

УДК 621.03.539.(031)

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

## **К ВОПРОСУ О МЕХАНИЗМЕ ОБРАЗОВАНИЯ ФАЗ В МЕТАЛЛЕ ПРИ ЭЛЕКТРОИСКРОВОМ ЛЕГИРОВАНИИ**

*Приведені результати рентгенівського фазового аналізу сталі і чавунів після електроіскрового легування залізом, графітом і білим чавуном. Показана активна взаємодія переносимих з анода на катод матеріалів, внаслідок чого утворюються нові фази.*

**Ключові слова:** *фазовий рентгенівський аналіз, електроіскрове легування, сталі, чавуни, залишковий аустеніт, нитрид, карбіди.*

*Приведены результаты рентгеновского фазового анализа сталей и чугунов после электроискрового легирования железом, графитом и белым чугуном. Показано активное взаимодействие переносимых с анода на катод материалов, в результате чего образуются новые фазы.*

**Ключевые слова:** *фазовый рентгеновский анализ, электроискровое легирование, сталей, чугуны, остаточный аустенит, нитрид, карбиды.*

Метод электроискрового легирования (далее – ЭИЛ) широко применяется в машиностроении для упрочнения поверхностного слоя деталей и инструмента. Тем не менее, природа механизма формирования структуры упрочненного слоя изучена крайне недостаточно [1]. Это вызвано рядом причин, одной из которых является чрезвычайно короткое время единичного искрового разряда – 10 – 15 мкс. В течение этого времени, в зазоре между электродами происходит ряд сложных процессов, в результате которых формируется структура, заметно отличающаяся от исходной до ЭИЛ.

Среди ряда гипотез, объясняющих процессы искрового разряда, наиболее признанной считается версия, предложенная супругами Лазаренко - изобретателями электроискрового эрозионного метода [2]. По их мнению, при сближении электрически заряженных электродов происходит увеличение напряженности электромагнитного поля и при некотором минимальном расстоянии между анодом и катодом (10 – 30 мкм), происходит пробой - искровой разряд. Через возникающий канал проводимости тока (стрингер), пучок электронов фокусируется ударяется о торцевую поверхность анода, разогревает ее до плавления, в результате чего образуется жидкая капля. Эта капля отрывается от анода и

движется к катоду, опережая движущийся анод. В процессе своего движения, капля разогревается, закипает и частично взрывается, Цепь тока прерывается, сжимающее усилие электромагнитного поля исчезает и летящая капля уже движется к катоду широким фронтом. Учитывая тот факт, что капля движется в газовой среде, то эта ионизированная среда взаимодействует с ней, изменяя ее химический состав.

Далее капля достигает катода и на большой скорости бомбардирует предварительно разогретую ионами поверхность электрода. Сильный удар капли (давление до 1 млн. атм.) приводит к внедрению ее ионов в материал катода, что при последующей кристаллизации, приводит к получению нового структурного состояния материала катода.

Однако на этом процесс формирования фаз не заканчивается и на следующем его этапе, когда происходит циклическое сближение электродов, наблюдается механический удар анода о катод, при котором электрический ток, протекающий через зону контакта, разогревает ее и изменяет структуру контактирующих материалов.

Достоверность вышеизложенной точки зрения на механизм процессов в межэлектродном пространстве, на наш взгляд, можно проверить пока только анализом конечных структур материалов, подвергнутых электроискровому легированию.

Целью настоящей работы является изучение фазового состава поверхностных слоев катода (изделия) после ЭИЛ разнообразными материалами. Особое внимание в работе будет уделено использованию в качестве электродных материалов тех сплавов, которые представляют собой твердые растворы с химическими соединениями.

Для исследования были выбраны следующие материалы: малоуглеродистая сталь марки 08кп, белый заэвтектический чугуны с 5.2%С, серый ферритный чугуны с 2.7%С. и электродный спектрально чистый графит. Из выбранных металлических материалов были изготовлены плоские образцы (20x20x5мм) (катоды), а для анодов - стержневые электроды диаметром 3-5мм.

Металлографический анализ структуры исходных материалов выполняли на микроскопе МИМ-8м при увеличении 315 раз. Результаты исследования структуры исходных материалов приведены на рисунке 1.

Здесь видно, что в малоуглеродистой стали (рис. 1а) перлитной составляющей не более 8-10%, а основой структуры является феррит, Микроструктура белого чугуна (рис. 1б) состоит из ледебурита и пластинчатых кристаллов первичного цементита. В сером чугуне (рис. 1в) в структуре присутствует большое количество структурно свободного графита в ферритной матрице.



Рисунок 1 – Микроструктура стали с 0.07%С (*а*), белого чугуна с 5.2%С (*б*) и серого чугуна с 2.7%С (*в*)

Электроискровая обработка поверхностного слоя катодных пластин производилась на экспериментальной установке конструкции автора настоящей работы. Параметры режима искровой обработки составляли:  $U_r = 50$  В,  $I_r = 3-5$  А,  $C = 100$  мкФ,  $R = 8$  Ом, скорость – 5 мин/см<sup>2</sup>.

Качественный фазовый анализ обработанных ЭИЛ катодных образцов выполняли общепринятым способом [3] после их рентгеновской съемки на дифрактометре ДРОН – 1.5 в железном фильтрованном излучении. Дифрактограммы записывали на ленту потенциометра в интервале дифракционных углов  $40-75^{\circ} 2\theta$ , т.е. в интервале максимальной интенсивности аналитических линий возможных фаз [3]. Фрагменты индцированных дифрактограмм исследуемых образцов приведены на рисунках 2 - 4.

Анализ фазового состава поверхностных слоев начали с ЭИЛ стальных образцов. Из дифрактограмм рисунка 2*а*-1 видно, что после ЭИЛ этих образцов электродом из технически чистого железа (менее 0.04%С), фазами структуры стали: феррит, остаточный аустенит и нитрид Fe<sub>4</sub>N. Появление остаточного аустенита в структуре малоуглеродистой стали можно объяснить тем, что при искровом разряде, капля жидкого железа, в процессе движения от анода к катоду, подверглась значительному насыщению ионами азота. Если перевести (по [3]) параметр кристаллической решетки остаточного аустенита, рассчитанный по дифракционной линии (200), в концентрацию азота, то содержание этого элемента в твердом растворе составит 2 - 2.2%. Подтверждением возможному процессу насыщения аустенита азотом, служит и тот факт, что, на дифрактограмме рисунка 2*а*-1 видна интенсивная линия нитрида железа (Fe<sub>4</sub>N).

Обработка стальных образцов графитовым электродом привела (рис.2*а*-2) к образованию в их поверхностном слое большого количества

цементитной фазы, но при малом количества нитрида железа и остаточного аустенита. Очевидно, ионы углерода, летящие при искровом разряде от анода к катоду, внедрились в аустенит образца, насытили его поверхностный слой до большой концентрации (4-5%), что привело к образованию большого количества цементитной фазы уже на этапе охлаждения.

Когда стальные образцы подвергли ЭИЛ электродами из белого чугуна, то, как следует из дифрактограмм рисунка 2а-3, поверхностный слой оказался двухфазным, состоящим только из феррита и остаточного аустенита. Объяснением этого факта может служить предположение о том, что при искровом разряде цементитная фаза чугуна растворилась в жидкой анодной капле и при достижении поверхности образца, насытила аустенит углеродом. Расчет параметра кристаллической решетки остаточного аустенита и пересчет его значений (по известным формулам [3]) в концентрацию углерода, дал значения в пределах 2 – 2.5%. Такая концентрация углерода в аустените уже не приводит к образованию мартенситной фазы при охлаждении.

На втором этапе работы производился анализ фазового состава образцов белого чугуна после ЭИЛ электродами из железа, графита и того же белого чугуна. Как видно из индицированных дифрактограмм рисунка 2б-1, насыщение поверхности чугунного образца железом, сохранило цементитную фазу структуры, но добавило и новую фазу – остаточный аустенит. Этот факт может свидетельствовать о том, что жидкая капля железа, достигшая аустенитизированной поверхности чугунного катода, обеднила его углеродом, что обеспечило получение большого количества остаточного аустенита.

ЭИЛ поверхности образцов белого чугуна электродом из графита, сохранило интенсивные линии цементитной фазы (рисунок 2б-2) и добавило весьма слабые дифракционные линии остаточного аустенита.

Искровое легирование белого чугуна электродом из того же материала, существенно изменило фазовый состав поверхности образцов чугуна. Как видно из данных рисунка 1б-3, здесь в структуре поверхности фиксируется большое количество остаточного аустенита, феррита и незначительное количество цементитной фазы. Практически весь поверхностный слой образцов состоит из аустенитной и ферритной фаз, которые, на наш взгляд, образовались из аустенита жидкой анодной капли чугуна на аустенитизированной поверхности катодного образца.

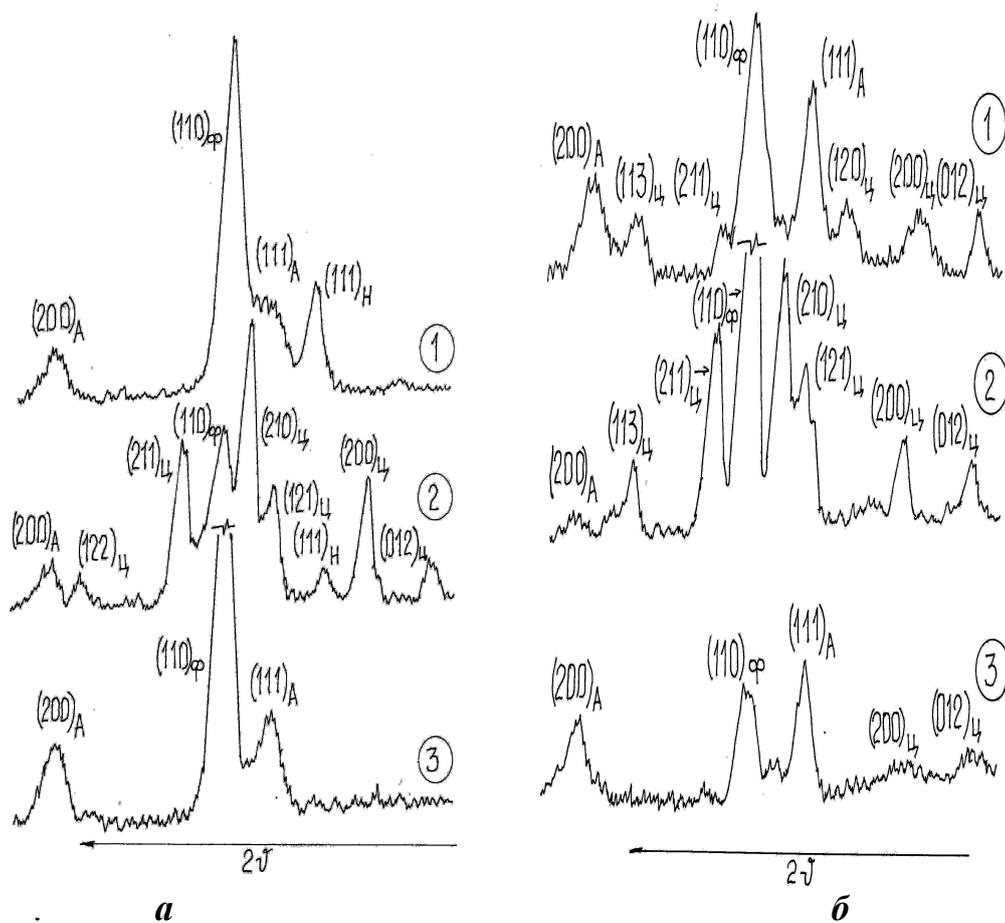


Рисунок 2 – Фрагменты индцированных дифрактограмм технического железа (а) и белого чугуна (б) после ЭИЛ железом (1), графитом (2) и белым чугуном (3). Обозначения фаз: Ф – феррит; А – аустенит; Ц – цементит  $Fe_3C$ ; Н – нитрид  $Fe_4N$ .

Далее рассмотрим фазовый состав поверхностного слоя образцов серого чугуна после ЭИЛ железным, графитовым и чугунным электродами. Выбор ферритного серого чугуна для исследования был вызван тем, что в его структуре присутствует большое количество структурно свободного графита (рисунок 1в) и это сделало возможным оценить роль углерода графита в аустенитизации поверхности катодных образцов. На рисунке 3 приведены фрагменты индцированных дифрактограмм серого чугуна после ЭИЛ.

Так, при ЭИЛ железным электродом (рисунок 3-1), фазовый состав поверхностного слоя представлен только смесью феррита и остаточного аустенита. Этот факт свидетельствует о том, что капля безуглеродистого железа, попавшая на аустенитно-графитную структуру, науглеродилась (1.8 – 2.2%С) и образовала большое количество остаточного аустенита уже при охлаждении до комнатной температуры.

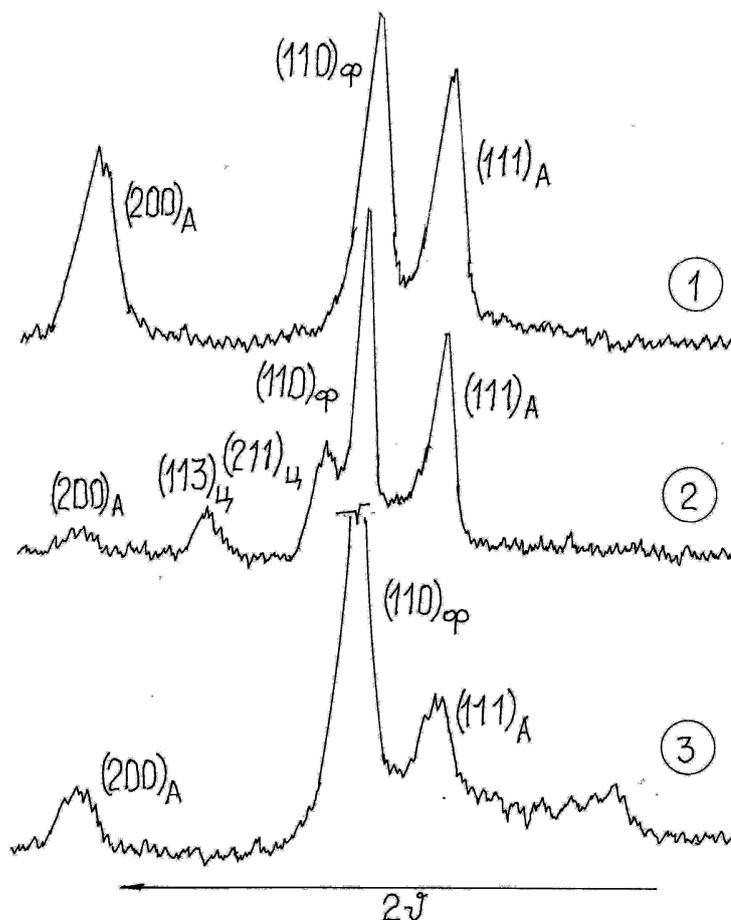


Рисунок 3 – Фрагменты индцированных дифрактограмм серого чугуна после ЭИЛ железом (1), графитом (2) и белым чугуном (3). Обозначения фаз по рисунку 1.

Искровое легирование серого чугуна графитом привело к получению значительного количества остаточного аустенита с ферритом, при небольшой доле цементитной фазы. Такой фазовый состав поверхностного слоя, на наш взгляд, связан с тем, что капля жидкого или, возможно, газообразного углерода, внедрилась в аустенитную фазу образца и без участия структурно свободного графита, вызвало науглероживание этой фазы и сохранило аустенит в виде остаточного.

Аналогичная ситуация с формированием конечной структуры возникла при искровом легировании серого чугуна электродом белого чугуна (рисунок 3-3).

На следующем этапе работы проводился анализ фазового состава поверхностного слоя образцов из стали 08кп и белого чугуна после ЭИЛ некарбидообразующим (никелем) и карбидообразующим (вольфрамом) электродами. Как видно из фрагментов дифрактограмм

стали 08кп, легированне никелем (рисунок 4а-1) и вольфрамом (рисунок 4а-2), привело к образованию большого количества остаточного аустенита в структуре. Очевидно, этот остаточный аустенит образовался за счет растворения жидкой капли Ni и W в горячем аустените поверхностного слоя стального образца.

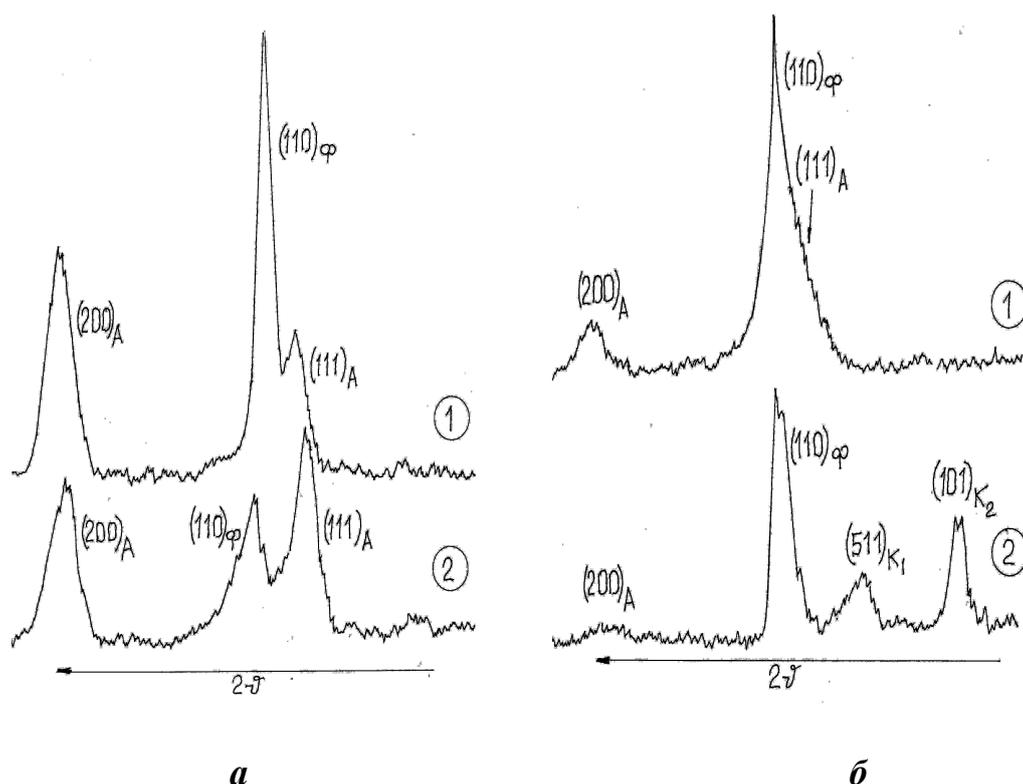


Рисунок 4 – Фрагменты индцированных дифрактограмм малоуглеродистой стали 08кп (а) и белого чугуна (б) после ЭИЛ никелем (1) и вольфрамом (2). Обозначения фаз: Ф – феррит, А – аустенит,  $K_1$  – карбид типа  $Fe_3W_3C$ ,  $K_2$  – карбид типа  $W_2C$

Иная ситуация сложилась при ЭИЛ железным и вольфрамовым электродами образцов белого чугуна. Как видно из фрагмента дифрактограммы рисунка 4б-1, искровое легирование никелевым электродом, привело к ферритизации поверхности белого чугуна и образованию небольшого количества остаточного аустенита. Кроме того, именно здесь, возможно, произошла частичная графитизация структуры, но, к сожалению, дифракционная линия графитной фазы нами не была зафиксирована.

ЭИЛ белого чугуна вольфрамовым электродом (рисунок 4б-2), вызвал образование специальных карбидов типа  $Me_6C$  и  $Me_2C$  с ферритом и небольшим количеством остаточного аустенита, что свидетельст-

вует о внедрении атомов вольфрама в цементит белого чугуна при ударе жидкой капли анодного материала об аустенитизированную поверхность чугунного образца.

Полученные в настоящей работе экспериментальные данные однозначно свидетельствуют о том, что переносимый с анода материал, активно взаимодействует со структурой металла катода. Это взаимодействие становится возможным только при условии образования жидкой фазы в канале разряда и последующего ускоренного движения этой капли к катоду в сильном электромагнитном поле. По оценкам некоторых исследователей, в канале разряда температура среды достигает 10 – 40 тысяч градусов [1.2], что обеспечивает скоростную аустенитизацию поверхности катода и расплавление поверхностных слоев анодного электрода.

Характер взаимодействия элементов, переносимых с анода на катод, зависит от химического и структурного состава используемых материалов. Так, в случае переноса ионов чистых элементов (C, Fe, Ni, W), их атомы внедряются в материал катода и создают твердые растворы с карбидными фазами. В некоторых случаях здесь образуются нитридные фазы, что свидетельствует об активном взаимодействии жидкой фазы с азотом воздуха, ионизированного в межэлектродном пространстве. Атомарный азот в  $\gamma$ - железе (азотистом аустените) стабилизирует фазу, что приводит к получению большого количества остаточного аустенита в структуре поверхностного слоя катода

Если в структуре анодного электрода присутствует большое количество цементитной фазы, например, в белом чугуне, то в канале искрового разряда эта фаза растворяется в жидком расплаве и при ударе его капли о поверхность катода, происходит насыщение аустенита углеродом с последующим выделением его избытка в виде цементита.

На наш взгляд, дальнейшие исследования по данной проблеме должны быть сосредоточены на изучении особенностей распределения фаз по глубине поверхностного слоя, как сделано в нашей ранней работе [4]. Необходим также анализ изменений в фазовом составе слоя ЭИЛ под действием тепловой энергии тока, протекающего через зону механического контакта электродов.

### **Библиографический список**

1. *Верхотуров А.Д. Технология электроискрового легирования металлических поверхностей / А.Д. Верхотуров, И.М. Муха. – К.: Техника, 1982. - 179 с.*
2. *Иванов Г.П. Технология электроискрового упрочнения инструментов и деталей машин / Г.П. Иванов. – М.: Машигиз., 1961. - 303 с.*

3. Миркин Л.И. Рентгеноструктурный контроль машиностроительных материалов: справочник / Л.И. Миркин. – М.: Машиностроение, 1979. - 134 с.

4. Ершов В.М. Цементация стальной поверхности при электроискровой обработке графитом / В.М.Ершов // Сборник научных трудов сотрудников ДонГТУ. – Ладон, 2011. - № 31. - С. 219 – 225.

**Рекомендована к печати д.т.н., проф. Петрушовым С.Н.**