

УДК 621.793.18

СТРУКТУРА И МИКРОТВЕРДОСТЬ УГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ 45 ПОСЛЕ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНОГО МЕДНЕНИЯ И ПОСЛЕДУЮЩЕЙ ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВОЙ ОБРАБОТКИ*

Громов В.Е.¹, Иванов Ю.Ф.², Романов Д.А.¹, Будовских Е.А.¹, Ващук Е.С.¹, Денисова Ю.А.², Коновалов С.В.¹, Тересов А.Д.², Филимонов С.Ю.²

¹ Сибирский государственный индустриальный университет, г. Новокузнецк, Россия

² Институт сильноточной электроники СО РАН, г. Томск, Россия

Аннотация. Рельеф поверхности и особенности структуры стали 45 после электровзрывного меднения и последующей электронно-пучковой обработки исследованы методами сканирующей и просвечивающей электронной микроскопии. Установлено, что содержание меди в поверхностном слое увеличивается в 2 раза с ростом числа импульсов электронно-пучковой обработки. Высокая скорость кристаллизации в модифицированном слое сопровождается ростом твердости поверхностного слоя при небольшом числе импульсов (5-10). Дальнейшее увеличение количества импульсов облучения приводит к существенному снижению твердости поверхности слоя.

Ключевые слова: электровзрывное легирование, меднение, электронно-пучковая обработка, структура, фазовый состав, свойства.

Введение

Электровзрывное легирование (ЭВЛ) и электронно-пучковая обработка (ЭПО) – это методы модификации структуры, фазового состава и свойств поверхности металлов и сплавов. Инструментами воздействия на поверхность при их использовании являются импульсные многофазные плазменные струи и электронные пучки соответственно. Схема формирования упрочненных слоев на поверхности металлов и сплавов при ЭВЛ включает в себя следующие процессы: формирование импульсной многофазной плазменной струи из продуктов электрического взрыва проводников и порошковых навесок карбидов, боридов и других веществ, размещаемых на проводнике в области взрыва; оплавление поверхностных слоев и легирование расплава компонентами струи; последующую самозакалку поверхности с образованием новых фаз и соединений.

Одной из важных особенностей ЭВЛ является то, что оплавление и легирование поверхностных слоев продуктами электрического взрыва проводника происходит в условиях высокого (до 150 атм) давления плазменной струи на поверхность. Вследствие этого развиваются различные механизмы конвективного теплопереноса и достигается высокая степень леги-

рования вплоть до границы оплавления.

Импульсные многофазные плазменные струи, используемые для электровзрывного легирования, и низкоэнергетические сильноточные электронные пучки хорошо сочетаются друг с другом, имея сопоставимые значения поглощаемой плотности мощности (порядка 10^5 Вт/см²), площади облучаемой поверхности (до 10-15 см²) и глубины зоны упрочнения (порядка нескольких десятков микрометров). Время импульса при ЭВЛ составляет 100 мкс, при ЭПО – 50, 100, 150 и 200 мкс.

Импульсная плазменная струя, сформированная из продуктов взрыва и порошковых навесок и служащая инструментом воздействия, характеризуется наличием высокоскоростного плазменного фронта и относительно медленного тыла. Фронт оплавляет обрабатываемую поверхность, а тыл, содержащий конденсированные частицы продуктов взрыва и порошковых навесок, вносит основной вклад в степень легирования расплава. Самые медленные частицы тыла формируют на поверхности тонкий слой несплошного покрытия.

Вследствие импульсного характера ЭВЛ, радиального течения расплава от центра к периферии зоны легирования под действием неоднородного давления плазменной струи и осаждения на поверхности конденсированных частиц тыла струи после самозакалки на поверхности формируется развитый рельеф ($Ra = 3-5$ мкм). Кроме

* Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта №13-02-12009 офи_м и госзадания Минобрнауки №2.4807.2011.

того, зона легирования характеризуется незавершенностью фазовых превращений и допускает возможность ее дальнейшей модификации.

Основная идея комбинированной обработки, включающей ЭВЛ и ЭПО, заключается в выравнивании рельефа поверхности обработки и модификации структуры, фазового состава и свойств зоны легирования.

Импульсные многофазные плазменные струи, используемые для электровзрывного легирования, и низкоэнергетические сильноточные электронные пучки хорошо сочетаются друг с другом, имея сопоставимые значения поглощаемой плотности мощности, площади облучаемой поверхности и глубины зоны упрочнения.

В настоящей статье анализируются результаты, полученные при исследовании структуры и свойств поверхностных слоев стали 45, подвергнутой электровзрывному меднению и последующей электронно-пучковой обработке.

Анализ структуры и профиля микротвердости стали 45, подвергнутой поверхностной обработке

Электровзрывное легирование, преобразуя структурно-фазовое состояние поверхностного слоя обрабатываемого материала, оказывает влияние и на его механические свойства [1]. На **рис. 1** представлены профили микротвердости стали 45 после электровзрывного меднения (кривая 1) и после ЭПО исходной поверхности, не подвергавшейся легированию (кривая 2). Здесь же горизонтальной прямой А обозначена микротвердость стали 45, закаленной с печного нагрева (850°C, 1,5 ч).

Анализируя приведенные на данном рисунке профили, можно выделить существенное различие в поведении микротвердости и, следовательно, в изменении структурно-фазового состояний поверхностных слоев стали. Зависимость микротвердости стали, подвергнутой электровзрывному меднению от расстояния до поверхности обработки, имеет явно выраженный нелинейный характер. Это позволяет выделить поверхностный слой толщиной ~5 мкм, микротвердость которого ниже микротвердости закаленной стали; промежуточный слой толщиной ~7 мкм (слой, выделенный на **рис. 1** вертикальными прямыми В и С), микротвердость которого выше или равна микротвердости закаленной стали, и переходный слой (слой термомеханического влияния) толщиной ~30 мкм, микротвердость которого плавно падает до величины исходного состояния. В свою очередь, микротвердость промежуточного слоя изменяется по кривой с максимумом, располагающемся на глубине ~7 мкм.

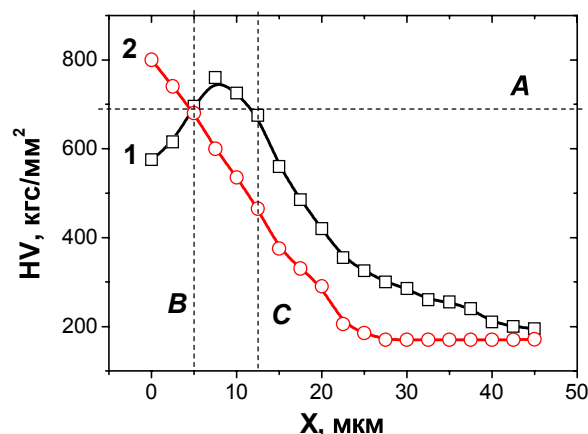


Рис. 1. Профиль микротвердости стали 45:
1 – после электровзрывного легирования медью;
2 – после электронно-пучковой обработки по режиму: 12 Дж/см²; 50 мкс; 0,3 Гц, 3 имп.
Горизонтальной прямой А обозначена микротвердость стали 45, закаленной с печного нагрева (850°C, 1,5 ч)

Микротвердость стали 45, обработанной электронным пучком, изменяется монотонным образом, достигая максимального значения на поверхности облучения (см. **рис. 1**, кривая 2). Толщина закаленного слоя, обусловленного электронно-пучковой обработкой, составляет ~5 мкм (см. **рис. 1**, вертикальная прямая В), что, очевидно, определено выбранным режимом электронно-пучковой обработки стали (плотностью мощности пучка электронов). При этом максимум микротвердости стали, обработанной электронным пучком, превышает максимальные значения микротвердости стали, закаленной после печного нагрева и после электровзрывного легирования. Это обусловлено, как показали электронно-микроскопические исследования [2-11], формированием ультрамелкозернистой ($0,54 \pm 0,2$ мкм) структуры на поверхности электронно-пучковой обработки (**рис. 2**). Размеры кристаллов мартенсита в таких зернах изменяются в следующих пределах: поперечные – 30-50 нм, продольные 120-500 нм.

Трактовка нелинейной зависимости микротвердости стали 45, подвергнутой электровзрывному легированию, от расстояния до поверхности обработки следует из анализа результатов, представленных в работах [12-17]. В этих работах изложены результаты послойных электронно-микроскопических исследований структуры и фазового состава армко-железа, подвергнутого электровзрывному легированию медью. Рассмотрим кратко основные закономерности эволюции структурно-фазового состояния армко-железа, подвергнутого данному виду поверхностной обработки.

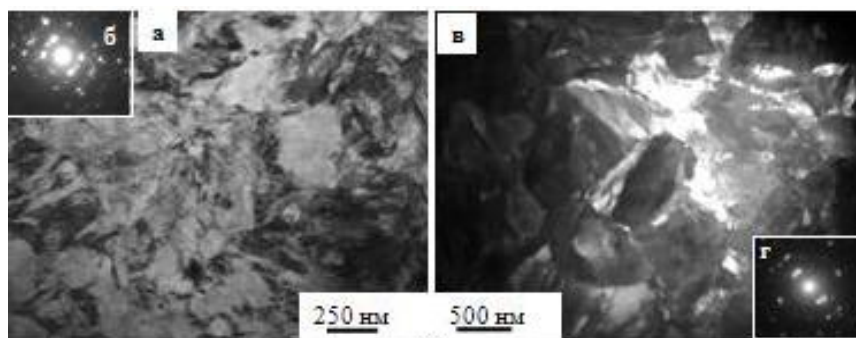


Рис. 2. Структура, формирующаяся в поверхностном слое стали 45, подвергнутой электронно-пучковой обработке (12 Дж/см²; 50 мкс; 0,3 Гц; 3 имп.): а – светлое поле; в – темное поле, полученное в рефлексе [110] α -Fe; б, г – микроэлектронogramмы к (а) и (в) соответственно, стрелкой на (г) указан рефлекс, в котором получено темное поле

В результате выполненных в работах [12-17] исследований установлено, что поверхность электровзрывного легирования армко-железа медью сформирована механической смесью оксидных (Fe_2O_3 и CuO) и карбидной (FeC) фаз железа и меди с размером кристаллитов 25-30 нм. Нижележащий подслои имеет структуру ячеистой кристаллизации, размеры ячеек которого изменяются в пределах 75-100 нм. Ячейки разделены прослойками второй фазы, толщина которых составляет 20-25 нм. Фазовый состав слоя ячеистой кристаллизации изменяется по глубине. Слой, примыкающий к поверхности легирования, сформирован окислами меди состава CuO и Cu_2O (объем ячеек кристаллизации) и оксикарбидной фазой на основе железа (прослойки, разделяющие ячейки кристаллизации). По мере удаления от поверхности легирования (снижения концентрации меди, кислорода и углерода) объемная доля ячеек кристаллизации, сформированных окислами меди, снижается. Одновременно с этим обнаруживаются ячейки кристаллизации (объемная доля которых увеличивается), образованные α -фазой (твердый раствор на основе железа). В этом случае прослойки, разделяющие ячейки, сформированы медью.

Таким образом, электровзрывное легирование армко-железа сопровождается плавлением приповерхностного слоя и насыщением расплава атомами меди, кислорода и углерода. Последующая высокоскоростная самозакалка сопровождается расслоением жидкой фазы на области, обедненные и обогащенные атомами меди. Вблизи поверхности легирования атомы меди формируют ячейки кристаллизации; по мере удаления от поверхности легирования атомы меди формируют прослойки, разделяющие ячей-

ки кристаллизации железа. Наличие углерода и кислорода в зоне легирования, по-видимому, связано с эрозией диэлектрической прокладки, разделяющей электроды плазменного ускорителя, и наличием остаточной атмосферы в технологической камере с давлением около 100 Па [1].

Подслои, примыкающий к слою ячеистой кристаллизации, имеет структуру, характерную для закаленной стали. А именно выявляется поликристаллическая структура, в объеме зерен которой наблюдаются кристаллы пластинчатого и пакетного мартенсита. При этом пла-

стинчатый мартенсит является преобладающим типом структуры объема материала, примыкающего к слою ячеистой кристаллизации. По мере удаления от поверхности легирования пластинчатый мартенсит замещается пакетным мартенситом, что свидетельствует о снижении концентрации атомов углерода в железе.

Таким образом, анализ результатов, представленных в работах [12-17], показывает, что поверхностный слой армко-железа, обогащенного медью методом электровзрывного легирования, кристаллизуется с образованием структуры ячеистого типа; кристаллизация слоя, обогащенного железом, приводит к формированию структуры зеренного типа, закалка которой сопровождается $\gamma \Rightarrow \alpha$ превращением с образованием мартенсита. Электровзрывное легирование железа медью сопровождается обогащением расплава атомами углерода и кислорода, что приводит к образованию оксидных и оксикарбидных фаз меди и железа, а также изменению морфологии мартенсита. По мере удаления от поверхности легирования уменьшается содержание оксидных и оксикарбидных фаз, наблюдается переход от пластинчатого мартенсита к пакетному, что свидетельствует о снижении концентрации атомов кислорода и углерода.

Вполне логично предположить, что электровзрывное легирование медью армко-железа и стали 45 протекает подобным образом и сопровождается формированием близких по морфологии и структурно-фазовому составу структур. В этом случае поверхностный слой стали 45, имеющий микротвердость ниже микротвердости стали 45 после печной закалки, сформирован структурой ячеистой кристаллизации расплава,

обогащенного атомами меди, углерода и кислорода. Промежуточный слой, значения микротвердости которого превышают микротвердость стали 45 после печной закалки, очевидно, сформировался в результате скоростной закалки железа. Более высокое значение микротвердости данного слоя (относительно микротвердости закаленной стали) может быть связано как с повышенной концентрацией углерода и наличием атомов меди в этом слое, так и с диспергированием структуры приповерхностного слоя стали вследствие скоростной закалки, вызванной импульсным воздействием (длительность импульса обработки ~ 100 мкс) плазмы электрического взрыва проводника. Нарастание микротвердости закаленного слоя по мере удаления от поверхности обработки может означать снижение объемной доли остаточного аустенита, стабилизированного атомами меди и углерода. Последующее снижение твердости обусловлено снижением концентрации углерода в материале, о чем свидетельствует изменение морфологии мартенсита, выявленное при исследовании армко-железа [12-17]: переход от пластинчатого мартенсита, характерного для углеродистой стали, к пакетному мартенситу, характерному для низко- и среднеуглеродистой стали.

Следовательно, электровзрывное легирование стали 45, так же как и армко-железа, сопровождается насыщением поверхностного слоя атомами меди, углерода и кислорода. Последующее высокоскоростное охлаждение стали сопровождается расслоением жидкой фазы и формированием поверхностного слоя со структурой ячеистой кристаллизации. Толщина слоя ячеистой кристаллизации составляет ~ 5 мкм. Толщина слоя закаленной стали 45, расположенного на глубине ~ 5 мкм, составляет ~ 7 мкм.

Последующая электронно-пучковая обработка, не изменяя элементный состав материала, позволяет преимущественно путем высокоинтенсивного термического воздействия осуществить скоростную гомогенизацию поверхностного слоя. Ниже приведены результаты исследования структуры поверхности стали 45, подвергнутой комбинированной обработке, сочетающей электровзрывное легирование медью и последующее облучение электронным пучком.

Эволюция структуры поверхности стали 45, подвергнутой комбинированной обработке в условиях вариации плотности энергии пучка электронов ($E_s = 15-30$ Дж/см²). Морфологию поверхности модифицированной стали анализировали методами сканирующей электронной микроскопии. В результате исследований установлено, что плавление поверхностного слоя образца (слоя, подвергнутого электровзрывному легированию) фиксируется при плотности энергии пучка электронов $E_s \sim 15$ Дж/см². Это приводит, с одной стороны, к удалению микрократеров и наплывов меди, с другой стороны, формированию многочисленных капель меди сферической формы, размеры которых изменяются в пределах от 1 до 12 мкм (рис. 3, а). Последнее свидетельствует о коагуляции пленки меди, расположенной на поверхности стали. Следует отметить, что данный режим электронно-пучковой обработки не приводит к полному выглаживанию поверхности легирования – в отдельных местах образца сохраняются островки меди (рис. 3, б).

Обработка поверхности электровзрывного легирования электронным пучком с плотностью энергии пучка электронов 20-30 Дж/см² сопровождается повсеместным плавлением поверхностного слоя стали – капли и островки меди не наблюдаются.

Структура поверхности стали 45, подвергнутой электровзрывному легированию медью и последующему облучению электронным пучком

Электровзрывное легирование стали (как и любых других металлов и сплавов) приводит к формированию на поверхности обрабатываемого материала некоторого слоя, формируемого преимущественно капельной фракцией распыляемого материала.

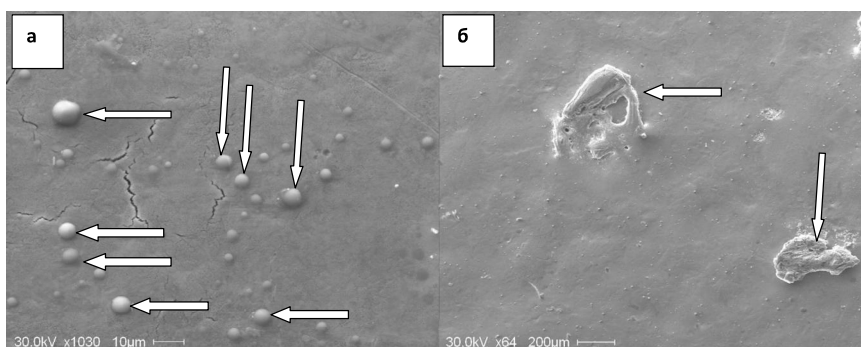


Рис. 3. Изображение поверхности образца стали 45, подвергнутого электровзрывному легированию и последующей электронно-пучковой обработке по режиму: 15 Дж/см²; 50 мкс; 0,3 Гц; 10 имп. На (а) стрелками указаны капли меди; на (б) – островки меди

Высокоскоростная кристаллизация расплава приводит к формированию дендритной структуры. Установлено, что строение дендритов зависит от плотности энергии пучка электронов (рис. 4). При обработке с плотностью энергии пучка электронов 15-20 Дж/см² преимущественно формируется дендритная структура с осями первого порядка (на поверхности облучения наблюдается так называемая структура ячеистой кристаллизации) (рис. 4, а); при большей плотности энергии дендриты имеют оси первого и второго порядка (рис. 4, б). Очевидно, что строение дендритной структуры определяется скоростью охлаждения расплава. В работе [18] показано, что оси второго порядка не образуются уже при скорости охлаждения, превышающей $\sim 10^6$ К/с. При дальнейшем увеличении скорости охлаждения происходит полное вырождение дендритного роста и стабилизация плоского фронта кристаллизации.

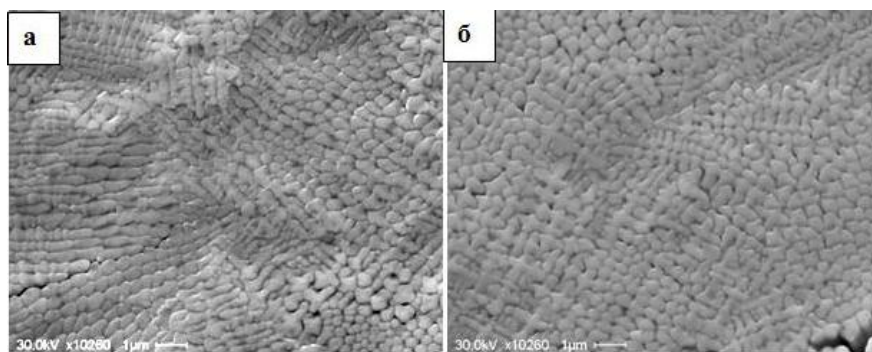


Рис. 4. Изображение структуры дендритной кристаллизации стали 45, подвергнутой электровзрывному легированию и последующей электронно-пучковой обработке при $E_s = 20$ Дж/см² (а) и $E_s = 30$ Дж/см² (б)

Увеличение плотности энергии сопровождается не только изменением морфологии дендритной структуры, но и ростом средних размеров дендритов. Выполненные оценки показывают, что дендриты минимальных средних размеров формируются при обработке поверхности стали электронным пучком с плотностью энергии $E_s = 15$ Дж/см². Увеличение плотности энергии с 15 до 30 Дж/см² (т.е. в 2 раза) сопровождается ростом средних размеров дендритов с 0,16 до 0,45 мкм, т.е. в ~ 3 раза (рис. 5, кривая 1). Выявленные факты (изменение морфологии и средних размеров дендритов) позволяют заключить, что с увеличением плотности энергии пучка электронов в интервале от 15 до 30 Дж/см² наблюдается снижение скорости охлаждения поверхностного слоя стали.

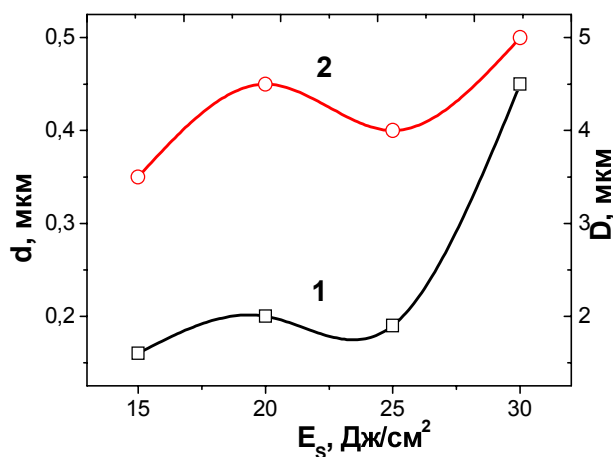


Рис. 5. Зависимость средних размеров дендритов d (кривая 1) и зерен D (кривая 2) от плотности энергии пучка электронов

Скорость охлаждения образца оказывает влияние и на средние размеры зерен поверхностного слоя стали. Однако такой явной зависимости, как для элементов дендритной структуры, не наблюдается. Как следует из анализа результатов, представленных на рис. 5, кривая 2, средний размер зерен в рассмотренном интервале изменения плотности энергии пучка электронов увеличивается незначительно (в $\sim 1,4$ раза). В работе [18] подобное обстоятельство объясняется тем, что размер зерен в закристаллизовавшемся слое зависит не только от скорости охлаждения (величины переохлаждения), но и от числа активных центров зарождения зерен (кристаллитов) в расплаве.

Следует заметить, что в быстро закристаллизованных сплавах выявление границ зерен весьма затруднительно и часто требует использования специально разработанных травителей. Нередко зерна принимают за ячейки кристаллизации (дендриты первого порядка), а ячейки кристаллизации за зерна. В настоящей работе зерна выявляли методами сканирующей электронной микроскопии при анализе дендритной структуры стали. Характерное изображение зеренной структуры поверхностного слоя стали 45, формирующейся при электронно-пучковой обработке, приведено на рис. 6.

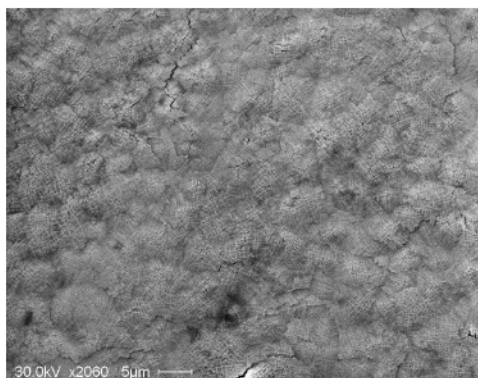


Рис. 6. Структура поверхности стали 45, подвергнутой электровзрывному легированию и электронно-пучковой обработке при плотности энергии пучка электронов $E_S = 25$ Дж/см². Сканирующая электронная микроскопия

Электронно-пучковая обработка стали сопровождается формированием на поверхности микротрещин. Причиной этому являются термические напряжения, формирующиеся в поверхностном слое материала вследствие высоких скоростей охлаждения. При плотности энергии пучка электронов $E_S \sim 15$ Дж/см² трещины располагаются хаотически, количество их незначительно. При больших значениях E_S трещины разбивают поверхность образца на фрагменты, средние размеры которых изменяются в пределах 45-50 мкм и практически не зависят от плотности энергии пучка электронов (рис. 7). Величина плотности энергии пучка электронов сказывается, по-видимому, на глубине микротрещин. Анализируя микрофотографии поверхности стали, приведенные на рис. 7, можно отметить факт «заплавания» микротрещин при обработке стали электронным пучком с плотностью энергии ~ 30 Дж/см².

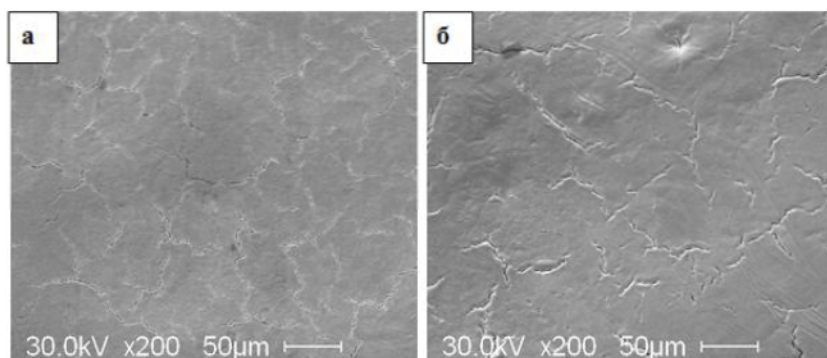


Рис. 7. Сетка микротрещин, формирующаяся на поверхности стали, обработанной электронным пучком при плотности энергии пучка электронов 20 Дж/см² (а) и 30 Дж/см² (б)

Элементный состав поверхностного слоя модифицированной стали анализировали, используя энергодисперсионный рентгеновский микроанализатор EDAX ECON IV, являющийся приставкой сканирующего электронного микроскопа Philips SEM 515. На рис. 8 приведен характерный пример рентгеноспектрального микроанализа образца стали 45, подвергнутой комплексной обработке, состоящей в электровзрывном легировании медью и последующей электронно-пучковой обработке поверхности легирования. Отчетливо видны рентгеновские пики, принадлежащие железу (FeK) и меди (CuK). В правом верхнем углу в виде таблицы представлен отчет об относительном содержании в анализируемом объеме материала атомов железа и меди в весовых и атомных процентах.

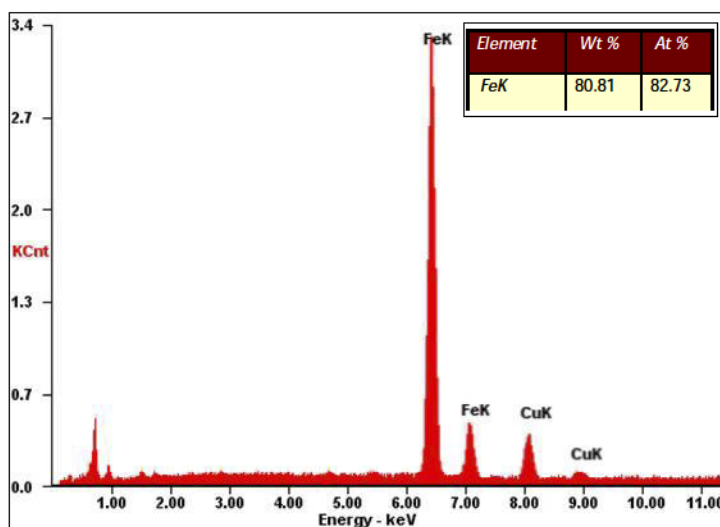


Рис. 8. Энергетический спектр участка поверхности образца стали 45, подвергнутой электровзрывному легированию медью и последующей электронно-пучковой обработке по режиму: 20 Дж/см², 50 мкс, 0,3 Гц; 50 имп. Спектр получен на рентгеновском микроанализаторе EDAX ECON IV, приставке сканирующего электронного микроскопа Philips SEM 515

На рис. 9 приведена диаграмма, демонстрирующая изменение концентрации меди в поверхностном слое стали 45, подвергнутой электровзрывному легированию и последующей электронно-пучковой обработке. Из анализа представленных результатов следует, что в поверхностном слое толщиной 4-5 мкм (толщина слоя стали, подвергающегося анализу при использовании микроанализатора EDAX ECON IV) средняя концентрация меди уменьшается от ~ 14 вес. % при

плотности энергии пучка электронов $E_S = 15$ Дж/см² до 5,6 вес. % – при $E_S = 30$ Дж/см². Следует также напомнить, что на поверхности стали, обработанной электронным пучком при $E_S = 15$ Дж/см², присутствуют капли и островки, концентрация меди в которых может достигать 100 вес. %.

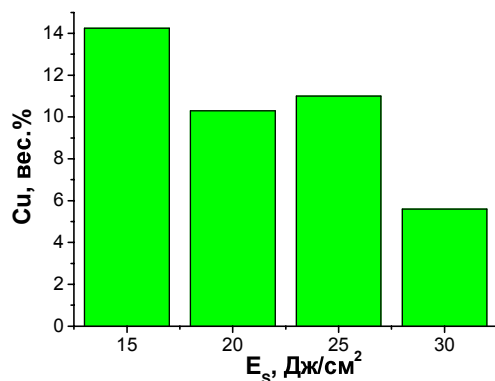


Рис. 9. Диаграмма, демонстрирующая изменение концентрации меди в поверхностном слое стали 45, подвергнутой электровзрывному легированию и последующей электронно-пучковой обработке при различной плотности энергии пучка электронов (50 мкс, 0,3 Гц, 10 имп.)

Механические свойства поверхностного слоя модифицированной стали характеризовали, измеряя микротвердость. Анализируя результаты, представленные на рис. 10, можно отметить, что высокоскоростная кристаллизация стали, легированной медью, и последующее охлаждение не всегда приводит к закалке поверхностного слоя. Твердость поверхностного слоя стали, не обработанной электронным пучком и обработанной электронным пучком при плотности энергии пучка электронов $E_S = 15$ Дж/см², несколько ниже твердости стали 45, закаленной в воде с печного нагрева, и существенно ниже твердости стали, обработанной электронным пучком при плотности энергии пучка электронов $E_S = 20-30$ Дж/см². Сопоставляя результаты, представленные на рис. 9 и 10, можно обнаружить связь между концентрацией меди в поверхностном слое стали и величиной микротвердости. А именно высоким значениям концентрации меди соответствуют сравнительно низкие значения микротвердости поверхностного слоя.

Функциональная зависимость, связывающая концентрацию меди в поверхностном слое и микротвердость поверхности облучения представлена на рис. 11. Отчетливо видно, что микротвердость поверхностного слоя стали снижается с увеличением в нем концентрации меди. Однако линейная корреляция между данными

характеристиками стали не выявляется, что может указывать на опосредованное (через изменение параметров структуры и фазового состава) влияние атомов меди на твердость исследуемой стали, формируемой в условиях высокоэнергетического воздействия.

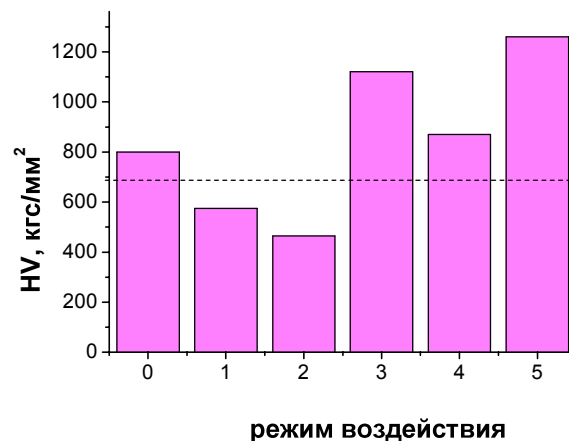


Рис. 10. Микротвердость поверхностного слоя стали 45, подвергнутой различным видам воздействия: 0 – электронно-пучковой обработке (12 Дж/см², 50 мкс, 0,3 Гц, 3 имп.); 1 – электровзрывному легированию медью; 2-5 – электровзрывному легированию медью и последующей электронно-пучковой обработке ($N = 10$ имп., $\tau = 50$ мкс) при $E_S = 15$ (2), 20 (3), 25 (4), 30 (5) Дж/см². Горизонтальной прямой обозначена микротвердость стали 45, закаленной с печного нагрева (850°C, 1,5 ч)

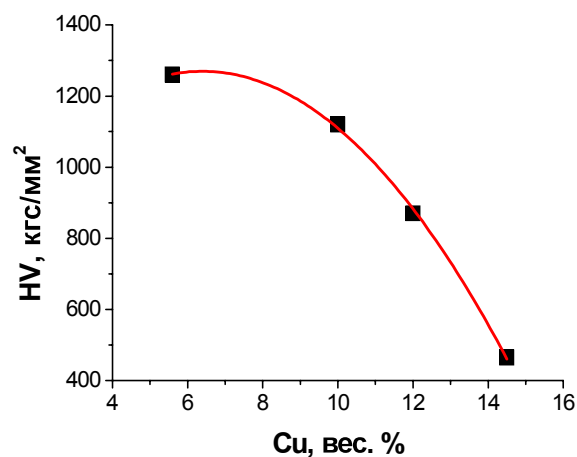


Рис. 11. Зависимость микротвердости поверхности стали 45, подвергнутой комплексной обработке, состоящей в электровзрывном легировании и последующей электронно-пучковой обработке, от концентрации меди в поверхностном слое

Эволюция морфологии поверхности стали 45, подвергнутой комбинированной обработке, в условиях вариации количества импульсов воздействия пучка электронов ($N = 5-50$ имп.). Морфологию поверхности модифицированной стали анализировали методами сканирующей электронной микроскопии. Как было показано выше, обработка поверхности электровзрывного легирования электронным пучком с плотностью энергии пучка электронов 20 Дж/см^2 и выше сопровождается повсеместным плавлением поверхностного слоя стали. После 5-15 импульсов воздействия пучка электронов островки и наплывы меди, присутствующие на поверхности стали, подвергнутой электровзрывному легированию, методами сканирующей микроскопии не выявляются. Поверхность образцов стали полностью выглаживается (рис. 12, а). После 25 им-

пульсов воздействия пучка электронов на поверхности наблюдается большое количество кратеров (рис. 12, б), которые выявляются и после 50 импульсов воздействия.

Высокоскоростная кристаллизация расплава, как уже отмечалось выше, приводит к формированию дендритной структуры. Обнаружено, что строение дендритов зависит от количества импульсов воздействия пучка электронов (см. рис. 4). При количестве импульсов воздействия, изменяющемся в пределах 5-15, на поверхности стали преимущественно формируется дендритная структура с осями первого порядка (наблюдается так называемая структура ячеистой кристаллизации) (рис. 13, а). При большем числе импульсов воздействия пучка электронов (25 и 50 имп.) дендриты преимущественно имеют оси первого и второго порядка (рис. 13, б).

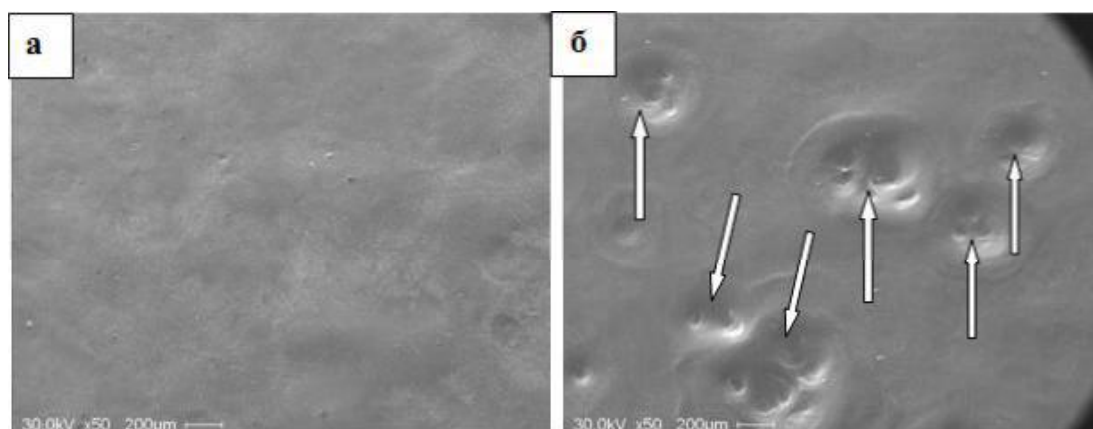


Рис. 12. Изображение поверхности образца стали 45, подвергнутого электровзрывному легированию и последующей электронно-пучковой обработке по режиму: 20 Дж/см^2 , 50 мкс, 0,3 Гц при 15 (а) и 25 (б) импульсах воздействия пучка электронов. На (б) стрелками указаны микрократеры

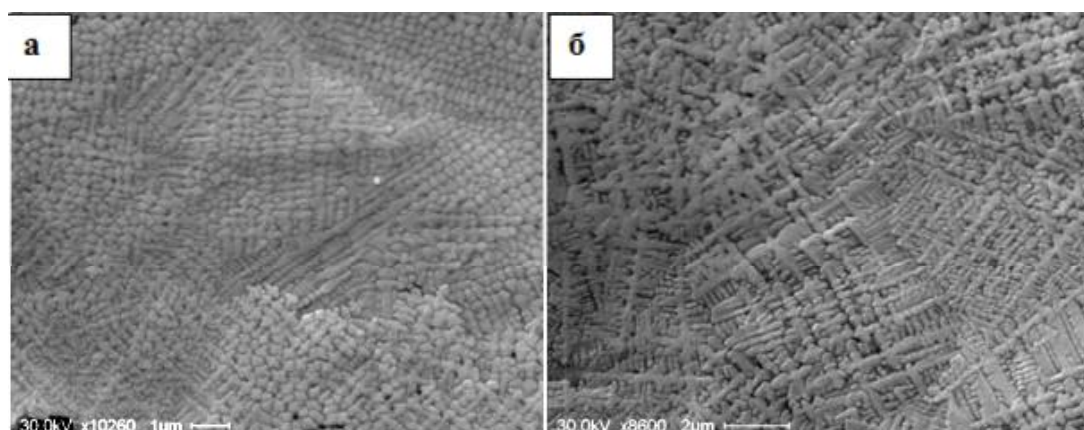


Рис. 13. Изображение структуры дендритной кристаллизации стали 45, подвергнутой электровзрывному легированию и последующей электронно-пучковой обработке при 5 (а) и 50 (б) импульсах воздействия ($E_s = 20 \text{ Дж/см}^2$, 50 мкс, 0,3 Гц)

Строение дендритной структуры, как отмечалось выше, определяется скоростью охлаждения расплава. Следовательно, увеличение количества импульсов воздействия пучка электронов на поверхность образца стали 45 приводит к снижению скорости его охлаждения. Увеличение количества импульсов воздействия пучка электронов практически не оказывает влияния на средние размеры дендритов (рис. 14, кривая 1) и приводит к незначительному росту средних размеров зерен (рис. 14, кривая 2).

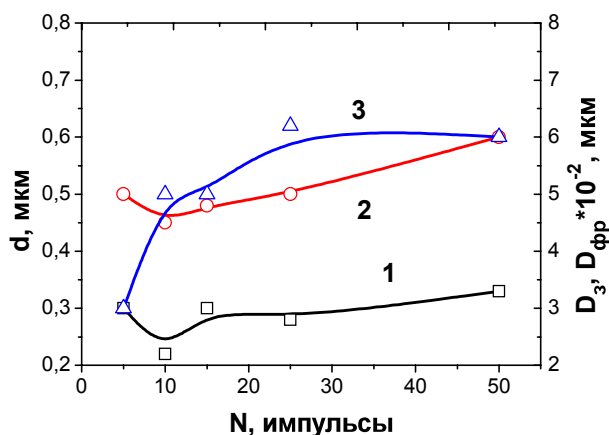


Рис. 14. Зависимость средних размеров дендритов d (кривая 1), зерен D_z (кривая 2) и фрагментов $D_{фр}$ (кривая 3) от количества импульсов воздействия пучка электронов

Электронно-пучковая обработка стали сопровождается, как отмечалось выше, формированием на поверхности облучения образца микротрещин, делящих поверхность образца на фрагменты. Средние размеры фрагментов изменяются в пределах 30–60 мкм и увеличиваются с ростом количества импульсов воздействия пучка электронов (рис. 14, кривая 3). Данный факт подтверждает высказанное выше предположение о снижении скорости охлаждения образцов стали 45 при увеличении количества импульсов облучения. Не смотря на то, что увеличение количества импульсов воздействия пучка электронов приводит к снижению линейной плотности микротрещин (росту средних размеров фрагментов), глубина их, судя по величине раскрытия микротрещин, по-видимому, увеличивается (см. рис. 1).

Элементный состав поверхностного слоя модифицированной стали анализировали, как отмечалось выше, используя энергодисперсионный рентгеновский микроанализатор EDAX ECON IV, являющийся приставкой сканирующего электронного микроскопа Philips SEM 515. На рис. 15 приведена диаграмма, демонстрирующая

изменение концентрации меди в поверхностном слое стали 45, подвергнутой электровзрывному легированию и последующей электронно-пучковой обработке. Из анализа представленных результатов следует, что с увеличением количества импульсов воздействия пучка электронов концентрация меди в поверхностном слое толщиной 4–5 мкм (толщина слоя стали, подвергающегося анализу при использовании микроанализатора EDAX ECON IV) устойчиво возрастает с ~8 вес. % при 5 имп. воздействия до 18 вес. % при 50 имп., т.е. более чем в 2 раза. Можно предположить, что одной из причин выявленного увеличения концентрации меди в поверхностном слое стали является вытеснение атомов меди из приповерхностного объема образца при многократном его плавлении. В металлургии стали данный процесс носит название рафинирования (очистки) расплавов от вредных или нежелательных элементов (электроннолучевой переплав) [19].

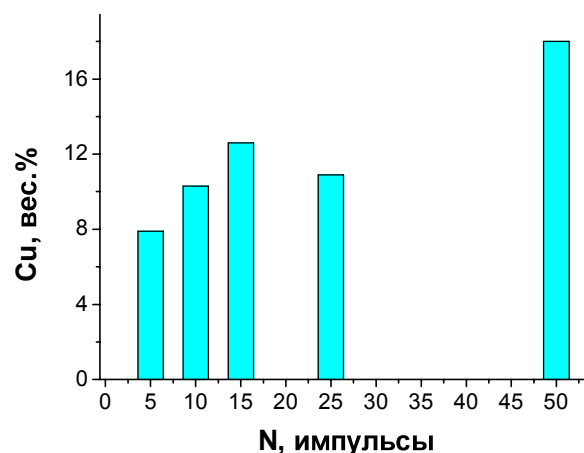


Рис. 15. Диаграмма, демонстрирующая изменение концентрации меди в поверхностном слое стали 45 после электровзрывного легирования и последующей электронно-пучковой обработке при различном количестве импульсов воздействия пучка электронов (20 Дж/см², 50 мкс; 0,3 Гц)

Анализируя результаты, представленные на рис. 16, можно отметить, что высокоскоростная кристаллизация стали, легированной медью, и последующее охлаждение сопровождаются существенным (превышающим в ~1,5 раза твердость стали 45, закаленной с печного нагрева) ростом твердости поверхностного слоя лишь при малых количествах импульсов воздействия пучка электронов (5 и 10 имп.). Дальнейшее увеличение количества импульсов облучения сопровождается существенным снижением твердости поверхностного слоя стали.

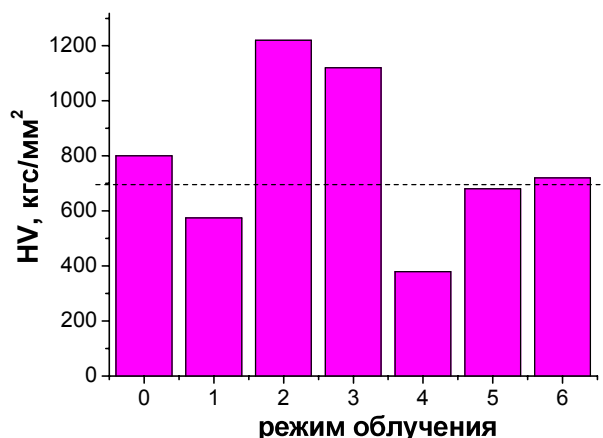


Рис. 16. Микротвердость поверхностного слоя стали 45, подвергнутой различным видам воздействия: 0 – электронно-пучковой обработке (12 Дж/см^2 , 50 мкс, 0,3 Гц, 3 имп.); 1 – электровзрывному легированию медью; 2-6 – электровзрывному легированию медью и последующей электронно-пучковой обработке ($E_s = 20 \text{ Дж/см}^2$, $\tau = 50 \text{ мкс}$, 0,3 Гц) при $N = 5$ (2); 10 (3); 15 (4); 25 (5); 50 (6) импульсов воздействия пучка электронов. Горизонтальной прямой обозначена микротвердость стали 45, закаленной с печного нагрева (850°C , 1,5 ч)

Сопоставляя результаты, представленные на рис. 15 и 16, можно обнаружить связь между концентрацией меди в поверхностном слое стали и величиной микротвердости. А именно высокими значениями концентрации меди соответствуют низкие значения микротвердости поверхностного слоя (рис. 17).

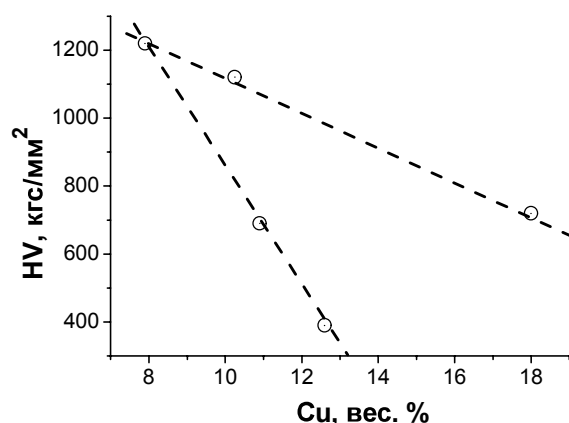


Рис. 17. Зависимость твердости поверхностного слоя стали 45, подвергнутой электровзрывному легированию медью и последующей электронно-пучковой обработке, от концентрации меди в стали. Вариация по количеству импульсов облучения при $E_s = 20 \text{ Дж/см}^2$, 50 мкс, 0,3 Гц

Однако корреляция между данными характеристиками стали незначительна, что может указывать на опосредованное (через изменение параметров структуры и фазового состава) влияние меди на твердость поверхностного слоя стали 45.

Выводы

1. Электровзрывное легирование стали 45 сопровождается насыщением поверхностного слоя атомами меди, углерода и кислорода. Последующее высокоскоростное охлаждение стали сопровождается расслоением жидкой фазы и формированием поверхностного слоя со структурой ячеистой кристаллизации. Толщина слоя ячеистой кристаллизации составляет $\sim 5 \text{ мкм}$. Толщина слоя закаленной стали 45, расположенного на глубине $\sim 5 \text{ мкм}$, составляет $\sim 7 \text{ мкм}$.

2. Электронно-пучковая обработка стали сопровождается формированием на поверхности облучения образца микротрещин, делящих поверхность образца на фрагменты. Средние размеры фрагментов изменяются в пределах 30-60 мкм и увеличиваются с ростом количества импульсов воздействия пучка электронов.

3. С увеличением количества импульсов воздействия пучка электронов концентрация меди в поверхностном слое толщиной 4-5 мкм устойчиво возрастает с $\sim 8 \text{ вес. \%}$ при 5 имп. воздействия до 18 вес. % при 50 имп., т.е. более чем в 2 раза.

4. Высокоскоростная кристаллизация стали, легированной медью, и последующее охлаждение сопровождаются существенным (превышающим в $\sim 1,5$ раза твердость стали 45, закаленной с печного нагрева) ростом твердости поверхностного слоя лишь при малых количествах импульсов воздействия пучка электронов (5 и 10 имп.). Дальнейшее увеличение количества импульсов облучения сопровождается существенным снижением твердости поверхностного слоя стали.

Список литературы

1. Физические основы электровзрывного легирования металлов и сплавов / А.Я. Багаутдинов, Е.А. Будовских, Ю.Ф. Иванов, В.Е. Громов. Новокузнецк: Изд-во СибГИУ, 2007. 301 с.
2. Иванов Ю.Ф., Коваль Н.Н. Низкоэнергетические электронные пучки субмиллисекундной длительности: получение и некоторые аспекты применения в области материаловедения // Структура и свойства перспективных металлических материалов / под общ. ред. А.И. Потекаева. Томск: Изд-во НТЛ, 2007. С. 345-382.
3. Электронно-пучковая модификация поверхности сталей и твердых сплавов / Григорьев С.В., Коваль Н.Н., Иванов Ю.Ф., Девятков В.Н., Тересов А.Д., Колубаева Ю.А. // Плазменная эмиссионная электроника: труды II международного конгресса

- левского семинара, Улан-Удэ, 17-24 июня 2006 г. Улан-Удэ, 2006. С. 113-120.
4. Импульсно-периодическая электронно-пучковая обработка закаленной стали / Колубаева А.В., Иванов Ю.Ф., Девятков В.Н., Коваль Н.Н. // Изв. вузов. Черная металлургия. 2007. №8. С. 30-136.
 5. Низкоэнергетические сильноточные электронные пучки субмиллисекундной длительности: получение и применение / Коваль Н.Н., Иванов Ю.Ф., Григорьев С.В., Девятков В.Н., Колубаева Ю.А. // Физика импульсных разрядов в конденсированных средах: Материалы XIII Междунар. науч. школы-семинара, 21-25 августа, 2007 г., г. Николаев, Украина. Николаев, 2007. С. 38-42.
 6. Структура, фазовый состав и свойства сталей, обработанных низкоэнергетическим сильноточным электронным пучком субмиллисекундной длительности / Иванов Ю.Ф., Коваль Н.Н., Григорьев С.В., Колубаева Ю.А. // Физика импульсных разрядов в конденсированных средах: Материалы XIII Междунар. науч. школы-семинара, 21-25 августа, 2007 г., г. Николаев, Украина. Николаев, 2007. С. 42-46.
 7. Иванов Ю.Ф. Закономерности и механизмы формирования нано- и субмикроструктурной многофазной структуры в поверхностных слоях металлов и сплавов при импульсной электронно-пучковой обработке // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. 2008. №1. С. 47-52.
 8. Модификация поверхностного слоя стали при электронно-лучевой обработке / Иванов Ю.Ф., Колубаева Ю.А., Коновалов С.В., Коваль Н.Н., Громов В.Е. // Металловедение и термическая обработка металлов. 2008. №12(642). С. 10-16.
 9. Модификация низкоэнергетическим сильноточным электронным пучком поверхности стали, легированной электровзрывным методом / Ю.Ф. Иванов, Ю.А. Колубаева, А.Д. Тересов и др. // Упрочняющие технологии и покрытия. 2009. №2. С. 41-45.
 10. Коваль Н.Н., Иванов Ю.Ф. Низкоэнергетические сильноточные электронные пучки субмиллисекундной длительности: некоторые аспекты применения в области материаловедения // Становление и развитие научных исследований в высшей школе: сб. науч. трудов Междунар. конф. Томск: Изд-во Томск. политехн. ун-та, 2009. Т.2. С. 214-220.
 11. Обработка стали высокоинтенсивным электронным пучком / Коваль Н.Н., Колубаева Ю.А., Тересов А.Д., Григорьев С.В., Девятков В.Н., Иванов Ю.Ф. // Збірник наукових праць НУК. Миколаїв: НУК, 2009. №3 (426). С. 47-54.
 12. Влияние параметров электронно-пучковой обработки на микротвердость поверхности стали 45 после электровзрывного меднения / Вострецова А.В., Ващук Е.С., Будовских Е.А., Иванов Ю.Ф., Громов В.Е. // Материаловедение и термическая обработка металлов: междунар. сб. науч. тр. / под ред. А.Н. Емелюшина и Е.В. Петровича. Магнитогорск: ГОУ ВПО «МГТУ», 2009. С. 209-212.
 13. Морфологические особенности кристаллизации поверхностных слоев железа и никеля при электровзрывном легировании / О.А. Цвиркун, Е.А. Будовских, А.Я. Багаутдинов и др. // Изв. вузов. Черная металлургия. 2007. №6. С. 40-45.
 14. Градиентное состояние поверхностных слоев железа и никеля после электровзрывного легирования / А.Я. Багаутдинов, О.А. Цвиркун, Е.А. Будовских и др. // Металлург. 2007. №3. С. 52-57.
 15. Особенности формирования поверхностных слоев металлов и сплавов при электровзрывном легировании / Багаутдинов А.Я., Будовских Е.А., Иванов Ю.Ф., Громов В.Е. // Структура и свойства перспективных металлических материалов / под общ. ред. А.И. Потекаева. Томск: Изд-во НТЛ, 2007. С. 195-212.
 16. Будовских Е.А., Иванов Ю.Ф., Громов В.Е. Формирование нанокompозитных слоев на поверхности железа и никеля при электровзрывном легировании // Эволюция структуры и свойств металлических материалов / под общ. ред. А.И. Потекаева. Томск: Изд-во НТЛ, 2007. С. 289-306.
 17. Особенности импульсной электронно-пучковой обработки поверхности электровзрывного легирования стали 45 и титана / Будовских Е.А., Ващук Е.С., Вострецова А.В., Громов В.Е., Иванов Ю.Ф., Карпий С.В. // Структурно-фазовые состояния перспективных металлических материалов / отв. ред. В.Е. Громов. Новокузнецк: Изд-во НПК, 2009. С. 28-41.
 18. Мирошниченко И.С. Закалка из жидкого состояния. М.: Металлургия, 1982. 168 с.
 19. Бигеев А.М. Металлургия стали. Теория и технология плавки стали. М.: Металлургия, 1977. 440 с.

INFORMATION ABOUT THE PAPER IN ENGLISH

PECULIARITIES OF ELECTROEXPLOSIVE COPPER PLATING OF STEEL 45 AND SUBSEQUENT ELECTRON-BEAM PROCESSING

Gromov Victor Evgenievich – D.Sc. (Phys.-Math.), Professor, Head of the Physics Department, Siberian State Industrial University, Novokuznetsk, Russia. Phone: (3843) 78-43-66, fax: (3843) 46-57-92. E-mail: gromov@physics.sibsiu.ru.

Ivanov Yuriy Fedorovich – D.Sc. (Phys.-Math.), Professor, Institute of High Current Electronics SB RAS, Tomsk, Russia. Phone: (3843) 78-43-66. E-mail: yufi55@mail.ru.

Romanov Denis Anatolievich – Ph.D. (Eng.), Assistant Professor, Siberian State Industrial University, Novokuznetsk, Russia.

Budovskikh Evgeniy Aleksandrovich – D.Sc. (Eng.), Professor, Siberian State Industrial University, Novokuznetsk, Russia. Phone: (3843) 78-43-91, fax: (3843) 46-57-92. E-mail: budovskikh_ea@physics.sibsiu.ru.

Vashchuk Ekaterina Stepanovna – Ph.D. (Eng.), Associate Professor, Siberian State Industrial University, Novokuznetsk, Russia. Phone: (3843) 78-43-91, fax: (3843) 46-57-92. E-mail: vashchuk@bk.ru.

Denisova Yuliya Aleksandrovna – Student, Institute of High Current Electronics SB RAS, Tomsk, Russia.

Kononov Sergey Valerievich – D.Sc. (Eng.), Professor, Siberian State Industrial University, Novokuznetsk, Russia.

Teresov Anton Dmitrevich – Research Associate, Institute of High Current Electronics SB RAS, Tomsk, Russia.

Filimonov Simon Yurevich – Ph.D. (Eng.), Researcher at the Institute of High Current Electronics SB RAS, Tomsk, Russia.

Abstract. The surface relief and structure peculiarities of steel 45 after electroexplosive copper plating and subsequent electron beam treatment are investigated by methods of scanning and transmission electron microscopy. It is established that the copper concentration in surface layer is increased twice with the growth of electron beam pulses number. The high speed crystallization of a modified layer is accompanied by hardness growth of a surface layer under the small pulse number (5 and 10 pls.). The further increase of the irradiation pulses number leads to a significant decrease of surface layer hardness.

Keywords: electroexplosive alloying, copper, electron beam processing, structure, phase composition, properties.

References

1. Bagautdinov A.Ya., Budovskikh Ye.A., Ivanov Yu. F., Gromov V.Ye. *Fizicheskie osnovy e'lektrovzryvnogo legirovaniya metallov i splavov* [The physical basis of electroexplosive alloying of metals and alloys]. Novokuznetsk, SibSIU, Publ. House, 2007, 301 p.
2. Ivanov Yu.F., Koval N.N. Low-energy electron beams submillisecond duration: production and some aspects of application in the field of materials science. *Struktura i svoystva perspektivnykh metallicheskih materialov* [The structure and properties of advanced metallic material]. Ed. A.I. Potekayev. Tomsk, Publ. House NTL, 2007, pp. 345-382.
3. Grigoriev S.V., Koval N.N., Ivanov Yu.F., et al. Electron beam modification of the surface of steel and hard alloys. *Plazmennaya e'missionnaya e'lektronika: trudy II mezhdunarodnogo kreindel'evskogo seminar* [Plasma emission electronics. Proceedings of II International «kreindel'evsky seminar»]. Ulan-Ude, 2006, pp. 113-120.
4. Kolubaeva A.V., Ivanov Yu.F., Deviatkov V.N., Koval N.N. Pulse-periodic electron beam machining of hardened steel. *Chyornaya metallurgiya* [Proceedings of the universities. Ferrous metallurgy], 2007, no. 8, pp. 30-136.
5. Koval N.N., Ivanov Y.F., Grigoriev S.V., Devyatkov V.N., Kolubaeva Y.A. Low-energy high-current electron beams of submillisecond duration: preparation and use. *Fizika impul'snykh razryadov v kondensirovannykh sredah: Materialy XIII Mezhdunar. nauch. shkoly-seminara*. [Physics of pulsed discharges in condensed matter: Proceedings of XIII Intern. Scientific School-Seminar], August 21-25, 2007, Nikolaev, Ukraine, pp. 38-42.
6. Ivanov Y.F., Koval N.N., Grigoriev S.V., Kolubaeva Y.A. Structure, phase composition and properties of steels, treated with low-energy high-current electron beam of submillisecond duration. *Fizika impul'snykh razryadov v kondensirovannykh sredah: Materialy XIII Mezhdunar. nauch. shkoly-seminara*. [Physics of pulsed discharges in condensed matter: Proceedings of the XIII Intern. Scientific School-Seminar]. August 21-25, 2007, Nikolaev, Ukraine, pp. 42-46.
7. Ivanov Y.F. Regularities and mechanisms the formation of nano- and submicrocrystalline multiphase structure in the surface layers of metals and alloys under pulsed electron beam processing. *Fundamental'nye problemy sovremennogo materialovedeniya* [Fundamental Problems of modern materials]. 2008, no. 1, pp. 47-52.
8. Ivanov Y.F., Kolubaeva Yu.A., Kononov S.V., Koval N.N., Gromov V.E. Modification of the steel surface layer during electron beam processing. *Materialovedenie i termicheskaya obrabotka metallov* [Physical metallurgy and heat treatment of metals]. 2008, no. 12 (642), pp. 10-16.
9. Ivanov Yu.F., Kolubaeva Yu.A., Teresov A.D., et al. Modification using low-energy high-current electron beam of steel surface, alloyed with electric blasting method. *Uprochnyayushchie tekhnologii i pokrytiya* [Hardening technology and coatings]. 2009, no. 2, pp. 41-45.
10. Koval N.N., Ivanov Yu.F. Low-energy high-current electron beams of submillisecond duration: some aspects of application in the field of materials science. *Stanovlenie i razvitie nauchnykh issledovaniy v vysshej shkole: sb. nauch. trudov Mezhdunar. konf.* [Formation and development of scientific research in higher education: Proceedings of International Conference]. Tomsk: Publishing house of Tomsk Polytechnic University, 2009, vol. 2, pp. 214-220.
11. Koval N.N., Kolubaeva Yu.A., Teresov A.D., Grigoriev S.V., Devyatkov V.N., Ivanov Yu.F. Steel processing by high-intensity electron beam. *Zbirnik naukovih prac' NUK* [Transactions of scientific works of the NUS]. Mikolaiv, 2009, no. 3(426), pp. 47-54.
12. Vostrezova A.V., Vashuk E.S., Budovskikh E.A., Ivanov Yu.F., Gromov V.E. The influence of electron-beam treatment parameters on the surface microhardness of steel 45 after electroexplosive copper plating. *Materialovedenie i termicheskaya obrabotka metallov: mezhdunar. sb. nauch. tr.* [Materials and heat treatment of metals: Intern. Scientific Proceedings. Ed. Emelyushin A.N. and Petrochenko E.V.]. Magnitogorsk: Nosov Magnitogorsk State Technical University, 2009, pp. 209-212.
13. Tsvirkun O.A., Budovskikh E.A., Bagautdinov A.Ja. et al. The crystallization morphological features of the iron and nickel surface layers in electroexplosive doping. *Chyornaya metallurgiya* [Proceedings of the universities. Ferrous metallurgy], 2007, no. 6, pp. 40-45.
14. Gradient state of the iron and nickel surface layers after electroexplosive doping / Bagautdinov A.Ya., Tsvirkun O.A., Budovskikh EA et al. *Metallurg* [Metallurg]. 2007, no. 3, pp. 52-57.
15. Bagautdinov A.Ya., Budovskikh E.A., Ivanov Yu.F., Gromov V.E. Formation features of metals and alloys surface layers by electroexplosive doping. *Struktura i svoystva perspektivnykh metallicheskih materialov* [Structure and properties of advanced metallic materials. Ed. oPotekayev A.I.]. Tomsk, 2007, pp. 195-212.
16. Budovskikh EA Ivanov, Yu.F., Gromov V. E. Formation of nanocomposite layers on the surface of iron and nickel in electroexplosive doping. *Evolutsiya struktury i svoystv metallicheskih materialov* [The evolution of the structure and properties of metallic materials. Ed. of Potekayev A.I.]. Tomsk, 2007, pp. 289-306.
17. Budovskikh E.A., Vashuk E.S., Vostrezova A.V., Gromov V.E., Ivanov Yu.F., Karpj S.V. Features of pulse electron beam surface treatment by electroexplosive alloying of steel 45 and titanium. *Strukturno-fazovye sostoyaniya perspektivnykh metallicheskih materialov* [Structural and phase states of promising metallic materials. Ed. Gromov V.E.]. Novokuznetsk, 2009. pp. 28-41.
18. Miroshnichenko I.S. *Zakalka iz zhidkogo sostoyaniya* [Hardening from the liquid state]. Moscow: Metallurgy, 1982, 168 p.
19. Bigeyev A.M. *Metallurgiya stali. Teoriya i tekhnologiya plavki stali* [Metallurgy of the steel. Theory and technology of melting steel]. Moscow, Metallurgy, 1977, 440 p.