
УДК 621.9.047:669:538.8

В. М. Шеменков, Ф. Г. Ловшенко, М. А. Белая, А. Л. Шеменкова

ВЛИЯНИЕ ОБРАБОТКИ ТЛЕЮЩИМ РАЗРЯДОМ НА СТРУКТУРУ, ФАЗОВЫЙ СОСТАВ И ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ СТАЛЕЙ, ПОДВЕРГНУТЫХ ХИМИКО-ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКЕ

UDC 621.9.047:669:538.8

V. M. Shemenkov, F. G. Lovshenko, M. A. Belaya, A. L. Shemenkova

EFFECT OF TREATMENT BY GLOW DISCHARGE ON THE STRUCTURE, PHASE COMPOSITION AND WEAR-RESISTANCE OF STEELS AFTER THERMOCHEMICAL TREATMENT

Аннотация

Представлены результаты исследования структуры, фазового состава и износостойкости цементированной стали 20 и азотированных сталей 4Х4ВМФС и Х12МФ промышленной плавки в исходном состоянии и подвергнувшихся обработке при различных энергетических характеристиках тлеющего разряда.

Ключевые слова:

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

Abstract

The paper presents the results of the study of structure, phase composition and wear resistance of steel 20 and nitrided steels 4X4VMFC and X12MF initially produced by industrial smelting and subjected to treatment at different energy characteristics of glow discharge.

Key words:

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

Введение

Поверхностный слой оказывает существенное влияние на надежность работы как технологической, так и инструментальной оснастки. Подвергаясь наиболее сильным трибомеханическому и трибохимическому воздействиям при эксплуатации, он во многом определяет эксплуатационные свойства изделий, особенно из сталей.

Для повышения эксплуатационных характеристик поверхностного слоя стальных деталей широко используется химико-термическая обработка.

В зависимости от среды, в которой

осуществляется нагрев изделия, различают несколько видов химико-термической обработки. В промышленности наиболее распространёнными методами являются цементация и азотирование [1].

Однако резервы повышения износостойкости стальных деталей за счет указанных методов ограничены или требуют значительных материальных затрат. Поэтому в последнее время особое значение имеют вопросы, связанные с внедрением на производстве технологических процессов модифицирующей обработки поверхностей деталей [2].

Одним из перспективных способов повышения износостойкости является

воздействие тлеющим разрядом на изделия из сталей после химико-термической обработки. Особенность обработки заключается в том, что она осуществляется в плазме тлеющего разряда постоянного тока, возбуждаемого в среде остаточных атмосферных газов давлением от 1,33 до 13,33 Па, напряжением горения 1...5 кВ при плотности тока от 0,15 до 0,35 А/м², частоте импульсов от 20 до 30 КГц \pm 20 % и отношении площади анода к площади катода от 0,01 до 0,05 [3].

Целью работы являлось изучение влияния модифицирующей обработки тлеющим разрядом на протекающие в поверхностном слое цементированных и азотированных сталей структурные и фазовые превращения и их воздействия на повышение эксплуатационных характеристик поверхностного слоя в условиях трибомеханического нагружения.

В качестве объекта исследования были выбраны образцы из:

- стали 20 ГОСТ 1050-88 промышленной плавки. Образцы были подвергнуты цементации в твердом карбюризаторе при температуре 930 °С, охлаждению на воздухе от 890 °С, закалке в масле от 810 °С (выдержка 1 ч 30 мин), отпуску при 190 °С в течение 2 ч;

- стали ДИ22 (4Х4ВМФС) ГОСТ 5950-2000 промышленной плавки. Образцы были подвергнуты закалке в масле от 1060 °С (выдержка 1 ч 30 мин), отпуску при 560 °С в течение 2 ч. С последующим ионным азотированием при температуре 500...550 °С;

- стали Х12МФ ГОСТ 5950-2000 промышленной плавки. Образцы были подвергнуты закалке в масле от 970 °С (выдержка 1 ч 30 мин), отпуску при 180 °С в течение 2 ч с последующим ионным азотированием при температуре 400...450 °С.

Методика исследования. Результаты исследования и их обсуждение

В работе применялись электронно-микроскопический, рентгеноструктур-

ный методы анализа фазового состава, структуры поверхностных слоев, а также испытание на износостойкость.

Электронно-микроскопический анализ поверхностного слоя образцов проводился при помощи сканирующего электронного микроскопа Tescan VEGA 2SBA. Подготовка образцов осуществлялась по стандартной методике.

Рентгеноструктурный анализ проводился на рентгеновском дифрактометре ДРОН-3.0 в монохроматизированном $\text{CoK}\alpha$ -излучении. Дифрагированный вторичный пучок монохроматизировался с помощью графитового монохроматора НГП. Съемка образцов осуществлялась при ускоряющем напряжении на рентгеновской трубке 30 кВ и анодном токе 15 мА. Интенсивность рассеянного рентгеновского излучения записывалась в режиме сканирования (по точкам) с фиксированным временем счета 10 с на точку. Шаг сканирования составлял 0,10. Проводилась съемка дифракционных линий в диапазоне углов рассеяния $2\theta = 30...130^\circ$.

Исследование влияния обработки в тлеющем разряде на износостойкость производилось на модернизированной установке на базе серийной машины для испытания материалов на трение и износ СМТ-1.

Проведенный металлографический анализ образцов из цементированной стали 20 до обработки тлеющим разрядом с различными режимами увеличения (рис. 1) свидетельствует о том, что микроструктура соответствует классической микроструктуре, полученной после цементации. На снимках ярко выражено характерное для заэвтектоидных сталей распределение цементитной фазы.

Модифицирующая обработка цементированной стали 20 в тлеющем разряде приводит к диспергированию включений цементита в поверхностном слое и формированию структуры мелкоигольчатого мартенсита (рис. 2). Наиболее ярко этот эффект наблюдается

при обработке стали в тлеющем разряде с удельной мощностью горения 1 кВт/м².

На рис. 3 представлены фрагменты дифрактограмм цементированной

стали 20 в исходном состоянии и после модифицирующей обработки в тлеющем разряде с различными параметрами горения.

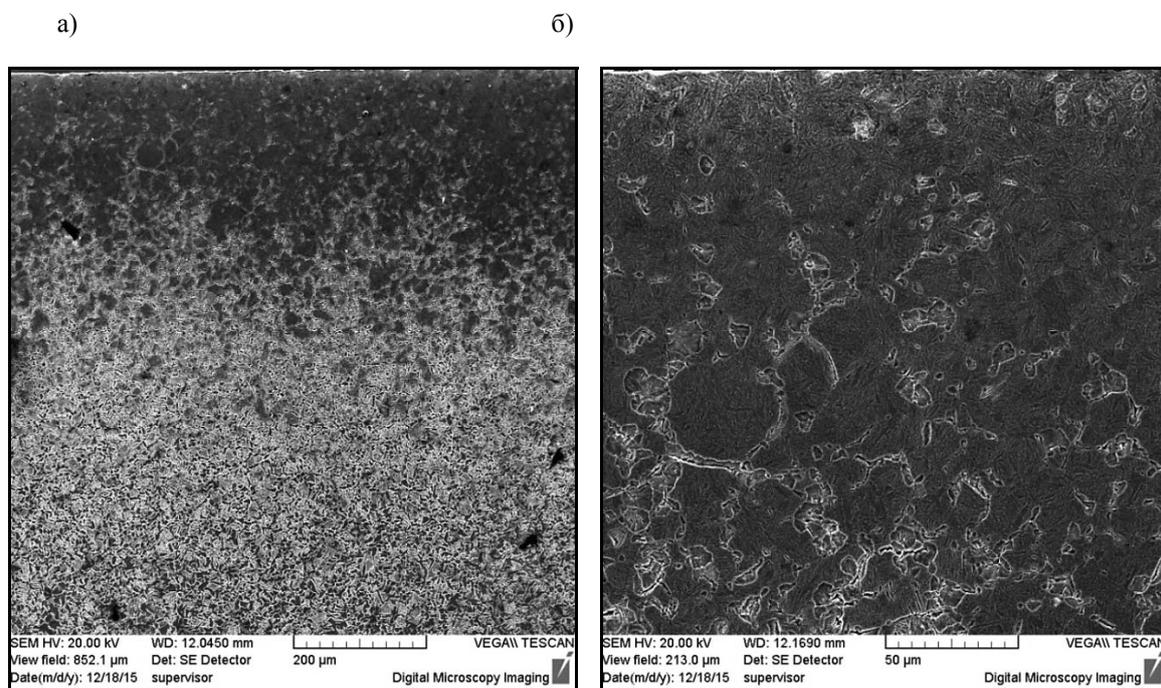


Рис. 1. Структура цементированной стали 20 до обработки тлеющим разрядом

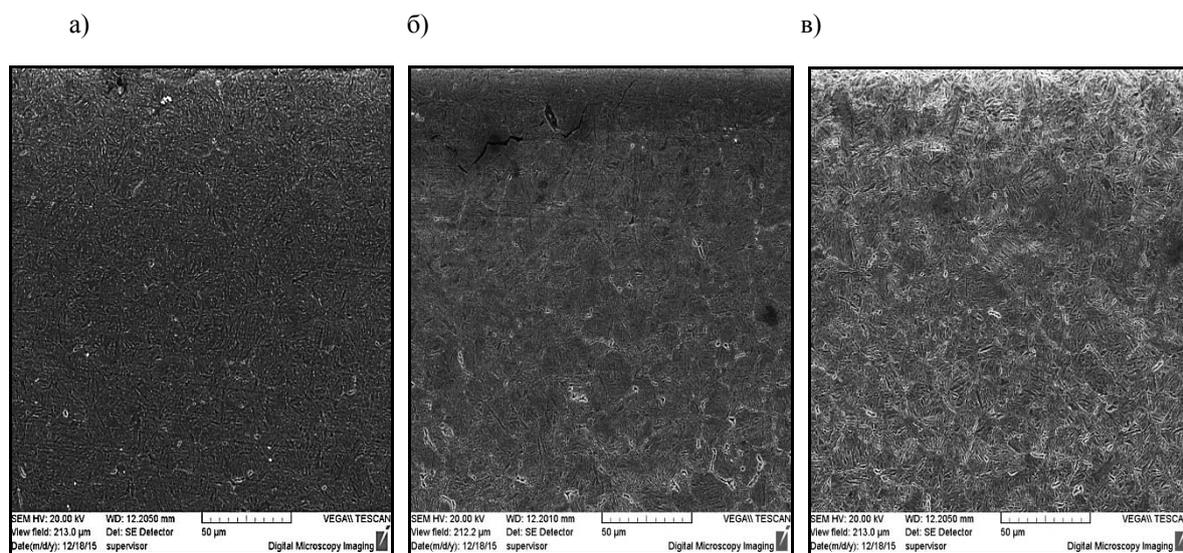


Рис. 2. Структура цементированной стали 20: а – после обработки тлеющим разрядом с удельной мощностью горения разряда 0,20 кВт/м²; б – после обработки тлеющим разрядом с удельной мощностью горения разряда 0,50 кВт/м²; в – после обработки тлеющим разрядом с удельной мощностью горения разряда 1 кВт/м²

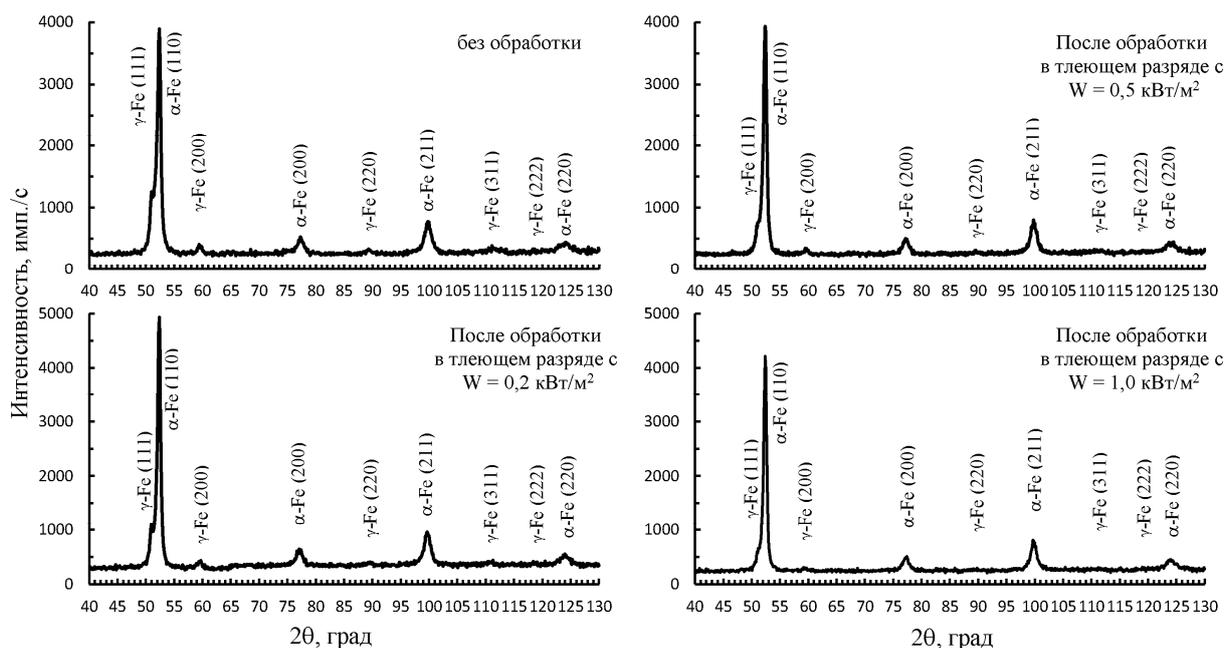


Рис. 3. Фрагменты дифрактограмм цементированной стали 20 до и после модифицирующей обработки в тлеющем разряде с различными удельными мощностями горения

Таким образом, до обработки цементированная сталь 20 содержит мартенсит α -Fe и остаточный аустенит γ -Fe (рис. 3). Параметр решетки α -фазы $a = 0,2868$ нм (табл. 1). Физическое уширение дифракционных линий от мартенситной фазы имеет достаточно высокие значения $\beta_{220} = 71,6 \cdot 10^{-3}$ рад (см. табл. 1).

При этом величины физического уширения дифракционных линий пропорциональны $\text{tg}\theta$ ($\beta_{220}/\beta_{110} \approx \text{tg}\theta_{220}/\text{tg}\theta_{110}$). Таким образом, физическое уширение дифракционных линий преимущественно обусловлено высокой плотностью дефектов кристаллического строения (дислокаций, двойников и т. п.).

Табл. 1. Фазовый состав, количество остаточного аустенита $A_{\text{ост}}$, параметр решетки a , физическое уширение β дифракционных линий и плотность дислокаций ρ

Образец	Фазовый состав	Количество $A_{\text{ост}}$, %	$a_{\alpha\text{-Fe}}$, нм		β_{110} , 10^{-3} рад	β_{220} , 10^{-3} рад	Плотность дислокаций ρ , см^{-2}
			эксперимент	эталон [4]			
Без обработки	α, γ	21,7	0,28680	0,28664	15,4	71,6	$2,5 \cdot 10^{12}$
$W = 0,2$ кВт/м ²	α, γ	18,7	0,28677		13,7	60,9	$1,9 \cdot 10^{12}$
$W = 0,5$ кВт/м ²	α, γ	17,0	0,28669		13,5	56,1	$1,9 \cdot 10^{12}$
$W = 1,0$ кВт/м ²	α, γ	14,7	0,28672		11,4	55,7	$1,3 \cdot 10^{12}$

Обработка образцов цементированной стали 20 почти не приводит к качественному изменению фазового состава стали. Параметр решетки α -Fe

также не претерпевает значительных изменений (см. табл. 1). Вместе с тем, после обработки регистрируется снижение величин физического уширения ди-

фракционных линий, что обусловлено снижением концентрации дефектов в процессе обработки. При этом обработка образцов цементированной стали 20 сопровождается снижением содержания в ней количества остаточного аустенита, о чем свидетельствует пониженная интенсивность дифракционных линий от γ -Fe образцов, прошедших обработку, по сравнению с образцами в исходном состоянии (см. рис. 3). Минимальное содержание остаточного аустенита регистрируется после обработки стали

тлеющим разрядом с удельной мощностью горения $W = 1,0 \text{ кВт/м}^2$ (см. рис. 3). Вследствие снижения количества остаточного аустенита микротвердость и износостойкость обработанных образцов должны возрастать.

Металлографический анализ азотированной стали 4X4BMФС до обработки тлеющим разрядом (рис. 4) свидетельствует о том, что структура стали соответствует классической микроструктуре, полученной после азотирования.

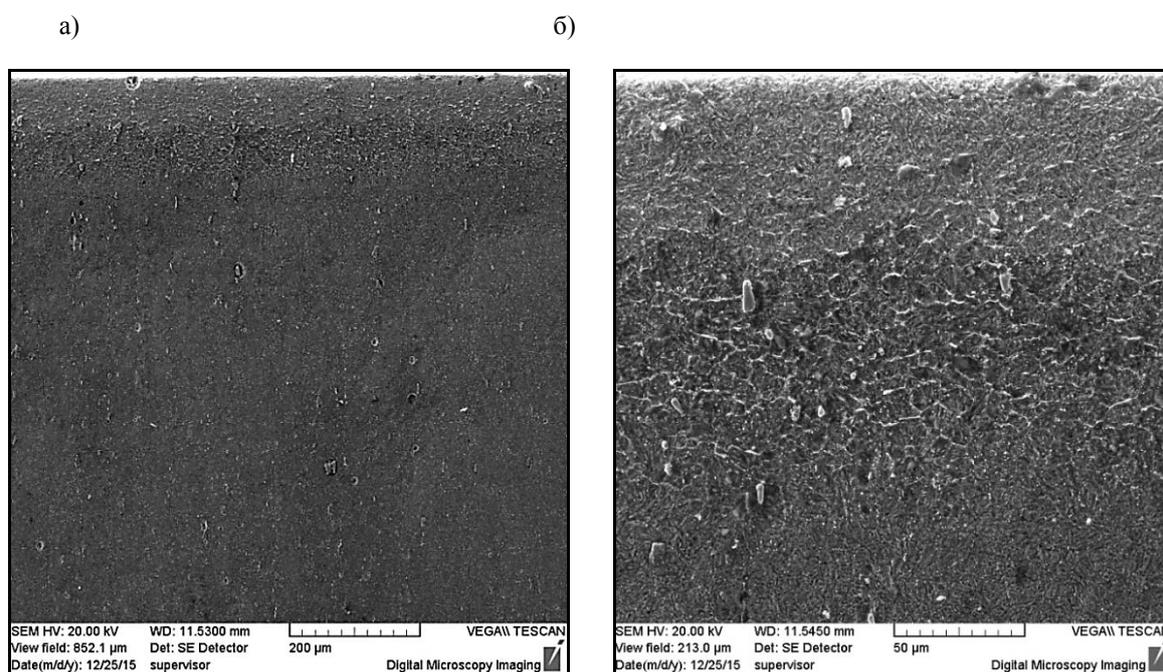


Рис. 4. Структура азотированной стали 4X4BMФС до обработки тлеющим разрядом

На основании металлографического анализа выявлено, что обработка тлеющим разрядом азотированной стали 4X4BMФС приводит к размыванию характерных зон, образующихся при азотировании сталей данного типа, что может свидетельствовать о протекании в процессе модифицирования радиационно-инициируемой диффузии [5]. Наиболее ярко этот эффект наблюдается

при обработке стали в тлеющем разряде с удельной мощностью горения $0,2 \text{ кВт/м}^2$ (рис. 5, а).

Анализ дифрактограммы азотированной стали 4X4BMФС до обработки тлеющим разрядом показал, что сталь содержит мартенсит α -Fe, карбидную фазу Fe_3C и нитриды CrN и Fe_4N (рис. 6). Параметр решетки α -фазы $a = 0,28827 \text{ нм}$ (табл. 2).

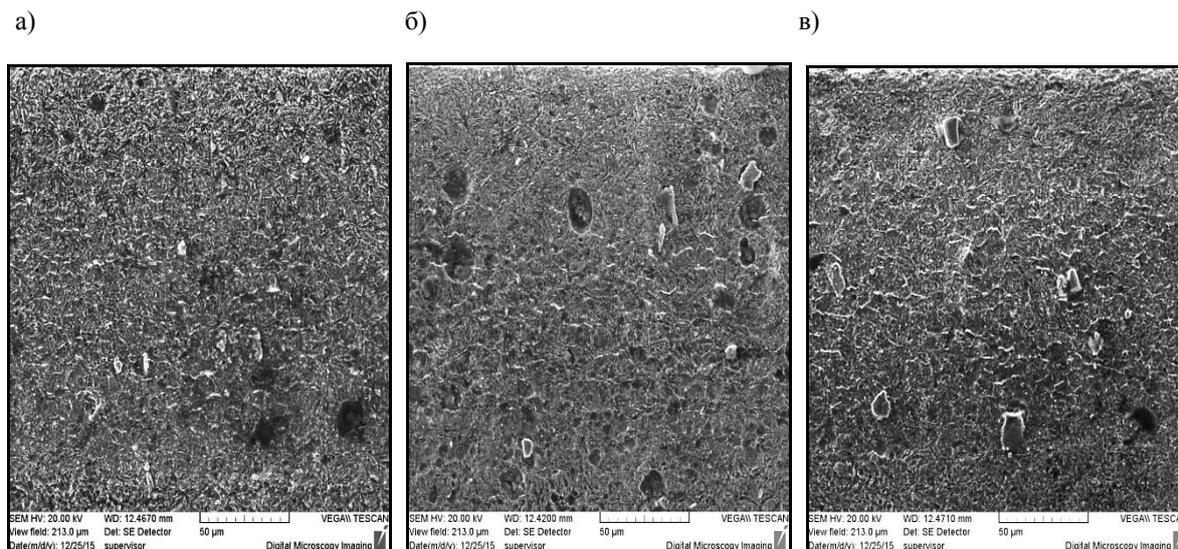


Рис. 5. Структура азотированной стали 4X4BMFC: а – после обработки тлеющим разрядом с удельной мощностью горения разряда 0,20 кВт/м²; б – после обработки тлеющим разрядом с удельной мощностью горения разряда 0,50 кВт/м²; в – после обработки тлеющим разрядом с удельной мощностью горения разряда 1 кВт/м²

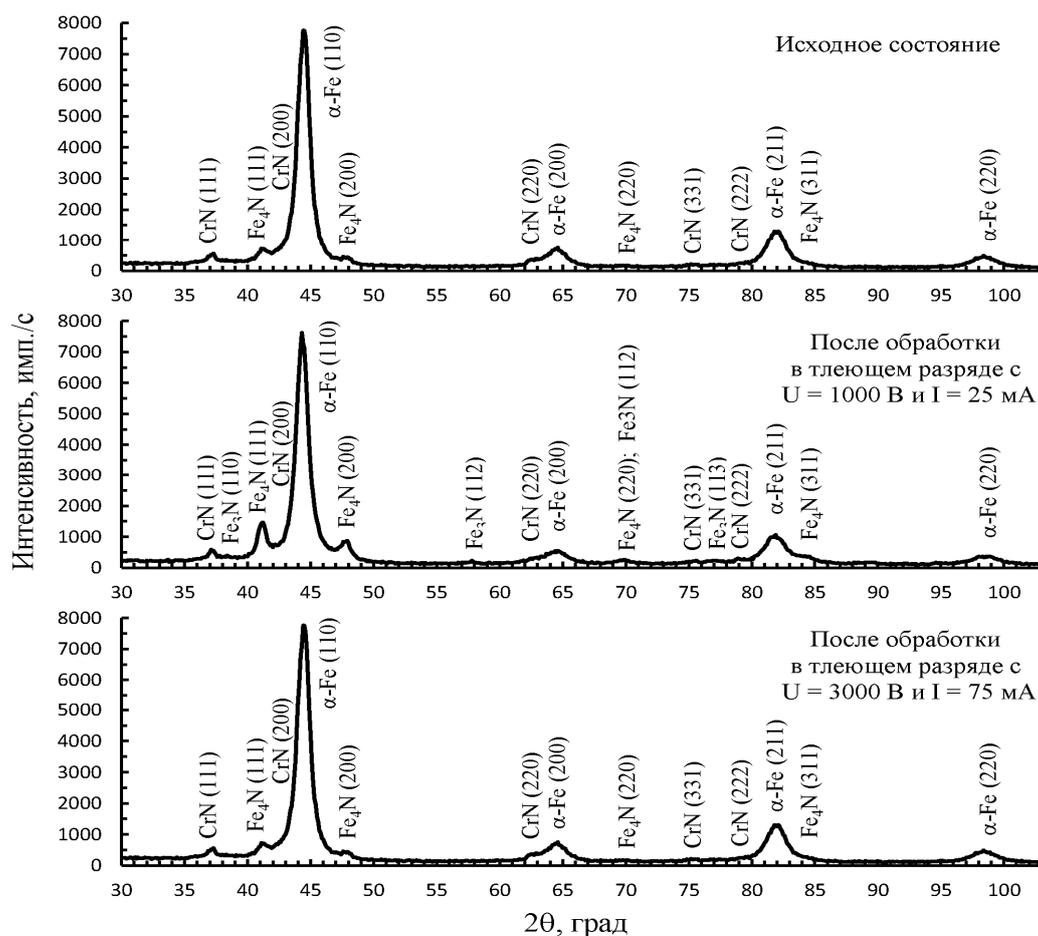


Рис. 6. Фрагменты дифрактограмм азотированной стали 4X4BMFC до и после модифицирующей обработки в тлеющем разряде с различными удельными мощностями горения

Табл. 2. Фазовый состав и параметр решетки α -Fe (расчет выполнен по линии 220 для стали 4X4ВМФС)

Образец	Фазовый состав	$a_{\alpha\text{-Fe}}$, нм	
		эксперимент	эталон [4]
Без обработки	$\alpha\text{-Fe}$, Fe_3C , CrN , Fe_4N	0,28827	0,28664
$W = 0,2 \text{ кВт/м}^2$	$\alpha\text{-Fe}$, Fe_3C , CrN , Fe_4N , Fe_3N	0,28791	
$W = 1,0 \text{ кВт/м}^2$	$\alpha\text{-Fe}$, Fe_3C , CrN , Fe_4N	0,28813	

Повышенные значения параметра решетки α -фазы (см. табл. 2) свидетельствуют о присутствии в ней большого количества примесей внедрения и атомов замещения с большим радиусом, например атомов Cr. Наибольшее значение параметра решетки матричной фазы α -Fe, рассчитанное по линии 220, имеет исходный образец.

Исходя из данных табл. 3 можно предположить, что уширение дифракционных линий матричной фазы α -Fe обусловлено преимущественно высокой плотностью дефектов. Повышенные

значения интегральной ширины дифракционных линий α -Fe в образцах, подвергнутых обработке в тлеющем разряде, свидетельствуют о более высокой плотности дислокаций по сравнению с исходным образцом.

На основании данных по уширению дифракционных линий от CrN, представленных в табл. 4, можно заключить, что выделение наиболее мелких частиц нитридов происходит в образце, обработанном в тлеющем разряде с удельной мощностью горения $0,2 \text{ кВт/м}^2$.

Табл. 3. Интегральная интенсивность, высота и интегральная ширина дифракционных линий 220 и 110 α -Fe образцов из азотированной стали 4X4ВМФС

Образец	Интегральная интенсивность		Высота		Интегральная ширина, град ($B = I/h$)	
	I_{110}	I_{220}	h_{110}	h_{220}	B_{110}	B_{220}
Без обработки	11756	885	7247	310	1,622	2,855
$W = 0,2 \text{ кВт/м}^2$	12527	897	7404	258	1,692	3,477
$W = 1,0 \text{ кВт/м}^2$	12080	1161	7571	347	1,596	3,346

Табл. 4. Интегральная интенсивность, высота и интегральная ширина дифракционных линий 220 CrN и 200 α -Fe образцов из азотированной стали 4X4ВМФС

Образец	Интегральная интенсивность		Высота		Интегральная ширина, град		$I_{\text{Cr}220}/I_{\text{Fe}200}$	2θ $\alpha\text{-Fe}_{200}$, град
	$I_{220 \text{ Cr}}$	$I_{200 \text{ Fe}}$	$h_{220 \text{ Cr}}$	$h_{200 \text{ Fe}}$	$B_{220 \text{ Cr}}$	$B_{200 \text{ Fe}}$		
Без обработки	223,1	1394	145	524	1,539	2,660	0,16	64,43
$W = 0,2 \text{ кВт/м}^2$	297,4	986,3	114	374	2,609	2,637	0,30	64,48
$W = 1,0 \text{ кВт/м}^2$	256,6	1409,7	166	551	1,546	2,558	0,18	64,47

Анализ структуры стали X12MФ до обработки тлеющим разрядом при помощи сканирующей электронной микроскопии (рис. 7) свидетельствует, что она соответствует классической микроструктуре данной стали, подвергнутой азотированию.

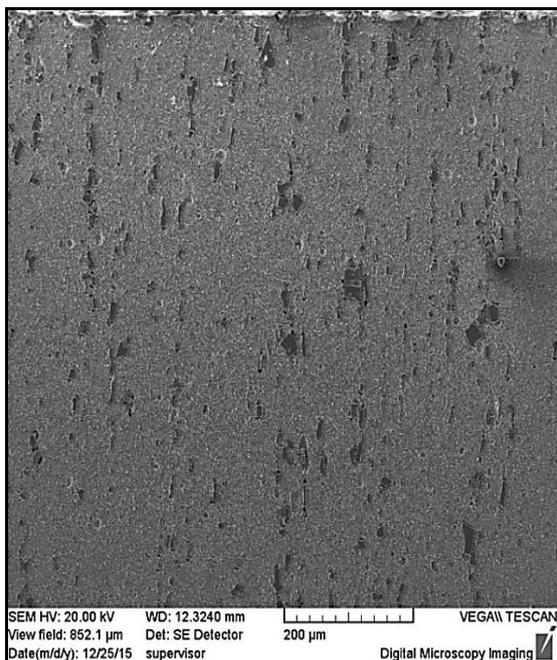
При анализе структуры стали X12MФ (см. рис. 7) отмечается наличие большого количества карбидной фазы, имеющей пластинчатую форму и строчное распределение, что является нежелательным, т. к. это ухудшает эксплуатационные характеристики стали.

Модифицирующая обработка азотированной стали X12MФ в тлеющем разряде приводит к диспергированию карбидных включений и их равномер-

ному распределению в поверхностном слое на глубину до 50 мкм, что может свидетельствовать о протекании в процессе модифицирования радиационно-иницируемой диффузии, так же как и при обработке азотированной стали 4X4BMФС. Наиболее ярко этот эффект наблюдается при обработке стали в тлеющем разряде с удельной мощностью горения 1 кВт/м^2 (рис. 8, в).

Как показали результаты рентгеноструктурного анализа (рис. 9), до обработки тлеющим разрядом азотированная сталь X12MФ, как и сталь 4X4BMФС, содержит мартенсит $\alpha\text{-Fe}$, карбидную фазу Fe_3C и нитриды CrN и Fe_4N (см. рис. 9). Параметр решетки α -фазы составляет $a = 0,28867 \text{ нм}$ (табл. 5).

а)



б)

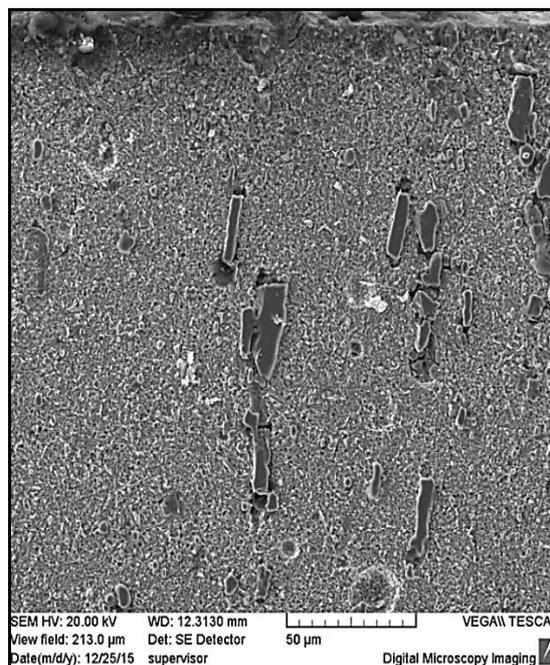


Рис. 7. Структура азотированной стали X12MФ до обработки тлеющим разрядом

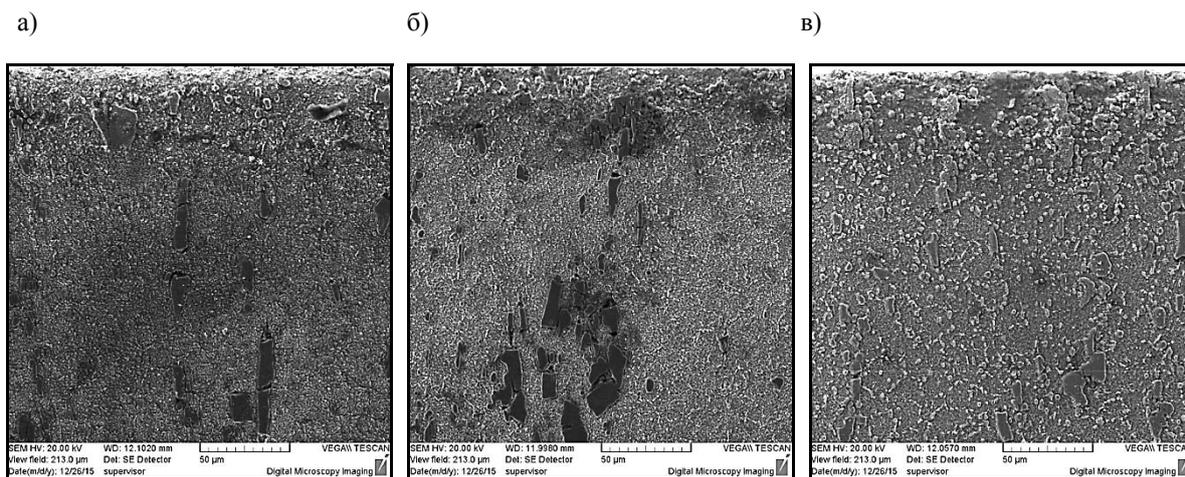


Рис. 8. Структура азотированной стали X12MФ: а – после обработки тлеющим разрядом с удельной мощностью горения разряда 0,20 кВт/м²; б – после обработки тлеющим разрядом с удельной мощностью горения разряда 0,50 кВт/м²; в – после обработки тлеющим разрядом с удельной мощностью горения разряда 1 кВт/м²

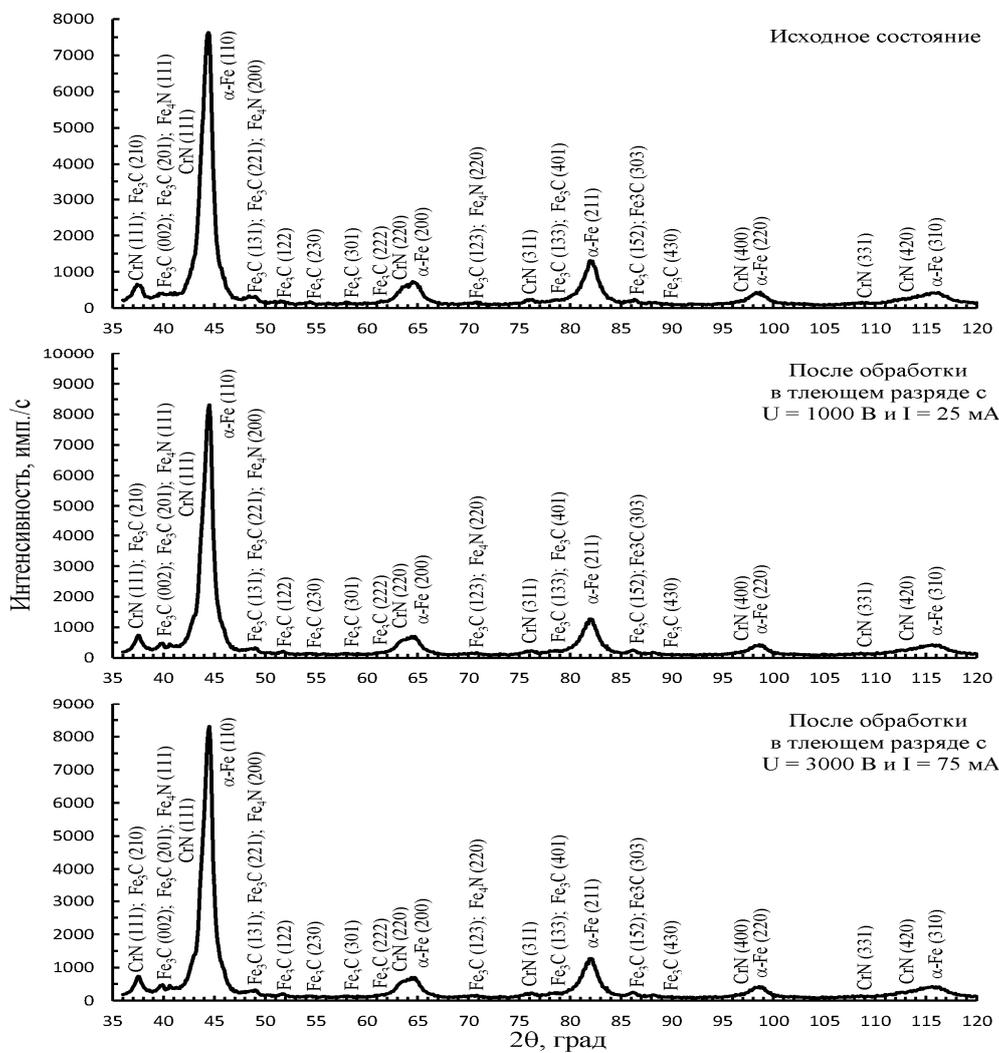


Рис. 9. Фрагменты дифрактограмм азотированной стали X12MФ до и после модифицирующей обработки в тлеющем разряде с различными удельными мощностями горения

Табл. 5. Фазовый состав, и параметр решетки α -Fe (расчет выполнен по линии 220 для стали X12MФ)

Образец	Фазовый состав	$a_{\alpha\text{-Fe}}$, нм	
		эксперимент	эталон [4]
Без обработки	α -Fe, Fe ₃ C, CrN, Fe ₄ N	0,28867	0,28664
$W = 0,2$ кВт/м ²	α -Fe, Fe ₃ C, CrN, Fe ₄ N	0,28782	
$W = 1,0$ кВт/м ²	α -Fe, Fe ₃ C, CrN, Fe ₄ N	0,28799	

Повышенные значения параметра решетки α -фазы (см. табл. 5) свидетельствуют о присутствии в ней большого количества примесей внедрения и атомов замещения с большим радиусом. Наибольшее значение параметра решетки матричной фазы α -Fe, рассчитанное по линии 220, имеет исходный образец. Однако, согласно данным по угловому положению линии 200 α -Fe (табл. 7), линия 200 α -Fe исходного образца весьма значительно смещена в сторону больших углов дифракции по сравнению с положением линии 200 в остальных образцах. То есть если произвести расчет параметра решетки матричной фазы α -Fe по линии 200, то минимальное значение параметра решетки α -Fe

будет в исходном образце, что противоречит расчету по линии 220. Этому может быть ряд причин, таких как, например, тетрагональные искажения ОЦК решетки α -Fe, наличие высокой плотности дефектов упаковки.

Исходя из данных табл. 6 можно предположить, что уширение дифракционных линий матричной фазы α -Fe обусловлено преимущественно высокой плотностью дефектов. Повышенные значения интегральной ширины дифракционных линий α -Fe в исходном образце свидетельствуют о более высокой плотности дислокаций по сравнению с образцами, подвергнутыми обработке в тлеющем разряде.

Табл. 6. Интегральная интенсивность, высота и интегральная ширина дифракционных линий 220 и 110 α -Fe образцов из азотированной стали X12MФ

Образец	Интегральная интенсивность		Высота		Интегральная ширина, град ($B = I/h$)	
	I_{110}	I_{220}	h_{110}	h_{220}	B_{110}	B_{220}
Без обработки	12509	1093	7348	331	1,702	3,302
$W = 0,2$ кВт/м ²	15245	1161	9603	375	1,587	3,096
$W = 1,0$ кВт/м ²	13526	922	8201	325	1,649	2,837

Табл. 7. Интегральная интенсивность, высота и интегральная ширина дифракционных линий 220 CrN и 200 α -Fe образцов из азотированной стали X12MФ

Образец	Интегральная интенсивность		Высота		Интегральная ширина, град		$I_{Cr\ 220}/I_{Fe\ 200}$	2 θ α -Fe ₂₀₀ , град
	$I_{220\ Cr}$	$I_{200\ Fe}$	$h_{220\ Cr}$	$h_{200\ Fe}$	$B_{220\ Cr}$	$B_{200\ Fe}$		
Без обработки	962,4	967,6	368	463	2,615	2,090	0,99	65,23
$W = 0,2$ кВт/м ²	823,6	1280,5	370	586	2,226	2,185	0,64	64,59
$W = 1,0$ кВт/м ²	1111,5	836,2	403	448	2,758	1,867	1,33	64,63

На основании данных по уширению дифракционных линий от CrN, представленных в табл. 7, можно заключить, что выделение наиболее мелких частиц нитридов происходит в образце, обработанном в тлеющем разряде с удельной мощностью горения 1 кВт/м².

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

В результате статистической обработки экспериментальных данных получена зависимость приращения коэффициента стойкости образцов из цементированной стали 20 в натуральном выражении:

$$\begin{aligned}
 k_{L20} = & 1,092 + 0,055 \left(\frac{U - 2,0}{0,7} \right) + \\
 & + 0,022 \left(\frac{J - 0,25}{0,075} \right) - 0,112 \left(\frac{T - 30}{10} \right) + \\
 & + 0,153 \left(\frac{U - 2,0}{0,7} \right) \left(\frac{J - 0,25}{0,075} \right) - \\
 & - 0,047 \left(\frac{U - 2,0}{0,7} \right) \left(\frac{T - 30}{10} \right) + \\
 & + 0,065 \left(\frac{J - 0,25}{0,075} \right) \left(\frac{T - 30}{10} \right) - \\
 & - 0,058 \left(\frac{U - 2,0}{0,7} \right)^2 + 0,053 \left(\frac{J - 0,25}{0,075} \right)^2 + \\
 & + 0,057 \left(\frac{T - 30}{10} \right)^2. \quad (1)
 \end{aligned}$$

Графическая интерпретация полученной модели, показывающая зависимость приращения износостойкости образцов от двух технологических факторов обработки тлеющим разрядом при значении третьего, находящимся на основном уровне ($J = 0,25 \text{ А/м}^2$, $T = 30 \text{ мин}$, $U = 2,0 \text{ кВ}$), представлена на рис. 10.

В результате статистической об-

работки экспериментальных исследований износостойкости образцов из азотированной стали X12МФ получена зависимость приращения коэффициента стойкости образцов в натуральном выражении:

$$\begin{aligned}
 k_{LX12MФ} = & 1,102 + 0,070 \left(\frac{U - 2,0}{0,7} \right) - \\
 & - 0,077 \left(\frac{J - 0,25}{0,075} \right) + 0,093 \left(\frac{T - 30}{10} \right) + \\
 & + 0,233 \left(\frac{U - 2,0}{0,7} \right) \left(\frac{J - 0,25}{0,075} \right) + \\
 & + 0,083 \left(\frac{U - 2,0}{0,7} \right) \left(\frac{T - 30}{10} \right) + \\
 & + 0,058 \left(\frac{J - 0,25}{0,075} \right) \left(\frac{T - 30}{10} \right) + \\
 & + 0,114 \left(\frac{U - 2,0}{0,7} \right)^2 - 0,057 \left(\frac{J - 0,25}{0,075} \right)^2 - \\
 & - 0,052 \left(\frac{T - 30}{10} \right)^2. \quad (2)
 \end{aligned}$$

Графическая интерпретация полученной модели представлена на рис. 11.

В результате статистической обработки экспериментальных исследований износостойкости образцов из азотированной стали 4Х4ВМФС получена зависимость приращения коэффициента стойкости образцов в натуральном выражении:

$$\begin{aligned}
 k_{L4X4BMФC} = & 1,5 + 0,009 \left(\frac{U - 2,0}{0,7} \right) - \\
 & - 0,148 \left(\frac{T - 30}{10} \right) + 0,165 \left(\frac{U - 2,0}{0,7} \right) \times \\
 & \times \left(\frac{J - 0,25}{0,075} \right) + 0,19 \left(\frac{U - 2,0}{0,7} \right) \left(\frac{T - 30}{10} \right) + \\
 & + 0,086 \left(\frac{J - 0,25}{0,075} \right) \left(\frac{T - 30}{10} \right) - \\
 & - 0,096 \left(\frac{U - 2,0}{0,7} \right)^2 - 0,046 \left(\frac{J - 0,25}{0,075} \right)^2 - \\
 & - 0,115 \left(\frac{T - 30}{10} \right)^2. \quad (3)
 \end{aligned}$$

Графическая интерпретация полученной модели представлена на рис. 12.

Заклучение

Обработка тлеющим разрядом цементированной стали 20 приводит к снижению степени искажения кристаллической решетки α -Fe и объемному уменьшению γ -фазы, что свидетельствует о протекании в процессе обработки полиморфного превращения γ -Fe \rightarrow α -Fe. Кроме этого, под действием тлеющего разряда происходят диспергирование включений цементита в поверхностном слое и формирование структуры мелкоигольчатого мартенсита, что, в свою очередь, приводит к повышению износостойкости в 1,3...1,6 раза.

Обработка тлеющим разрядом азотированной стали 4X4BMФС приводит к размыванию характерных зон, образующихся при азотировании сталей данного типа, повышению плотности дефектов в матричной фазе α -Fe и выделению мелких частиц CrN, что, в свою очередь, приводит к повышению износостойкости в 1,8...2 раза.

Обработка тлеющим разрядом азотированной стали X12MФ приводит к диспергированию карбидных включений и их равномерному распределению в поверхностном слое на глубину до 20 мкм, понижению плотности дефектов в матричной фазе α -Fe и выделению мелких частиц CrN, что, в свою очередь, приводит к повышению износостойкости в 1,5...1,8 раза.

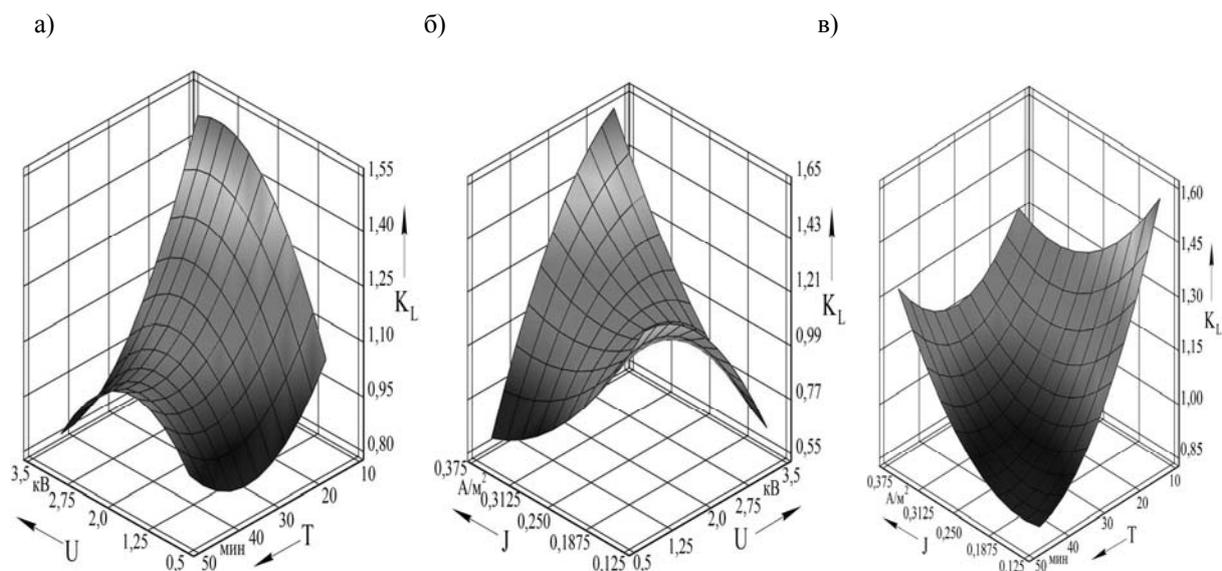


Рис. 10. Влияние напряжения горения тлеющего разряда U и времени обработки T (а), напряжения горения тлеющего разряда U и силы тока I (б), силы тока I и времени обработки T (в) на коэффициент повышения износостойкости образцов из цементированной стали 20

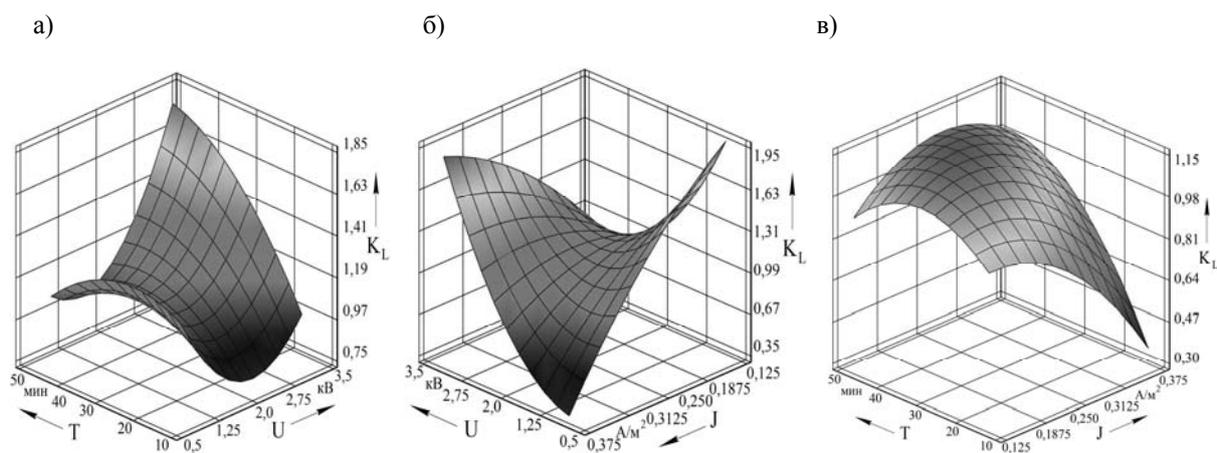


Рис. 11. Влияние напряжения горения тлеющего разряда U и времени обработки T (а), напряжения горения тлеющего разряда U и силы тока I (б), силы тока I и времени обработки T (в) на коэффициент повышения износостойкости образцов из азотированной стали X12МФ

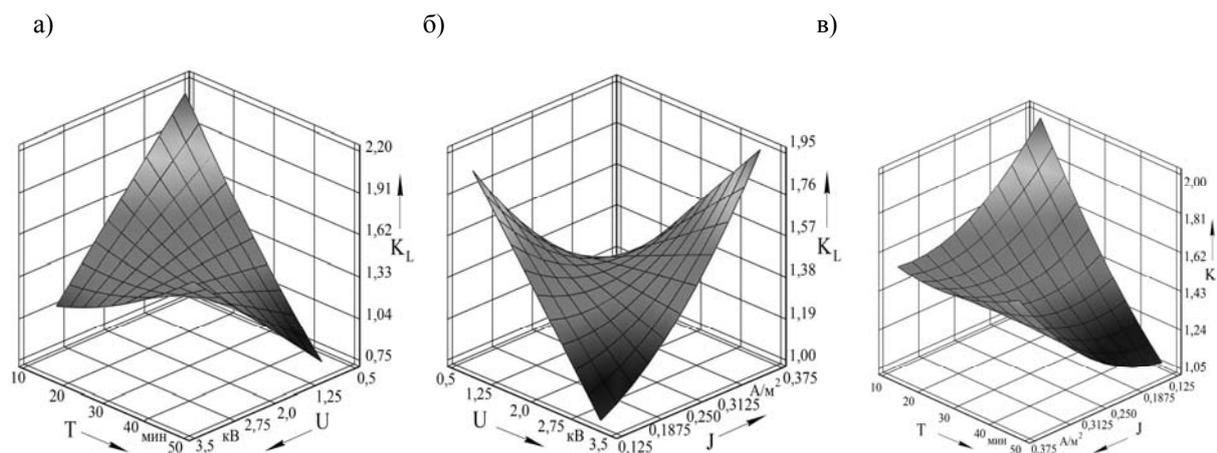


Рис. 12. Влияние напряжения горения тлеющего разряда U и времени обработки T (а), напряжения горения тлеющего разряда U и силы тока I (б), силы тока I и времени обработки T (в) на коэффициент повышения износостойкости образцов из азотированной стали 4X4ВМФ

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Стали и сплавы. Марочник / Под ред. В. Г. Сорокина, М. А. Гервасьева. – М. : Интермет Инжиниринг, 2003. – 608 с. : ил.
2. Способ упрочнения изделий из металла или сплава, или сверхтвердого или графитсодержащего материала : пат. № 14716 ВУ, U С 21 D 1/78 / В. М. Шеменков, А. Ф. Короткевич ; заявитель и патентообладатель Белорус.-Рос. ун-т. – № 20091136 ; заявл. 27.07.2009, опубл. 10.05.2011. – 3 с.
3. Ходырев, В. И. Прогрессивные электрофизические методы упрочнения твердосплавного инструмента / В. И. Ходырев, А. Ф. Короткевич, В. М. Шеменков // Вестн. МГТУ. – 2002. – № 2. – С. 159–163.
4. Горелик, С. С. Рентгенографический и электронно-оптический анализ : учеб. пособие для вузов / С. С. Горелик, Ю. А. Скаков, Л. Н. Расторгуев. – 4-е изд., перераб. и доп. – М. : МИСИС, 2002. – 360 с. : ил.

5. **Шеменков, В. М.** Влияние параметров модифицирующей обработки тлеющим разрядом на структуру и свойства твердых сплавов / В. М. Шеменков, Ф. Г. Ловшенко, Г. Ф. Ловшенко // ГГУ им. Я. Купалы. – 2012. – № 2 (133). – С. 52–65.

Статья сдана в редакцию 16 января 2016 года

Владимир Михайлович Шеменков, канд. техн. наук, доц., Белорусско-Российский университет.
Тел.: +375-447-40-06-64.

Федор Григорьевич Ловшенко, д-р техн. наук, проф., Белорусско-Российский университет.
Тел.: +375-296-25-21-26.

Марина Александровна Белая, ассистент кафедры, Белорусско-Российский университет.

Алла Леонидовна Шеменкова, ведущий инженер, МОФО «Красный металлист».

Vladimir Mikhailovich Shemenkov, PhD (Engineering), Associate Prof., Belarusian-Russian University.
Phone: +375-447-40-06-64.

Fedor Grigoryevich Lovshenko, DSc (Engineering), Prof., Belarusian-Russian University.
Phone: +375-296-25-21-26.

Marina Aleksandrovna Belaya, assistant lecturer, Belarusian-Russian University.

Alla Leonidovna Shemenkova, principal engineer, MOFO «Krasny Metallist».