremenko@gmail.com

Исследовано влияние параметров режима плазменной закалки на упрочнение поверхности износостойкого высокохромистого чугуна в различном структурном состоянии. Установлены корреляционные связи между исходной и конечной микроструктурой поверхностного слоя, формируемой при плазменном модифицировании с разной интенсивностью нагрева. Структурно обоснованы профили микротвердости по сечению модифицированного слоя, даны рекомендации по оптимизации режима комплексной объемно-поверхностной обработки чугуна.

Ключевые слова: высокохромистый чугун, плазменная закалка, аустенит, мартенсит, твердость.

Введение. Повышение эксплуатационной долговечности инструмента и деталей машин является актуальной задачей современного материаловедения. Одно из направлений ее решения – применение упрочняющих технологий [1, 2], среди которых выделим методы модифицирования поверхности с помощью высококонцентрированных источников нагрева (лазерное, электронно-лучевое, плазменное). Благодаря сверхвысоким скоростям нагрева ($\sim 10^5$ °C/c) и охлаждения можно получить более высокие показатели твердости, прочности и вязкости разрушения, чем при традиционных способах термической обработки. Это обусловлено формированием в поверхностных слоях высокодисперсного мартенсита с повышенными плотностью дефектов и искаженностью кристаллической решетки [3]. Из указанных методов наиболее широко применяется плазменная закалка (ПЗ) [3–5]. Известно успешное использование нагрева плазменной струей для упрочнения деталей машин, стального инструмента, твердых сплавов, отливок из серых чугунов. В то же время в литературных источниках отсутствуют данные о применении ПЗ для модифицирования легированных чугунов, используемых в качестве износостойких, коррозионно-стойких, жаростойких, немагнитных материалов [6].

Плазменное упрочнение поверхности является наиболее актуальным для специальных чугунов, предназначенных для работы в условиях интенсивного изнашивания. Как правило, износостойкие чугуны содержат 10...25% Cr и добавки других элементов (Mn, Ni, V, Mo, Ti, Cu), улучшающих комплекс механических свойств [6, 7]. Структура высокохромистых чугунов (ВХЧ) состоит из эвтектических карбидов и металлической матрицы; в литом состоянии они характеризуются низкими свойствами, поэтому их подвергают объемной термической обработке. Обрабатываемость резанием ВХЧ улучшают отжигом для получения ферритно-карбидной структуры [8]; износостойкость повышают дестабилизирующей закалкой, формирующей мартенситную или мартенситно-аустенитную матрицу с дисперсными вторичными карбидами

(ВК) [9, 10]. Таким образом, для ВХЧ характерен различный тип микроструктуры, что может существенно влиять на упрочняющий эффект от плазменной обработки. Поскольку этот вопрос представляет большой научный и практический интерес, цель данной работы заключается в исследовании упрочняемости износостойкого ВХЧ при поверхностном модифицировании плазменной обработкой в зависимости от исходного типа микроструктуры сплава.

1. Методика эксперимента. Исследовали чугун, содержащий (%): 2,70 С; 14,55 Cr; 2,20 Mn; 0,55 Si; 0,93 Ni; 0,39 Mo; 0,38 V; 0,11 Ti. Чугун выплавляли в лабораторной 20-килограммовой индукционной печи и разливали в песчаные формы с получением стержней сечением 25×25 мм. Образцы вырезали из стержней и шлифовали для получения необходимого размера (10×10×25 мм). Затем их подвергали плазменной закалке как в исходно-литом состоянии (далее – Л), так и в состоянии закалки с 950°С с последующим низким отпуском при 200°С, 2 ч (НО) или высоким отпуском при 600°С, 6 ч (ВО). Плазменную закалку образцов осуществляли с применением плазмотрона косвенного действия [3] при таких параметрах: диаметр сопла генератора 6 мм; длина дуги 150 мм; плазмообразующий газ аргон (расход 2 м³/ч), питание постоянным током 230...250 А при рабочем напряжении 55...60 В по четырем режимам со скоростью перемещения плазменной струи: 0,6 (режим № 1); 0,4 (№ 2); 0,33 (№ 3) и 0,25 м/мин (№ 4). Согласно [11] температура нагрева поверхности составляет ~800...900°С (режим № 1), ~1000...1200°С (№ 2), ~1300...1400°С (№ 3), ~1500...1550°С (№ 4). Микроструктуру образцов исследовали с помощью оптического микроскопа Axiovert 40 MAT и электронного сканирующего микроскопа JEOL JSM-6510LV. Твердость измеряли твердомером Роквелла, распределение микротвердости по сечению модифицированного слоя – микротвердомером Shimadzu HNV-2 при нагрузке 50 г.

2. Результаты эксперимента.

2.1. Исходная микроструктура чугуна и изменение твердости. До плазменной обработки твердость чугуна в литом состоянии составляла 48 HRC, после закалки и отпуска при 200 и 600°С – 59 и 38 HRC соответственно. Микроструктура литого чугуна представляет собой эвтектику аустенит + карбиды Me₇C₃ и дендриты, состоящие из аустенита с продуктами его превращения (рис. 1,а). После закалки и низкого отпуска структура дендритов – мартенситно-аустенитная с дисперсными включениями вторичных карбидов Me₇C₃ и Me₂₃C₆ (рис. 1,б), после закалки и высокого отпуска – ферритная с зернистыми карбидами (рис. 1,в).

В результате плазменной обработки по режимам № 1 и 2 средняя твердость чугуна в состоянии Л увеличилась до 50 и 51 HRC соответственно (рис. 2,а), после обработки по режимам № 3 и 4 снизилась до 47 и 46 HRC соответственно.

Плазменная закалка чугуна в состоянии НО по режиму № 1 приводит к повышению средней твердости на 1,5 HRC (до 60,5 HRC); еще больший эффект отмечается при закалке по режиму № 2 (64 HRC, что на 1,5 HRC выше твердости, полученной объемной закалкой без отпуска) – рис. 2,б. Твердость чугуна при закалке по режимам № 3 и 4 уменьшается до 57 и 55,5 HRC соответственно.

Иной характер влияния плазменной обработки на твердость получен на образцах чугуна в состоянии ВО (рис. 2,в). Плазменная закалка по режиму № 1 практически не изменяет уровень твердости (38 HRC); по мере перехода к режимам № 2, 3 и 4 твердость последовательно возрастает до 47, 53 и 54 HRC соответственно.

2.2. Структура и микротвердость плазменно-модифицированных слоев чугуна.

2.2.1. Чугун в состоянии Л. Микроструктурные исследования показывают, что характер микроструктуры чугуна при ПЗ по режимам № 1 и 2 почти не изменяется по сравнению с таковым чугуна в исходном состоянии, за исключением того, что в приповерхностном слое глубиной до 100 мкм по контуру эвтектических карбидов

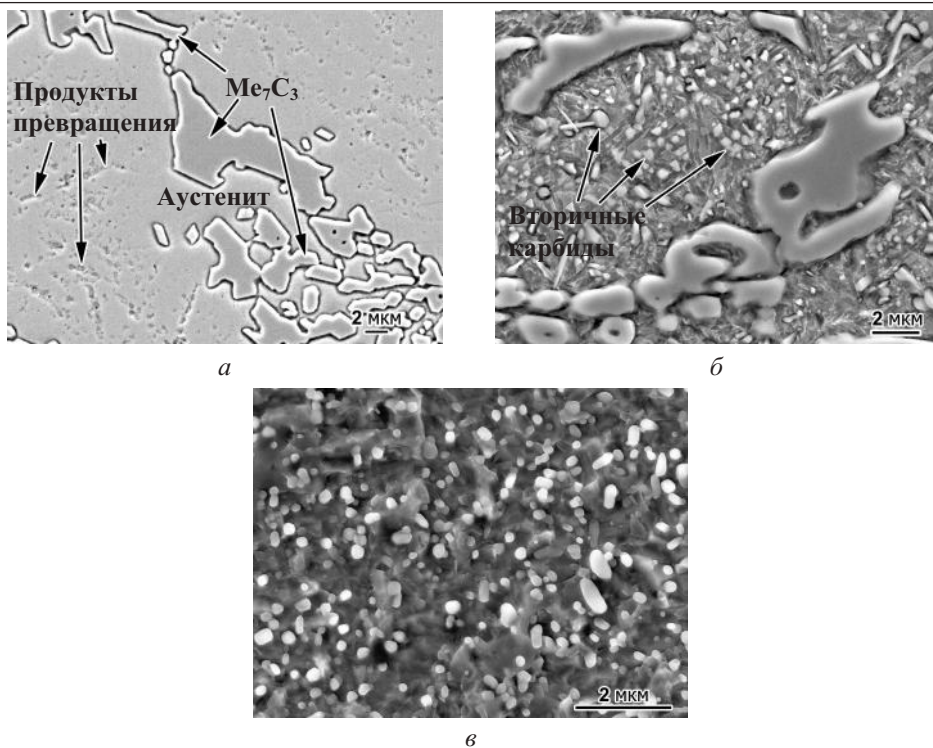


Рис. 1. Исходная микроструктура чугуна в состоянии Л (а), НО (б) и ВО (в).

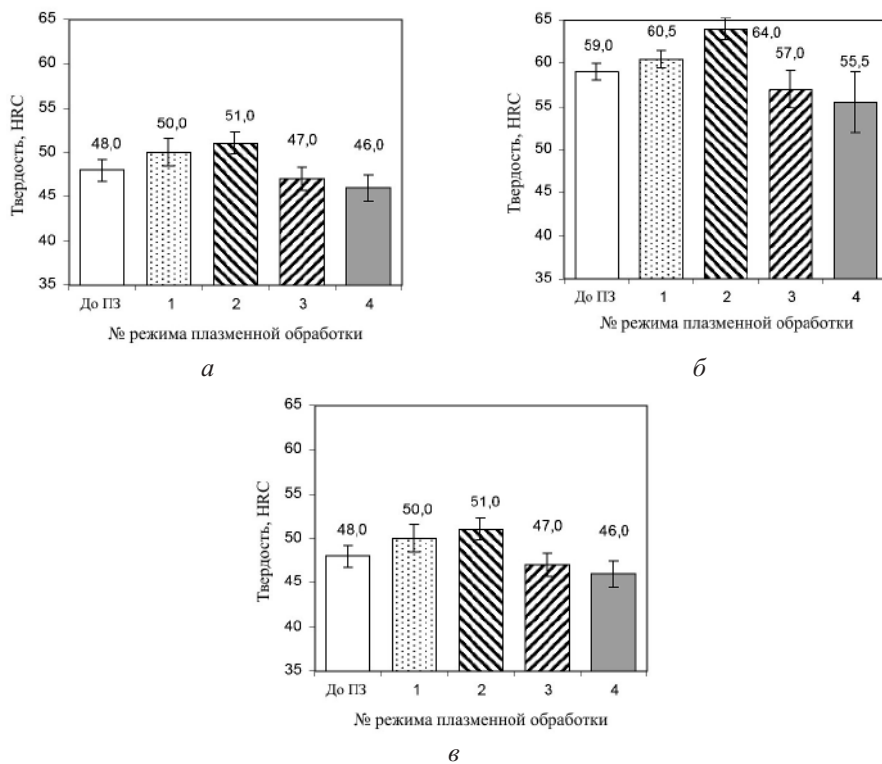


Рис. 2. Влияние плазменной обработки на твердость чугуна в состоянии Л (а), НО (б) и ВО (в).

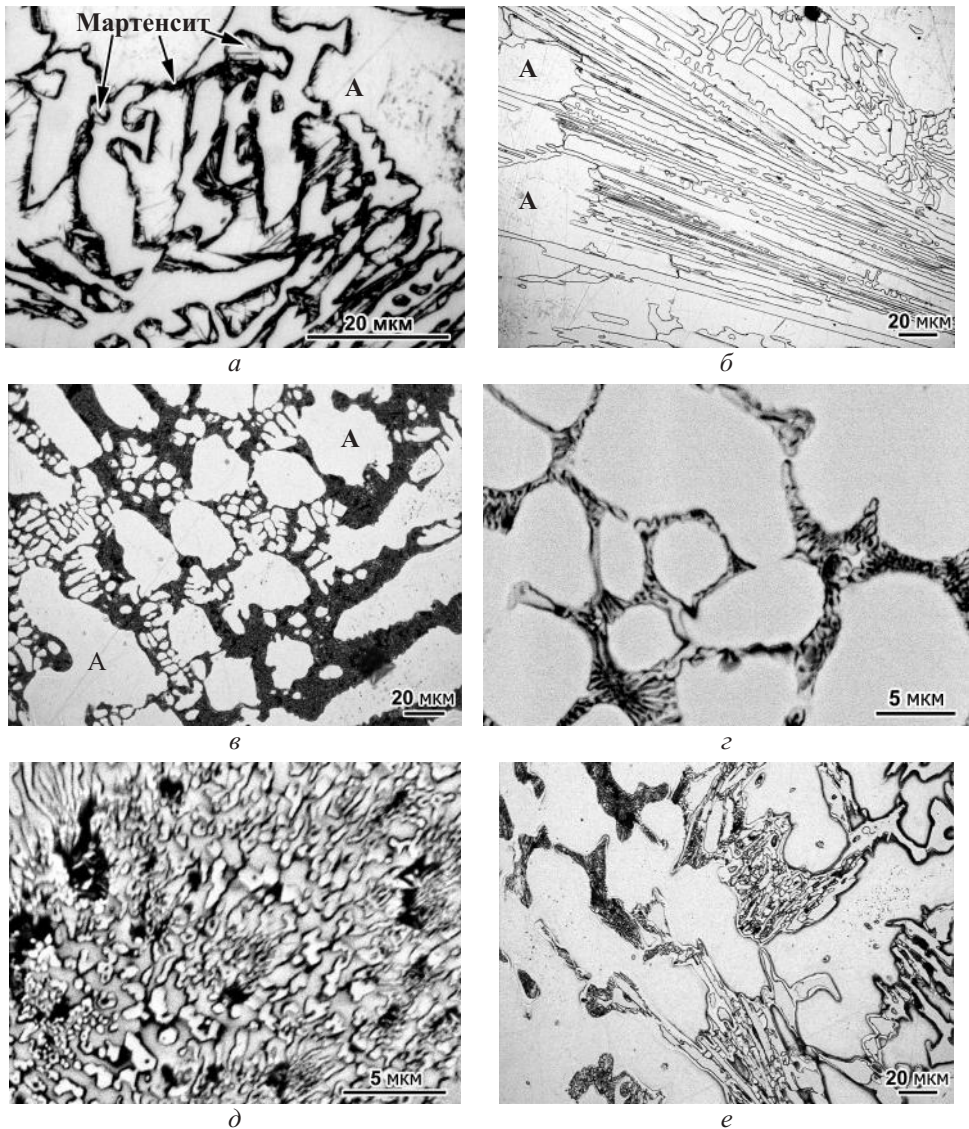


Рис. 3. Микроструктура чугуна в состоянии Л после ПЗ по режимам № 1 (а), 3 (б), 4 (в-е). (А – аустенит.)

образовался мелкоигольчатый мартенсит (рис. 3,а); микроструктура более глубоко лежащих слоев не отличается от микроструктуры чугуна в литом состоянии. При обработке по режиму № 3 в слое толщиной до 170...180 мкм исчезают продукты распада аустенита, в этом слое также отсутствует мартенситная “окантовка” вокруг эвтектических карбидов (рис. 3,б). В случае ПЗ по режиму № 4, при котором температура нагрева поверхности возросла до ~1500°С, микроструктура поверхностного слоя чугуна существенно меняется, при этом происходит его местное оплавление на глубину до 170 мкм. Оплавленная зона является очень неоднородной по дендритному строению: она состоит из крупных (20...50 мкм в поперечнике) дендритов исходного аустенита и мелких (2...10 мкм) дендритов, возникших из жидкости в местах расплавления бывших эвтектических колоний (рис. 3,в). По границам дендритов в этой зоне появляется тонкая сетка скелетообразной карбидной эвтектики, кото-

рая сильно отличается от исходной эвтектики размерами карбидов: если в структуре основы волокна эвтектических карбидов в поперечном сечении достигают 4...10 мкм, то в новой эвтектике – лишь 0,1...0,5 мкм (рис. 3,з).

По мере удаления от поверхности тонкая эвтектическая сетка сменяется обширными участками эвтектики, сформированной из мелких (0,2...0,8 мкм) стержневидных карбидов Me_7C_3 (рис. 3,д). Далее следует переходная зона с частично оплавленными карбидами исходной эвтектики (рис. 3,е), за которой располагается зона термического влияния (отсутствуют продукты распада аустенита и мартенсит), затем зона со структурой, характерной для образца в исходном литом состоянии.

На рис. 4 представлены усредненные кривые изменения микротвердости дендритных областей чугуна по сечению плазменно-модифицированного слоя для разных режимов ПЗ. Как следует из рис. 4,а, ПЗ по режиму № 1 практически не изменяет профиль микротвердости чугуна в состоянии Л: на любом удалении от поверхности микротвердость составляет в среднем 520 $HV_{0,05}$, варьируясь от 470 до 570 $HV_{0,05}$ в зависимости от соотношения количества аустенита и продуктов его распада на конкретном анализируемом участке.

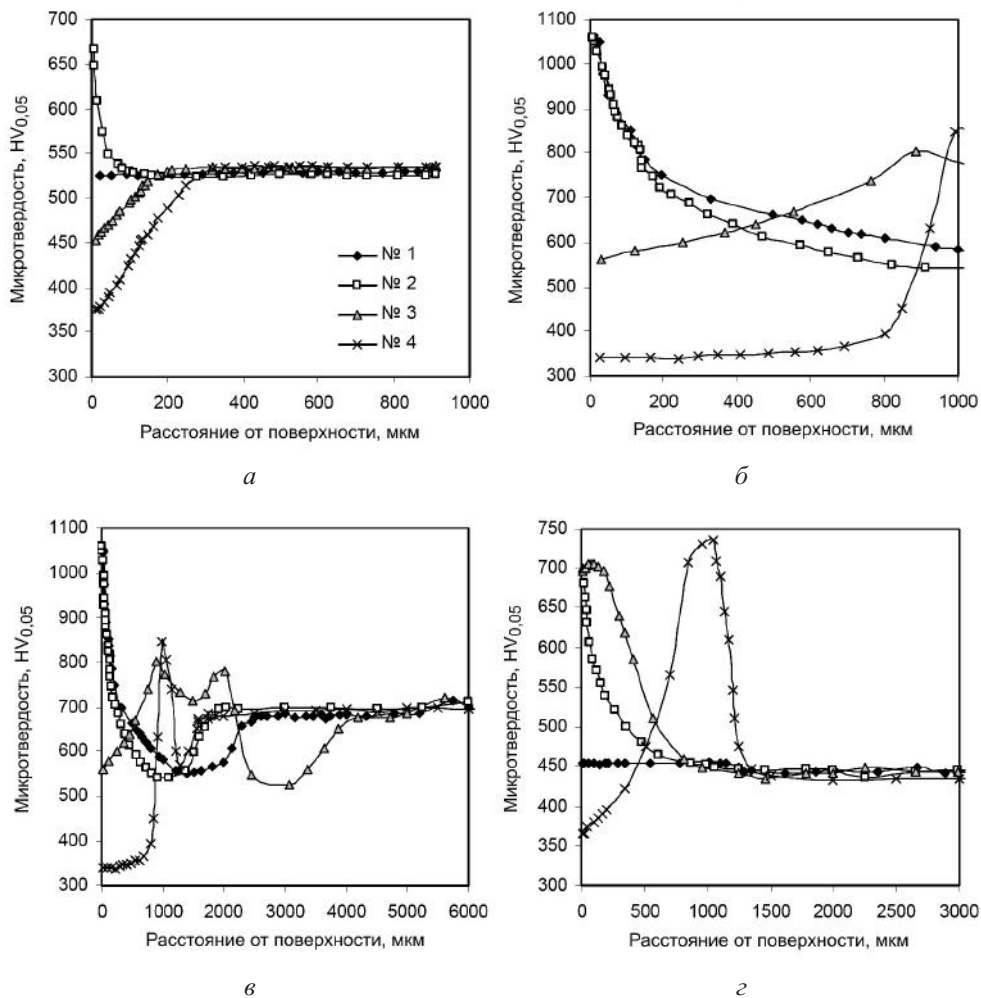


Рис. 4. Изменение микротвердости металлической матрицы по сечению образцов после ПЗ: а – чугун в состоянии Л; б, в – НО; г – ВО (1–4 – номера режимов ПЗ).

При ПЗ по режиму № 2 происходит повышение микротвердости матрицы до 640...660 $HV_{0,05}$ на глубину до 30 мкм от поверхности без видимых изменений микроструктуры в этом слое. После обработки по режиму № 3 у поверхности на глубину до 150 мкм возникает слой, микротвердость которого понижается до 450 $HV_{0,05}$ вследствие формирования в нем аустенита без продуктов превращения. Еще больше микротвердость уменьшается (до 380 $HV_{0,05}$) в модифицированном слое после ПЗ по режиму № 4 с оплавлением. Поскольку и в этом случае матрица состоит из одного аустенита, его пониженную (относительно режима № 3) микротвердость можно объяснить тем, что он частично сформировался из жидкости, а следовательно, не претерпел фазовых превращений, которые могли бы обеспечить его деформационное упрочнение [12] за счет повышения плотности дефектов кристаллического строения при фазовом наклепе.

2.2.2. Чугун в состоянии НО. Плазменная обработка чугуна в состоянии НО по режимам № 1 и 2 приводит к усилению травимости приповерхностного слоя при сохранении в нем набора микроструктурных составляющих (мартенсит, вторичные карбиды, остаточный аустенит), характерного для исходного состояния (до ПЗ); усиление травимости обусловлено увеличением количества ВК в результате появления новых, более дисперсных включений (рис. 5,а). Ширина приповерхностного слоя составляет 1000...1200 и 1700...1800 мкм для режимов № 1 и 2 соответственно (рис. 4,б). В этих пределах микротвердость распределена неравномерно: в тонком приповерхностном слое шириной 30...40 мкм она достигает больших значений (1000...1080 $HV_{0,05}$), после чего постепенно начинает снижаться, переходя на некоторой глубине (800...1100 мкм – режим № 1, 1200...2200 мкм – режим № 2) в слой с низкой твердостью (500...570 $HV_{0,05}$) – рис. 4,в. Затем микротвердость возрастает, достигая уровня, характерного для немодифицированной структуры центральных слоев (650...720 $HV_{0,05}$).

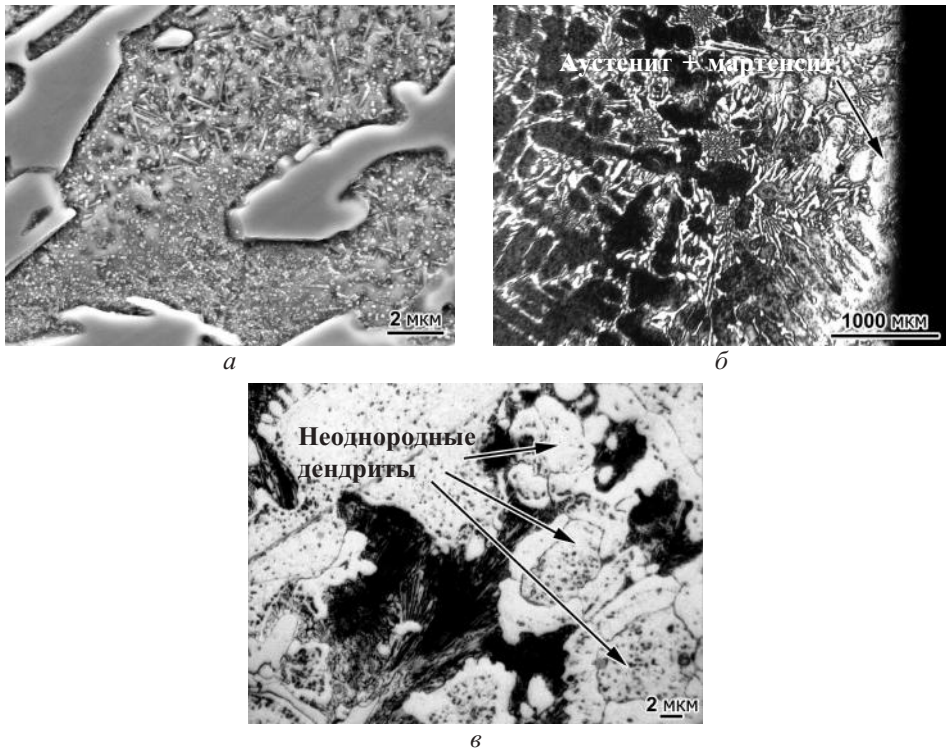


Рис. 5. Микроструктура чугуна в состоянии НО после ПЗ по режимам № 2 (а), 3 (б) и 4 (в).

После обработки по режиму № 3 у самой поверхности (до 250 мкм) возникает слаботравящийся слой, в пределах которого, судя по микротвердости (550...620 $HV_{0,05}$) и характеру микроструктуры, формируется аустенитно-мартенситная матрица с включениями ВК (рис. 5,б). По мере удаления от поверхности структура травится более сильно, а ее микротвердость растет и составляет 800 $HV_{0,05}$ на глубине 850...900 мкм. Зона повышенной микротвердости распространяется на глубину до 2000 мкм, примерно в ее средней части отмечается участок, где микротвердость несколько снижается (710...730 $HV_{0,05}$). На глубине выше 2000 мкм “твердый” слой сменяется “мягким”, в котором микротвердость не превышает 600 $HV_{0,05}$. Восстановление исходного уровня микротвердости фиксируется на глубине ~4000 мкм.

Повышение температуры при ПЗ по режиму № 4 вызывает локальное оплавление поверхности чугуна. В оплавленных местах на глубине 150...200 мкм возникают зоны, характер микроструктуры которых близок к таковым зон, описанным выше в чугуне в состоянии Л. Исключением является неоднородное строение исходных (крупных) аустенитных дендритов, состоящих из участков с пониженной (по контуру) и повышенной (в центре) травимостью, разделенных тонкой карбидной сеткой (рис. 5,в). Средняя микротвердость дендритов по контуру составляет 360 $HV_{0,05}$, в центральной части – 401 $HV_{0,05}$ (рис. 4,б). За оплавленным слоем располагается слой с достаточно высокой твердостью (800...850 $HV_{0,05}$), за которым следует мягкий слой (~550 $HV_{0,05}$), сменяющийся основной структурой (660...690 $HV_{0,05}$). В тех местах поверхности, где не происходит оплавления, микроструктура и твердость по сечению модифицированного слоя распределяются примерно как и для режима № 3.

2.2.3. *Чугун в состоянии ВО.* Плазменная обработка чугуна в состоянии ВО по режиму № 1 не изменяет исходной микроструктуры образца: на различном удалении от поверхности она представляет собой зернистый перлит с микротвердостью 430...480 $HV_{0,05}$ (рис. 1,в). Плазменная закалка по режиму № 2 приводит к повышению микротвердости до 600...670 $HV_{0,05}$ на глубину до 70 мкм (рис. 4,з). Еще больший эффект получен после обработки по режиму № 3: микротвердость модифицированного слоя возрастает до 680...720 $HV_{0,05}$, а его толщина увеличивается до 300 мкм. Этот слой имеет дисперсную темнотравящуюся микроструктуру, постепенно переходящую в зернистый перлит по мере удаления от поверхности. В результате ПЗ по режиму № 4 на поверхности формируется неоднородная структура с чередующимися оплавленными и неоплавленными участками. Строение и микротвердость неоплавленных участков характерны для режима № 3, а оплавленных – для чугуна в состоянии НО после обработки по режиму № 4. В данном случае на профилях микротвердости отсутствует участок отпуска, выявляемый в образцах чугуна в состоянии НО после всех режимов ПЗ.

3. Обсуждение результатов. Представленные выше результаты показывают, что плазменная обработка оказывает различный упрочняющий эффект в зависимости от исходного микроструктурного состояния ВХЧ. Наименее эффективной является ПЗ для ВХЧ в литом состоянии при исходной микроструктуре, содержащей большое количество первичного аустенита, стабильного к мартенситному превращению. Для получения высокой твердости структура модифицированного слоя должна быть преимущественно мартенситной; появление мартенсита возможно лишь после выделения из аустенита определенного количества ВК, что требует длительной выдержки при высоких температурах [13]. В условиях высоких скоростей нагрева и охлаждения при ПЗ этого не происходит, поэтому первичный аустенит не испытывает мартенситного превращения. Более того, при ПЗ по режимам № 1 и 2 даже не успевает завершиться обратное превращение продуктов распада в аустенит, что свидетельствует о резком расширении температурного интервала обратного фазового превращения с увеличением скорости нагрева. Следовательно, ПЗ по этим режимам практи-

чески не изменяет микроструктуру чугуна; прирост микротвердости в узком поверхностном слое до $\sim 650 \text{ HV}_{0,05}$ после режима № 2 объясняется деформационным упрочнением аустенита вследствие тепловых деформаций при резких нагреве/охлаждении. В случае оплавления в поверхностном слое растворяются эвтектические карбиды, жидкость насыщается хромом и углеродом, и при быстрой кристаллизации возникает пересыщенный стабильный аустенит, по границам которого кристаллизуется тонкая карбидная эвтектика. Общее количество карбидов снижается, что в совокупности с формированием аустенитной матрицы (без мартенсита и продуктов превращения) приводит к снижению твердости относительно исходного состояния. Таким образом, плазменная закалка ВХЧ в литом состоянии не обеспечивает эффективного модифицирования поверхности с ее ожидаемым упрочнением.

Требуемый упрочняющий эффект от плазменной обработки был получен на чугуне в состоянии НО. Матрица такого чугуна в исходном состоянии содержит оптимальное количество углерода и легирующих элементов, достигнутое выделением ВК при нагреве и выдержке под закалку. Таким образом, в данном случае матрица была “подготовлена” для мартенситного превращения при плазменной обработке. После ПЗ по режимам № 1 и 2 в чугуне в состоянии НО микротвердость матрицы увеличилась до $1000...1080 \text{ HV}_{0,1}$, что на $150...200 \text{ HV}_{0,05}$ выше твердости мартенсита, полученного при объемной закалке. Предположительно это обусловлено измельчением мартенситных кристаллов вследствие резкого уменьшения размера критического зародыша аустенита при значительном перегреве поверхности. Кроме того, в модифицированном слое наблюдается выделение новых, более дисперсных ВК, обеспечивших дополнительный упрочняющий эффект. Можно предположить, что они возникли по механизму динамического деформационного старения в пределах исходных мартенситных участков структуры в местах скопления дефектов кристаллического строения.

Распределение микротвердости по сечению модифицированных слоев в чугуне в состоянии НО определяется градиентом температуры в образце при плазменном нагреве. При температурах выше A_{c1} происходят фазовая перекристаллизация и (при достаточно высокой температуре) растворение карбидов, при более низких температурах – распад исходной мартенситной структуры. Последнее приводит к возникновению мягкого слоя под плазменно-закаленным слоем. Формирование отпущенного слоя в зоне термического влияния плазменной струи неизбежно при исходной неравновесной структуре, в данном случае – мартенсита отпуска.

При ПЗ по режиму № 3 упрочняющий эффект сменяется разупрочнением, поскольку в поверхностном слое температура достигает области растворения ВК, что приводит к стабилизации аустенита, снижению количества мартенсита закалки и, следовательно, твердости чугуна. По мере удаления от поверхности температура становится низкой для растворения карбидов, оставаясь достаточной для перекристаллизации и мартенситного превращения, что формирует под мягким поверхностным слоем слой повышенной твердости. Аналогичный профиль микротвердости характерен и для оплавленных участков (режим № 4), только в этом случае твердость поверхности снижается в еще большей степени; за оплавленной зоной (аустенит) располагается зона с частично растворившимися карбидами (аустенит + мартенсит) и лишь за ней залегает твердая зона с мартенситной структурой. Таким образом, для модифицированных слоев в чугуне в состоянии НО при любом режиме ПЗ характерна неоднократная смена слоев с разной микротвердостью. Чередование оплавленных и неоплавленных участков приводит как к снижению средней твердости поверхности, так и к большому разбросу ее значений, что выражается в увеличении доверительного интервала с $1,2...1,5$ до $2,5...3,0 \text{ HRC}$ (рис. 2,б).

Структура чугуна в состоянии ВО характеризуется тем, что практически весь углерод сосредоточен в карбидах (эвтектических и вторичных), а поэтому достижение высокой твердости при мартенситном превращении требует определенного

насыщения твердого раствора углеродом за счет частичного растворения ВК. Плазменная закалка по режиму № 1 не обеспечивает такого растворения, в результате чего твердость чугуна остается низкой. Указанное растворение происходит при повышении температуры в ходе ПЗ по режиму № 2 – на поверхности возникает модифицированный слой повышенной твердости. С ростом температуры нагрева (режим № 3) уровень микротвердости и толщина слоя увеличиваются, но и в этом случае не достигается такая же микротвердость, как при обработке чугуна в состоянии НО, очевидно, из-за недостаточного насыщения аустенита углеродом. Полное растворение карбидов происходит при оплавлении чугуна (режим № 4), что сопровождается чрезмерной стабилизацией аустенита к мартенситному превращению, и твердость поверхности снижается. Для чугуна в состоянии ВО характерно отсутствие “провала” твердости под твердым закаленным слоем, поскольку исходная структура матрицы (феррит + карбиды) не претерпевает превращений в зоне термического влияния плазмы.

Результаты исследований показывают, что наибольший упрочняющий эффект при плазменной закалке ВХЧ обеспечивается в случае если металлическая матрица чугуна имеет структуру мартенсит + ВК, а сама закалка не приводит к оплавлению поверхности. Следовательно, плазменная закалка должна быть интегрирована в объемно-поверхностную термообработку, на первом этапе которой необходимо обеспечивать дозированное выделение вторичных карбидов, что облегчит достижение оптимального состояния аустенита при плазменном нагреве. Определение параметров такой термообработки и соответствующего режима ПЗ представляет интерес для дальнейших исследований.

Выводы

1. Эффективность плазменной закалки при упрочнении поверхности износостойкого ВХЧ во многом определяется его исходной структурой. Наибольший упрочняющий эффект (твердость матрицы 1000...1080 HV_{0,05}) достигается в случае микроструктуры мартенсит + вторичные карбиды, при этом плазменная обработка должна обеспечивать нагрев до 1000...1200°C без оплавления поверхности.

2. Плазменная обработка с оплавлением приводит к снижению твердости поверхности ВХЧ независимо от его исходного микроструктурного состояния.

3. Плазменная закалка ВХЧ в литом (аустенитном) состоянии нецелесообразна, так как она существенно не изменяет микроструктуру и твердость поверхностного слоя.

Резюме

Досліджено вплив параметрів режиму плазмового гартування на зміцнення поверхні зносостійкого високохромистого чавуну в різному структурному стані. Установлено кореляційні зв'язки між початковою та кінцевою микроструктурою поверхневого шару, що формується при плазмовому модифікуванні з різною інтенсивністю нагрівання. Структурно обґрунтовано профілі микротвердості по перетину модифікованого шару, зроблено рекомендації щодо оптимізації режиму комплексної об'ємно-поверхневої обробки чавуну.

1. *Yakovlev A. P., Beregovenko A. Yu., Kaplun V. G., and Pastukh I. N.* Experimental investigation of the influence of modes of nitriding on the damping ability of 45 steel // *Strength Mater.* – 1997. – **29**, No. 5. – P. 517–519.
2. *Gopkalo A. P., Muzyka N. R., Rutkovskii A. V., and Shvets V. P.* Effect of PVD coatings on the strain and low-cycle fatigue resistance of stainless steel and titanium alloys // *Ibid.* – 2011. – **43**, No. 6. – P. 604–614.

3. *Samotugin S. S., Lavrinenko V. I., Kudinova E. V., and Samotugina Yu. S.* The influence of plasma surface modification process on the structure and phase composition of cutting-tool hardmetals // *J. Superhard Mater.* – 2011. – **33**, No. 3. – P. 200–207.
4. *Mohd Idris Shah Ismail and Zahari Taha.* Surface hardening of tool steel by plasma arc with multiple passes // *Int. J. Technol.* – 2014. – **5**, No. 1. – P. 79–87.
5. *Kolyada Y. E. and Fedun V. I.* Pulse electrothermal plasma accelerators and its application in scientific researches // *Probl. At. Sci. Tech.* – 2015. – **98**, No. 4. – P. 325–330.
6. *Efremenko V. G., Shimizu K., Cheiliakh A. P., et al.* Abrasive wear resistance of spheroidal vanadium carbide cast irons // *J. Frict. Wear.* – 2013. – **34**, No. 6. – P. 466–474.
7. *Bedolla-Jacuinde A., Guerra F. V., Mejia I., et al.* Abrasive wear of V–Nb–Ti alloyed high-chromium white irons // *Wear.* – 2015. – **332–333**. – P. 1006–1011.
8. *Efremenko V., Shimizu K., and Chabak Yu.* Effect of destabilizing heat treatment on solid-state phase transformation in high-chromium cast iron // *Metall. Mater. Trans. A.* – 2013. – **44**, No. 12. – P. 5434–5446.
9. *Karantzalis A. E., Lekatou A., and Mavros H.* Microstructural modifications of as-cast high chromium white iron by heat treatment // *J. Mater. Eng. Perform.* – 2009. – **18**, No. 2. – P. 174–181.
10. *Efremenko V. G., Chabak Yu. G., and Brykov M. N.* Kinetic parameters of secondary carbide precipitation in high-Cr white iron alloyed by Mn-Ni-Mo-V complex // *Ibid.* – 2013. – **22**, No. 5. – P. 1378–1385.
11. *Самотугин С. С., Мазур В. А., Литвиненко Д. С.* Моделирование тепловых процессов при плазменном поверхностном упрочнении тонколезвийного почво-обрабатывающего инструмента // *Вісн. СевНТУ. Сер. Машиноприладобудування та транспорт.* – 2012. – Вып. 129. – С. 194–198.
12. *Vakulenko I. A. and Razdobreev V. G.* Structural changes in a cold-rolled low-carbon steel during bend-tensile deformation // *Russian Metallurgy (Metally).* – 2004. – No. 3. – P. 274–279.
13. *Chabak Yu. G. and Efremenko V. G.* Change of secondary-carbides' nanostate in 14.5% Cr cast iron at high-temperature heating // *Metallofiz. Nov. Tekh.* – 2012. – **34**, No. 9. – P. 1205–1220.

Поступила 10. 02. 2016