

МЕТАЛЛИЧЕСКИЕ ПОВЕРХНОСТИ И ПЛЁНКИ

PACS numbers: 06.06.Vz, 62.20.Qp, 68.35.Gy, 68.55.J-, 68.55.Ln, 81.15.Rs, 81.65.Lp

Анализ структурного состояния поверхностного слоя после электроэрозионного легирования. II. Особенности формирования электроэрозионных покрытий на специальных сталях и сплавах твёрдыми износостойкими и мягкими антифрикционными материалами

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*

В работе представлены результаты металлографических исследований электроэрозионных покрытий на специальных сталях и сплавах (стали Р6М5, 12Х18Н10Т, 07Х16Н6, сплав ХН58МБЮД и бронза БрБ2) твёрды-

Corresponding author: Viacheslav Borysovyeh 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, Ye. V. Konoplyanchenko, N. S. Yevtushenko, and V. O. Herasymenko, The Analysis of a Structural State of Surface Layer after Electroerosive Alloying. II. Features of Formation of Electroerosive Coatings on Special Steels and Alloys by Hard Wear-Resistant and Soft Antifriction Materials, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **40**, No. 6: 795–815 (2018), (in Russian), DOI: 10.15407/mfint.40.06.0795.

ми износостойкими (сплавы ВК8, Т15К6, СТИМ-3В и W, Мо, Cr), мягкими антифрикционными (Cu, Ni, бронза БрБ2, Sn) материалами, а также электроэрозионным легированием (ЭЭЛ) графитом. Показано, что для всех исследованных материалов подложек возможно упрочнение их поверхностных слоёв; при этом существуют наиболее целесообразные режимы их получения и материалы легирующих электродов. С целью упрочнения поверхностного слоя никелевого сплава ХН58МБЮД рекомендуется применять электрод из твёрдого сплава ВК8, а для бериллиевой бронзы БрБ2 — хрома. Наиболее рациональным является режим, соответствующий мощности разряда 144,3 Вт. Для снижения твёрдости поверхностного слоя сплава ХН58МБЮД предложено применять электроды из меди и никеля. Микротвёрдость при этом составляет соответственно 3500 и 3710 МПа при микротвёрдости основы 5300 МПа. В работе показано, что обеспечить низкую поверхностную твёрдость и высокое качество покрытия возможно при электроэрозионном легировании на малых мощностях разряда порядка 15–50 Вт. На основании экспериментальных исследований предложена математическая модель (уравнение прогнозирования микротвёрдости поверхностного слоя), позволяющая по энергетическим параметрам установки ЭЭЛ определять микротвёрдость сформированного слоя. Определены константы предложенного уравнения. Разработан алгоритм, позволяющий прогнозировать энергетические параметры ЭЭЛ для получения легированного слоя с требуемой микротвёрдостью поверхностного слоя.

Ключевые слова: электроэрозионное легирование, анод, катод, покрытие, поверхностный слой, структура, микротвёрдость.

У роботі представлено результати металографічних досліджень електроерозійних покриттів на спеціальних сталях і стопах (сталі Р6М5, 12Х18Н10Т, 07Х16Н6, стоп ХН58МБЮД і бронза БрБ2) твердими зносостійкими (стопи ВК8, Т15К6, СТИМ-3В та W, Мо, Cr), м'якими антифрикційними (Cu, Ni, бронза БрБ2, Sn) матеріялами, а також електроерозійним легуванням (ЕЕЛ) графітом. Показано, що для всіх досліджених матеріялів підкладинок можливе зміцнення їхніх поверхневих шарів; при цьому є найбільш доцільні режими їх одержання та матеріяли легувальних електрод. З метою зміцнення поверхневого шару нікелевого стопу ХН58МБЮД рекомендується застосовувати електроду з твердого стопу ВК8, а для берилійової бронзи БрБ2 — хрому. Найбільш раціональнішим є режим, що відповідає потужності розряду у 144,3 Вт. Для пониження твердості поверхневого шару стопу ХН58МБЮД запропоновано застосовувати електроди з міді та нікелю. Микротвердість при цьому становить відповідно 3500 і 3710 МПа при микротвердості основи у 5300 МПа. У роботі показано, що забезпечити низьку поверхневу твердість і високу якість покриття можливо при електроерозійному легуванні на малих потужностях розряду порядку 15–50 Вт. На основі експериментальних досліджень запропоновано математичний модель (рівняння прогнозування микротвердості поверхневого шару), який уможлиблює за енергетичними параметрами пристрою ЕЕЛ визначати микротвердість сформованого шару. Визначено константи запропонованого рівняння. Розроблено алгоритм, що уможлиблює прогнозувати енергетичні параметри ЕЕЛ для одержання легованого шару з потрібною микротвердістю поверхневого шару.

Ключові слова: електроерозійне легування, анода, катода, покриття, поверхневий шар, структура, мікротвердість.

The paper presents the results of metallographic studies of electroerosive coatings on special steels and alloys (R6M5, 12Kh18N10T and 07Kh16N6, alloy KhN58MBYuD and bronze BrB2) obtained with use of hard wear-resistant (alloys VK8, T15K6, STIM-3V, and W, Mo, Cr), soft antifriction materials (Cu, Ni, bronze BrB2, Sn), and electroerosive alloying (EEA) with graphite. As shown, for all the materials of studied substrates, it is possible to harden their surface layers, and there are the most expedient materials of the alloying electrodes and fabrication regimes. For hardening the surface layer of the nickel alloy KhN58MBYuD, it is recommended to use an electrode from hard alloy VK8, and for beryllium bronze BrB2—from chromium. The most rational is the regime corresponding to a discharge power of 144.3 W. For reducing the hardness of the surface layer of the alloy KhN58MBYuD, it is proposed to use electrodes from copper and nickel. The microhardness in this case is of 3500 and 3710 MPa, respectively, with microhardness of the base metal of 5300 MPa. As shown, it is possible to provide low surface hardness and high coating quality in the case of electroerosive alloying at low discharge powers of the orders of 15–50 W. Based on experimental studies, the mathematical model is proposed (an equation for predicting of the surface-coating microhardness) and allows to determine the microhardness of formed coating from the energy parameters of the EEA equipment. The constants of the proposed equation are determined. The developed algorithm allows predicting the energy parameters of the EEA to fabricate alloying layer with the desired microhardness of the surface coating.

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

(Получено 6 ноября 2017 г.)

1. ВВЕДЕНИЕ

В части I [1] настоящей работы представлены результаты исследований по установлению закономерностей формирования методом электроэрозионного легирования (ЭЭЛ) структуры поверхностных слоёв на подложках из стали 45 в зависимости от материала легирующего электрода (Армко-железо, сталь 45, Cr, W, Mo, Ni, стали 38ХНЗМФА и 30Х13, твёрдые сплавы VK8 и T15K6), окружающей среды (воздух, Ar и N) и длительности обработки. Установлены на их основе зависимости между параметрами оборудования ЭЭЛ и микротвёрдостью поверхностных слоёв.

В части II изучены особенности структурообразования поверхностного слоя на металлических подложках с переходом от железной нелегированной основы (Армко-железо, сталь 45) к многокомпонентным сложнолегированным сталям 07X16N6, 12X18N10T, P6M5 и сплавам на основе Ni и Cu. Кроме того, ставилась задача ис-

следования влияния ЭЭЛ твёрдыми и мягкими антифрикционными материалами на качественные параметры (шероховатость, сплошность, микротвёрдость и др.) поверхностного слоя.

ЭЭЛ мягкими антифрикционными материалами применяется, как правило, в качестве заключительной операции с целью: снижения коэффициента трения, улучшения прирабатываемости трущихся поверхностей, а также снижения микротвёрдости поверхностного слоя, ранее упрочнённого термической обработкой детали. В литературных источниках практически отсутствуют сведения о применении ЭЭЛ с целью снижения микротвёрдости поверхностного слоя деталей, хотя перед технологами нередко ставится такая задача. Например, с целью увеличения герметичности импульсного торцового уплотнения при сборке термообработанных деталей требуется, чтобы одна или обе сопрягаемые поверхности были более пластичными, чего можно достичь снижением их микротвёрдости в строго определённом месте, не изменяя микротвёрдости всей детали.

2. МЕТОДИКА ИССЛЕДОВАНИЙ

Методика экспериментальных исследований подробно описана в части I настоящей работы [1].

Исследования быстрорежущей стали Р6М5 твёрдыми сплавами ВК8 и Т15К6, Cr и С достаточно подробно описаны нами ранее [2]. Поэтому в работе представлены результаты ЭЭЛ стали Р6М5 синтетическим твёрдым инструментальным материалом — СТИМ-3В, разработанным Институтом структурной макрокинетики АН СССР.

3. РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЙ

3.1. Анализ структурного состояния поверхностного слоя при электроэрозионном легировании твёрдыми материалами

При ЭЭЛ образцов из быстрорежущей стали Р6М5 синтетическим твёрдым инструментальным материалом СТИМ-3В максимальная микротвёрдость отмечалась при мощности разряда равной 144 Вт (см. табл. 1, часть I) и составляла 12500 МПа на поверхности с плавным снижением по мере углубления до микротвёрдости основного металла (8500 МПа). Толщина упрочнённого слоя, как и при легировании стали 45, с увеличением мощности разряда от 11,5 до 196 Вт экспоненциально возрастает от 5–10 мкм до 20–25 мкм.

С целью расширения применения ЭЭЛ исследовалась возможность упрочнения коррозионностойких (нержавеющих) сталей аустенитного класса типа 12Х18Н10Т и переходного аустенитно-

мартенситного класса типа 07X16H6. ЭЭЛ производилось на пятом режиме при $C = 300$ мкФ. В качестве анода применялись W и твёрдый сплав ВК8.

В стали 12X18H10T отсутствуют фазовые превращения в процессе застывания жидкой фазы, что даёт возможность проследить механизм её упрочнения только за счёт термопластической деформации, протекающей при ЭЭЛ и легировании поверхностного слоя элементами анода.

На рисунке 1 представлена микроструктура поверхностного слоя стали 12X18H10T, легированной вольфрамом (рис. 1, а) и твёрдым сплавом ВК8 (рис. 1, б). В обоих случаях микротвёрдость упрочнённого слоя выше, чем основного металла и составляет, соответственно, 4700 и 5000 МПа, с глубиной 25–60 и 15–50 мкм и сплошностью 80% и 90%. Переходная зона практически отсутствует. Твёрдость упрочнённого слоя, плавно снижаясь, переходит в твёрдость основного металла.

При упрочнении образцов из стали 07X16H6 вольфрамом микротвёрдость поверхностного слоя по мере углубления до 30–40 мкм повышается до 4700–4800 МПа (рис. 1, в). На фотографии микроструктуры поверхностного слоя чётко просматривается «белый» слой и подслой, несколько иного оттенка. Под упрочнённым слоем, в подслое, наблюдается резкое снижение микротвёрдости до $H_{\mu} = 3440$ МПа (ниже твёрдости основного металла). Толщина разупрочнённой зоны составляет 30–40 мкм. Сплошность слоя порядка 80%.

При упрочнении стали 07X16H6 твёрдым сплавом ВК8 особенностей в формировании структуры слоя не отмечается. Микротвёрдость и сплошность упрочнённого слоя несколько выше, чем при легировании W, и составляют 5100 МПа и 90% соответственно. С целью создания в поверхностных слоях импульсных торцевых уплотнений быстроходных турбонасосных агрегатов, работающих в условиях криогенных температур, требуемых триботехнических и механических свойств проводились металлографические исследования ЭЭЛ образцов из никелевого сплава ХН58МБЮД и медного сплава — бериллиевой бронзы БрБ2 с твёрдостью после окончательной термообработки 400 и 370 НВ соответственно.

ЭЭЛ образцов из никелевого и медного сплавов проводилось на пятом режиме при $C = 300$ мкФ. В качестве материала электрода использовали твёрдый сплав ВК8, кроме того, для упрочнения сплава ХН58МБЮД применяли молибден, а для бериллиевой бронзы — электрод марки 1М (70% Ni, 20% Cr, 5% В, 5% Si), а также электрод из чистого хрома.

На рисунке 2 изображена микроструктура поверхностного слоя никелевого сплава ХН58МБЮД, упрочнённого твёрдым сплавом ВК8 и молибденом.

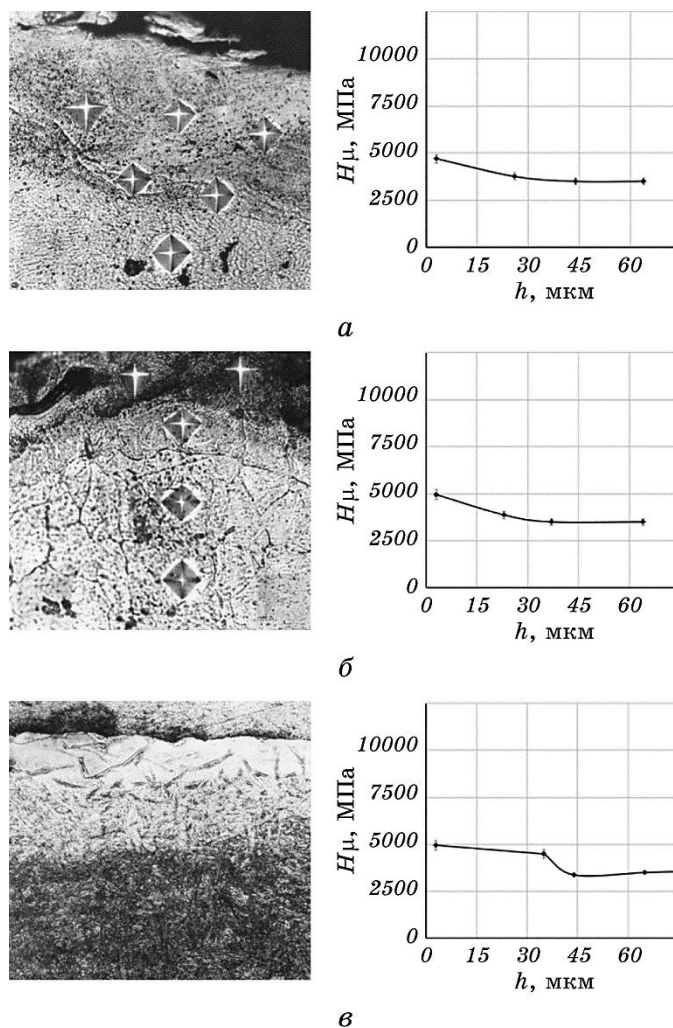


Рис. 1. Микроструктура и распределение микротвёрдости по глубине слоя после ЭЭЛ стали 12X18N10T вольфрамом (а) и твёрдым сплавом ВК8 (б), а также стали 07X16N6 вольфрамом (в); $\times 400$.

Fig. 1. Microstructure and microhardness distribution over the depth of the layer after EEA of steel 12Kh18N10T with tungsten (a) and hard alloy VK8 (b), as well as after EEA of steel 07Kh16N6 with tungsten (c); $\times 400$.

При упрочнении твёрдым сплавом ВК8 глубина упрочнённого слоя составляет 20–25 мкм с микротвёрдостью в верхней его части 9400–10000 МПа, а в нижней — 4400–5750 МПа, т.е. микротвёрдость уменьшается по мере углубления, и на глубине 25–30 мкм от поверхности материал имеет твёрдость основного металла (3900–

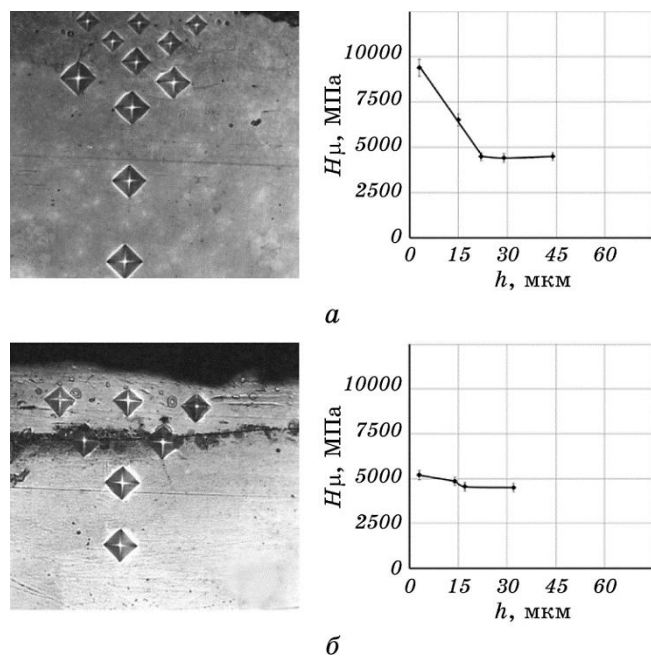


Рис. 2. Микроструктура и распределение микротвёрдости по глубине слоя после ЭЭЛ сплава KhN58MBYuD твёрдым сплавом VK8 (а) и молибденом (б); $\times 400$.

Fig. 2. Microstructure and microhardness distribution over the depth of the layer after EEA of alloy KhN58MBYuD with hard alloy VK8 (a) and molybdenum (b); $\times 400$.

4000 МПа). На фотографии микроструктуры зона повышенной твёрдости, по сравнению с основным металлом, имеет более тёмный оттенок. Сплошность слоя составляет 100%.

При упрочнении молибденом микротвёрдость поверхностного слоя глубиной 10–15 мкм (в отдельных участках до 25 мкм), составляет 5200–5750 МПа, переходной зоны — 4200 МПа. Сплошность слоя — 80%.

В случае ЭЭЛ бериллиевой бронзы твёрдым сплавом VK8 (рис. 3, а) процесс упрочнения поверхностного слоя не происходит, так как микротвёрдость «белого» слоя существенно ниже, чем основного металла, и составляет 1650 МПа. По мере углубления микротвёрдость плавно возрастает и на глубине 15–20 мкм соответствует твёрдости основного металла. Сплошность слоя — невысокая ~70%.

Незначительное повышение микротвёрдости до 4500 МПа (рис. 3, б) наблюдается при ЭЭЛ бериллиевой бронзы сплавом 1М. При этом формируется довольно массивный слой с толщиной до 50 мкм и сплошностью ~75%.

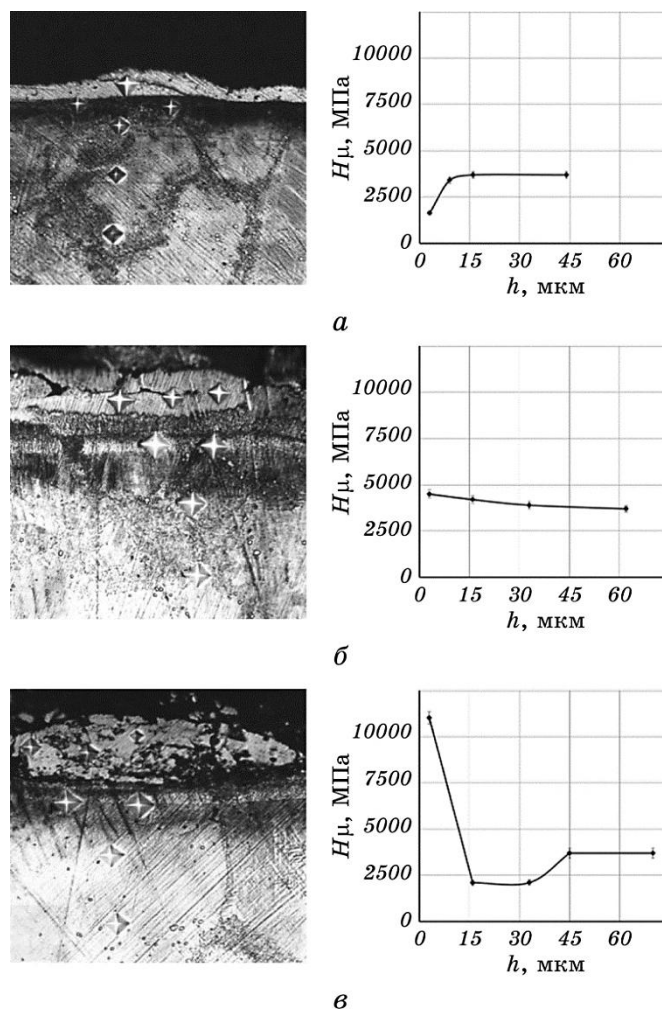


Рис. 3. Микроструктура и распределение микротвёрдости по глубине слоя после ЭЭЛ бериллиевой бронзы БрБ2 твёрдым сплавом ВК8 (а), сплавом 1М (б) и хромом (в); $\times 400$.

Fig. 3. Microstructure and microhardness distribution over the depth of the layer after EEA of beryllium bronze BrB2 with hard alloy VK8 (a), alloy 1M (b) and chromium (в); $\times 400$.

При легировании бериллиевой бронзы хромом (рис. 3, в) поверхностный слой неравномерный (10–40 мкм) с микротвёрдостью отдельных участков до 11020 МПа. Под слоем с повышенной микротвёрдостью располагается переходная зона (~25 мкм) с микротвёрдостью ниже микротвёрдости основы (2100–2500 МПа).

Для обобщения полученных результатов в табл. 1 представлены сводные данные проведённых металлографических исследований структуры ЭЭЛ поверхностных слоёв подложек из различных металлов.

ТАБЛИЦА 1. Результаты металлографических исследований структурного состояния поверхностного слоя после ЭЭЛ твёрдыми износостойкими материалами.

TABLE 1. Results of metallographic studies of the structural state of the surface layer after EEA with hard wear-resistant materials.

Материал		Толщина, мкм (микротвёрдость, МПа)		Характеристика слоя (режим, среда легирования, особенности структуры)
основы	электрода	подслоя	белого слоя	
Сталь 45	Твёрдый сплав ВК8	10 (3500)	20 (до 11000)	300 мкФ, воздух, сплошность слоя до 100%, твёрдость слоя, плавно снижаясь, переходит в твёрдость основного металла; провалы твёрдости отсутствуют
	Твёрдый сплав Т15К6	15 (4200)	25 (до 12000)	300 мкФ, воздух, сплошность слоя до 90%, твёрдость слоя, плавно снижаясь, переходит в твёрдость основного металла; провалы твёрдости отсутствуют
Сталь Р6М5	СТИМ-ЗВ	5 (3500)	15 (до 12500)	300 мкФ, воздух, сплошность слоя 100%, твёрдость слоя, плавно снижаясь, переходит в твёрдость основного металла
Сталь 07Х16Н6	W	15 (3440)	30 (до 5000)	300 мкФ, воздух, сплошность слоя ~ 80%, в подслое резкое снижение твёрдости до 3440 МПа, что ниже твёрдости основы (3850 МПа)
	Твёрдый сплав ВК8	15 (3600)	20 (5100)	300 мкФ, воздух, сплошность слоя ~ 80%, в подслое резкое снижение твёрдости
Сталь 12Х18Н10Т	W	20 (4000)	30 (4700)	300 мкФ, воздух, сплошность слоя ~ 80%, твёрдость слоя, плавно снижаясь, переходит в твёрдость основного металла; провалы твёрдости отсутствуют
Сталь 12Х18Н10Т	Твёрдый сплав ВК8	20 (4000)	30 (5000)	300 мкФ, воздух, сплошность слоя ~ 90%, твёрдость слоя, плавно снижаясь, переходит в твёрдость основного металла

ТАБЛИЦА 1 (продолжение).

TABLE 1 (continuation).

Материал		Толщина, мкм (микротвердость, МПа)		Характеристика слоя (режим, среда легирования, особенности структуры)
основы	электрода	подслоя	белого слоя	
Сплав ХН58МБЮД	Твёрдый сплав ВК8	10 (5750)	15 (до 10000)	300 мкФ, воздух, сплошность слоя до 100%, твердость слоя, плавно снижаясь, переходит в твердость основного металла
	Mo	5 (4200)	15 (до 5750)	300 мкФ, воздух, сплошность слоя до 80%, твердость слоя, плавно снижаясь, переходит в твердость основного металла
Бронза БрБ2	Твёрдый сплав ВК8	5 (3500)	15 (до 1650)	300 мкФ, воздух, сплошность низкая, микротвердость ниже основы; по мере углубления мик- ротвердость возрастает и на глу- бине ~ 10–15 мкм соответствует твердости основы (3700 МПа)
	Сплав 1М	10 (4000)	30 (до 4500)	300 мкФ, воздух, сплошность низкая, микротвердость незначи- тельно превышает микротвер- дость основы
	Cr	10 (2500)	15 (11000)	300 мкФ, воздух, сплошность до 100%, микротвердость превыша- ет 11000 МПа, в переходной зоне провал микротвердости

3.2. Анализ структурного состояния поверхностного слоя при электроэрозионном легировании мягкими антифрикционными материалами

При разупрочнении никелевого сплава ХН58МБЮД в качестве материала анода (электрода ЭЭЛ) применялись Cu и Ni. Следует отметить, что Cu использовался традиционно, как мягкий антифрикционный материал, а Ni выбран, так как он составляет основу материала подложки и, при определенных условиях легирования (режимы, среда и т.п.) никелем можно как упрочнять, так и разупрочнять металлические поверхности. Медь и никель наносились на третьем режиме при $C = 300$ мкФ. Для снижения микротвердости поверхностного слоя бериллиевой бронзы БрБ2 в качестве материала анода использовались: Sn, Cu, бериллиевая бронза БрБ2.

Кроме того, с целью минимального изменения химического со-

става, шероховатости поверхности и вместе с тем локального нагрева (отжига) поверхностного слоя детали, применялся графит марки ЭГ-4 с различным временем легирования — 1, 2, 3 и 4 мин/см².

Олово и бериллиевая бронза наносились на пятом режиме при $C = 20$ мкФ, медь — на третьем режиме при $C = 300$ мкФ и легирование углеродом производилось на пятом режиме при $C = 300$ мкФ.

На рисунке 4 изображена микроструктура поверхностного слоя никелевого сплава ХН58МБЮД, легированного медью (рис. 4, а) и никелем (рис. 4, б), а в табл. 2 показано распределение их микротвёрдости по мере удаления вглубь от поверхности.

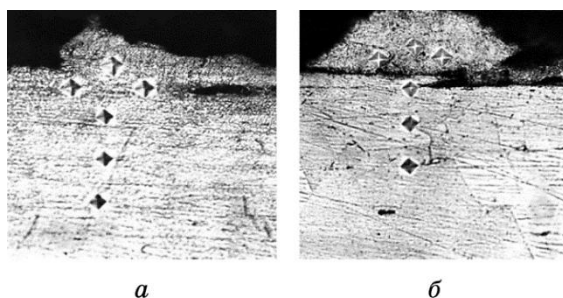


Рис. 4. Микроструктура поверхностного слоя никелевого сплава ХН58МБЮД после ЭЭЛ медью (а) и никелем (б); $\times 400$.

Fig. 4. Microstructure of the surface layer of nickel alloy KhN58MBYuD after EEA with copper (a) and nickel (b); $\times 400$.

ТАБЛИЦА 2. Распределение микротвёрдости и глубина разупрочнения поверхностного слоя никелевого сплава ХН58МБЮД и бериллиевой бронзы БрБ2.

TABLE 2. Distribution of microhardness and softening depth of surface layer of nickel alloy KhN58MBYuD and beryllium bronze BrB2.

Материал образца	Материал электрода	Режим (C, мкФ)	Время ЭЭЛ, мин	Глубина слоя, мкм	Распределение микротвёрдости H_{μ} , МПа
Сплав ХН58МБЮД	Cu	P3 (300)	1,0	5–10	3940, 3500, 5300, 5300
	Ni			15–25	3710, 3500, 5300, 5300
	Cu	P3 (300)		80–100	1100, 1840, 2960, 3700
	БрБ2	P5 (20)	1,0	25	1650, 2100, 2240, 3700
Бронза БрБ2	Sn	P5 (20)		15	1750, 2240, 2390, 3700
	C	P5 (300)	1,0	25	1450, 1950, 3120, 3700
			2,0	30	1400, 2600, 2800, 3700
			3,0	50	1840, 1950, 2200, 3700
			4,0	120	2290, 2500, 2600, 3700

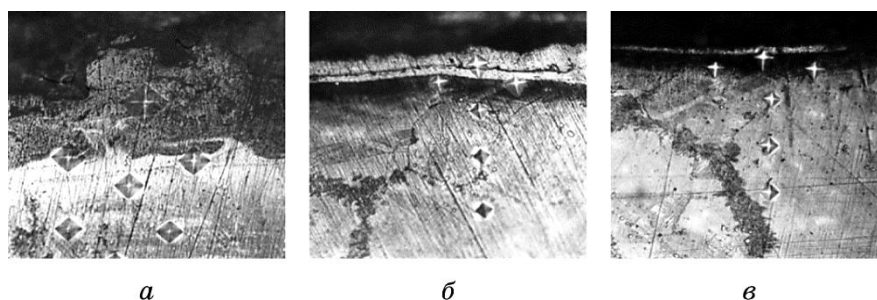


Рис. 5. Микроструктура поверхностного слоя бериллиевой бронзы БрБ2, легированной медью (а), бериллиевой бронзой БрБ2 (б) и оловом (в); $\times 400$.

Fig. 5. Microstructure of the surface layer of beryllium bronze BrB2 alloying with copper (a), beryllium bronze BrB2 (b) and tin (c); $\times 400$.

Исследование микрошлифов показало, что толщина формируемых слоёв неравномерная и составляет 5–10 (на отдельных участках до 35) и 15–25 мкм со сплошностью слоя 70% и 80% соответственно при ЭЭЛ медью и никелем. При легировании бериллиевой бронзы БрБ2 медью (рис. 5, а), бериллиевой бронзой БрБ2 (рис. 5, б)

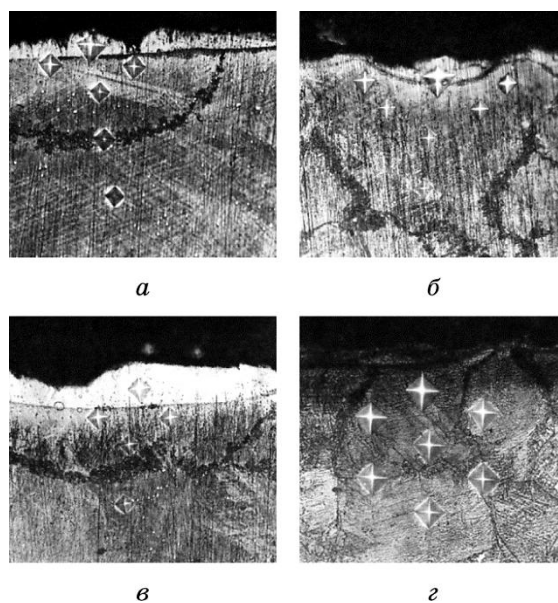


Рис. 6. Микроструктура поверхностного слоя бериллиевой бронзы БрБ2 после ЭЭЛ углеродом в течение 1 мин (а), 2 мин (б), 3 мин (в), 4 мин (г); $\times 400$.

Fig. 6. Microstructure of the surface layer of beryllium bronze BrB2 after EEA with carbon during 1 min (a), 2 min (b), 3 min (c), 4 min (d); $\times 400$.

и оловом (рис. 5, *в*) структуры сформированных поверхностных слоёв значительно отличаются. Так, глубина разупрочнённого слоя БрБ2 при легировании медью достигает 80 мкм, а в отдельных случаях 100 мкм со сплошностью 100% и минимальной микротвёрдостью 1100 МПа (см. табл. 2), когда соответствующие параметры структуры поверхностного слоя БрБ2 при ЭЭЛ бериллиевой бронзой БрБ2 и оловом составляют соответственно 25 и 15 мкм, 70% и 15%, 1650 и 1750 МПа.

На рисунке 6 представлена микроструктура поверхностного слоя бериллиевой бронзы БрБ2 после ЭЭЛ углеродом (графитом марки ЭГ-4) с производительностью 1,0 (рис. 6, *а*), 2,0 (рис. 6, *б*), 3,0 (рис. 6, *в*) и 4,0 мин/см² (рис. 6, *г*), а в табл. 2 показана глубина и распределение микротвёрдости сформированных слоёв.

Из анализа микроструктур (рис. 6) и данных табл. 2 следует, что с увеличением времени легирования от 1 до 4 мин/см² увеличивается глубина разупрочнённого слоя от 25 до 120 мкм. Микротвёрдость при этом увеличивается от 1400 до 2290 МПа.

Таким образом, проведённые исследования позволяют рекомендовать применение в качестве легирующего материала для снижения микротвёрдости поверхностного слоя никелевого сплава ХН58МБЮД меди и никеля, а для бериллиевой бронзы БрБ2 — меди и углерода (графита). При этом время легирования углеродом определяется необходимостью получения требуемой глубины и микротвёрдости поверхностного слоя.

3.3. Математическая модель прогнозирования микротвёрдости поверхностного слоя при ЭЭЛ

В предыдущих исследованиях [3] предложены математические модели (уравнения массопереноса и прогнозирования шероховатости поверхностного слоя), позволяющие по энергетическим параметрам установки ЭЭЛ определять основные технологические параметры качества сформированного слоя: количество перенесённого материала ΔP_k , увеличение толщины Δh_c и шероховатость поверхности ΔRa . Кроме того, разработана методика определения констант: уравнений массопереноса (мощности активации процесса массопереноса E , привеса и прироста насыщения, соответственно $\Delta P_{кн}$ и $\Delta h_{сн}$), а также уравнения прогнозирования шероховатости (шероховатости насыщения ΔRa_n и критической мощности $E_{\Delta Ra}$).

В настоящей работе представлена математическая модель прогнозирования микротвёрдости поверхностного слоя, позволяющая по энергетическим параметрам установки ЭЭЛ определять один из основных технологических параметров качества сформированного слоя (его микротвёрдость ΔH_μ), а также методика определения его констант ($\Delta H_{\mu\max}$ и $\Delta H_{\mu\min}$ соответственно при легировании твёрды-

ми износостойкими и мягкими антифрикционными материалами, а также критической мощности $E_{\Delta H_{\mu}}$.

Анализируя зависимость микротвёрдости белого слоя от мощности разряда при использовании электродов из твёрдых износостойких материалов (рис. 7, а), можно отметить, что использование в качестве материала электрода твёрдого сплава ВК8 и Т15К6 позволяет добиться повышения микротвёрдости в белом слое соответственно до 11000 и 12000 МПа при мощности разряда $N_p = 101$ Вт, после чего дальнейшее увеличением мощности разряда приводит к плавному снижению микротвёрдости соответственно до 10000 и 11000 МПа при $N_p = 196,5$ Вт.

Некоторое снижение микротвёрдости в поверхностном слое при более «грубых» режимах легирования объясняется тем, что с увеличением мощности разряда увеличивается не только количество перенесённого материала с анода на катод, но и увеличиваются растягивающие напряжения. В поверхностном слое могут появляться микротрещины, сколы, микропоры и другие несовершенства, что в конечном итоге приводит к снижению микротвёрдости слоя.

Применение в качестве материала электрода мягких антифрикционных металлов (рис. 7, б) позволяет с увеличением мощности разряда плавно снижать микротвёрдость в белом слое. Так, при ЭЭЛ стали 45 с использованием Cu, Sn микротвёрдость белого слоя при мощности разряда в 11,5 Вт составляет соответственно 2500 и 2100 МПа. Минимальные значения микротвёрдости для Sn достигаются при мощности разряда в 74,6 Вт, а для Cu — 196,5 Вт и составляют соответственно 500 и 1100 МПа. Снижение микротвёрдости можно

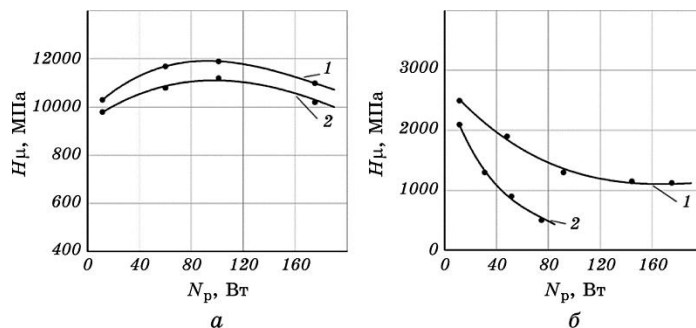


Рис. 7. Зависимость микротвёрдости белого слоя от мощности разряда при ЭЭЛ стали 45: а — твёрдыми износостойкими материалами (твёрдыми сплавами Т15К6 (1) и ВК8 (2)); б — мягкими антифрикционными металлами (медью (1) и оловом (2)).

Fig. 7. Dependence the microhardness of the white layer on the discharge power at EEA of steel 45: а—with hard wear-resistant materials (solid alloys Т15К6 (1) and VK8 (2)); б—with soft antifricition metals (copper (1) and tin (2)).

объяснить тем, что увеличение мощности разряда влечёт за собой увеличение количества перенесённого материала с анода на катод [3] и, в данном случае, микротвёрдость этого перенесённого материала ниже микротвёрдости подложки из стали 45. Поэтому минимальная микротвёрдость в белом слое соответствует максимальному количеству перенесённого вещества.

Исходя из зависимости микротвёрдости белого слоя от мощности разряда при ЭЭЛ твёрдыми износостойкими материалами (рис. 7, а), следует отметить, что с увеличением мощности разряда микротвёрдость первоначально увеличивается, а затем несколько снижается. Между микротвёрдостью белого слоя H_{μ} и обратной величиной мощности разряда $(N_p)^{-1}$ до точки, когда $\Delta H_{\mu} = \Delta H_{\mu\max}$, существует экспоненциально убывающая зависимость, которая при дальнейшем увеличении мощности разряда становится экспоненциально возрастающей. С ростом мощности разряда микротвёрдость белого слоя, в период до достижения максимальной микротвёрдости ($\Delta H_{\mu\max}$), увеличивается тем сильнее, чем больше мощность, затраченная на формирование упрочнённого слоя $E_{\Delta H_{\mu}}$.

Исходя из экспериментальной зависимости ΔH_{μ} от $(N_p)^{-1}$ (убывающая экспонента), можно сделать вывод, что ΔH_{μ} пропорционально $(-N_p)^{-1}$ и величине $E_{\Delta H_{\mu}}$, т.е.

$$\ln(\Delta H_{\mu}) \propto (-N_p)^{-1} E_{\Delta H_{\mu}}. \quad (1)$$

Переходя от качественного описания к точному равенству, имеем:

$$\Delta H_{\mu} = ce^{-E_{\Delta H_{\mu}}/N_p}. \quad (2)$$

где $c = \Delta H_{\mu\max}$ ($\Delta H_{\mu\max}$ — наибольшая микротвёрдость для данной пары электродов). Тогда

$$\Delta H_{\mu} = \Delta H_{\mu\max} e^{-E_{\Delta H_{\mu}}/N_p}. \quad (3)$$

Зависимость (3) назовём уравнением прогнозирования микротвёрдости упрочнённого слоя. Принимая в (3)

$$E_{\Delta H_{\mu}} = N_p, \quad (4)$$

имеем:

$$\Delta H_{\mu} / \Delta H_{\mu\max} = e^{-1}. \quad (5)$$

Отсюда $E_{\Delta H_{\mu}}$ — это критическая величина, равная такой мощности разряда, при которой ΔH_{μ} в e раз меньше $\Delta H_{\mu\max}$. Назовём её кон-

стантой ЭЭЛ. Размерность $[E_{\Delta H_{\mu}}] = \text{Вт}$.

Исходя из зависимости микротвёрдости белого слоя от мощности разряда при ЭЭЛ мягкими антифрикционными металлами (рис. 7, б), замечаем, что с увеличением мощности разряда микротвёрдость снижается. Между микротвёрдостью белого слоя H_{μ} и обратной величиной мощности разряда $(N_p)^{-1}$ до точки насыщения, когда $\Delta H_{\mu} = \Delta H_{\mu^*} = \Delta H_{\mu\text{min}}$, существует экспоненциально возрастающая зависимость. С ростом мощности разряда микротвёрдость белого слоя (ΔH_{μ}) уменьшается тем сильнее, чем больше мощность, затраченная на разупрочнение слоя $E_{\Delta H_{\mu}}$.

Исходя из экспериментальной зависимости ΔH_{μ} от $(N_p)^{-1}$ (возрастающая экспонента), можно сделать вывод, что ΔH_{μ} пропорционально $(N_p)^{-1}$ и величине $E_{\Delta H_{\mu}}$, т.е.

$$\ln(\Delta H_{\mu}) \propto N_p^{-1} E_{\Delta H_{\mu}}. \quad (6)$$

Переходя к точному равенству, имеем:

$$\Delta H_{\mu} = c e^{E_{\Delta H_{\mu}}/N_p}. \quad (7)$$

где $c = \Delta H_{\mu\text{min}}$ ($\Delta H_{\mu\text{min}}$ — наименьшая микротвёрдость для данной пары электродов). Тогда

$$\Delta H_{\mu} = \Delta H_{\mu\text{min}} e^{E_{\Delta H_{\mu}}/N_p}. \quad (8)$$

Зависимость (8) назовём уравнением прогнозирования микротвёрдости разупрочнённого слоя. Принимая в (8)

$$E_{\Delta H_{\mu}} = N_p, \quad (9)$$

имеем:

$$\Delta H_{\mu} / \Delta H_{\mu\text{min}} = e. \quad (10)$$

Отсюда $E_{\Delta H_{\mu}}$ — это критическая величина, равная такой мощности разряда, при которой ΔH_{μ} в e раз больше $\Delta H_{\mu\text{min}}$. Это переопределённая константа ЭЭЛ с той же размерностью $[E_{\Delta H_{\mu}}] = \text{Вт}$.

Режим ЭЭЛ, необходимый для получения желаемой микротвёрдости упрочнённого или разупрочнённого слоя, можно определить соответственно из уравнений (3) или (8):

$$N_p = \frac{E_{\Delta H_{\mu}}}{\ln(\Delta H_{\mu\text{max}}/\Delta H_{\mu})}, \quad N_p = \frac{E_{\Delta H_{\mu}}}{\ln(\Delta H_{\mu}/\Delta H_{\mu\text{min}})}. \quad (11)$$

Для построения зависимости $\ln(\Delta H_\mu)$ от $(N_p)^{-1}$ необходимо измерить микротвёрдость ЭЭЛ слоя катода при различных мощностях разряда (табл. 3). Все необходимые данные для построения графиков зависимости $\ln(\Delta H_\mu)$ от $(N_p)^{-1}$ для твёрдых износостойких материалов (рис. 8) и для мягких антифрикционных металлов (рис. 9)

ТАБЛИЦА 3. Зависимость микротвёрдости слоя от мощности разряда при ЭЭЛ стали 45 твёрдыми износостойкими и мягкими антифрикционными материалами.

TABLE 3. Dependence of microhardness of layer on the discharge power at EEA of 45 steel with wear-resistant and soft antifriction materials.

Номер режима	C, мкФ	$(N_p)^{-1}$, $(Вт)^{-1}$	Микротвёрдость поверхностного слоя (ΔH_μ), МПа					
			Sn	Cu	W	Cr	ВК8	Т15К6
1	20	0,087	2100	2500	7000	6500	9800	10500
3		0,032	700	1400	7400	7000	10300	11200
5		0,020	560	1250	7800	7150	10400	11400
7		0,013	500	1170	6700	7200	10500	11500
1	300	0,021	—	1260	7500	7050	10370	11300
3		0,010	—	1140	6450	7500	11000	12000
5		0,007	—	1120	6150	7100	10200	11200
7		0,005	—	1100	6000	7000	10000	11000

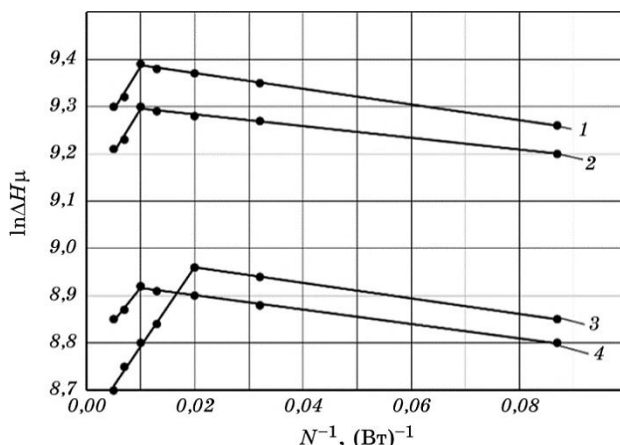


Рис. 8. Зависимость $\ln(\Delta H_\mu)$ от $(N_p)^{-1}$ при ЭЭЛ стали 45 твёрдыми износостойкими материалами: 1 — твёрдый сплав Т15К6, 2 — твёрдый сплав ВК8, 3 — вольфрам, 4 — хром.

Fig. 8. Dependence of $\ln(\Delta H_\mu)$ on $(N_p)^{-1}$ at EEA of steel 45 with hard wear-resistant materials: 1—hard alloy Т15К6, 2—hard alloy ВК8, 3—tungsten, 4—chromium.

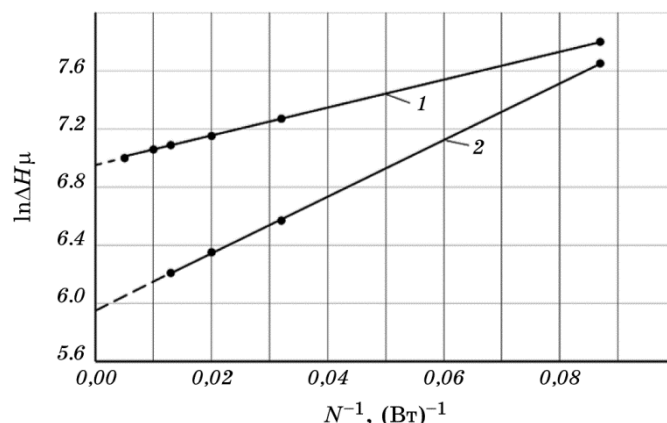


Рис. 9. Зависимость $\ln(\Delta H_{\mu})$ от $(N_p)^{-1}$ при ЭЭЛ стали 45 мягкими антифрикционными металлами: 1 — медь, 2 — олово.

Fig. 9. Dependence of $\ln(\Delta H_{\mu})$ on $(N_p)^{-1}$ at EEA of steel 45 with soft anti-friction metals: 1—copper, 2—tin.

ТАБЛИЦА 4. Зависимость логарифма микротвёрдости слоя от мощности разряда при ЭЭЛ стали 45 твёрдыми износостойкими и мягкими антифрикционными материалами.

TABLE 4. Dependence of logarithm of layer's microhardness on the discharge power at EEA of steel 45 with wear-resistant and soft anti-friction materials.

Номер режима	С, мкФ	$(N_p)^{-1}$, (Вт) ⁻¹	Микротвёрдость поверхностного слоя (ΔH_{μ}), МПа					
			Sn	Cu	W	Cr	ВК8	Т15К6
1	20	0,087	7,65	7,80	8,85	8,80	9,20	9,26
3		0,032	6,57	7,27	8,94	8,88	9,27	9,35
5		0,020	6,35	7,15	8,96	8,90	9,28	9,37
7		0,013	6,21	7,09	8,84	8,91	9,29	9,38
1	300	0,021	—	7,16	8,95	8,89	9,275	9,365
3		0,010	—	7,07	8,80	8,92	9,30	9,39
5		0,007	—	7,04	8,75	8,87	9,23	9,32
7		0,005	—	7,00	8,70	8,85	9,21	9,30

приведены в табл. 4.

Как следует из графиков на рис. 8, зависимость $\ln(\Delta H_{\mu})$ от $(N_p)^{-1}$ при ЭЭЛ стали 45 твёрдыми износостойкими материалами, действительно, линейная. Значения тангенсов углов наклона прямых к оси абсцисс, на участке экспоненциально убывающей зависимости, занесены в табл. 5.

Предэкспоненциальный фактор $\Delta H_{\mu_{\max}}$ (табл. 6) находим по от-

ТАБЛИЦА 5. Расчёт константы ЭЭЛ ($E_{\Delta H_{\mu}}$) и констант микротвёрдости слоя при ЭЭЛ стали 45 твёрдыми износостойкими и мягкими антифрикционными материалами ($\Delta H_{\mu\max}$ и $\Delta H_{\mu\min}$ соответственно).

TABLE 5. The calculation of the EEA constant ($E_{\Delta H_{\mu}}$) and the microhardness constants of the layer at EEA of steel 45 with wear-resistant and soft antifric-tion materials, respectively $\Delta H_{\mu\max}$ и $\Delta H_{\mu\min}$.

Материал электрода	$E_{\Delta H_{\mu}} = \operatorname{tg}\alpha $, Вт	$\Delta H_{\mu\max}$, МПа	$\Delta H_{\mu\min}$, МПа
T15K6	1,69	12200	–
BK8	1,30	11200	–
W	1,64	7950	–
Cr	1,56	7650	–
Sn	30,36	–	388
Cu	9,43	–	1050

ТАБЛИЦА 6. Сводные данные констант ЭЭЛ при легировании стали 45 твёрдыми износостойкими и мягкими антифрикционными материалами.

TABLE 6. Summary data of EEA constants for alloying steel 45 with wear-resistant and soft antifric-tion materials.

Материал электрода	$E_{\Delta P_{\kappa}}$, Вт	$E_{\Delta h_c}$, Вт	$\Delta P_{\kappa} \cdot 10^4$, г/см ²	$\Delta h_{\text{сн}}$, мкм	$E_{\Delta Ra}$, Вт	ΔRa , мкм	$E_{\Delta H_{\mu}}$, Вт	$\Delta H_{\mu\max}$, МПа	$\Delta H_{\mu\min}$, МПа
W	72,8	72,5	51	49	21,0	11,5	1,64	7950	–
Mo	73,2	73,6	61	54	–	–	–	–	–
Cr	72,4	71,7	76	64	17,7	6,7	1,56	7650	–
Ni	56,7	56,1	122	90	–	–	–	–	–
BK8	66,9	66,2	80	72	18,0	7,3	1,30	11200	–
T15K6	59,0	60,0	100	80	–	–	1,69	12200	–
Sn	32,8	33,0	450	330	7,3	1,3	30,36	–	388
Cu	35,1	35,3	80	122	17,2	3,5	9,43	–	1050

*Данные взяты из [3].

резку, отсекаемому на оси ординат прямой (рис. 8), соответствующей экспоненциально убывающей части зависимости ΔH_{μ} от $(N_p)^{-1}$, продолженной до значения абсциссы $(N_p)^{-1} = 0$ ($\ln(\Delta H_{\mu}) = \ln(\Delta H_{\mu\max})$ при $(N_p)^{-1} \rightarrow 0$).

Как следует из графика (рис. 9), зависимость $\ln(\Delta H_{\mu})$ от $(N_p)^{-1}$ при ЭЭЛ стали 45 мягкими антифрикционными материалами также линейная. Значения тангенсов углов наклона прямых к оси абсцисс занесены в табл. 5.

Сводные данные констант ЭЭЛ, необходимых для расчёта параметров качества поверхностного слоя, приведены в табл. 6.

На основании выше предложенной математической модели (1)–

(11) и методики определения констант уравнения прогнозирования микротвёрдости поверхностного слоя ($\Delta H_{\mu\max}$ и $\Delta H_{\mu\min}$ соответственно при легировании твёрдыми износостойкими и мягкими антифрикционными материалами, а также критической мощности $E_{\Delta H_{\mu}}$), проиллюстрированной на примере ЭЭЛ стали 45 твёрдыми износостойкими и мягкими антифрикционными материалами, можно составить конкретный алгоритм, позволяющий прогнозировать микротвёрдость ЭЭЛ слоя для любых материалов легирующего и легируемого электродов.

Сущность алгоритма состоит в следующем.

1. Экспериментально измеряется микротвёрдость поверхностного слоя ΔH_{μ} при различных мощностях разряда N_p .
2. Строятся графики зависимости $\ln(\Delta H_{\mu})$ от $(N_p)^{-1}$.
3. Определяется критическая мощность $E_{\Delta H_{\mu}}$, как $|\operatorname{tg}\alpha|$, где α — угол наклона прямых зависимостей $\ln(\Delta H_{\mu})$ от $(N_p)^{-1}$.
4. По отрезку, отсекаемому на оси ординат прямой, экстраполированной до значения абсциссы $(N_p)^{-1} = 0$ ($\ln(\Delta H_{\mu}) = \ln(\Delta H_{\mu\max})$ и $\ln(\Delta H_{\mu}) = \ln(\Delta H_{\mu\min})$ при ЭЭЛ твёрдыми износостойкими и мягкими антифрикционными материалами соответственно), находятся значения $\Delta H_{\mu\max}$ и $\Delta H_{\mu\min}$.
5. Согласно (11), определяется режим ЭЭЛ, необходимый для осуществления массопереноса заданного количества вещества, получения требуемого прироста, необходимой шероховатости и увеличения или снижения микротвёрдости.

4. ВЫВОДЫ

1. В результате металлографических исследований различных металлических подложек (быстрорежущая сталь Р6М5, нержавеющей стали 12Х18Н10Т и 07Х16Н6, никелевый и медный сплавы, соответственно, ХН58МБЮД и бериллиевая бронза БрБ2) после ЭЭЛ твёрдыми износостойкими материалами установлено, что для всех исследованных материалов подложек возможно упрочнение их поверхностных слоёв. При этом существуют наиболее рациональные комбинации материалов подложек и легирующих электродов, например, при упрочнении никелевого сплава ХН58МБЮД — твёрдый сплав ВК8, а бериллиевой бронзы БрБ2 — Cr, применение которых позволяет увеличить микротвёрдость поверхностного слоя до 10000 и 11000 МПа соответственно. При этом наиболее рациональным параметром ЭЭЛ является режим, соответствующий мощности разряда 144,3 Вт.
2. Максимальное снижение микротвёрдости, что нередко также необходимо, как и её повышение, достигнуто для никелевого сплава ХН58МБЮД при использовании электродов из Cu и Ni. Микротвёрдость при этом составляла соответственно 3500 и 3710 МПа при

микротвёрдости основы 5300 МПа. Для бериллиевой бронзы БрБ2 использовались электроды из Sn, БрБ2, графита ЭГ-4 и Cu. Микротвёрдость слоя при этом составляла соответственно 1750, 1650, 1400 и 1100 МПа при микротвёрдости основы 3700 МПа. Необходимо отметить, что все материалы электродов, применяемые для снижения микротвёрдости поверхностного слоя, наносятся при малых мощностях разряда, порядка 15–50 Вт.

3. На основании экспериментальных исследований предложены математические модели (уравнения прогнозирования микротвёрдости упрочнённого и разупрочнённого поверхностного слоя), позволяющие по энергетическим параметрам установки ЭЭЛ определять микротвёрдость сформированного слоя ΔH_{μ} .

4. Разработана методика определения констант: уравнений прогнозирования микротвёрдости упрочнённого и разупрочнённого поверхностного слоя ($\Delta H_{\mu\max}$ и $\Delta H_{\mu\min}$ при легировании твёрдыми износостойкими и мягкими антифрикционными материалами соответственно, а также критической мощности $E_{\Delta H_{\mu}}$).

5. Предложен алгоритм, позволяющий прогнозировать энергетические параметры ЭЭЛ для получения легированного слоя с требуемой микротвёрдостью поверхностного слоя ΔH_{μ} .

ЦИТИРОВАННАЯ ЛИТЕРАТУРА

1. В. Б. Тарельник, О. П. Гапонова, Е. В. Коноплянченко, Н. С. Евтушенко, В. О. Герасименко, *Металлофиз. новейшие технол.*, **40**, № 2: 235 (2018).
2. В. Б. Тарельник, П. Е. Жаров, *Вестник Харьковского гос. политехн. университета*, **60**: 85 (1999).
3. В. Б. Тарельник, О. П. Гапонова, Е. В. Коноплянченко, М. Я. Довжик, *Металлофиз. новейшие технол.*, **39**, № 3: 363 (2017).

REFERENCES

1. V. B. Tarelnyk, O. P. Gaponova, I. V. Konoplianchenko, V. A. Herasymenko, and N. S. Evtushenko, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **40**, No. 2: 235 (2018) (in Russian).
2. V. B. Tarelnyk and P. Ye. Zharkov, *Vestnik Kharkiv. Gos. Politekhn. Universiteta*, **60**: 85 (1999) (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).