

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

ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЯХ ХРОМИСТЫХ СТАЛЕЙ ПРИ ЭЛЕКТРОИСКРОВОМ НАУГЛЕРОЖИВАНИИ

Результати аналізу рентгенівських фаз поверхні шарів вуглецю і хромістих сталей після іскро-науглецівання. Показано активну роль атомів хрому під час формування структури поверхневого шару.

***Ключові слова:** фаза аналізу, хроміста сталь, науглецівання поверхні, метод електричної іскри.*

Приведены результаты рентгеновского фазового анализа поверхностных слоев углеродистых и хромистых сталей после электроискрового науглероживания. Показана активная роль атомов хрома в процессе формирования структуры поверхностного слоя.

***Ключевые слова:** фазовый анализ, хромистая сталь, науглероживание поверхности, электроискровой метод.*

В работе [1] автор установил факт образования большого количества цементитной фазы в поверхностном слое углеродистых сталей при электроискровом науглероживании. Причем, количество этой фазы оценивалось в 30 – 50%, в то время как остальная часть структуры слоя состояла из ферритной, аустенитной и нитридной фаз. В данном исследовании также было показано, что количество цементита в слое практически не зависит как от исходного количества этой фазы в стали, так и от варианта предварительной термической обработки материалов (отжига и закалки).

Полученные результаты автор объяснил ранее установленным фактом расплавления тонкого поверхностного слоя стали при искровом разряде [2,3] и последующем за этим внедрением положительных ионов углерода (C^{+4}) в образовавшийся жидкий расплав. При этом концентрация атомов углерода в жидком расплаве могла достигать 3 – 5%, что при скоростной кристаллизации раствора приводило к выделению цементитной фазы, образованию твердого раствора – аустенита, его частичному мартенситному превращению и образованию остаточного аустенита с высоким содержанием углерода (1.6 - 1.8%). Кроме того, было

показано, что ионизированные атомы азота межэлектродного промежутка образуют в жидком расплаве нитрид железа γ^1 (Fe_4N).

Если исходное количество углерода в стали не оказывает существенного влияния на процесс формирования цементитной фазы при искровом разряде, то, несомненно, представляет интерес определить влияния легирующих элементов на структурообразование поверхностного слоя при электроискровом науглероживании сталей. Исходя из того, что наиболее часто в сталях в качестве легирующего элемента используется хром, в настоящей работе изучали его влияние на фазовые превращения при искровой обработке графитом малоуглеродистых и высокоуглеродистых хромистых сталей.

Для исследования были выбраны две партии промышленных хромистых сталей и для сравнения с ними - углеродистые стали с аналогичным содержанием углерода. Первая группа сталей представляла собой малоуглеродистые хромистые стали следующих марок: 20Х (0.22%С и 0.95%Cr); 20Х13 (0.23%С и 12,7%Cr); 15Х25Т (0.15%С и 26.12%Cr). Во вторую группу входили высокоуглеродистые хромистые стали – ШХ15 (0.98%С и 1.52%Cr); Х12М (1.48%С и 12.01%Cr); Х12Ф1 (1.38%С и 11.5%Cr) и 95Х18 (0.94%С и 17.9%Cr).

Образцы небольших размеров (20x20x20 мм) выбранных сталей подвергали стандартному отжигу, затем шлифовали и производили электроискровое науглероживание графитом на специальной установке конструкции автора. В качестве электрода (анода) использовали стержни диаметром 5мм из спектрально чистого графита. Режим работы установки: $U = 50\text{В}$. $C = 700\text{ мФ}$, $I = 5\text{-}6\text{ А}$., энергия искрового разряда 0.85 Дж, а скорость обработки для каждого образца составляло 5 мин/см².

Для анализа фазового состава поверхностных науглероженных слоев, образцы подвергали рентгенографированию на дифрактометре ДРОН – 1.5 в фильтрованном хромовом излучении. При этом на ленте электронного потенциометра регистрировали самые интенсивные аналитические линии фаз в области дифракционных углов от 20 до 50⁰. По результатам рентгеновской съемки и последующего анализа дифрактограмм с науглероженной поверхности образцов, определяли фазовый состав слоев, пользуясь известными методиками [4]. Кроме того, на дифрактограммах измеряли интенсивность дифракционных линий фаз, а по их угловому положению, рассчитывали параметры кристаллической решетки. Все вышеприведенные операции обработки и рентгеновской съемки для образцов хромистых сталей, параллельно выполняли и для образцов углеродистых сталей, имеющих близкий к хромистым сталям состав по углероду: для стали 20 (0.19%С) и У13 (1.29%С).

После исследования структуры поверхности науглероженных образцов, производился послойный рентгеновский анализ фазового состава, при котором рентгенографирование выполняли последовательно для каждого последующего слоя шлифовки алмазным кругом на глубину 2-5 мкм. Шлифование образцов и рентгеновскую съемку продолжали до тех пор, пока фиксировался измененный искровой обработкой фазовый состав материала.

На рисунке 1 приведены фрагменты дифрактограмм поверхностного слоя всех выбранных для эксперимента углеродистых и хромистых сталей. Здесь видно, что аналитические линии фаз, входящих в структуру слоя глубиной 2 – 3 мкм, как для ряда малоуглеродистых хромистых, так и для углеродистой стали 20 (рисунок. 1а) представлены ферритной (линия (110)), аустенитной (линия 111) и цементитной (линии (210), (022) и (211)) фазами. Кроме того, на полных дифрактограммах все образцов постоянно регистрируется слабая линия нитрида (111) Fe_4N .

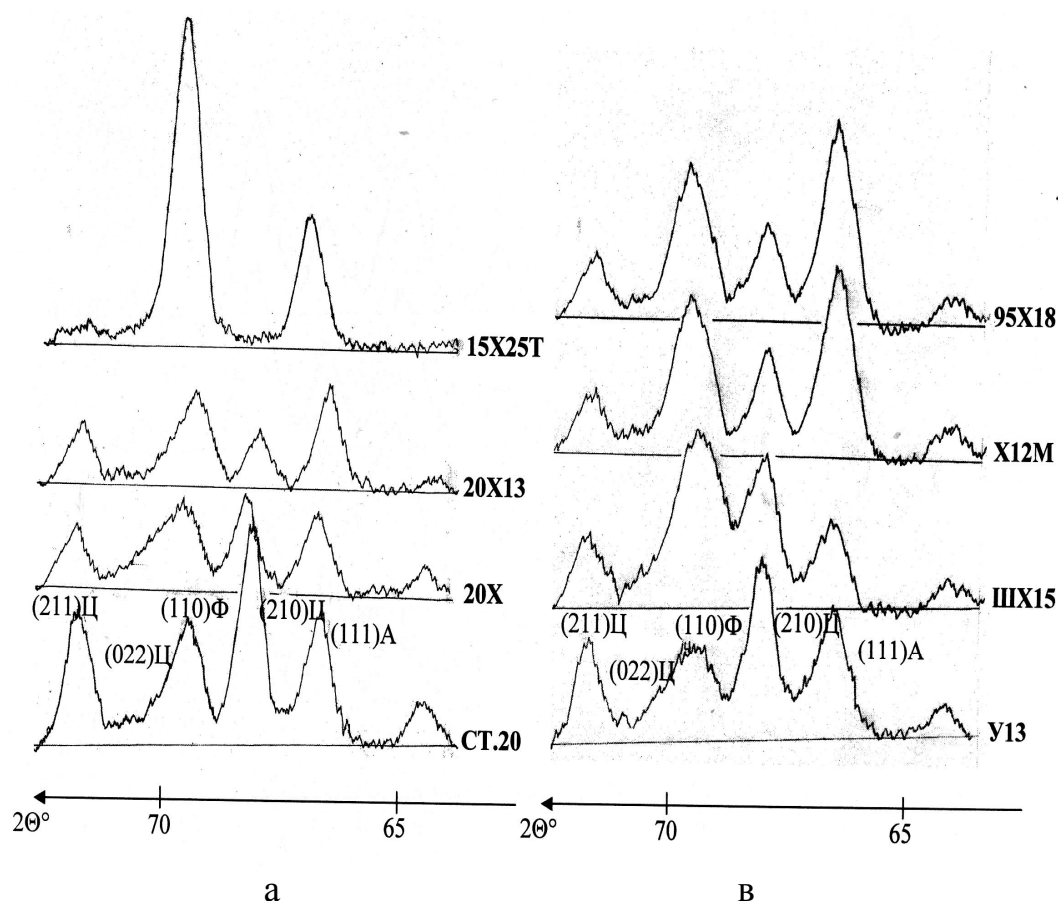


Рисунок 1 – Фрагменты дифрактограмм малоуглеродистых (а) и высокоуглеродистых (в) сталей

Из анализа дифрактограмм также следует, что по мере увеличения содержания хрома в стали, в структуре слоя уменьшается количество цементита и уже при 25% Cr в стали, серии линий цементита практически полностью исчезают, а интенсивная линия (111) остаточного аустенита регистрируется для всех сталей. Необъяснимым пока фактом является полное отсутствие на дифрактограммах линий высокохромистых специальных карбидов типа $M_{23}C_6$ и M_7C_3 .

В высокоуглеродистых хромистых сталях (рисунок 1в) на дифрактограммах заметно некоторое уменьшение интенсивности линий цементита с ростом количества хрома в стали. Здесь же отмечается значительное возрастание интенсивности линии (111) аустенита с увеличением содержания хрома в стали и, следовательно, увеличение количества остаточного аустенита в структуре науглероженного слоя, .

В таблице 1 приведены данные по характеристике фаз, входящих в состав поверхностного слоя всех науглероженных сталей.

Таблица 1 – Характеристика основных фаз поверхностного слоя образцов углеродистых и хромистых сталей после электроискрового науглероживания (обозначения: I – интенсивность линии (hkl); a – параметр решетки)

| Марка стали | %C | %Cr | Цементит | Феррит | | Остаточный аустенит | |
|--------------------------|------|-------|--------------------------|--------------------------|---------|--------------------------|---------|
| | | | I ₍₂₁₁₎ мм | I ₍₁₁₀₎ мм | a нм | I ₍₁₁₁₎ мм | a нм |
| Малоуглеродистые стали | | | | | | | |
| 20 | 0.19 | 0.25 | 40 | 44 | 0.2862 | 46 | 0.3633 |
| 20X | 0.22 | 0.95 | 25 | 34 | 0.2857 | 30 | 0.3627 |
| 20X13 | 0.23 | 12.70 | 21 | 32 | 0.2861 | 34 | 0.3640 |
| 15X25T | 0.15 | 26.12 | 5 | 106 | 0.2866 | 45 | 0.3620 |
| Высокоуглеродистые стали | | | | | | | |
| У13 | 1.29 | 0.20 | 36 | 32 | 0.2861 | 40 | 0.3640 |
| ШХ15 | 0.98 | 1.52 | 25 | 62 | 0.2861 | 30 | 0.3622 |
| Х12М | 1.48 | 12.01 | 20 | 54 | 0.2852 | 64 | 0.3640 |
| Х12Ф1 | 1,38 | 11.50 | 21 | 49 | 0.2852 | 60 | 0.3635 |
| 95Х18 | 0.94 | 17.90 | 20 | 50 | 0.2852 | 67 | 0.3640 |

Из данных таблицы следует, что дифракционные линии всех фаз науглероженного слоя отличаются малой интенсивностью, что на наш взгляд свидетельствует о чрезвычайно мелком зерне этих структурных

составляющих. Очевидно, в условиях искрового разряда происходит практически мгновенное (50 – 100 мкс) [3] нагревание поверхностного слоя до температур выше температуры плавления и последующее за этим чрезвычайно быстрое охлаждение этого слоя, результатом чего является формирование сверхмелкого зерна фаз (0.2 – 0.5 мкм).

Кроме того, из таблицы видно, что как в малоуглеродистых, так и в высокоуглеродистых сталях интенсивность дифракционных линий остаточного аустенита увеличивается с ростом содержания хрома в стали. Поэтому можно предположить, что атомы хрома, уменьшающие коэффициент диффузии углерода в фазах сплава [5], препятствуют увеличению количества углерода в слое и, тем самым, уменьшают количество цементитной фазы, насыщая аустенит до максимальной концентрации. Этот аустенит не превращается в мартенсит из-за низкой температуры критической точки Mn и остается в виде остаточного. Параметры кристаллической решетки этого остаточного аустенита изменяются с ростом содержания хрома весьма незначительно.

На втором этапе работы у всех сталей исследовали распределение фазового состава по глубине науглероженного слоя.

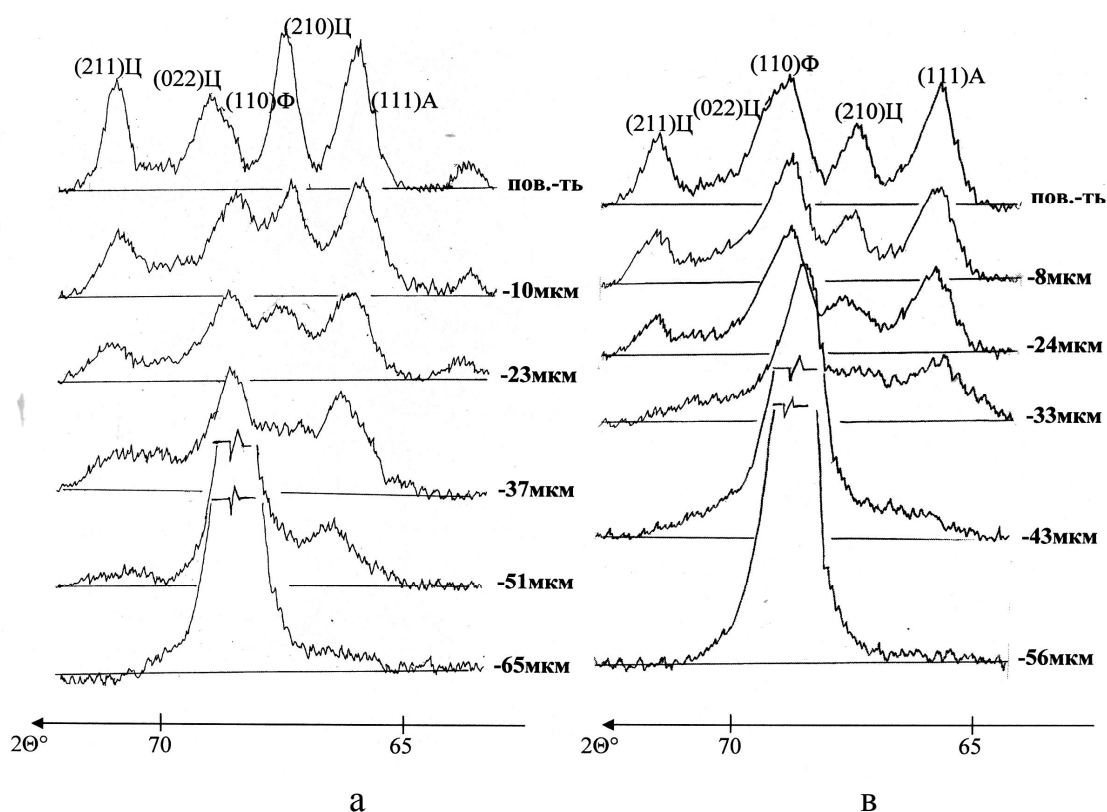


Рисунок 2 - Фрагменты послыонных дифрактограмм сталей 20X13 (а) и X12Φ1 (в)

На рисунке 2 приведена в качестве примера серия фрагментов дифрактограмм для послойного анализа фазового состава науглероженных хромистых сталей 20X13 и X12Ф1. Здесь видно, что по мере увеличения глубины сошлифовки науглероженного слоя, у обеих сталей отмечается уменьшение интенсивности дифракционных линий как цементитной, так и аустенитной фаз. Так, в стали 20X13 (рисунок 2а) уже на глубине в 65 мкм от поверхности, полностью исчезают линии цементитной и аустенитных фаз, в структуре регистрируется только ферритная фаза (интенсивная линия феррита). Причем линии цементита исчезают из слоя несколько раньше, чем линия остаточного аустенита.

У высокоуглеродистой хромистой стали дифракционные линии цементитной и аустенитной фаз исчезают на меньшей, чем у стали 20X13, глубине.

Аналогичные данные послойного фазового анализа науглероженных слоев были получены и у других сталей. Во всех случаях, глубина науглероженного слоя в высокоуглеродистых хромистых сталях оказалась на 10 – 15 мкм меньше, чем у малоуглеродистых сталей с аналогичным содержанием хрома.

Таким образом, проведенное исследование показало, что при электроискровом науглероживании графитом хромистых сталей, в их поверхностном слое образуется большое количество цементитной фазы, а специальные хромистые карбиды в условиях сверхбыстрого нагрева и охлаждения не успевают синтезироваться. Возможно, при скоростном нагреве поверхностного слоя, специальные карбиды типа $M_{23}C_6$ и M_7C_3 исходного состояния не успевают раствориться в образующейся жидкости и цементитная фаза образуется только из ферритной матрицы. Поэтому, только в высокохромистой стали 15X25Т, где практически весь хром находится в ферритной фазе, не наблюдается появление цементита в слое, а весь углерод насыщения остается в аустените, образующемся при кристаллизации. Отсюда можно сделать вывод о том, что хром способен тормозить процесс образования цементитной фазы, если он находится в твердом растворе перед науглероживанием.

На основании результатов проведенного исследования можно считать, что в задачу следующих работ данного направления, необходимо включить исследование по анализу специальной карбидной фазы, возможно образующейся в хромистых сталях при электроискровом науглероживании. Решить такую задачу можно только в условиях изучения элементарного акта единичного искрового разряда, так как по существующей технологии нанесения покрытий, искровая обработка производится многократным сканированием поверхности образца, когда идет наложение последующих слоев на предыдущие.

Библиографический список

1. *Ершов В.М. Цементация стальной поверхности при электроискровой обработке графитом / В.М. Ершов. – Алчевск, Ладос: Сборник научных трудов сотрудников ДонГТУ, 2010. - № 31. - С 219 – 225.*
2. *Верхотуров А.Д. Технология электроискрового легирования металлических поверхностей / А.Д. Верхотуров, И.М. Муха. – К. Техника, 1982. – 179 с.*
3. *Золотых Б.Н. Физические основы электроискровой обработки металлов / Золотых Б.Н. – М. Физматгиз, 1953. – 107 с.*
4. *Миркин Л.И. Рентгеноструктурный контроль материалов машиностроения / Л.И. Миркин. – М. Машиностроение, 1979. - 134с.*
5. *Лахтин Ю.М. Химико-термическая обработка металлов / Ю.М. Лахтин, Б.Н. Арзамасов. – М. Металлургия, 1985. – 256 с.*

Рекомендована к печати к.т.н. Денищенко П.Н.