

*к.т.н. Ершов В.М.  
(ДонГТУ, г. Алчевск, Украина)*

## **ЦЕМЕНТАЦИЯ СТАЛЬНОЙ ПОВЕРХНОСТИ ПРИ ЭЛЕКТРОИСКРОВОЙ ОБРАБОТКЕ ГРАФИТОМ**

*Приведені експериментальні дані по фазовому аналізу поверхневих шарів ряду сталей після електроіскрового науглероження графітом. Показана роль початкової структури сталей на процес формування фаз при науглероженні.*

**Ключові слова:** цементит, фазовий состав, електроіскрова обробка сталі, нітрид.

*Приведены экспериментальные данные по фазовому анализу поверхностных слоев ряда сталей после электроискрового науглероживания графитом. Показана роль исходной структуры сталей на процесс формирования фаз при науглероживании.*

**Ключевые слова:** цементит, фазовый состав, электроискровая обработка стали, нитрид.

**Проблема и ее связь с научными и практическими задачами.** Известно [1,2], что электроискровое науглероживание стальной поверхности существенно повышает твердость и износостойкость конструкционных и инструментальных материалов. Считается [2], что это обусловлено некоторыми особенностями фазового состава сплавов после электроискровой обработке графитом. Ранее, в работе автора [3] было показано, что при искровом науглероживании железа, в его поверхностном слое образуется большое количество цементитной фазы, обладающей высокой твердостью, что вызывает упрочнение поверхностного слоя.

В современной литературе, посвященной этому вопросу, нет информации о возможном механизме образования цементитной фазы при электроискровом науглероживании графитом.

Целью настоящей работы является изучение характеристик фазового состава поверхностного слоя ряда углеродистых сталей, подвергнутых электроискровой обработке графитом. При этом будет обращено внимание на влияние исходного структурного состояния сталей на качественные и количественные характеристики фаз, образующихся при науглероживании.

**Анализ исследований и публикаций.** На основе имеющихся в литературе данных [1-3], образование цементита при искровом науглероживании может протекать по двум механизмам, Первый механизм основан на эффекте насыщения углеродом аустенитной фазы, образующейся при скоростном нагреве стальной поверхности, в условиях интенсивной бомбардировки катода положительными ионами воздушного зазора между электродами, В этом случае аустенит может получить максимальную концентрацию углерода в пределах до 2%. Такой насыщенный твердый раствор при мгновенном охлаждении слоя до комнатной температуры останется непревращенным в виде остаточного аустенита.

Другой механизм цементации может реализоваться в том случае, если тонкий поверхностный слой металла при бомбардировке положительными ионами перейдет в жидкое состояние [4] В этом случае положительные ионы углерода ( $C^{+4}$ ) на большой скорости проникнут в жидкий расплав и там создадут предельную концентрацию ионов углерода (до 3-5%). При таком содержании атомов углерода в расплаве, последующая при охлаждении кристаллизация металла должна создавать структуру белого чугуна, состоящего из 30 -70% цементитной фазы, остаточного аустенита и мартенсита [5].

**Постановка задачи.** В настоящем исследовании ставится задача полного анализа фазового состава поверхностных слоев различных сталей поле электроискрового науглероживания. Для решения вопроса о возможном механизме формирования структуры слоя, необходимо оценить содержание углерода в фазах слоя и определить влияние структурного состава стали на изменения в составе упрочненного слоя.

#### **Изложение материала и его результаты.**

Для исследования были выбраны следующие материалы: технически чистое железо ( $< 0.04\%C$ ) и промышленные углеродистые стали с содержанием углерода в 0.19 % (сталь 20); 0.82% (сталь У8) и 1.28 % (сталь У13). Одну часть образцов этих материалов (20x20x10мм) подвергали полному отжигу, а другую – закалке в воде. После термической обработки образцы шлифовали и подвергали электроискровой обработке на экспериментальной установке конструкции автора. В качестве электрода – анода использовали стержни (диаметром 5 мм) из спектрально чистого графита. Режим нанесения покрытия:  $U = 50$  В;  $C = 700$  мФ,  $I = 4-5$  А, энергия искрового разряда - 0.85 Дж, время обработки – 5 мин/ см<sup>2</sup>.

Фазовый анализ науглероженной поверхности производили рентгеновским методом на дифрактометре ДРОН -1.5 в фильтрованном железном излучении. На ленте самописца регистрировали самые интенсивные аналитические линии фаз в области углов от 20 до 40<sup>0</sup>υ. Для характеристики твердых растворов использовали дифракционные линии в области больших углов ( $\geq 50^0 \upsilon$ ).

По результатам рентгенографирования образцов, определяли качественный фазовый состав, измеряли интенсивность линий, их ширину, рассчитывали межплоскостные расстояния и параметры кристаллической решетки каждой фазы слоя. Кроме анализа поверхностного слоя образцов, производили послойный анализ фаз, где каждый слой получали методом последовательной сошлифовки и измерения глубины снятого металла по изменению диаметра отпечатка твердости.

На рисунке 1 приведены типичные дифрактограммы науглероженной поверхности технически чистого железа и высокоуглеродистой стали У13. Здесь же приведены дифрактограммы исходного состояния этих сталей в отожженном состоянии.

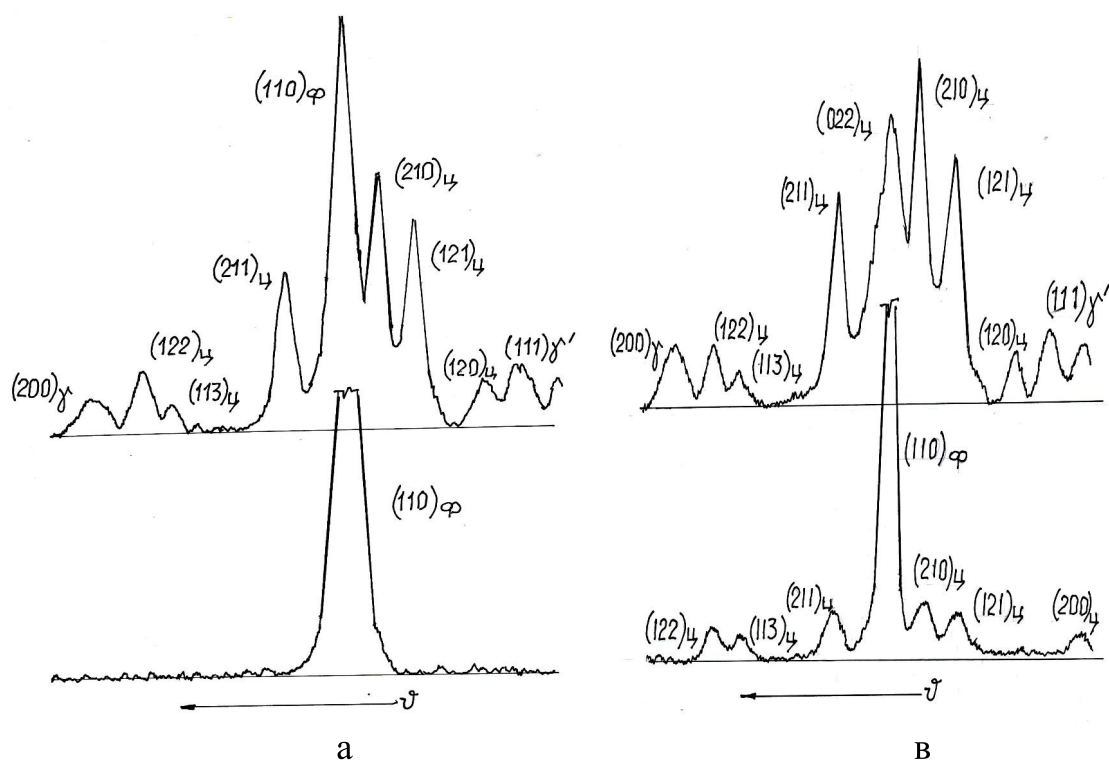


Рисунок 1 – Дифрактограммы технически чистого железа (а) и высокоуглеродистой стали У13 (б) в исходном отожженном состоянии (нижние кривые) и после электроискровой обработки (верхние кривые)

Из данных рисунка 1а видно, что в отожженном состоянии технически чистое железо имеет одиночную очень интенсивную линию феррита (110), а после науглероживания ее интенсивность сильно снижается и параллельно на дифрактограмме обнаруживаются интенсивные линии цементитной фазы ( $Fe_3C$ ) и слабая линии  $\gamma^1$ -фазы ( $Fe_4N$ ) –нитрида железа, а также линия (200) остаточного аустенита.

На дифрактограмме высокоуглеродистой стали У13 (рисунок 1б) в исходном отожженном состоянии обнаруживаются слабые линии це-

ментитной фазы при интенсивной линии (110) феррита. Науглероживание этой стали полностью устранило ферритную линию и создало очень интенсивные линии цементита и более интенсивные, чем

у чистого железа, а также линии нитрида железа и остаточного аустенита. Аналогичная картина дифрактограмм оказалась и у отожженных образцов сталей с 0.19 и 0.82%С.

Когда проанализировали дифрактограммы закаленных образцов всех исследуемых материалов после науглероживания, то оказалось, что они мало чем отличаются от дифрактограмм отожженного состояния. Только интенсивность дифракционных линий основных фаз оказалась несколько меньшей.

Результаты анализа кристаллоструктурных характеристик фаз науглероженного слоя сталей и их дифракционных линий приведены в таблице 1. Так, по данным таблицы, у цементитной фазы науглероженных образцов железа и сталей, межплоскостные расстояния для плоскостей (211) оказались несколько меньше, чем у цементита исходного состояния высокоуглеродистой стали (1.9628 против 1.9703 кХ). Эта заметная разница в  $d$  цементита, по-видимому, связана с частичной заменой в его кристаллической решетке атомов углерода атомами азота. Интенсивность и ширина дифракционной линии (211) цементита практически не зависит от содержания углерода в стали и от исходного структурного состояния (отожженного или закаленного)

Из данных рисунка 1 видно, что после науглероживания железа и сталей, в их поверхностном слое обнаружен нитрид железа ( $\text{Fe}_4\text{N}$ ) –  $\gamma^1$  – фаза. Параметр кристаллической решетки этой фазы, рассчитанный по дифракционной линии (111) (таблица 1) оказался одинаковым для всех науглероженных слоев железа и сталей, за исключением стали У13, где он оказался несколько большим, чем у малоуглеродистых сталей. Образование нитрида железа свидетельствует об участии ионов азота воздуха в формировании фазового состава слоя. Характеристики интенсивности и ширины линии (111) этого нитрида для всех сталей оказались весьма близкими.

Анализ мартенситной фазы науглероженного слоя показал, что хотя параметр его решетки не зависит от исходного содержания углерода в стали, интенсивность аналитической линии (211) с ростом его содержания в стали сильно уменьшается, а ширина этой линии значительно возрастает.

Таблица 1- Характеристика фаз поверхностного слоя сталей после электроискрового науглероживания

Фаза	Параметр фазы	Чистое железо	Сталь с 0.19%С		Сталь с 1.28%С	
			Отожжен.	Закален.	Отожжен.	Закален.
Fe <sub>3</sub> C	d <sub>(211)</sub> , кХ	1.9643	1.9628	1.9612	1.9625	1.9640
	H <sub>(211)</sub> , мм	64	64	75	80	46
	B <sub>(211)</sub> , мрад	5.22	5.22	5.65.	4.95	5.65
γ <sup>1</sup> (Fe <sub>4</sub> N)	a, кХ	3.811	3.811	3.811	3.814	3.814
	H <sub>(111)</sub> , мм	20	22	22	25	14
	B <sub>(111)</sub> мрад.	5.22	5.65	5.22	5.12	5.65
A <sub>ост</sub>	a, кХ	3.623	3.617	3.613.	3.615	3.611
	%С	1.79	1.59	1.49	1.57	1.42
	H <sub>(200)</sub> , мм	10	28	15	23	30
	B <sub>(200)</sub> , мрад.	5.65	8.70	10.90	10.87	10.00
α <sub>март</sub>	a, кХ	2.867	2.867	2.865	2.867	2.870
	H <sub>(211)</sub> мм	159	113	66	26	10
	B <sub>(211)</sub> мрад.	14.22	13.96	21.88	20.65	31.42

Примечание. Обозначения: d – межплоскостные расстояния; a – параметр кристаллической решетки; H и B – высота и ширина дифракционной линии.

Кроме цементита, мартенсита и нитрида железа, в поверхностном слое обработанных образцов выявлен остаточный аустенит, количество которого растет с увеличением содержания углерода в стали (увеличение интенсивности линии (200) аустенита). По величине параметра кристаллической решетки остаточного аустенита можно определить содержание в нем углерода. Для этого мы воспользовались методикой, предложенной Л.И. Миркиным [6], в которой расчет содержания углерода производится по формуле:

$$\%C = (a - a_0) / 0.033,$$

где  $a$  – параметр кристаллической решетки остаточного аустенита;  
 $a_0$  – параметр кристаллической решетки безуглеродистого аустенита, для которого он численно равен 3.576 кХ.

Как видно из таблицы 1, содержание углерода в остаточном аустените оказалось в пределах 1.4 – 1.8%, т.е настолько значительным, что такой аустенит, имея мартенситную точку Мн значительно ниже комнатной температуры, не может превратиться в мартенсит при охлаждении до комнатной температуры. Кроме того, здесь видно, что количество остаточного аустенита (по  $H_{200}$ ) растет с увеличением содержания углерода в стали.

Далее в работе изучали распределение фаз по глубине упрочненного слоя, для чего производили последовательную сошлифовку слоев предварительно науглероженного образца отожженной стали У13. Контроль глубины каждого слоя осуществляли посредством измерения диаметра отпечатка твердости до и после шлифовки.

Таблица 2- Характеристика фазового состава приповерхностных слоев образца отожженной стали У13 после электроискрового науглероживания

Наименование фазы	Параметр фазы	Глубина слоя от поверхности, мкм, ( $\pm 0.5$ )				
		0	2.0	3.9	6.5	10.7
Цементит $Fe_3C$	$d_{(211)}$ , кХ	1.9638	1.9633	1.9658	1.9638	1.9658
	$H_{(211)}$ , мм	70	45	20	22	18
	$B_{(211)}$ , рад	0.0052	0.0059	0.0078	0.0072	0.0087
$\gamma^I (Fe_4N)$	$a$ , кХ	3.814	3.803	3.815	3.813	3.811
	$H_{(111)}$ , мм	24	20	10	14	8
	$B_{(111)}$ , рад	0.0048	0.0069	0.0067	0.0052	0.0084
$A_{ост}$	$a$ , кХ	3.620	3.620	3.618	3.616	3.618
	$H_{(200)}$ , мм	20	19	16	18	15
	$B_{(200)}$ , рад	0.0087	0.0070	0.0097	0.0113	0.0111
	%C	1.57	1.69	1.64	1.51	1.64

После шлифовки каждого слоя, производили рентгенографирование поверхности на дифрактометре и, тем самым, по его результатам оценивали изменения в фазовом составе слоев. Результаты фазового анализа каждого слоя представлены в таблице 2. Здесь видно, что с увеличением расстояния от поверхности науглероженного образца, интенсивность дифракционных линий ( $H_{hkl}$ ) основных фаз уменьшается, тем самым уменьшается количество цементита, нитрида железа и остаточного аустенита, а количество ферритной фазы возрастает. Кроме того, обращает на

себя внимание большая концентрация углерода в остаточном аустените (1.5 – 1.7%), что свидетельствует о сравнительно большой глубине проникновения атомов углерода в поверхностные слои металла.

Таким образом, полученные результаты настоящего исследования однозначно свидетельствуют о том, что проникновение атомов углерода в поверхностный слой стали происходит только после того как образуется жидкая фаза, позволяющая науглероживать металл до высокой концентрации.

В связи с полученными результатами, механизм процесса цементации стальной поверхности нам представляется в следующем виде. В момент максимального сближения графитового электрода - анода с поверхностью стального образца-катода, происходит искровой разряд, в канале которого положительные ионы азота и углерода на большой скорости бомбардируют катод, разогревают поверхностный слой металла до жидкого состояния и внедряются в него. Таким образом, жидкая фаза железа насыщается большим количеством атомов углерода и азота. Эта жидкость при охлаждении выделяет цементитную фазу и нитрид железа, а образующийся при кристаллизации аустенит имеет равновесную концентрацию углерода в пределах 1.5 – 1.8%. Этот аустенит не превращается в мартенсит и сохраняется в виде остаточного.

Доказательством предлагаемого механизма формирования фаз при науглероживании, стал эксперимент с использованием обратной полярности искрового разряда при обработке образца технически чистого железа. В этом случае графитовый электрод был катодом, а образец железа – анодом. Искровой разряд при обработке был обыкновенного вида, но фазовый состав образовавшегося слоя существенно различался от ранее рассмотренного. Прежде всего обнаружилось, что цементитной фазы в поверхностном слое практически не было, отсутствовал и нитрид железа ( $Fe_4N$ ). На дифрактограмме присутствовали только линии феррита, мартенсита и остаточного аустенита. Таким образом, становится очевидным, что только направленное движение положительных ионов азота и углерода к поверхности образцов, способно вызвать цементацию и образование нитрида железа в слое.

**Выводы и направления дальнейших исследований.** Выполненные исследования показали, что процесс формирования цементитной фазы в поверхностном слое стальных образцов происходит через этап образование жидкой фазы, ее насыщения ионами углерода и азота, последующей скоростной кристаллизации с образованием остаточного аустенита и нитрида железа.

Задачей дальнейших исследований является изучение влияния легирующих элементов на процессы формирования фазового состава при электроискровом науглероживании.

### **Библиографический список**

1. Иванов Г.П. *Технология электроискрового упрочнения инструментов и деталей машин* / Иванов Г.П. – М.: Машигиз, 1961. - 303 с.
2. Самсонов Г.В. *Электроискровое легирование металлических поверхностей* / Самсонов Г.В., Верхотуров А.Д., Бовкун Г.А. – К.: Наукова думка, 1976. - 219 с.
3. Ершов В.М. *Карбидообразование металлов при электроискровом науглероживании* / В.М. Ершов // *Сборник научных трудов ДонГТУ.* - 2007. - №24. – С. 212 – 217.
4. Верхотуров А.Д. *Технология электроискрового легирования металлических поверхностей* / А.Д. Верхотуров, И.М. Муха. – К. Техника, 1982. - 181 с.
5. Новиков И.И. *Теория термической обработки металлов* / И.И. Новиков– М.: Металлургия, 1986. - 480 с.
6. Миркин Л.И. *Рентгеноструктурный контроль машиностроительных материалов* / Л.И. Миркин.– М.: Машиностроение, 1979. – 134 с.

*Рекомендовано к печати д.т.н., проф. Луценко В.А*