

В.А. Фролов, В.В. Марфицын, Ю.Г. Гуревич
Курганский государственный университет

МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ДЕТАЛЕЙ ИЗ СЕРОГО ЧУГУНА ПОСЛЕ ДИФфуЗИОННОГО ХРОМИРОВАНИЯ

Аннотация

Исследован процесс диффузионного хромирования серого чугуна в результате взаимодействия оксида хрома с углеродом основы. Показано, что простой, надежный и недорогой процесс диффузионного хромирования серого чугуна методом окисления его поверхности оксидом хрома обеспечивает твердость и износостойкость поверхностного слоя, соизмеримые с лазерной закалкой.

Ключевые слова: диффузионное хромирование, оксид хрома, окисление, температура, время, твердость, износостойкость.

V.A. Frolov, V.V. Marfitsyn, Y.G. Gurevich
Kurgan State University

MECHANICAL PROPERTIES OF GRAY IRON ELEMENTS AFTER DIFFUSIVE CHROMIUM COATINGS

Annotation

It is researched the process of diffusion chromium coating of gray iron as a result of interaction of a chrome oxide with carbon in a ground. It is shown, that simple, reliable and inexpensive process of diffusive chromium coating of gray iron by a method of oxidizing of its surface by a chrome oxide provides hardness and wearing quality of a superficial course com-mensurable with laser hardening.

Key words: diffusive chromium coating, a chrome oxide, oxidizing, temperature, time, hardness, wearing quality.

Диффузионное хромирование с целью упрочнения поверхности деталей из феррито-перлитного серого чугуна практически не применяется, поскольку при этом упрочненный слой получается не более 10-13 мкм [1,2]. Поверхностное хромирование деталей из серого чугуна производится электролитическими методами [3]. Для упрочнения поверхности деталей из серого чугуна используют также лазерную закалку, процесс сложный и дорогой [4].

При диффузионном хромировании стали фазовый состав диффузионного слоя представляет собой твердый раствор хрома в железе и карбиды хрома Cr_7C_3 . На поверхности чугуна обнаружен сплошной слой карбидов, однако толщина его значительно меньше, чем у стали. Обнаружено, что углерод связывается с хромом в поверхностном слое чугуна, образуя карбиды, являющиеся препятствием для дальнейшей диффузии хрома [1]. Кроме того, выпадение карбидов хрома приводит к резкому обеднению углеродом твердого раствора и вызывает непрерывную диффузию углерода к поверхности стали (зерна), что, по-видимому, затрудняет диффузию хрома вглубь.

Известно, что кремний способствует образованию феррита в основе серого чугуна [5] и снижение его содержания должно обеспечивать уменьшение содержания этой структуры. Установлено также, что содержание

хрома в основе серого чугуна значительно уменьшает количество структурно свободного феррита и способствует получению перлита высокой степени дисперсности [6]. Следовательно, окисление кремния серого чугуна и легирование его хромом должно устранить феррит и превратить основу серого чугуна в перлитную.

С целью упрочнения поверхностного слоя деталей из феррито-перлитного серого чугуна разработан процесс диффузионного хромирования в контакте с оксидом хрома Cr_2O_3 .

Теоретическим основанием для такого процесса послужил факт окисления стали закисью железа FeO . Э. Гудремон [7] отмечает, что содержащая кислород сталь склонна к сильному поверхностному обезуглероживанию при нагреве без доступа воздуха. При этом в процессе обезуглероживания большое участие принимает не кислород, растворенный в стали, а кислород, входящий во включения (FeO). Это свидетельствует о том, что при нагреве железо является катализатором для диссоциации не только хлоридов, но и оксидов и образующийся атомарный кислород диффундирует в сталь и окисляет элементы, растворенные в ней. В связи с этим обстоятельством в настоящем исследовании использована возможность диффузионного хромирования чугуна оксидом хрома Cr_2O_3 .

Если на поверхности основы чугуна будет происходить диссоциация оксида хрома $\text{Cr}_2\text{O}_3 = 2\text{Cr} + 3\text{O}$, то атомы хрома и кислорода должны адсорбироваться и диффундировать вглубь. Поскольку скорость диффузии кислорода и углерода больше скорости диффузии хрома, то диффундирующий впереди хрома кислород будет окислять углерод и этим самым устранил препятствие для дальнейшего продвижения хрома вглубь сплава.

В качестве образца для исследования была взята цилиндрическая деталь с внешним диаметром 50 мм и внутренним диаметром 30 мм с поперечным сечением $15 \times 10 \text{ мм}^2$ из феррито-перлитного серого чугуна СЧ 20. Химический состав чугуна масс. %: 3,4 C; 2,2 Si; 0,8 Mn; $\leq 0,2 \text{ P}$; $\leq 0,15 \text{ S}$. Твердость чугуна - 131 НВ (ГОСТ 1412-85). Исходная структура феррита (70-90 %) – перлитная (10-30%), основа с равномерно распределенным пластинчатым графитом завихренной формы (рис.1). Площадь, занятая графитом, составляла 8-12%.



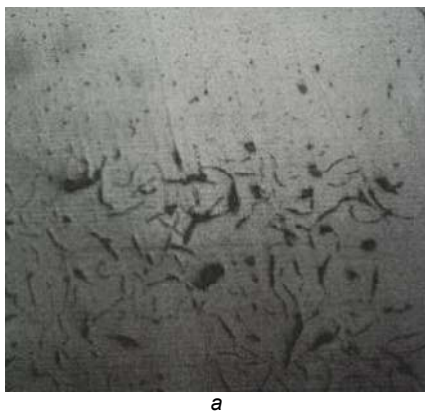
Рис. 1. Исходная микроструктура серого чугуна, $\times 100$

Деталь (рис.2 а) в контакте с порошком оксида хрома помещалась в открытый контейнер и нагревалась в печи сопротивления с графитовым нагревателем. Диффузионное хромирование производили при температурах 1173-1373 К в течение 2, 4 и 8 час. Оценку параметров полученного диффузионного слоя осуществляли путем измерения под микроскопом Neophot-2 его толщины и наблюдения микроструктуры на нетравленных и травленных 5%-ным раствором HCL в спирте шлифах.



Рис. 2. а - внешний вид детали; б - макроструктура поперечного сечения детали, $\times 2$

На рис. 2-б показана макроструктура поперечного сечения детали после диффузионного хромирования при 1373 К в течение 8 ч., а на рис.3 а приведена микроструктура поверхностных слоев чугуна после диффузионного хромирования на нетравленном шлифе. Окисленная оксидом хрома зона достаточно однородная, никаких дефектов на ней не наблюдается, граница между структурой чугуна и окисленным слоем четкая. Зона термического влияния не образуется. В диффузионном слое на нетравленных шлифах наблюдались мелкие включения графита (рис. 3 б). Площадь, занятая графитными включениями, составляла $\approx 2\%$.



а



б

Рис. 3. Микроструктура поверхностного слоя чугуна после диффузионного хромирования на нетравленных шлифах: а - граница перехода диффузионного слоя к основной структуре чугуна; б - включения графита в диффузионном слое, $\times 300$

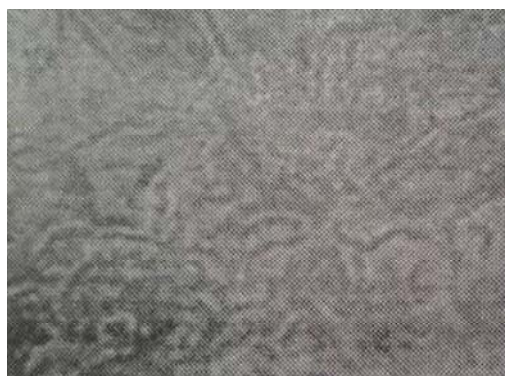
Исследование микроструктуры травленных 5 %-ным раствором HCL в спирте шлифов показало, что, если после диффузионного хромирования структура основы чугуна оставалась феррито-перлитной (рис.4 а), то в диффузионном (окисленном) слое структура превратилась в перлитную (рис. 4 б).

После диффузионного хромирования детали закалывались. Деталь нагревали до температур 1173 К, вы-

держивали при этой температуре 20 мин и охлаждали в воде в течение 10 с. После закалки производили стабилизирующий отпуск при 453—473К [8].



а



б

Рис. 4. а - микроструктура основы чугуна после диффузионного хромирования на травленном шлифе; б - микроструктура диффузионного слоя чугуна на травленном шлифе, $\times 400$

После закалки микроструктура диффузионного слоя была мартенситной (рис. 5). Твердость после закалки – 58-65 HRC. После поверхностной закалки ТВЧ твердость феррито-перлитного чугуна с шаровидным графитом составляла 56-62 HRC [11].



Рис. 5. Мартенситная микроструктура диффузионного слоя после закалки, $\times 400$

На рис.6 показана зависимость толщины диффузионного слоя после закалки от температуры и времени выдержки. Как следует из приведенной диаграммы, увеличение температуры и времени выдержки увеличивало толщину диффузионного слоя с 0,1 до 0,38 мм при 1173 К; с 0,33 до 0,72 мм при 1273 К; с 0,62 до 1,02 мм при 1373 К.

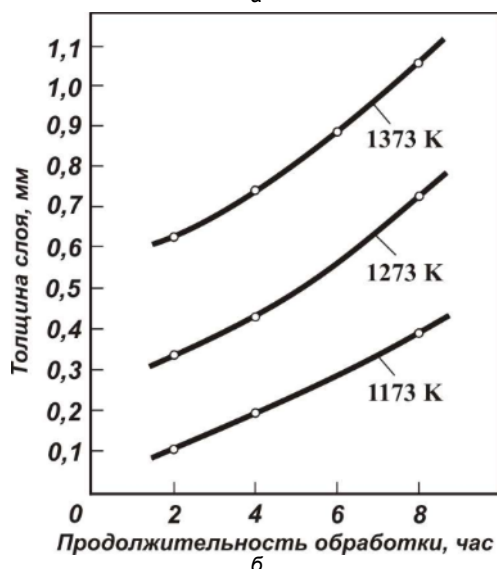
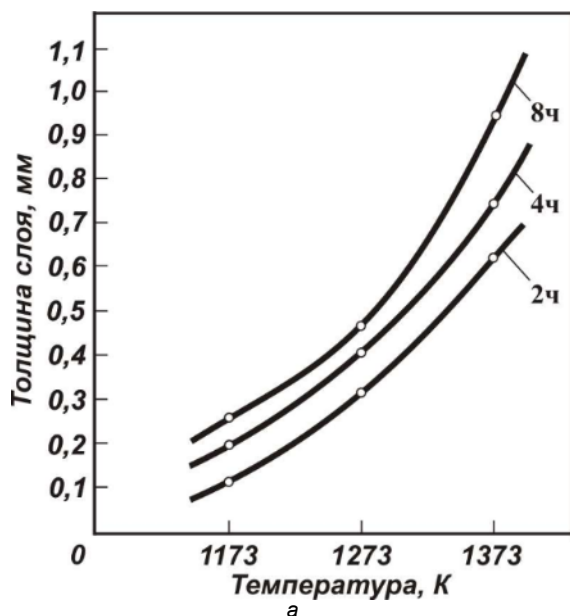


Рис.6. Толщина закаленного на мартенсит диффузионного слоя феррито-перлитного серого чугуна в зависимости от температуры (а) и продолжительности диффузионного хромирования выдержки (б)

Для определения микротвердости структурных составляющих использовали прибор ПМТ-3 при нагрузке 50 г. Результаты оценивались следующим образом: производилось 5 замеров микротвердости (HV_{50}^0 , кгс/мм²) в упрочненной зоне по слоям от поверхности через каждые 0,1 мм. На рис.7 показано распределение микротвердости по толщине закаленного слоя. По мере увеличения глубины закаленного слоя микротвердость его увеличивается. Это объясняется тем, что содержание углерода в закаленном слое с увеличением его глубины возрастает, так как время окисления углерода по мере удаления закаленного слоя от поверхности уменьшается.

Как следует из приведенных данных, предлагаемая сравнительно простая технология хромирования и поверхностной закалки серого чугуна обеспечивает твердость поверхностного слоя, соизмеримую с лазерной обработкой, и может обеспечивать глубину закаленного слоя почти в два раза большую, чем при обработке лазером [4]. В отличие от лазерной обработки, твердость упрочненного слоя по мере увеличения его глубины возрастает. Кроме того, закалка лазером обеспечивает только закаленные дорожки на поверхности детали, в то время

как предлагаемое диффузионное хромирование с последующей закалкой упрочняет всю поверхность детали. Микротвердость упрочненного слоя после диффузионного хромирования и закалки соизмерима с микротвердостью хромистого чугуна, содержащего 12-14 % хрома [9].

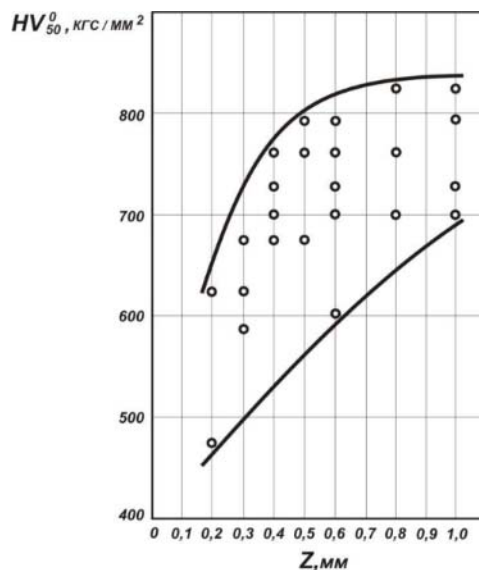


Рис. 7. Распределение микротвердости по толщине упрочненного слоя после диффузионного хромирования и закалки, х 400

Одной из самых объективных характеристик материала является удельная работа его износа a , Дж/мг, равная общей работе трения A , Дж отнесенной к убыли массы образца D_m , мг [10]. Ниже приведена удельная работа материалов при абразивном износе:

Материал	a , Дж/мг
Феррито-перлитный серый чугун СЧ 20	$0,15 \pm 0,06$
Поверхностный слой этого чугуна после диффузионного хромирования и закалки	$5,73 \pm 0,16$
Хромистый чугун, 2,8 %С; 14,7 %Сг	$6,83 \pm 0,27$

Как следует из приведенных данных, удельная работа абразивного износа поверхности феррито-перлитного серого чугуна после диффузионного хромирования и закалки соизмерима с удельной работой абразивного износа высокохромистого чугуна.

Таким образом, простой, надежный и недорогой процесс диффузионного хромирования серого чугуна методом окисления его поверхности оксидом хрома и последующей закалки обеспечивает твердость и износостойкость поверхностного слоя деталей из феррито-перлитного серого чугуна, соизмеримые с лазерной закалкой и закалкой хромистого чугуна.

Список литературы

1. Тараско Д.И., Михайличенко Т.В. Термодиффузионные защитные покрытия на железе, стали и чугуне и некоторые их свойства // *МиТОМ*. - 1976. - №6. - С.13-18.
2. Минкевич А.Н. Химико-термическая обработка металлов и сплавов. - М.: Машиностроение, 1965. - 188 с.
3. Ковенский И.М., Поветкин В.В. Металловедение покрытий. - М.: СП Интермет Инжиниринг, 1999. - 286 с.
4. Майоров В.С., Майоров С.В. Закалка чугуновых деталей излучением твердотельного лазера // *МиТОМ*. - 2009. - №3. - С.6-8.
5. Мозберг Р.К. Металловедение. - Изд. 2-е, стереотип. - Таллинн: Валуус, 1988. - 588 с.
6. Попов П.И., Сизов И.Г. Влияние легирующих элементов на структуру и свойства чугуна с вермикулярным графитом // *МиТОМ*. - 2006. - №6. - С. 41-43.
7. Гудремон Э. Специальные стали. В 2 т. Т.2. - М: Государств. научно-техн. изд-во литературы по черной и цветной металлургии, 1960. - 1638 с.

8. Чуугун. Справочник /под общ. ред. А.Д.Шермана, А.А.Жукова. – М.: Металлургия, 1991. - 575 с.
9. Рожкова Е.В., Романов О.М., Козлов Л.Я. Влияние металлической основы на износостойкость хромистых чугунов // *Металлург*. - 1986. - №6. - С. 30-32.
10. Турычин А.М. Электрические измерения неэлектрических величин. - Л.: Энергия, 1966. - 690 с.
11. Яковлев Ф.И. О превращениях при индукционном нагреве чугуна с шаровидным графитом и феррито-перлитной основы // *Металлург*. - 1987. - №6. - С. 2-5.

УДК 669.14.018.8:621.791.92

В.А. Савельев, Т.П. Сорогина
Курганский государственный университет

ВЛИЯНИЕ ТЕХНОЛОГИИ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА ЗАПОРНОЙ АРМАТУРЫ ИЗ СТАЛИ 20Х13

Аннотация

В работе изложены сравнительные исследования различных технологий упрочнения запорной трубопроводной арматуры.

Ключевые слова: запорная арматура, упрочнение, сталь 20Х13, наплавка.

V.A. Saveliev, T.P. Sorogina
Kurgan State University

INFLUENCE OF PROCESSING TECHNOLOGY ON STRUCTURE AND PROPERTIES OF STEEL 20Х13 STOP VALVE

Annotation

In this article are stated comparative researches of various technologies of hardening locking pipeline fixture.

Key words: locking pipeline fixture, strengthening, steel 20Х13, facing.

Сталь 20Х13 широко используется для деталей запорных элементов трубопроводной арматуры [1]. С целью повышения служебных свойств применяют различные технологии упрочнения запорных элементов задвижки: объемную термообработку, поверхностное термоупрочнение, коррозионно и износостойкую наплавку на конструкционную сталь, напыление и другие [2].

Сравнительные исследования различных технологий позволяют получить информацию о целесообразности их применения. Исследованию подвергались образцы, обработанные по следующим технологиям:

1. Сталь 20Х13 с поверхностным термоупрочнением вольфрамовым электродом торцевой поверхности образца.

2. Сталь 20Х13 с объемной закалкой в печи, отпуском и охлаждением на воздухе.

3. С наплавкой торцевой поверхности образца из стали 20, проволокой 20Х13 Ø 2мм. Исследования проводили на цилиндрических образцах Ø 40мм, твердость определялась твердомером ТК-2 после снятия поверхностного слоя до 0,4мм на термоупрочненных образцах и до 2 ÷ 2,5мм на наплавленных.

Макроисследования проводились визуально и с по-

мощью бинокулярного микроскопа МБС-9 с предварительной подготовкой образцов по известным методикам [3].

Микрографические исследования проводились на микроскопе МИМ-7(х500) с обработкой образцов соответствующими реактивами для лучшего выявления структуры металла [3].

Наплавленный металл подвергался химическому анализу на соответствие содержания химических элементов ГОСТ для стали 20Х13.

Визуальное исследование показало полосчатость светлых и темных участков в виде концентрично расположенных колец неправильной формы на образцах, термоупрочненных вольфрамовым электродом; такая же полосчатость, но меньшего размера наблюдалась на образцах с наплавкой. На образцах с объемной закалкой неоднородность не отмечалась.

Макроисследование (х100) показало, что участки в виде неправильных колец представляют собой области с разноориентированными зернами и разной степенью травления. На всех образцах имеют место неметаллические включения глобулярной формы.

Микрографические исследования образцов показали наличие на всех образцах структуры мартенсита. Однако на образцах с упрочненным электродом отмечены участки с тремя типами структуры.

1. Участки мартенсита с явно выраженными границами зерен.

2. Участки мартенсита без видимых границ.

3. Участки мартенсита с более мелким зерном, с большей плотностью, выделяемой (вероятно, карбиды) по границам зерен, и с меньшей плотностью в самих зернах.

На образцах с наплавкой отмечены участки с двумя типами структур: явно выраженными границами зерен и без таковых. Структура после объемной термообработки представляет мартенсит с неметаллическими отдельными включениями в виде цепочек.

Замер твердости образцов показал, что образцы с поверхностью, термоупрочненной неплавящимся электродом, имеют твердость 43 ÷ 47 HRC с увеличением твердости к краю образца. Образцы после объемной закалки имели твердость 43 ÷ 48 HRC также с увеличением ее к краю образца. Твердость наплавки составила 47 ÷ 49 HRC.

Все исследованные образцы имеют мартенситную структуру, соответствующую стали 20Х13 – мартенситного класса.

Твердость всех образцов примерно одинакова и составляет 45 ÷ 48 HRC.

Наличие концентрических колец на образцах с поверхностной обработкой неплавящимся электродом и наплавкой можно объяснить круговым движением концентрированного источника теплоты, а уменьшение ширины колец при наплавке связано с шириной наплавленного валика по сравнению с шириной пятна нагрева при термоупрочнении.

Различные размеры зерен на образцах с поверхностным термоупрочнением и наплавкой объясняются различием скоростей охлаждения при поверхностной термообработке и при кристаллизации ванночки наплавленного металла. Отсутствие такой структуры при объемной закалке объясняется охлаждением образцов одновременно по всему объему.

Металлографическое исследование не выявило преимуществ сравниваемых технологий.

Для выбора приоритетной технологии обработки запорной трубопроводной арматуры необходимы исследования по другим критериям применимости исследованных технологических процессов упрочнения.