

## МЕТАЛЛИЧЕСКИЕ ПОВЕРХНОСТИ И ПЛЁНКИ

PACS numbers: 62.20.Qr, 68.35.Gy, 68.55.J-, 68.55.Ln, 68.55.Nq, 81.15.Rs, 81.65.Lp

### Анализ структурного состояния поверхностного слоя после электроэрозионного легирования. I. Особенности формирования электроэрозионных покрытий на стали 45

В. Б. Тарельник, О. П. Гапонова\*, Е. В. Коноплянченко,  
Н. С. Евтушенко\*\*, В. О. Герасименко

*Сумский национальный аграрный университет,  
ул. Герасима Кондратьева, 160,  
40021 Сумы, Украина*

*\*Сумский государственный университет,  
ул. Римского-Корсакова, 2,  
40007 Сумы, Украина*

*\*\*Национальный технический университет  
«Харьковский политехнический институт»,  
ул. Кирпичёва, 21,  
61002 Харьков, Украина*

Исследовано влияние материала легирующего электрода (АРМЖО-железо, сталь 45, хром, вольфрам, молибден, никель, стали 38ХНЗМФА и 30Х13, твёрдые сплавы ВК8 и Т15К6), энергетических параметров оборудования электроэрозионного легирования (мощность разряда), среды (воздух, аргон, азот) и длительности обработки на качественные параметры сформированного поверхностного слоя на стали 45 (структуры, распределения микротвёрдости, сплошности и равномерности покрытия).

Corresponding author: Viacheslav Borysovych Tarelnyk  
E-mail: tarelnik@i.ua

*Sumy National Agrarian University,  
160 Gerasym Kondratiev Str., UA-40021 Sumy, Ukraine*

*\*Sumy State University,  
2 Rymsky-Korsakov Str., UA-40007 Sumy, Ukraine*

*\*\*National Technical University 'Kharkiv Polytechnic Institute',  
21 Kyrpychov Str., UA-61002 Kharkiv, Ukraine*

Citation: V. B. Tarelnyk, O. P. Gaponova, I. V. Konoplianchenko, N. S. Evtushenko, and V. A. Herasymenko, The Analysis of a Structural State of Surface Layer after Electroerosive Alloying. I. Features of Formation of Electroerosive Coatings on Steel 45, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **40**, No. 2: 235–254 (2018) (in Russian), DOI: 10.15407/mfint.40.02.0235.

Установлено, что при электроэрозионном легировании (ЭЭЛ) хромом, молибденом, никелем и другими элементами предпочтительными являются режимы, обеспечивающие мощность разряда  $N_p = 119,3-144,3$  Вт при непрерывном легировании с производительностью  $1,0-2,0$  мин/см<sup>2</sup>. Исследования структуры и свойств слоёв, полученных в среде воздуха и аргона, показали, что существенного влияния нейтральной среды по сравнению с окислительной не наблюдается. Применение аргона не приводит к улучшению качества слоя. Применение азота как среды при ЭЭЛ никелем положительно влияет на свойства слоя. Определены структурные особенности поверхностных слоёв, основные из которых: наличие субмелкозернистой структуры, мартенситной фазы, значительного количества остаточного аустенита. Показано, что после непрерывного ЭЭЛ хромом с увеличением длительности ЭЭЛ толщина и микротвёрдость белого слоя увеличатся. Выявлены резервы повышения эксплуатационных свойств упрочняемого слоя методами поверхностной деформации.

**Ключевые слова:** электроэрозионное легирование, анод, катод, покрытие, поверхность, структура, микротвёрдость.

Досліджено вплив матеріалу легувальної електроди (АРМКО-залізо, сталь 45, хром, вольфрам, молібден, нікель, сталі 38ХНЗМФА і 30Х13, тверді стопи ВК8 і Т15К6), енергетичних параметрів обладнання електроерозійного легування (потужність розряду), середовища (повітря, аргон, азот) і тривалості оброблення на якісні параметри сформованого поверхневого шару на сталі 45 (структури, розподілу мікротвердості, суцільності та рівномірності покриття). Встановлено, що при електроерозійному легуванні (ЕЕЛ) Хромом, Молибденом, Нікелем та іншими елементами вигідними є режими, що забезпечують потужність розряду  $N_p = 119,3-144,3$  Вт при безперервному легуванні з продуктивністю у  $1,0-2,0$  хв/см<sup>2</sup>. Дослідження структури та властивостей шарів, одержаних у середовищі повітря й аргону, показали, що істотного впливу нейтрального середовища порівняно з окиснювальним не спостерігається. Застосування аргону не приводить до поліпшення якості шару. Застосування азоту як середовища при ЕЕЛ Нікелем позитивно впливає на властивості шару. Визначено структурні особливості поверхневих шарів, основні з яких: наявність субдрібнозернистої структури, мартенситної фази, значної кількості залишкового аустеніту. Показано, що після безперервного ЕЕЛ Хромом зі збільшенням тривалості ЕЕЛ товщина і микротвердість білого шару збільшуються. Виявлено резерви підвищення експлуатаційних властивостей зміцнюваного шару методами поверхневої деформації.

**Ключові слова:** електроерозійне легування, анода, катода, покриття, поверхня, структура, микротвердість.

The influence of the material of the alloying electrode (Armco iron, steel 45, chromium, tungsten, molybdenum, nickel, steels 38KhN3MFA and 30Kh13, hard alloys VK8 and T15K6), power parameters of the equipment for electroerosive alloying (discharge power), environment (air, argon, nitrogen), and duration of treatment on qualitative parameters of formed surface layer on steel 45 (structures, microhardness distribution, continuity and uniformity of the coating) is investigated. As determined, during electroerosive alloying

(EEA) with chromium, molybdenum, nickel and other elements, the operating modes, which providing discharge power  $N_p = 119.3-144.3$  W at continuous alloying with productivity of  $1.0-2.0$  min/cm<sup>2</sup>, are preferred. Investigations of the structure and properties of coatings obtained in air and argon showed that there is no significant effect of a neutral environment compared to an oxidizing one. Application of argon is not improve the quality of the layer. Application of nitrogen as an environment for EEA with nickel positively influences on properties of the layer. The structural features of the surface layers are determined, the main of them are as follow: subfine-grained structure, martensite phase, significant amount of residual austenite. As shown, after continuous EEA with chromium, thickness and microhardness of the white layer increase with increasing of EEA duration. The reserves of increasing the working properties of the hardened layer by methods of surface deformation are proposed.

**Key words:** electroerosive alloying, anode, cathode, coating, surface, structure, microhardness.

*(Получено 1 ноября 2017 г.)*

## 1. ВВЕДЕНИЕ

Постоянное развитие техники сопровождается ужесточением режимов работы машин и механизмов (возрастанием скоростей, давлений, температур и т.д.), что, в свою очередь, вызывает необходимость создания новых композиционных материалов типа «основа-покрытие», сочетающих в себе защитные свойства покрытий с механической прочностью основы. Применение покрытий обуславливается ещё и тем, что причиной поломки деталей при эксплуатации являются процессы, протекающие именно в поверхностном слое: концентрация напряжений, развитие микротрещин, выгорание легирующих элементов, разупрочнение, изнашивание, окисление, перераспределение остаточных напряжений и т.д.

Таким образом, в практике машиностроения покрытия занимают первостепенное значение, а исследования, направленные на изучение принципов управления их качественными параметрами и свойствами, актуальны и своевременны.

Основной задачей применения покрытий является улучшение качественных параметров поверхностного слоя: повышение микротвёрдости, износостойкости восстановление изношенных участков поверхности и др. Одной из перспективных технологий, обеспечивающей эти возможности, является метод электроэрозионного легирования (ЭЭЛ). К его достоинствам следует отнести простоту автоматизации, «встраиваемости» в технологический процесс изготовления деталей и совмещения операций. Он универсален и используется для: увеличения твёрдости, коррозионной стойкости, износо- и жаростойкости, снижения способности к схватыванию

поверхностей при трении, восстановления размеров деталей машин и механизмов, проведения на обрабатываемой поверхности микрометаллургических процессов для образования на ней необходимых химических соединений, создания на рабочей поверхности переходных слоёв определённой шероховатости и др. [1].

Нами ранее в работах [2, 3] получены зависимости массопереноса в тугоплавких металлах и сплавах (Cr, Ti, W, твёрдый сплав), а также металлах группы железа (Ni) при контактном и бесконтактном ЭЭЛ поверхностей из железа АРМКО, сталей 45 и 12Х18Н10Т и мягких антифрикционных металлов при ЭЭЛ поверхностей из стали 45 от длительности обработки. Установлено, что при ЭЭЛ предпочтительнее следует отдавать непрерывному легированию, обеспечивающему, по сравнению с циклическим, приблизительно в два раза больший привес на катоде.

Проведены топографический анализ наиболее характерных участков поверхности и качественный рентгеновский микроанализ покрытия из износостойких и мягких антифрикционных материалов. Исследовано влияние атмосферы процесса ЭЭЛ на фазовый состав формируемого слоя. На основании экспериментальных исследований предложены уравнения массопереноса и прогнозирования шероховатости поверхностного слоя, а также определены их константы.

Анализ научно-технической литературы показывает, что механизм формирования слоя в установившейся теории ЭЭЛ представляется в основном как перенос и отложение вещества анода на поверхности материала катода. И чем твёрже, например, материал электрода, тем более высокую твёрдость должен приобретать упрочнённый слой. Немаловажную роль играет и окружающая среда при легировании слоя и формировании его структуры. Поэтому значительный научный и практический интерес представляют дальнейшие исследования в направлении установления механизма формирования структуры слоя на установках средней мощности электроэрозионного разряда, выявления влияния состава электродов и окружающей среды на свойства слоя.

Основными методиками исследований являются металлографический анализ и измерение микротвёрдости. Получаемые характеристики поверхностного слоя позволяют, во-первых, анализировать механизм структурообразования и, во-вторых, определять прочностные свойства поверхностных слоёв, что необходимо для расчёта процессов их последующей обработки, например, поверхностным пластическим деформированием, лазерной обработкой и др., а также оценки их эксплуатационных свойств [4, 5].

Целью работы является исследование качественных параметров поверхностных слоёв, сформированных на подложке из стали 45, в зависимости от материала легирующего электрода, мощности раз-

ряда, окружающей среды и длительности обработки, установление на их основе зависимостей между энергетическими параметрами оборудования ЭЭЛ и микротвёрдостью поверхностных слоёв.

## 2. МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫХ ИССЛЕДОВАНИЙ

Влияние материала легирования, среды, режимов ЭЭЛ на качественные параметры покрытий определялось на образцах площадью  $1 \text{ см}^2$  как в воздушной среде, так и в среде аргона и азота. ЭЭЛ проводилось на установке с ручным вибратором модели «ЭИЛ-8А». Основные режимы её работы приведены в табл. 1. Для ёмкостей накопительного конденсатора  $C = 20 \text{ мкФ}$  и  $C = 300 \text{ мкФ}$  установка имеет по 8 режимов работы.

Подача аргона и азота в зону легирования осуществлялась с помощью приспособления, изображённого на рис. 1.

Для исследования структуры и измерения микротвёрдости поверхностного слоя подготавливали шлифы образцов после ЭЭЛ по стандартной методике. Поверхность шлифа была ориентирована перпендикулярно к поверхности электроэрозионного упрочнения. Перед изготовлением шлифа для исключения краевого эффекта при легировании торец образца фрезеровали на глубину не менее 2 мм. Для предупреждения скалывания слоя и завалов края образец закрепляли с контртелом в струбцине. Затем шлиф подвергался химическому травлению для выявления микроструктуры в реактиве в соответствии с материалом основы.

После изготовления шлифы исследовали на оптическом металлографическом микроскопе «Неофот-2», с использованием которого проводилась оценка качества слоя, его сплошности, толщины и строения зон подслоя — диффузионной зоны и зоны термического

ТАБЛИЦА 1. Режимы работы установки «ЭИЛ-8А».

TABLE 1. Operating modes of EIL-8A installations.

| Номер режима | $U_{x.x}, \text{ В}$ | $J_{к.з.}, \text{ А}$ |                       | Производительность $t, \text{ см}^2/\text{мин}$ |                       | Мощность разряда $N_p, \text{ Вт}$ |                       |
|--------------|----------------------|-----------------------|-----------------------|---|-----------------------|------------------------------------|-----------------------|
|              |                      | $C = 20 \text{ мкФ}$  | $C = 300 \text{ мкФ}$ | $C = 20 \text{ мкФ}$                            | $C = 300 \text{ мкФ}$ | $C = 20 \text{ мкФ}$               | $C = 300 \text{ мкФ}$ |
| 1            | 38,5                 | 0,2–0,4               | 1,0–1,4               | 0,13  | 0,20                  | 11,5                               | 48,1                  |
| 2            | 48,2                 | 0,4–0,5               | 1,4–1,6               | 0,14  | 0,25                  | 21,7                               | 72,3                  |
| 3            | 56,1                 | 0,5–0,6               | 1,6–2,0               | 0,16  | 0,30                  | 30,9                               | 101,0                 |
| 4            | 62,8                 | 0,6–0,7               | 1,8–2,0               | 0,17  | 0,55                  | 40,8                               | 119,3                 |
| 5            | 68,7                 | 0,7–0,8               | 2,0–2,2               | 0,20  | 0,70                  | 51,5                               | 144,3                 |
| 6            | 73,6                 | 0,8–0,9               | 2,2–2,4               | 0,25  | 1,0                   | 62,6                               | 169,3                 |
| 7            | 78,6                 | 0,9–1,0               | 2,4–2,6               | 0,30  | 1,5                   | 74,7                               | 196,5                 |
| 8            | 83,4                 | 1,0–1,2               | 2,6–2,8               | 0,33  | 2,0                   | 91,7                               | 225,2                 |

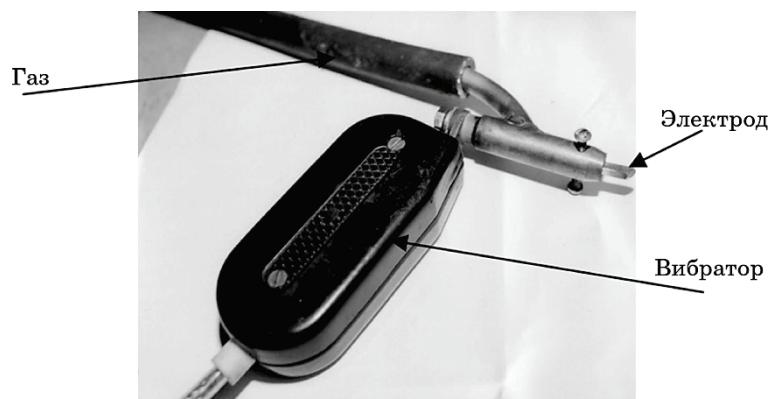


Рис. 1. Приспособление для подачи газа в зону легирования.

Fig. 1. Device for gas supplying to the alloying zone.

влияния. Также проводился дюрометрический анализ распределения микротвёрдости в поверхностном слое и по глубине шлифа от поверхности. Замер микротвёрдости проводили на микротвердометре ПМТ-3 вдавливанием алмазной пирамиды под нагрузкой 0,05 Н. Кроме того, на некоторых образцах проводилась оценка микротвёрдости в плоскости легирования после многократного сошлифовывания поверхности.

Материалы, применяемые для исследования, делят на материалы для катода (детали) и материалы для анода (легирующего электрода).

Большинство экспериментов проводилось с использованием в качестве материала катода стали 45, как наиболее распространённой и являющейся представителем конструкционных сталей для изготовления деталей машин. Эта среднеуглеродистая нелегированная сталь применялась для исследований в термоулучшенном состоянии с твёрдостью основы 280 HV и сорбитной структурой.

На данной стали изучались закономерности формирования структуры поверхностного слоя после ЭЭЛ твёрдыми износостойкими и мягкими антифрикционными материалами. Исследование влияния среды легирования и материала электрода на качество формируемых слоёв проводилось с применением электродов из АРМКО-железа, стали 50, легированных сталей и чистых металлов (хрома, вольфрама, титана и молибдена) на 5-м режиме при  $C = 20$  мкФ и  $C = 300$  мкФ в среде воздуха и аргона. Кроме того, в качестве анода использовались: углерод (графит различных марок), стали различной степени легирования и твёрдые сплавы. В данном случае подразумевалось проследить влияние качественно различных материалов на структурообразование поверхностного слоя при

ЭЭЛ.

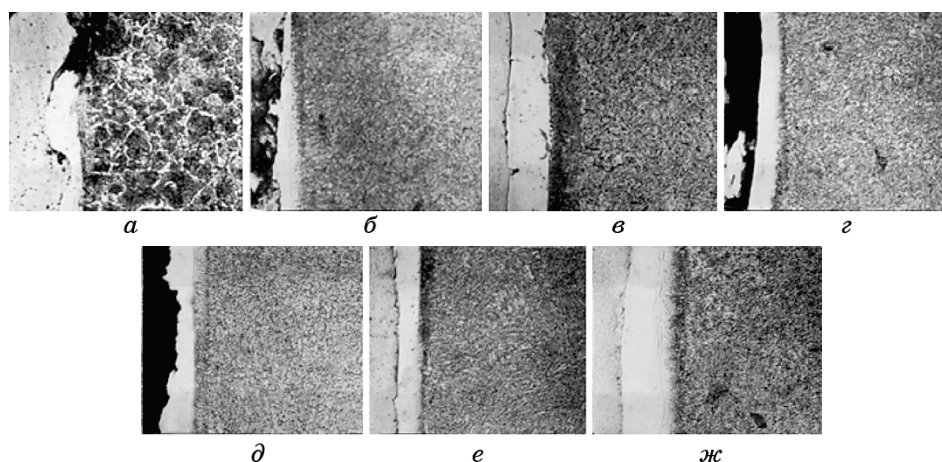
Рентгеновский фазовый анализ образцов проводили на установке ДРОН-ЗМ в кобальтовом ( $\text{CoK}_\alpha$ ) монохроматизированном излучении по методике, описанной в [2].

### 3. РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЙ

Исследование влияния энергии разряда на структуру поверхностных слоёв после ЭЭЛ хромом на режимах 1, 3, 5, 8 при  $C = 20$  мкФ (табл. 1), а также на режимах 3, 5 и 8 при  $C = 300$  мкФ показано на рис. 2.

Из анализа микрофотографий следует, что после легирования на режиме 1 при  $C = 20$  мкФ формируется слой, имеющий вид отдельных островков нанесённого материала, толщиной 10–20 мкм. При остальных режимах ЭЭЛ образуется слой с примерно равной толщиной, твёрдость  $H_\mu$  колеблется в пределах 6500–9500 МПа независимо от режимов легирования.

На изображениях микроструктуры можно выделить три зоны: белый слой, подслой несколько иного оттенка, чем предыдущий (эту зону можно рассматривать как подслой вторичной закалки с перераспределением элементов), зона более тёмного травления — зона термического влияния (ЗТВ) и диффузионного перераспреде-



**Рис. 2.** Структура поверхностных слоёв образцов стали 45 после ЭЭЛ хромом на 1-м, 3-м, 5-м, 8-м режимах при  $C = 20$  мкФ (*a–г*) и 3-м, 5-м, 8-м режимах при  $C = 300$  мкФ (*д–ж*);  $\times 400$ .

**Fig. 2.** Structure of surface layers of samples from steel 45 after EEA with chromium on 1, 3, 5, 8 modes at  $C = 20$   $\mu\text{F}$  (*a–г*) and 3, 5, 8 modes at  $C = 300$   $\mu\text{F}$  (*д–ж*);  $\times 400$ .

ления элементов.

Очевидно, что структура и свойства формируемых слоёв зависят от мощности разряда ( $N_p$ ). Так, после ЭЭЛ на 1-м режиме при  $C = 20$  мкФ ( $N_p = 11,5$  Вт) слоя почти нет, на 3-м режиме ( $N_p = 30,9$  Вт) образуется сплошное покрытие (сплошность слоя стремится к 100%), его твёрдость  $H_\mu = 6500$  МПа. Толщина слоя до 25 мкм и твёрдость до 8000 МПа значительно выше в покрытиях после ЭЭЛ на 5-м режиме ( $N_p = 51,5$  Вт). Здесь следует отметить наличие значительно большей протяжённости подслоя диффузионной зоны. Твёрдость такого подслоя составляет 4500–5500 МПа, без резких провалов ниже твёрдости сердцевины, что, можно предположить, является следствием прохождения диффузионных процессов в зоне образования жидкой ванны. Твёрдость и толщина слоя, полученного на режиме 8 ( $N_p = 91,7$  Вт), несколько ниже ( $H_\mu = 7000$  МПа и  $h_{сл.} \approx 20$  мкм).

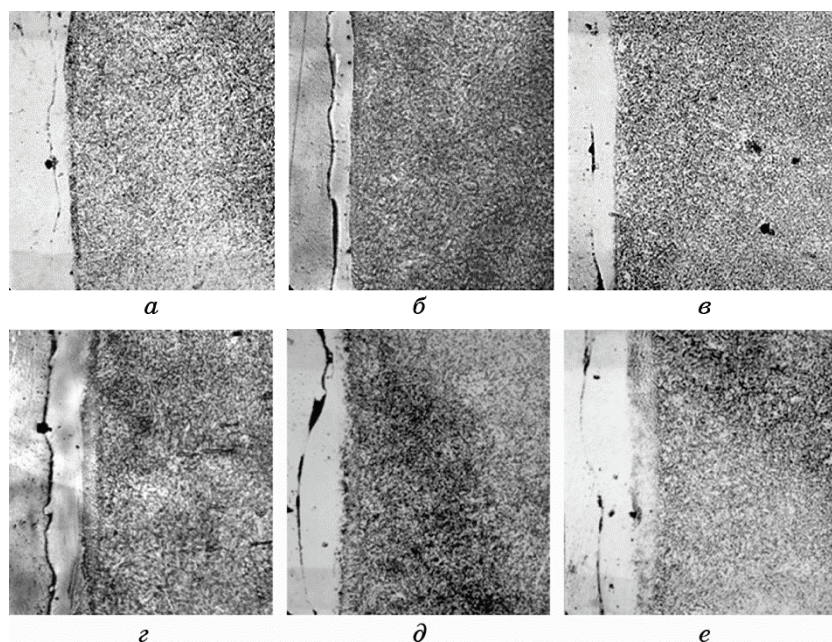
После ЭЭЛ на режимах 3 ( $N_p = 101,0$  Вт) и 5 ( $N_p = 144,3$  Вт) при  $C = 300$  мкФ толщины слоёв составляют соответственно 20 и 25 мкм, твёрдость 9000 и 7500 МПа. Сплошность слоя лучше на 5-м режиме. При ЭЭЛ на 8-м режиме ( $N_p = 225,2$  Вт) наблюдается снижение твёрдости до 6500 МПа.

Анализируя структуры слоя после ЭЭЛ вольфрамом, прежде всего, следует отметить, что при  $C = 20$  мкФ с увеличением мощности разряда качество слоя улучшается (рис. 3).

Так, при обработке по режиму 1 ( $N_p = 11,5$  Вт) нанести слой практически не удаётся за исключением некоторых участков, а на 3-м режиме ( $N_p = 30,9$  Вт) происходит относительно равномерное формирование слоя с ЗТВ. При этом твёрдость слоя находится примерно на уровне 6500–7500 МПа. После обработки на режиме 8 ( $N_p = 91,7$  Вт) качество слоя ухудшается, о чём свидетельствует наличие микротрещин и несплошность слоя.

При  $C = 300$  мкФ уже на первом режиме не удаётся достичь стабильности процесса. Зона белого слоя имеет значительную толщину и «капельное» строение. Твёрдость белого слоя относительно невысокая ( $H_\mu = 6500$  МПа). Снижение твёрдости плавное, без падения, в ЗТВ  $H_\mu = 4200$ –4500 МПа. После ЭЭЛ на 3-м режиме ( $N_p = 101,0$  Вт) и на 8-м ( $N_p = 225,2$  Вт) режиме твёрдость белого слоя составляет 6000 и 7000 МПа соответственно. Сплошность слоя, как в первом, так и во втором случае, — невысокая.

Отсюда следует, что металлографический анализ структурного состояния поверхностного слоя ЭЭЛ подтвердил выводы, приведённые ранее при исследовании массопереноса [2], что применение хрома в качестве легирующего материала-анода даёт сравнительно неплохие результаты практически на всех режимах легирования. Предпочтительным является 5-й режим ( $N_p = 144,3$  Вт) при  $C = 300$  мкФ, обеспечивающий в сочетании с большой толщиной белого



**Рис. 3.** Структура поверхностных слоёв образцов стали 45 после ЭЭЛ вольфрамом на 1-м, 3-м, 8-м режимах при  $C = 20$  мкФ (а-в) и 1-м, 3-м, 8-м режимах при  $C = 300$  мкФ (г-е);  $\times 400$ .

**Fig. 3.** Structure of surface layers of steel 45 samples after EEA with tungsten on 1, 3, 8 modes at  $C = 20$   $\mu\text{F}$  (a-e) and 1, 3, 8 modes at  $C = 300$   $\mu\text{F}$  (g-e);  $\times 400$ .

слоя (25–30 мкм), относительно высокую твёрдость как белого слоя ( $H_{\mu} = 7500$  МПа), так и ЗТВ ( $H_{\mu} = 5500$  МПа).

Вольфрам в качестве легирующего материала можно применять только на 3-м режиме ( $N_p = 30,9$  Вт) при  $C = 20$  мкФ.

Исследование влияние среды и материала легирующего электрода на качество формируемых слоёв проводилось с применением электродов из АРМКО-железа, легированных сталей и чистых металлов (хрома, вольфрама, титана и молибдена) на 5-м режиме при  $C = 20$  и  $C = 300$  мкФ, соответственно, при  $N_p = 51,5$  Вт и  $N_p = 144,3$  Вт в среде воздуха и аргона.

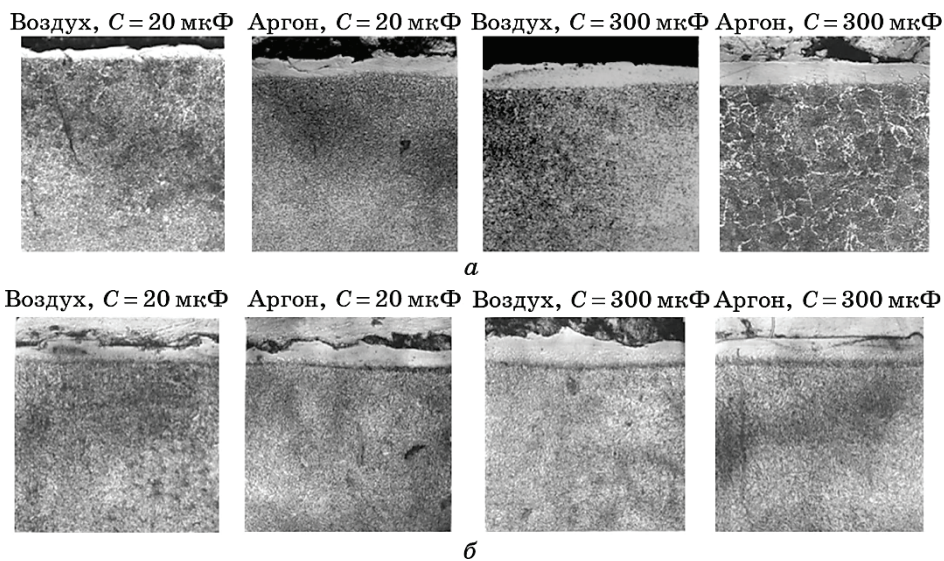
Из анализа микроструктур упрочнённого слоя при ЭЭЛ стали 45 Армко железом и электродом из стали 50 (рис. 4) при  $C = 20$  мкФ следует, что при легировании АРМКО-железом на воздухе удаётся получить сплошной упрочнённый слой толщиной около 10 мкм. С увеличением мощности разряда ( $C = 300$  мкФ) толщина слоя возрастает до 25 мкм, но неравномерность толщины слоя также увеличивается. Белый слой чередуется со слоем вторичной закалки. Эта

зона проявляется довольно чётко и имеется даже в местах отсутствия белой зоны. В обоих случаях твёрдость  $H_{\mu} > 9000$  МПа.

Применение ЭЭЛ в нейтральной среде (аргоне) обеспечивает увеличение толщины слоя, но слой не равномерный по толщине. Кроме того, обработка при  $C = 300$  мкФ приводит к получению поверхностных слоёв со следующими особенностями структуры: поверхностная зона может быть светлой или протравливаемой, зона подслоя светлая, трудно поддающаяся травлению. Твёрдость слоя высокая, на уровне 12000–13000 МПа.

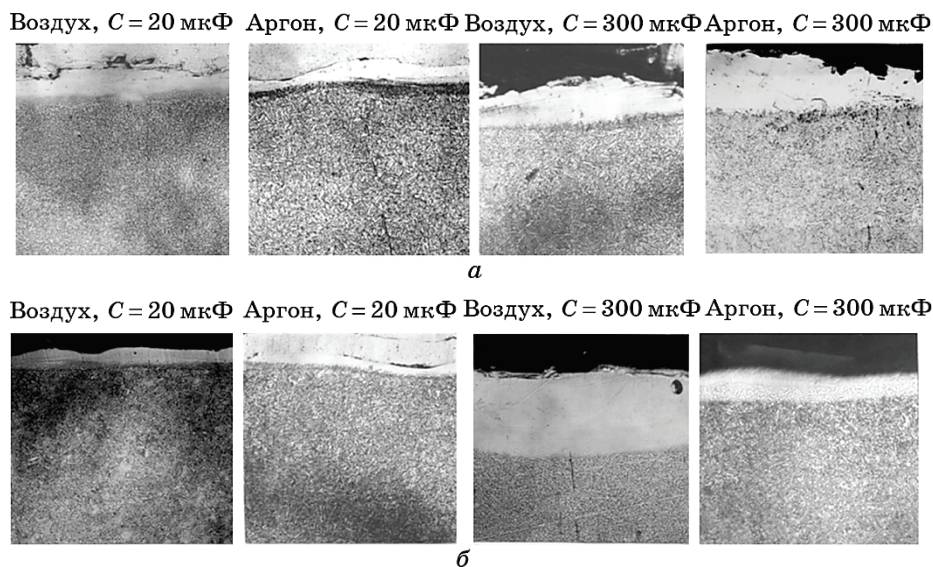
При легировании стали 50 структура слоя аналогична структуре при ЭЭЛ АРМКО-железом. На микроструктуре отчётливо наблюдается ЗТВ в виде тёмной, более протравливаемой полосы (рис. 4, б). Твёрдость слоя во всех случаях стабильно высокая, находится на уровне 10000 МПа, на участке ЗТВ снижается до 5000–6500 МПа.

При легировании стали 38ХНЗМФА (рис. 5, а) также отмечается высокая твёрдость слоя. При  $C = 20$  мкФ слой сплошной по всей поверхности, но разной толщины (от 10 до 30 мкм). Положительно-го влияния аргона на качественные характеристики поверхностного слоя не отмечается. При этом режиме слой прерывистый, толщина его не превышает 10 мкм. Увеличение мощности разряда способствует увеличению толщины слоя, но при этом ухудшается его



**Рис. 4.** Структура поверхностных слоёв стали 45 при ЭЭЛ электродами из АРМКО-железа (а) и стали 50 (б);  $\times 400$ .

**Fig. 4.** Structure of the surface layers of steel 45 after EEA with electrodes from Armco iron (a) and steel 50 (b);  $\times 400$ .



**Рис. 5.** Структура поверхностных слоёв стали 45 при ЭЭЛ электродами из стали 38ХНЗМФА (*a*) и 30Х13 (*б*);  $\times 400$ .

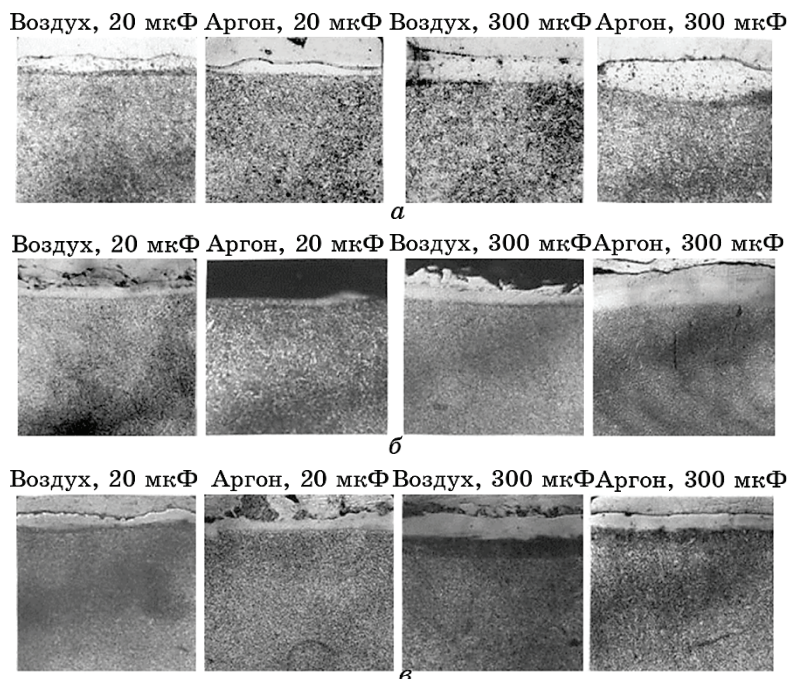
**Fig. 5.** Structure of the surface layers of steel 45 after EEA with electrodes from steel 38KhN3MFA (*a*) and 30Kh13 (*б*);  $\times 400$ .

качество. Аргон ещё в большей степени ухудшает качество слоя. Покрытие в этом случае более хрупкое и с отслоениями.

После ЭЭЛ электродом из стали 30Х13 (рис. 5, *б*) слой имеет аналогичное строение. При  $C = 20$  мкФ (воздух) слой относительно равномерный, белая зона однотонна. Просматривается чёткая граница белой зоны и подложки — ЗТВ. Толщина слоя 20 мкм с высокой твёрдостью (8000 МПа). При  $C = 300$  мкФ толщина слоя увеличивается до 40 мкм. При этом просматривается и белая зона вторичной закалки. Присутствие аргона отрицательно сказывается на качестве и толщине слоя, хотя твёрдость остаётся на том же уровне.

При легировании хромом слой имеет структуру, достаточно подробно описанную ранее. Строение и толщина слоя зависят от режимов упрочнения. При этом твёрдость может колебаться в различных пределах, но не превосходит твёрдость слоя, сформированного при ЭЭЛ АРМКО-железом, сталями 50, 38ХНЗМФА и 30Х13. Применение аргона не приводит к улучшению качества слоя. Толщина слоя при ЭЭЛ в среде аргона уменьшается по сравнению с ЭЭЛ на воздухе.

При ЭЭЛ вольфрамом, титаном и молибденом (рис. 6) также отмечается тенденция к увеличению толщины слоя в два раза с увеличением энергии разряда. Характеры строения структур и твёрдо-



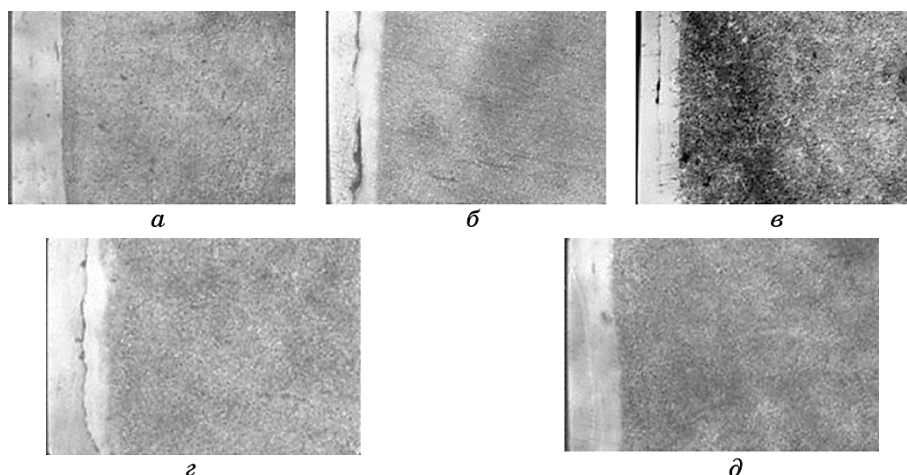
**Рис. 6.** Структура поверхностных слоёв стали 45 при ЭЭЛ электродами из вольфрама (*а*), титана (*б*) и молибдена (*в*);  $\times 400$ .

**Fig. 6.** Structure of the surface layers of steel 45 after EEA with electrodes from tungsten (*a*), titanium (*b*) and molybdenum (*v*);  $\times 400$ .

сти слоёв схожи для вышеуказанных легирующих элементов. Лишь после легирования вольфрамом при  $C = 300$  мкФ отмечается наличие мощного подслоя вторичной закалки и малой ЗТВ, а при легировании молибденом выявляется ЗТВ значительной толщины, сравнимой с толщиной белого слоя и подслоя закалки или даже превосходящей их. После легирования титаном на воздухе при  $C = 20$  мкФ слой тонкий, прерывистый. В среде аргона белая зона также состоит из двух слоёв — собственно нанесённого слоя и зоны подзакалки. Только при  $C = 300$  мкФ слой имеет значительную толщину.

Таким образом, сравнительное исследование структуры и свойств в среде воздуха и аргона показывает, что существенного влияния нейтральной среды по сравнению с окислительной не замечено. Более того, во многих случаях качество упрочнённого слоя в среде аргона хуже, чем при упрочнении на воздухе.

Вероятно, вследствие весьма малой длительности импульса электроэрозионного воздействия существенного окисления матрицы в среде воздуха не происходит. Длительность импульса на единицу



**Рис. 7.** Структура поверхностных слоёв стали 45 после ЭЭЛ никелем на воздухе на 3-м режиме (*а*) и в среде азота на 3-м и 5-м режимах, соответственно (*б*, *в*), и хромом, соответственно (*г*, *д*), в среде азота;  $\times 400$ ,  $C = 300$  мкФ.

**Fig. 7.** Structure of the surface layers of steel 45 after EEA with nickel in air at 3 modes (*a*) and in a nitrogen gas at 3 and 5 modes (*б* and *в*, respectively), and with chromium in a nitrogen gas (*г* and *д*, respectively);  $\times 400$ ,  $C = 300$   $\mu$ F.

поверхности ориентировочно составляет  $10^{-6}$ – $10^{-5}$  с/мм<sup>2</sup>. Эта величина в сравнении с известными временными константами окисления на один два порядка ниже, поэтому содержание продуктов окисления в упрочнённом слое низкое.

С другой стороны, применение аргона, по-видимому, существенно изменяет условия электрического разряда из-за уменьшения содержания электронов и ионизированных атомов в среде, что и вызывает некоторое снижение равномерности электроэрозионного воздействия.

Ниже представлены результаты влияния азота на структуру и твёрдость сформированных ЭЭЛ слоёв на стали 45. В качестве материалов для электрода применялись хром и никель.

При легировании никелем на воздухе (рис. 7) образуется достаточно равномерный белый слой по всей длине шлифа. Толщина слоя в среднем 25 мкм. Микротвёрдость составляет 2000 МПа. При легировании никелем повышение микротвёрдости не происходит, наоборот, наблюдается её снижение по сравнению с основой (табл. 2). Микротвёрдость переходной зоны толщиной до 8 мкм достигает 4200 МПа.

Низкую твёрдость слоя можно связать с образованием аустенитной структуры при легировании железа никелем, так как он явля-

**ТАБЛИЦА 2.** Распределение микротвёрдости по глубине слоя после ЭЭЛ стали 45 хромом и никелем в среде воздуха и азота при  $C = 300$  мкФ.**TABLE 2.** Distribution of microhardness over the depth of the layer after EEA of steel 45 by chromium and nickel in air and nitrogen gas at  $C = 300$   $\mu$ F.

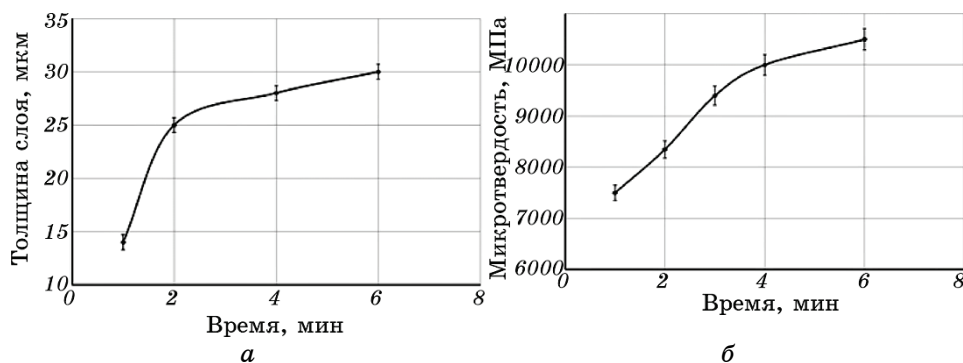
| Режим  | Среда  | Распределение твёрдости, МПа |
|--------|--------|------------------------------|
| Никель |        |                              |
| 3      | Воздух | 2000, 2000, 4200, 3120, 2800 |
| 3      | Азот   | 7570, 7570, 6400, 3500, 2800 |
| 5      | Азот   | 2960, 7000, 6420, 3600, 2800 |
| Хром   |        |                              |
| 3      | Азот   | 6960, 6960, 5130, 2800       |
| 5      | Азот   | 5520, 7570, 8130, 2800       |
| 5      | Воздух | 7500, 5130, 3,500, 2800,     |

ется аустенитообразующим и имеет неограниченную растворимость в  $\gamma$ -железе. Переходная зона в этом случае является результатом совместного действия процессов диффузии и термического влияния. Её твёрдость повышается до 4200 МПа.

Очевидно, азот при легировании никелем оказывает существенное влияние на образование нитридных фаз в никельсодержащем аустените, в результате чего твёрдость слоя повышается до 7570 МПа. Однако с ужесточением режима с 3-го на 5-й при  $C = 300$  мкФ на поверхности слоя твёрдость составляет 2960 МПа, а далее твёрдость увеличивается до 7000 МПа, что, очевидно, связано с влиянием режима ЭЭЛ на фазообразование в среде азота.

Таким образом, диффузионные процессы легирования азотом даже при воздействии импульсов малой длительности весьма значительны, что свидетельствует о существенных физико-химических отличиях процесса ЭЭЛ в защитной среде от легирования на воздухе. Эти отличия зависят от характера и степени легирования твёрдого раствора. Рассмотренные особенности указывают на необходимость более глубоких исследований физико-химической природы ЭЭЛ, что не входит в задачу данной работы.

В работе проведён анализ структурного состояния после непрерывного ЭЭЛ. На основании показанного ранее влияния длительности непрерывного легирования на привес катода [2], следовало бы ожидать существенного увеличения толщины слоя при непрерывном ЭЭЛ. Однако металлографический анализ показал, что при легировании хромом в течение 1 мин/см<sup>2</sup> толщина слоя составила 14 мкм, при 2 мин/см<sup>2</sup> слой возрастает до 25 мкм и в дальнейшем рост замедляется. При 6 мин/см<sup>2</sup> толщина слоя достигает примерно 30



**Рис. 8.** Изменение толщины слоя (а) и микротвёрдости (б) от длительности ЭЭЛ.

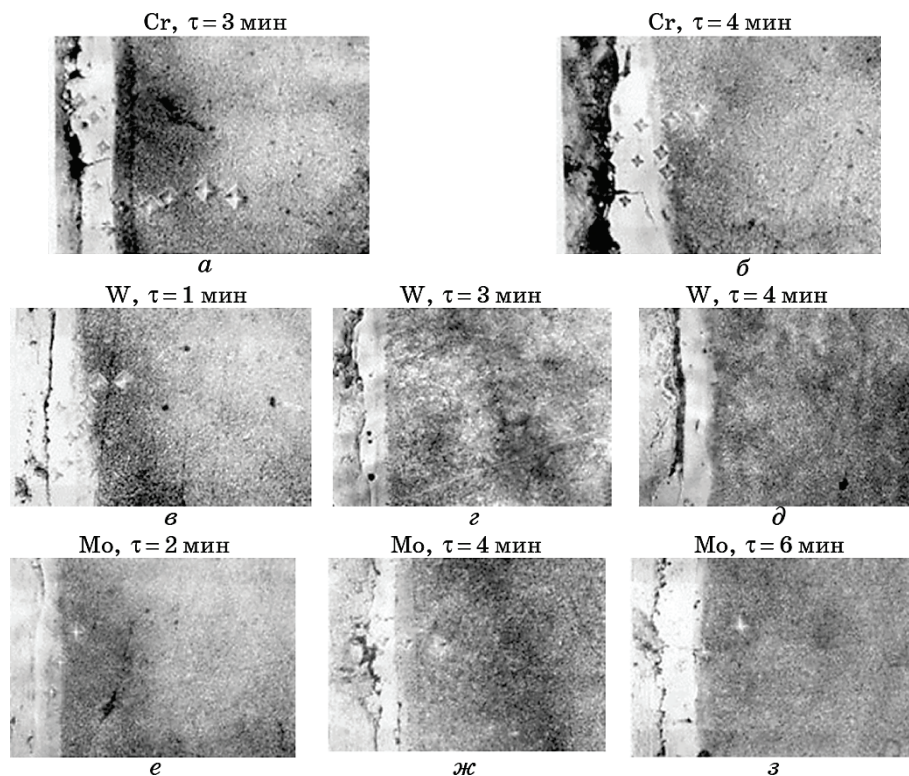
**Fig. 8.** Change of the layer's thickness (a) and microhardness (b) in dependence from EEA duration.

мкм (рис. 8, а). Длительность времени легирования хромом существенно сказывается на изменении микротвёрдости (рис. 8, б). Так при ЭЭЛ в течение 1, 2, 3, 4 и 6 мин/см<sup>2</sup> микротвёрдость, соответственно, находится на уровне 7500, 8350, 9400, 10000, 10500 МПа.

При этом распределение микротвёрдости в белом слое непрерывное. Наиболее высокая микротвёрдость достигается примерно на глубине 2/3 части толщины слоя от поверхности, после чего происходит снижение её с 10000 до 7000 МПа. С увеличением длительности воздействия импульса появляется и растёт зона подслоя вторичной закалки. Пониженная твёрдость слоя приходится на зону подзакалки. Кроме того, с увеличением времени формируется и увеличивается окисная плёнка на поверхности.

Подобный характер изменения толщины и микротвёрдости слоя наблюдается при легировании вольфрамом. С увеличением времени легирования до 4 мин/см<sup>2</sup> увеличивается толщина слоя, но качество его ухудшается. При 4 мин/см<sup>2</sup> слой неравномерный с пропусками. При дальнейшем увеличении времени легирования до 6 мин/см<sup>2</sup> качество слоя ещё более ухудшается (слоя почти нет). Микротвёрдость слоя при времени легирования 1–2 мин/см<sup>2</sup> составляет 6500–7800 МПа. Для молибдена с увеличением длительности легирования аналогично наблюдается прирост толщины слоя, но качество слоя также ухудшается. На рисунке 9 показана микроструктура поверхностных слоёв стали 45 при непрерывном легировании хромом, вольфрамом и молибденом.

Таким образом, металлографический анализ не обнаруживает значительного прироста толщины слоя, как следовало бы ожидать, исходя из изменения привеса. Некоторая несопоставимость результатов измерения привеса образцов и толщины упрочнённого слоя

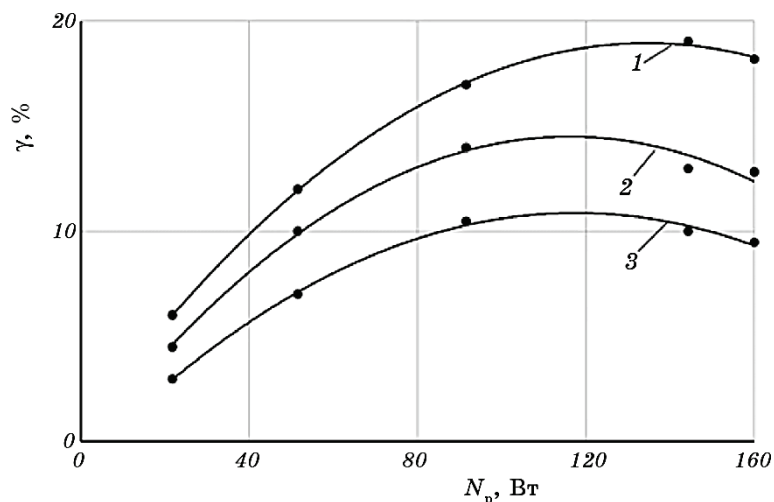


**Рис. 9.** Микроструктура поверхностных слоёв стали 45 после непрерывного легирования хромом, вольфрамом и молибденом;  $\times 400$ .

**Fig. 9.** Microstructure of the surface layers of steel 45 after continuous alloying with chromium, tungsten and molybdenum;  $\times 400$ .

является следствием различных погрешностей при определении этих параметров. Это естественно, так как толщина слоя определяется на основании сугубо локальной методики металлографического анализа, не позволяющей исследовать большую площадь поверхности для получения усреднённого результата.

Электроэрозионное легирование образцов из стали 45 твёрдыми сплавами ВК8 и Т15К6 производилось на различных режимах установки «УИЛВ-8» при мощностях разряда, равных соответственно: 11,5, 101 и 196 Вт (см. табл. 1). Во всех случаях отмечается стабильное повышение микротвёрдости сформированного слоя, которая составляет при легировании твёрдыми сплавами ВК8 и Т15К6 10000, 11000, 10000 и 11000, 12000, 11000 МПа соответственно, а в переходной зоне — 3000, 3500, 3000 и 3500, 4200, 3500 МПа соответственно. Толщина упрочнённого слоя с увеличением мощности разряда с 11,5 до 196 Вт экспоненциально возраста-



**Рис. 10.** Зависимости содержания остаточного аустенита ( $\gamma$ -фазы) при ЭЭЛ стали 45 АРМКО-железом (кривая 1), хромом (2) и вольфрамом (3) от мощности разряда.

**Fig. 10.** Dependences of residual austenite content ( $\gamma$ -phase) after EEA of steel 45 with Armco iron (curve 1), chromium (2) and tungsten (3) on the discharge power.

ет с 8 и 10 мкм до 50 и 55 мкм при ЭЭЛ твёрдыми сплавами ВК8 и Т15К6 соответственно.

Рентгеноструктурным анализом, проведённым ранее в [2] и в настоящей работе, установлено, что основу слоя составляет мартенситная фаза, а другие структурные составляющие присутствуют в незначительном количестве — в сумме не более 20–30%. Однако мартенсит при ЭЭЛ разными материалами легирован в различной степени. Видимо, и свойства слоя зависят, в первую очередь, от степени и уровня легирования  $\alpha$ -фазы.

На рисунке 10 показаны зависимости содержания аустенита в слое стали 45 после ЭЭЛ АРМКО-железом, хромом и вольфрамом в зависимости от мощности разряда. Как видно из рисунка, с повышением мощности разряда увеличивается содержание аустенита в слое и достигает при  $N_p = 144,3$  Вт ( $I_{к.з.} = 2,1$  А,  $U_{x.x} = 68,7$  В) и ёмкости накопительного конденсатора  $C = 300$  мкФ значений 10%, 15% и 18–20% для вольфрама, хрома и АРМКО-железа соответственно.

#### 4. ВЫВОДЫ

В результате анализа влияния материала легирующего электрода (АРМКО-железо, сталь 45, хром, вольфрам, молибден, никель, ста-

ли 38ХНЗМФА и 30Х13, твёрдые сплавы ВК8 и Т15К6), энергетических параметров оборудования ЭЭЛ (мощность разряда  $N_p$ ), окружающей среды (воздух, аргон и азот) и длительности обработки на качественные параметры сформированного поверхностного слоя на стали 45 (структуры, распределения микротвёрдости, сплошности и равномерности покрытия) получены следующие результаты.

1. При ЭЭЛ стали 45 твёрдыми износостойкими металлами поверхностный слой, как правило, имеет две зоны: верхний белый не травящийся, кажущийся однородным слой и нижний переходной слой с переменной концентрацией диффузионного характера. В большинстве случаев диффузионный слой по глубине превышает верхний белый. Кроме того, часто наблюдается третья зона — зона термического влияния. Глубина этой зоны зависит от мощности разряда.

2. Уточнены основные механизмы упрочнения поверхности при ЭЭЛ, заключающиеся в пульсирующих сверхскоростных нагревах и охлаждениях, обеспечивающих локальное термическое упрочнение и частичное легирование поверхностного слоя.

3. Установлено, что с увеличением мощности разряда до  $N_p = 144,3$  Вт (5-й режим при ёмкости конденсатора 300 мкФ) увеличивается толщина «белого» слоя, его микротвёрдость и сплошность. При ужесточении режима до  $N_p = 225$  Вт (8-й режим) качественные показатели слоя ухудшаются. Предпочтительными режимами ЭЭЛ хромом, молибденом, никелем и другими элементами являются режимы, обеспечивающие мощность разряда  $N_p = 119,3–144,3$  Вт при непрерывном легировании с производительностью 1,0–2,0 мин/см<sup>2</sup>. Наиболее предпочтительным является режим при  $N_p = 144,3$  Вт, который достигается при ЭЭЛ хромом, обеспечивающий в сочетании с большой толщиной белого слоя 25–30 мкм, относительно высокую микротвёрдость как белого слоя ( $H_\mu = 7500$  МПа), так и ЗТВ ( $H_\mu = 5500$  МПа). При ЭЭЛ вольфрамом с увеличением мощности разряда качество слоя ухудшается, о чём свидетельствуют наличие микротрещин и несплошность слоя. Вольфрам в качестве легирующего материала можно применять только при  $N_p = 30,9$  Вт (3-й режим при  $C = 20$  мкФ). При ЭЭЛ твёрдыми сплавами ВК8 и Т15К6 отмечается стабильное повышение микротвёрдости сформированного слоя, которая составляет 10000–11000 МПа, а в переходной зоне соответственно: 3000–4200 МПа.

4. Сравнительное исследование структуры и свойств в среде воздуха и аргона показывает, что существенного влияния нейтральной среды по сравнению с окислительной не замечено. Применение аргона не приводит к улучшению качества слоя. Толщина слоя при ЭЭЛ в среде аргона уменьшается по сравнению с ЭЭЛ на воздухе.

5. Применение азота в качестве среды при ЭЭЛ никелем положи-

тельно влияет на качество слоя. Микротвёрдость при  $N_p = 101,0$  Вт (3-й режим при  $C = 300$  мкФ) увеличивается до 7570 МПа. Однако с ужесточением режима до  $N_p = 144,3$  Вт на поверхности слоя микротвёрдость составляет 2960 МПа, а далее, по мере углубления, микротвёрдость увеличивается до 7000 МПа, что, очевидно, связано с влиянием режима ЭЭЛ на фазообразование в среде азота.

6. Определены структурные особенности поверхностных слоёв, основные из которых: наличие субмелкозернистой структуры, мартенситной фазы, значительное количество остаточного аустенита.

7. Обнаружены резервы повышения эксплуатационных свойств упрочняемого слоя методами деформации вследствие высокого содержания аустенита в поверхностном слое после ЭЭЛ.

8. В результате анализа структурного состояния после непрерывного ЭЭЛ хромом с увеличением длительности ЭЭЛ толщина и микротвёрдость белого слоя увеличиваются. Наиболее высокая твёрдость достигается примерно на глубине  $2/3$  части толщины слоя от поверхности, после чего происходит снижение её с 10000 до 7000 МПа. При ЭЭЛ вольфрамом с увеличением времени легирования до 4 мин/см<sup>2</sup> увеличивается толщина слоя, но качество его ухудшается (снижается микротвёрдость и равномерность).

## ЦИТИРОВАННАЯ ЛИТЕРАТУРА

1. А. Е. Гитлевич, В. В. Михайлов, Н. Я. Парканский, В. М. Ревутский, *Электроискровое легирование металлических поверхностей* (Кишинев: Штиинца: 1985).
2. В. Б. Тарельник, О. П. Гапонова, Е. В. Коноплянченко, М. Я. Довжик, *Металлофиз. новейшие технол.*, **38**, № 12: 1611 (2016).
3. В. Б. Тарельник, О. П. Гапонова, Е. В. Коноплянченко, М. Я. Довжик, *Металлофиз. новейшие технол.*, **39**, № 3: 363 (2017).
4. Д. Н. Романенко, *Инновационные технологии и оборудование машиностроительного комплекса*, вып. 10: 62 (2007).
5. В. Н. Гадалов, В. В. Ванеев, Д. Н. Романенко, *Сборник научных трудов XVIII Международной научно-технической конференции «Лазеры-2007»* (Адлер: 2007), с. 48.

## REFERENCES

1. A. E. Gitlevich, V. V. Mikhaylov, N. Ya. Parkanskiy, and V. M. Revutskiy, *Elektroiskrovoye Legirovaniye Metallicheskih Poverkhnostey* [Electric-Spark Alloying of Metal Surfaces] (Kishinev: Shtiintsa: 1985) (in Russian).
2. V. B. Tarel'nyk, O. P. Gaponova, Ye. V. Konoplyanchenko, and M. Ya. Dovzhyk, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **38**, No. 12: 1611 (2016) (in Russian).
3. V. B. Tarelnyk, O. P. Gaponova, I. V. Konoplianchenko, and M. Ya. Dovzhyk, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **39**, No. 3: 363 (2017) (in Russian).

4. D. N. Romanenko, *Innovatsionnye Tekhnologii i Oborudovanie Mashinostroitel'nogo Kompleksa*, Iss. 10: 62 (2007) (in Russian).
5. V. N. Gadalov, V. V. Vaneev, and D. N. Romanenko, *Proc. of XVIII International Scientific and Technical Conference 'Lasers-2007'* (Adler: 2007), p. 48 (in Russian).