

УДК 621.9.047:669:538.8

*В. М. Шеменков, М. А. Белая, А. Л. Шеменкова, О. В. Обидина*

## ВЛИЯНИЕ ОБРАБОТКИ ТЛЕЮЩИМ РАЗРЯДОМ НА СТРУКТУРУ, ФАЗОВЫЙ СОСТАВ И ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ ИНСТРУМЕНТАЛЬНЫХ ШТАМПОВЫХ СТАЛЕЙ

UDC 621.9.047:669:538.8

*V. M. Shemenkov, M. A. Belaya, A. L. Shemenkova, V. V. Abidzina*

## EFFECT OF GLOW DISCHARGE TREATMENT ON STRUCTURE, PHASE COMPOSITION AND WEAR RESISTANCE OF TOOL DIE STEELS

### Аннотация

Представлены результаты исследования структуры, фазового состава, твердости и износостойкости инструментальных штамповых сталей 5Х3В3МФС, Х12 промышленной плавки после непосредственной классической термической обработки и последующей обработки при различных энергетических характеристиках тлеющего разряда.

### Ключевые слова:

тлеющий разряд, структура, фазовый состав, штамповая сталь, модифицирующая обработка, поверхностный слой, износостойкость.

### Abstract

The paper presents results of the research into the structure, phase composition, hardness and wear resistance of industrially smelted 5X3B3MFC and X12 tool die steels after their direct classical heat treatment and subsequent processing at different energy characteristics of the glow discharge.

### Keywords:

glow discharge, structure, phase composition, die steel, modifying treatment, surface layer, wear resistance.

### Введение

Производство и эксплуатация инструментальной оснастки, предназначенной для получения продукции методом пластического деформирования, сопряжены с необходимостью использования дорогостоящих материалов, обслуживающего персонала высокой квалификации и уникального станочного оборудования. В этой связи штамповая оснастка приобретает высокую стоимость, которая до 30 % ложится на себестоимость готовой продукции.

Основной задачей при проектировании, изготовлении и обслуживании

штамповой оснастки является повышение ее срока службы.

Учитывая ведущую роль поверхностного слоя в определении эксплуатационных свойств изделий из сталей, в последнее время уделяется большое внимание внедрению технологий модифицирующей обработки.

Одним из перспективных способов повышения твердости и износостойкости поверхности изделий является обработка тлеющим разрядом постоянного тока, возбуждаемым в среде остаточных атмосферных газов [1]. Проведенные исследования указывают на изменение структуры сталей [2–4], твердых спла-



вов [5, 6] и покрытий [7], а также повышение их твердости и износостойкости.

Целью работы являлось изучение воздействия модифицирующей обработки импульсным тлеющим разрядом на структурно-фазовые превращения, протекающие в поверхностном слое инструментальных сталей, используемых для изготовления штампов, и влияние их на повышение микротвердости и износостойкости рабочих поверхностей оснастки.

Исследования проводились на штамповых сталях 5Х3В3МФС и Х12. Выбор указанных марок продиктован большим интересом для практики инструментального производства, заключающимся в исследовании влияния обработки тлеющим разрядом на эксплуатационные свойства материалов, используемых для изготовления оснастки, как для горячей, так и холодной штамповки.

Образцы из исследованных сталей предварительно подвергались классической термической обработке:

– сталь 5Х3В3МФС (ДИ23) ГОСТ 5950–2000 промышленной плавки. Образцы были подвергнуты закалке в масле с 1130 °С (выдержка 1 ч 30 мин) с последующим отпуском при 550 °С в течение 2 ч;

– сталь Х12 ГОСТ 5950–2000 промышленной плавки. Образцы были подвергнуты закалке в масле с 970 °С (выдержка 1 ч 30 мин) с последующим отпуском при 180 °С в течение 1,5 ч.

### **Методика исследования. Результаты исследования и их обсуждение**

Применялись электронно-микроскопический, рентгеноструктурный методы анализа фазового состава, структуры поверхностных слоев и испытание на износостойкость.

Образцы из исследуемых сталей были изготовлены в форме образцов для пары трения с контртелом в виде ролика (рис. 1).

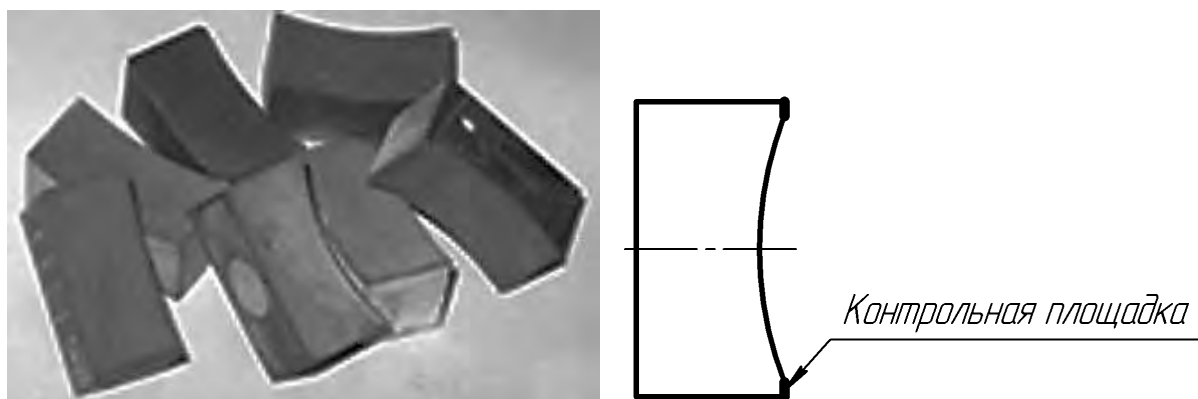


Рис. 1. Образцы, используемые для проведения исследований

Исследования проводились на образцах в исходном состоянии, соответствующем классической термической обработке, и обработанных при разных энергетических характеристиках разряда.

Первому режиму соответствовала обработка исследуемых образцов разрядом удельной мощности горе-

ния 0,2 кВт/м<sup>2</sup> ( $U = 1000$  В,  $I = 25$  мА), второму – 0,5 кВт/м<sup>2</sup> ( $U = 3000$  В,  $I = 50$  мА), а третьему – 1 кВт/м<sup>2</sup> ( $U = 3000$  В,  $I = 75$  мА). Время обработки составило 30 мин.

Металлографический и электронно-микроскопический анализы поверхностного слоя образцов проводились

при помощи сканирующего электронного микроскопа Tescan VEGA 2SBA по контрольной площадке образцов (см. рис. 1). Подготовка контрольной площадки осуществлялась по стандартной методике.

Рентгеноструктурный анализ осуществлялся на автоматизированном рентгеновском комплексе, на базе дифрактометра ДРОН-3М с применением монохроматизированного  $\text{CoK}\alpha$ -излучения. В качестве кристалла-монохроматора использовали пластину пиролитического графита. Рентгеновская съемка выполнялась при напряжении  $U = 25$  кВ, токе  $J = 12$  мА в режиме сканирования (по точкам) с шагом  $0,1^\circ$ . Продолжительность набора импульсов в каждой точке составляла до 20 с, при этом съемка велась в интервале углов рассея-

ния  $2\theta = 25 \dots 130^\circ$ .

Измерение твердости рабочей поверхности образцов осуществлялось по контрольной площадке на твердомере ZwickRoell ZHV 1M путем вдавливания алмазного наконечника под действием нагрузки 0,98 Н.

Исследование влияния обработки в тлеющем разряде на износостойкость производилось на машине для испытания материалов на трение и износ СМТ-1.

На основании металлографического исследования (рис. 2) можно сделать вывод, что обработка стали 5Х3В3МФС тлеющим разрядом не приводит к видимым изменениям структуры. Во всех случаях она имеет структуру мартенсита с мелкими включениями карбидов легирующих элементов.

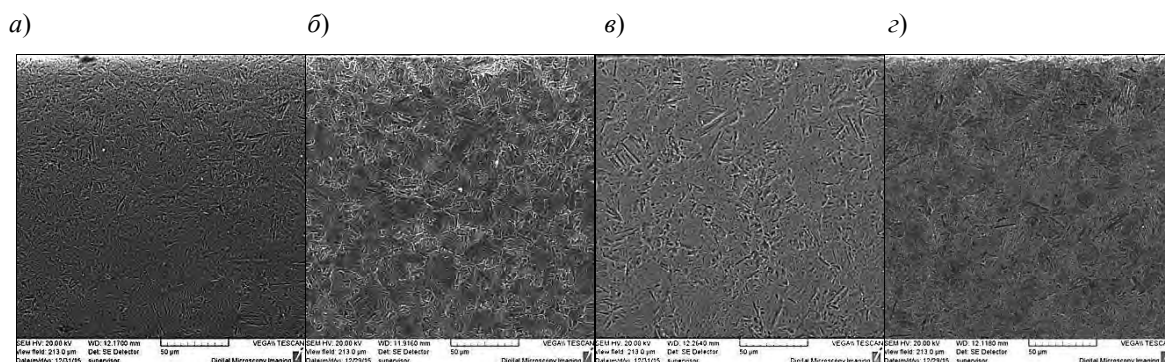


Рис. 2. Структура стали 5Х3В3МФС: а – до обработки тлеющим разрядом; б – после обработки тлеющим разрядом по первому режиму; в – после обработки тлеющим разрядом по второму режиму; г – после обработки тлеющим разрядом по третьему режиму

На рис. 3 представлены фрагменты дифрактограмм стали 5Х3В3МФС до и после модифицирующей обработки в тлеющем разряде с различными параметрами его горения.

Анализ дифрактограмм показывает, что в исходном состоянии сталь содержит мартенсит ( $\alpha$ -Fe). Параметр решетки  $\alpha$ -фазы составляет 0,28720 нм (табл. 1), что значительно превышает параметр решетки феррита (0,28664 нм). Это однозначно указывает на формиро-

вание пересыщенного твердого раствора углерода и легирующих элементов в  $\alpha$ -Fe-мартенсите. Физическое уширение дифракционных линий (220) от мартенситной фазы имеет значения  $38,8 \cdot 10^{-3}$  рад (см. табл. 1). Увеличение этого параметра после обработки стали тлеющим разрядом (режимы 2 и 3) свидетельствует о повышении плотности дефектов кристаллического строения, что, в свою очередь, должно привести к повышению твердости.



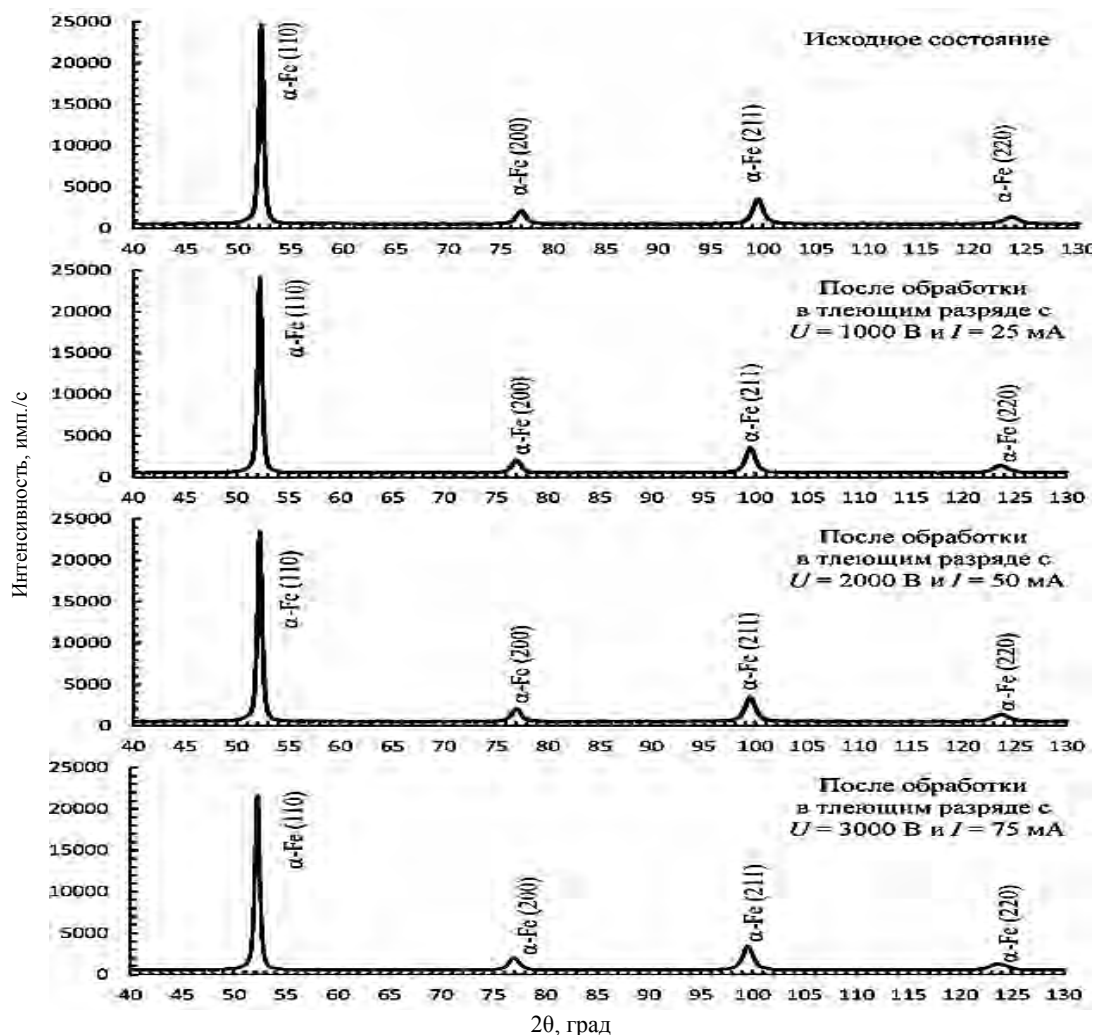


Рис. 3. Фрагменты дифрактограмм стали 5X3B3MFC до и после модифицирующей обработки в тлеющем разряде с различными параметрами горения

В результате металлографического анализа выявлено, что обработка стали X12 тлеющим разрядом приводит к измельчению карбидной фазы и перераспределению ее в поверхностном слое глубиной до 30 мкм (рис. 4). Также наблюдается изменение формы карбидных включений с пластинчатой на сферическую.

На основании рентгеноструктурного анализа установлено, что в исходном состоянии сталь содержит мартенсит  $\alpha$ -Fe, остаточный аустенит  $\gamma$ -Fe, а также некоторое количество карбидов  $M_3C$  (рис. 5). Параметр решетки  $\alpha$ -фазы составляет 0,28734 нм (табл. 2), что существенно превышает параметр решетки феррита (0,28664 нм) вследствие присутствия

атомов углерода в междоузлиях объемно-центрированной кубической (ОЦК) решетки мартенситной фазы.

Физическое уширение дифракционных линий от мартенситной фазы имеет достаточно высокие значения  $72,8 \cdot 10^{-3}$  рад (см. табл. 2). При этом величины физического уширения дифракционных линий пропорциональны  $\text{tg}\theta$  ( $\beta_{220}/\beta_{110} \approx \text{tg}\theta_{220}/\text{tg}\theta_{110}$ ). Указанное свидетельствует о том, что физическое уширение дифракционных линий преимущественно обусловлено высокой плотностью дефектов кристаллического строения (дислокаций, двойников и т. п.), что является характерным для мартенсита в сталях.





Табл. 1. Параметр решетки  $a$ , интегральная интенсивность  $J$  и физическое уширение  $\beta$  дифракционных линий стали 5Х3В3МФС

Образец	Линия (220)			
	$a$ , нм		$J$ , имп	$\beta$ , $10^{-3}$ рад
	эксперимент	эталон [8]		
Исходный	0,28720	0,28664	24 603	38,8
$U = 1000$ В, $I = 25$ мА	0,28711		24 060	37,5
$U = 3000$ В, $I = 50$ мА	0,28714		23 502	40,2
$U = 3000$ В, $I = 75$ мА	0,28709		21 249	40,4

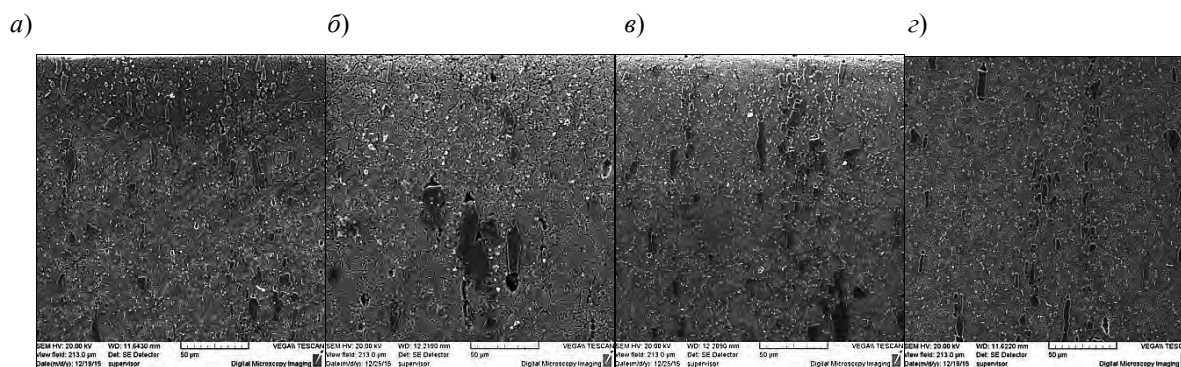


Рис. 4. Структура стали X12:  $a$  – до обработки тлеющим разрядом;  $b$  – после обработки тлеющим разрядом по первому режиму;  $v$  – после обработки тлеющим разрядом по второму режиму;  $z$  – после обработки тлеющим разрядом по третьему режиму

Табл. 2. Фазовый состав, количество остаточного аустенита  $A_{ост}$ , параметр решетки  $a$ , физическое уширение  $\beta$  дифракционных линий и плотность дислокаций  $\rho$

Образец	Фазовый состав	$A_{ост}$ , %	$a_{\alpha-Fe}$ , нм		$\beta_{110}$ , $10^{-3}$ рад	$\beta_{220}$ , $10^{-3}$ рад	$\rho$ , $см^{-2}$
			эксперимент	эталон [8]			
Исходный	$\alpha$ , $\gamma$ , $M_3C$	33,7	0,28734	0,28664	14,1	72,8	$2,1 \cdot 10^{12}$
$U = 1000$ В, $I = 25$ мА	$\alpha$ , $\gamma$ , $M_3C$	34,1	0,28742		18,0	100,6	$3,4 \cdot 10^{12}$
$U = 3000$ В, $I = 50$ мА	$\alpha$ , $\gamma$ , $M_3C$	31,1	0,28737		16,5	60,0	$2,9 \cdot 10^{12}$
$U = 3000$ В, $I = 75$ мА	$\alpha$ , $\gamma$ , $M_3C$	31,4	0,28745		18,0	71,8	$3,5 \cdot 10^{12}$



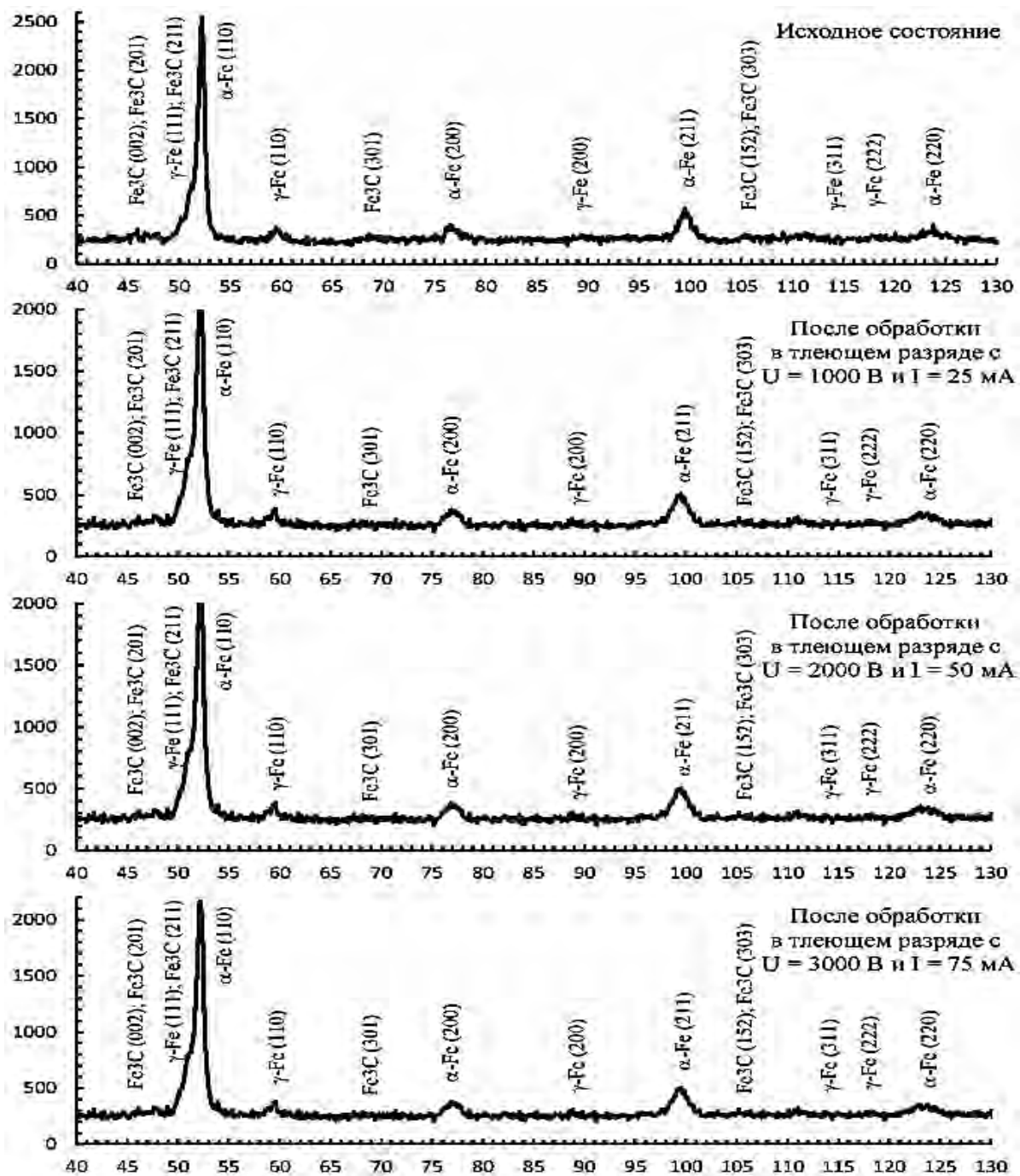


Рис. 5. Фрагменты дифрактограмм стали X12 до и после модифицирующей обработки в тлеющем разряде с различными параметрами горения

Обработка образцов стали тлеющим разрядом с различными параметрами горения не приводит к качественному изменению их фазового состава (см. рис. 5). Вместе с тем после обработки регистрируется некоторое увеличение параметра решетки α-фазы, что

может быть обусловлено увеличением концентрации в мартенситной фазе атомов внедрения. Обработка стали с маркировкой X12 приводит также к снижению величин физического уширения дифракционных линий α-фазы, что может быть обусловлено снижением плот-



ности дефектов в процессе обработки. Несмотря на снижение плотности дефектов в мартенситной фазе, увеличение концентрации в ней атомов внедрения приводит к повышению микротвердости и износостойкости образцов из стали X12.

Исследовалась зависимость приращения микротвердости и коэффициента износостойкости от основных факторов процесса обработки в тлеющем разряде, которая была аппроксимирована полиномом второй степени, отвечающим требованию ротатбельности и адекватно представляющим эксперимент.

В результате статистической обработки экспериментальных данных получены зависимости приращения микротвердости  $H'_{HV}$  и коэффициента  $k_L$  износостойкости образцов в натуральном выражении, справедливые для обработки тлеющим разрядом с напряжением горения от 0,5 до 3,5 кВ, силой тока от 20 до 80 мА и временем обработки от 10 до 50 мин.

Приращения твердости для стали 5ХЗВЗМФС

$$\begin{aligned}
 H'_{HV\ 5X3B3MFC} = & 108,7 + 0,5\left(\frac{U-2,0}{0,7}\right) + \\
 & + 0,6\left(\frac{J-0,25}{0,075}\right) + 0,7\left(\frac{T-30}{10}\right) - \\
 & - 0,1\left(\frac{U-2,0}{0,7}\right)\left(\frac{J-0,25}{0,075}\right) - \\
 & - 3\left(\frac{U-2,0}{0,7}\right)\left(\frac{T-30}{10}\right) - \\
 & - 0,5\left(\frac{J-0,25}{0,075}\right)\left(\frac{T-30}{10}\right) + \\
 & + 1,3\left(\frac{U-2,0}{0,7}\right)^2 - 1,2\left(\frac{J-0,25}{0,075}\right)^2 - \\
 & - 1,9\left(\frac{T-30}{10}\right)^2. \quad (1)
 \end{aligned}$$

Приращения твердости для стали X12

$$\begin{aligned}
 H'_{HV\ X12} = & 113,7 + 0,4\left(\frac{U-2,0}{0,7}\right) + \\
 & + 0,5\left(\frac{J-0,25}{0,075}\right) + 0,3\left(\frac{T-30}{10}\right) - \\
 & - 0,8\left(\frac{U-2,0}{0,7}\right)\left(\frac{J-0,25}{0,075}\right) - \\
 & - 0,3\left(\frac{U-2,0}{0,7}\right)\left(\frac{T-30}{10}\right) - \\
 & - 1,4\left(\frac{J-0,25}{0,075}\right)\left(\frac{T-30}{10}\right) + \\
 & + 0,7\left(\frac{U-2,0}{0,7}\right)^2 - 2,5\left(\frac{J-0,25}{0,075}\right)^2 - \\
 & - 0,9\left(\frac{T-30}{10}\right)^2. \quad (2)
 \end{aligned}$$

Графические интерпретации полученных моделей, показывающие зависимость приращения износостойкости образцов от двух технологических факторов обработки тлеющим разрядом при значении третьего, находящегося на основном уровне ( $J = 0,25$  А/м<sup>2</sup>,  $T = 30$  мин,  $U = 2,0$  кВ), представлены на рис. 6 и 7.

Как видно из графической интерпретации полученных зависимостей, максимальное приращение твердости (15...20 %) наблюдается при обработке сталей тлеющим разрядом с напряжением горения  $U = 3,2$  кВ, плотностью тока  $J = 0,25$  А/м<sup>2</sup> на протяжении времени 20...30 мин.

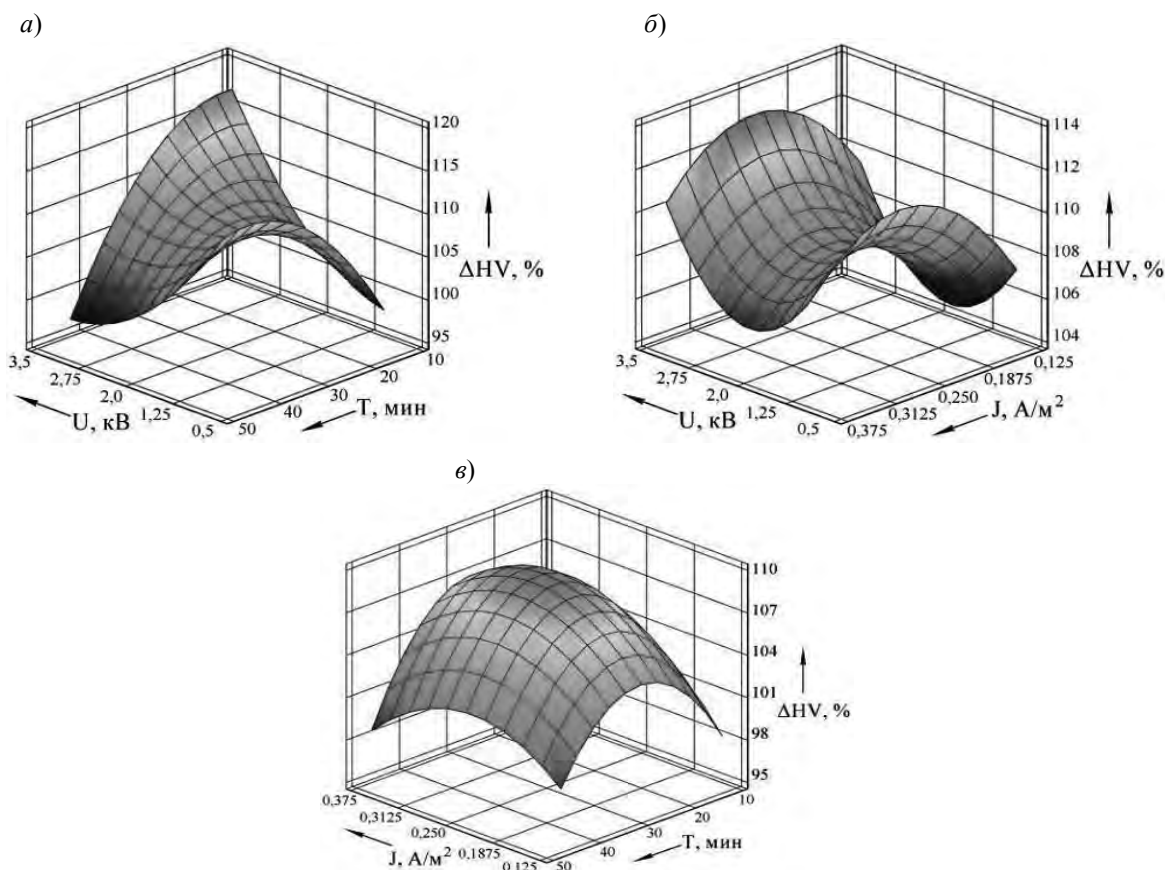


Рис. 6. Влияние напряжения горения тлеющего разряда  $U$  и времени обработки  $T$  (а), напряжения горения тлеющего разряда  $U$  и плотности тока  $J$  (б), плотности тока  $J$  и времени обработки  $T$  (в) на приращение поверхностной твердости образцов из стали 5Х3В3МФС

Приращение коэффициента изно-  
состойкости для стали 5Х3В3МФС

$$\begin{aligned}
 k_{L\ 5Х3В3МФС} = & 1,323 + 0,006\left(\frac{U-2,0}{0,7}\right) + \\
 & + 0,017\left(\frac{J-0,25}{0,075}\right) - 0,129\left(\frac{T-30}{10}\right) + \\
 & + 0,145\left(\frac{U-2,0}{0,7}\right)\left(\frac{J-0,25}{0,075}\right) + \\
 & + 0,174\left(\frac{U-2,0}{0,7}\right)\left(\frac{T-30}{10}\right) + \\
 & + 0,072\left(\frac{J-0,25}{0,075}\right)\left(\frac{T-30}{10}\right) - \\
 & - 0,081\left(\frac{U-2,0}{0,7}\right)^2 - 0,054\left(\frac{J-0,25}{0,075}\right)^2 - \\
 & - 0,097\left(\frac{T-30}{10}\right)^2. \quad (3)
 \end{aligned}$$

Приращение коэффициента изно-  
состойкости для стали Х12

$$\begin{aligned}
 k_{L\ Х12} = & 1,221 - 0,103\left(\frac{U-2,0}{0,7}\right) + \\
 & + 0,076\left(\frac{J-0,25}{0,075}\right) - 0,146\left(\frac{T-30}{10}\right) + \\
 & + 0,258\left(\frac{U-2,0}{0,7}\right)\left(\frac{J-0,25}{0,075}\right) - \\
 & - 0,144\left(\frac{U-2,0}{0,7}\right)\left(\frac{T-30}{10}\right) - \\
 & - 0,199\left(\frac{J-0,25}{0,075}\right)\left(\frac{T-30}{10}\right) - \\
 & - 0,153\left(\frac{U-2,0}{0,7}\right)^2 + 0,103\left(\frac{J-0,25}{0,075}\right)^2 + \\
 & + 0,136\left(\frac{T-30}{10}\right)^2. \quad (4)
 \end{aligned}$$





Графические интерпретации полученных моделей представлены на рис. 8 и 9.

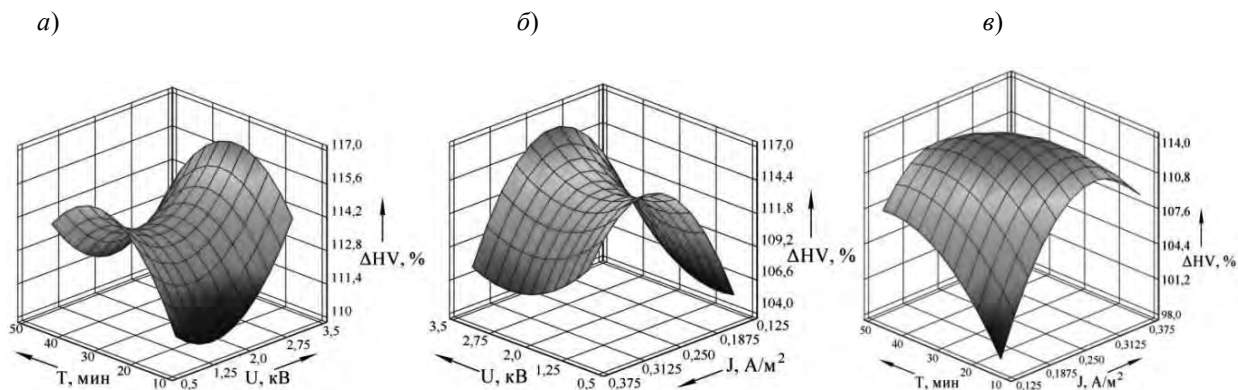


Рис. 7. Влияние напряжения горения тлеющего разряда  $U$  и времени обработки  $T$  (а), напряжения горения тлеющего разряда  $U$  и плотности тока  $J$  (б), плотности тока  $J$  и времени обработки  $T$  (в) на приращение поверхностной твердости образцов из стали X12

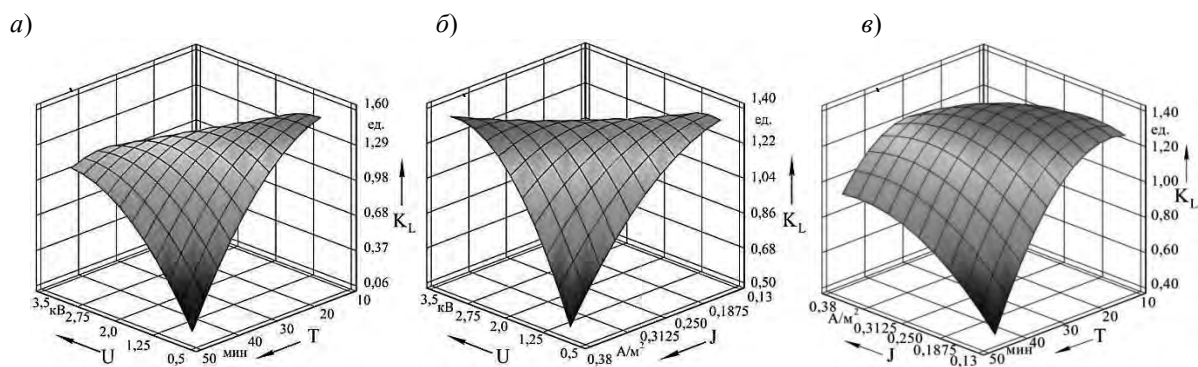


Рис. 8. Влияние напряжения горения тлеющего разряда  $U$  и времени обработки  $T$  (а), напряжения горения тлеющего разряда  $U$  и плотности тока  $J$  (б), плотности тока  $J$  и времени обработки  $T$  (в) на приращение износостойкости образцов из стали 5ХЗВЗМФС

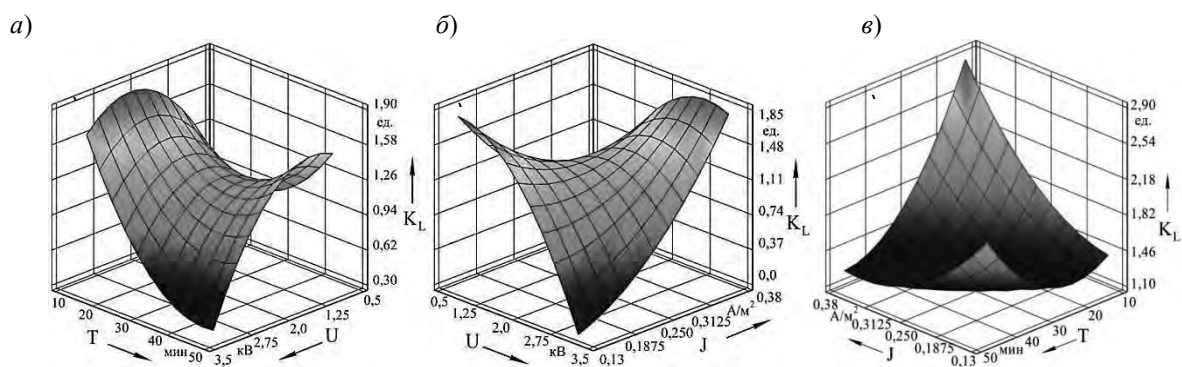


Рис. 9. Влияние напряжения горения тлеющего разряда  $U$  и времени обработки  $T$  (а), напряжения горения тлеющего разряда  $U$  и плотности тока  $J$  (б), плотности тока  $J$  и времени обработки  $T$  (в) на приращение износостойкости образцов из стали X12

### Заключение

Установлено, что обработка стали 5Х3В3МФС в тлеющем разряде не влияет на изменения структуры, однако приводит к повышению плотности дефектов кристаллического строения.

Выявлено, что обработка образцов из стали Х12 тлеющим разрядом с различными параметрами горения приводит к измельчению и перераспределению карбидной фазы в поверхностном слое глубиной до 30 мкм, изменению формы карбидных включений, которые из пластинчатой переходят в сферическую, снижению степени искажения кристаллической решетки  $\alpha$ -Fe и объемному уменьшению  $\gamma$ -фазы с 33,7 до 31,4 %, что свидетельствует о протекании в процессе обработки полиморфного превращения  $\gamma$ -Fe  $\rightarrow$   $\alpha$ -Fe, увеличению концентрации в мартенситной фазе атомов внедрения, повышению плотности дислокаций в  $\alpha$ -Fe с  $2,1 \cdot 10^{12}$  до  $3,5 \cdot 10^{12}$  см<sup>-2</sup>.

Продемонстрировано влияние факторов воздействия тлеющего разряда на микротвердость стали 5Х3В3МФС. Реализована математическая модель, описывающая область оптимума, согласно которой максимальные значения приращения твердости на 17 % наблюдаются при обработке ее в тлеющем разряде с

напряжением горения  $U = 3,2$  кВ, плотностью тока  $J = 0,25$  А/м<sup>2</sup>, и временем обработки  $T = 13$  мин.

Выявлено влияние факторов воздействия тлеющего разряда на микротвердость стали Х12. Реализована математическая модель, описывающая область оптимума, согласно которой максимальные значения приращения твердости на 16 % наблюдаются при обработке ее в тлеющем разряде с напряжением горения  $U$ , равным 3,2 кВ, плотностью тока  $J$ , равной 0,25 А/м<sup>2</sup>, и временем обработки  $T = 30$  мин.

Также показано влияние технологических факторов модифицирующей обработки тлеющим разрядом на износостойкость инструментальных сталей. Реализованы математические модели, описывающие области оптимума, согласно которым максимальные значения износостойкости наблюдаются:

– при обработке стали 5Х3В3МФС в тлеющем разряде с напряжением горения  $U$ , равным 1,0 кВ, плотностью тока  $J$ , равной 0,25 А/м<sup>2</sup>;

– при обработке стали Х12 в тлеющем разряде с напряжением горения  $U$ , равным 2,0 кВ, плотностью тока  $J$ , равной 0,375 А/м<sup>2</sup>, и временем обработки  $T = 15$  мин.

### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Способ упрочнения изделий из металла или сплава, или сверхтвердого или графитсодержащего материала : пат. ВУ 22048, С1 / В. М. Шеменков, Ф. М. Трухачев, О. В. Обидина, М. А. Белая, А. Л. Шеменкова. – Оpubл. 30.02.2018.
2. Влияние обработки тлеющим разрядом на структуру, фазовый состав, твердость и износостойкость быстрорежущей стали Р9 / В. М. Шеменков, М. А. Белая, О. В. Обидина, А. Э. Липский // *Фундаментальные проблемы современного материаловедения*. – 2017. – № 4. – С. 535–541.
3. **Обидина, О. В.** Влияние плазменной обработки на структуру и свойства быстрорежущих сталей Р6М5 и S90 / О. В. Обидина, В. М. Шеменков, А. Э. Липский // *Фундаментальные проблемы современного материаловедения*. – 2016. – № 4. – С. 522–529.
4. Влияние обработки тлеющим разрядом на структуру, фазовый состав и износостойкость сталей, подвергнутых химико-термической обработке / В. М. Шеменков, Ф. Г. Ловшенко, М. А. Белая, А. Л. Шеменкова // *Вестн. Белорус.-Рос. ун-та*. – 2016. – № 1. – С. 100–113.
5. Влияние плазменной обработки на структуру и свойства твердого сплава ВК10 / О. В. Обидина, В. М. Шеменков, Ф. М. Трухачев, А. В. Маркидонов // *Фундаментальные проблемы современного материаловедения*. – 2015. – № 4. – С. 482–487.



6. Повышение эксплуатационных характеристик режущего инструмента обработкой в плазме тлеющего разряда / В. М. Шеменков, О. В. Обидина, А. Л. Шеменкова, М. А. Белая // *Фундаментальные проблемы современного материаловедения*. – 2014. – № 4. – С. 540–544.

7. **Шеменков, В. М.** Влияние обработки тлеющим разрядом на структуру, фазовый состав и твердость износостойких защитных покрытий на основе титана / В. М. Шеменков, М. А. Белая, А. Л. Шеменкова // *Вестн. Белорус.-Рос. ун-та*. – 2017. – № 1. – С. 118–127.

8. **Горелик, С. С.** Рентгенографический и электронно-оптический анализ : учебное пособие для вузов / С. С. Горелик, Ю. А. Скаков, Л. Н. Расторгуев. – 4-е изд., перераб. и доп. – Москва : МИСИС, 2002. – 360 с. : ил.

*Статья сдана в редакцию 20 сентября 2018 года*

**Владимир Михайлович Шеменков**, канд. техн. наук, доц., Белорусско-Российский университет.  
E-mail: VShemenkov@yandex.ru.

**Марина Александровна Белая**, ст. преподаватель, Белорусско-Российский университет. E-mail: belay-marina@yandex.by.

**Алла Леонидовна Шеменкова**, инженер-технолог, ОАО «Могилевлифтмаш».  
E-mail: VShemenkov@yandex.ru.

**Ольга Васильевна Обидина**, канд. физ.-мат. наук, доц., Белорусско-Российский университет.  
E-mail: Obidina@tut.by.

**Vladimir Mikhailovich Shemenkov**, PhD (Engineering), Associate Prof., Belarusian-Russian University.  
E-mail: VShemenkov@yandex.ru.

**Marina Aleksandrovna Belaya**, senior lecturer, Belarusian-Russian University.  
E-mail: belay-marina@yandex.by.

**Alla Leonidovna Shemenkova**, manufacturing engineer, JSC «Mogilevliftmash».  
E-mail: VShemenkov@yandex.ru.

**Volha Vasilyevna Abidzina**, PhD (Physics & Mathematics), Associate Prof., Belarusian-Russian University.  
E-mail: Obidina@tut.by.

