

УДК 621.365.52:621.785.53

DOI: 10.24160/1993-6982-2022-2-95-104

Влияние технологических параметров индукционного азотирования инструментальной стали P6M5 на микротвердость и толщину диффузионного слоя

П.А. Палканов, В.А. Кошуро, А.А. Фомин

Исследовано влияние тока индуктора и длительности термического воздействия в среде азота на микротвердость и глубину формируемых на стали P6M5 диффузионных слоев. В работе применялись образцы диаметром 10 мм и толщиной 5 мм без предварительной термической обработки. Процесс азотирования проходил в специально разработанной камере, представляющей собой герметичный сосуд из кварца, помещенный в индуктор. Стальные образцы размещали в камере на уровне индуктора. После заполнения камеры газообразным азотом до давления $0,2 \pm 0,05$ МПа осуществляли высокочастотный индукционный нагрев. Температуру образцов регулировали изменением тока индуктора от 4,8 до 5,8 кА. Установлено, что при токе индуктора 4,8 кА образец прогревался свыше 800°C , дальнейшее увеличение тока вело к росту температуры образца до величины более 1000°C . Азотирование продолжительностью 300...1200 с при температуре $800 \dots 1100^\circ\text{C}$ обеспечивало формирование поверхностного нитридного слоя толщиной до 20 мкм и диффузионного подслоя толщиной до 200 мкм. Поверхностные слои отличались содержанием азота до 9 ат. % и микротвердостью 1930...1950 HV (200 гс). Диффузионные слои характеризовались более низким содержанием азота до 6 ат. % и микротвердостью 1450...1500 HV (100 гс). На основании экспериментальных данных разработаны эмпирические модели, описывающие влияние тока индуктора и длительности термического воздействия на толщину и микротвердость диффузионного слоя.

Ключевые слова: инструментальная сталь, индукционный нагрев, азотирование, диффузионный слой, микротвердость.

Для цитирования: Палканов П.А., Кошуро В.А., Фомин А.А. Влияние технологических параметров индукционного азотирования инструментальной стали P6M5 на микротвердость и толщину диффузионного слоя // Вестник МЭИ. 2022. № 2. С. 95—104. DOI: 10.24160/1993-6982-2022-2-95-104.

The Influence of Grade P6M5 Tool Steel Induction Nitriding Process Parameters on the Diffusion Layer Microhardness and Thickness

P.A. Palkanov, V.A. Koshuro, A.A. Fomin

The effect the inductor current and the duration of thermal exposure in a nitrogen medium have on the microhardness and depth of the diffusion layers formed in grade P6M5 steel is studied. The investigation was carried out on 5-mm-thick samples 10 mm in diameter that had not been subjected to preliminary heat treatment. The samples were nitrided in a specially designed chamber in the form of a sealed quartz vessel placed in an inductor. The steel samples were placed in the chamber at the inductor location level. After filling the chamber with nitrogen gas to a pressure of 0.2 ± 0.05 MPa, the samples were subjected to high-frequency induction heating. The temperature of the samples was adjusted by changing the inductor current from 4.8 to 5.8 kA. It was found that at an inductor current of 4.8 kA, the sample was heated to a temperature above 800°C ; with a further increase in the current, the sample temperature increased above 1000°C . As a result of nitriding with a duration of 300–1200 s at a temperature of $800\text{--}1000^\circ\text{C}$, a surface nitride layer with a thickness of up to 20 μm and a diffusion sublayer with a thickness of up to 200 μm were produced. The surface layers were characterized by a nitrogen content of up to 9 at % and microhardness of 1930–1950 HV (200 gf). The diffusion layers were characterized by a lower nitrogen content of up to 6 at %, and microhardness of 1450–1500 HV (100 gf). Based on the obtained experimental data, empirical models describing the effect of the inductor current and the duration of thermal exposure on the diffusion layer thickness and microhardness have been developed.

Key words: tool steel, induction heating, nitriding, diffusion layer, microhardness.

For citation: Palkanov P.A., Koshuro V.A., Fomin A.A. The Influence of Grade P6M5 Tool Steel Induction Nitriding Process Parameters on the Diffusion Layer Microhardness and Thickness. Bulletin of MPEI. 2021;2:95—104. (in Russian). DOI: 10.24160/1993-6982-2022-2-95-104.

Введение

В машиностроительном производстве к режущему и штамповому инструменту предъявляют повышенные требования по износо-, тепло- и коррозионной стойкости. Широко распространены следующие методы повышения эксплуатационных свойств изделий из инструментальных сталей: термическая обработка (ТО), нанесение покрытий, химико-термическая обработка (ХТО) [1 — 4].

Из-за высоких требований к долговечности инструмента ТО в основном служит в качестве предварительной операции перед получением различных слоев и покрытий. В современной промышленности применяют вакуумную ТО с продувкой изделий особо чистыми газами под высоким давлением (до 1,1 МПа), в частности азотом, позволяющую избежать коробления и обезуглероживания поверхности обрабатываемых изделий. Указанный метод характеризуется относительно невысокими механическими свойствами упрочненных изделий, большим расходом газа, а также высокой стоимостью оборудования [5]. Наиболее качественные результаты при упрочнении поверхностного слоя металлических изделий достигаются методами ХТО и нанесения функциональных покрытий.

Для нанесения покрытий используют метод ионного напыления в вакууме при температуре подложки 300...600 °С. Устройство для данного вида напыления представляет собой вакуумную камеру с катодом и анодом. В качестве анода взята распыляемая мишень, а роль катода выполняет металлическая подложка, на которую наносится покрытие. На мишень относительно заземленного анода подается отрицательный потенциал (2...3 кВ), достаточный для возникновения тлеющего разряда и интенсивной бомбардировки мишени положительными ионами плазмы. Выбиваемые атомы мишени попадают на подложку и осаждаются на ней. В результате ионного напыления формируются покрытия толщиной 100...250 мкм с поверхностной микротвердостью 1800...2500 HV_{0,98}. Несмотря на приобретаемые повышенные эксплуатационные свойства изделия, метод не получил широкого применения в промышленности в связи с низкой скоростью роста покрытия (до 1 нм/с), наличием загрязнений поверхности изделия (из-за сложности подготовки поверхности для нанесения покрытий), недостаточно плотной структурой покрытий, низкой степенью загрузки изделиями объема рабочей камеры, трудностью обеспечения равномерности толщины и стехиометрического состава на изделия сложной конфигурации, относительно высокой стоимостью оборудования [6 — 10].

Несмотря на большое количество методов для повышения эксплуатационных свойств инструмента, самым распространенным на сегодняшний день считается ХТО, в результате которого происходит изменение химического состава поверхностного слоя обрабатываемого материала. Диффузионный слой образуется в

результате насыщения поверхности обрабатываемого изделия различными элементами: металлами (W, Cr, Al и др.), неметаллами (C, B, N и др.) и гибридным насыщением разнородными элементами (C и N, Al и Si, B и Al и др.). Его основное преимущество заключается в возможности получения градиента свойств от поверхности к сердцевине изделия, относительной простоте регулирования качества и толщины упрочненного поверхностного слоя, применении бюджетного оборудования [11, 12].

Среди различных способов повышения эксплуатационных свойств инструментов различной геометрии газовое азотирование, обеспечивающее высокую поверхностную твердость (достигаемую без процесса закалки), износо- и коррозионную стойкости, является одним из наиболее технологически простых и экономически эффективных методов упрочняющей обработки.

Газовое азотирование сталей обычно проводят в вакуумных ретортных печах в диапазоне температур 500...580 °С в среде аммиака или аммиака и водорода (1:1) с длительностью процесса от 5 до 30 ч. Технологические параметры проведения процесса (температура, продолжительность и т.д.) определяют полученную микроструктуру и комплекс свойств обработанных изделий. Формирование упрочненного слоя начинается с диссоциации аммиака, в результате которой образуется атомарный азот. Затем активированный азот адсорбируется на поверхности обрабатываемого металлического изделия с последующей диффузией в кристаллическую структуру сплава. Поверхностный и диффузионный слои обработанного изделия преимущественно включают в себя нитриды железа (ϵ -Fe₂₃N, γ -Fe₄N), а также нитриды легирующих элементов. Благодаря образованию нитридов повышается микротвердость поверхности инструментальной стали до 900...1000 HV_{0,98}, улучшаются износо- и коррозионная стойкости [13, 14]. Главный недостаток метода — низкая производительность процесса.

Интенсификация процессов ХТО проходит за счет повышения температуры процесса, активности насыщающей рабочей среды, наложения ультразвука и т.д. Повышение температуры обеспечивается благодаря концентрированным потокам энергии (лазеру, электронному лучу, плазме), или изменению вида теплопередачи от источника к изделию (использованию электроконтактного или индукционного нагрева). Применение при ХТО концентрированных потоков энергии позволяет получать упрочненные слои нитридов и карбонитридов толщиной от 10 до 100 мкм и микротвердостью до 1300...1500 HV_{0,98}. Однако точечное воздействие источника тепла имеет и недостатки, в частности, малую производительность. Поэтому развиваются технологии, позволяющие быстро прогреть до заданной температуры всю обрабатываемую деталь [15 — 17].

Альтернативный методом бесконтактного нагрева при ХТО — индукционный нагрев. Отличительной

чертой индукционной термической обработки является выделение тепла в скин-слое, что позволяет проводить более эффективную обработку приповерхностного слоя металлического изделия [18]. Также данный эффект позволяет выполнять локальную активацию рабочей среды с увеличением скорости адсорбции насыщаемых элементов. Следовательно, высокотемпературный поверхностный нагрев способствует сокращению длительности процесса ХТО. Так, применение индукционно-термической обработки (ИТО) при цементации титана сокращает длительность процесса до 500 с при образовании упрочненного покрытия толщиной до 10 мкм [19]. Рационально для повышения эксплуатационных свойств металлообрабатывающего инструмента проводить ХТО в среде газообразного азота с применением индукционного нагрева. Пробные опытные исследования показали, что индукционный нагрев при азотировании быстрорежущей стали сокращает длительность процесса до 600 с, при этом образуется диффузионный слой толщиной до 200 мкм. Таким образом, данный метод более производительен по сравнению с обычным газовым азотированием [20]. Стоит учесть возможную неравномерность нагрева обрабатываемых изделий, поскольку первичное тепловыделение протекает в области, расположенной ближе к индуктору.

Несмотря на наличие научных исследований по индукционной химико-термической обработке (ИХТО), остается неизученным влияние электротехнологических параметров обработки на качество изделий из инструментальных сталей. Цель работы заключается в исследовании возможности газовой закалки быстрорежущей инструментальной стали Р6М5 при ИХТО, а также определении влияния параметров индукционного азотирования на толщину диффузионного слоя и механических свойств, в частности, твердости стальных образцов.

Для исследований отобраны образцы диаметром 10 мм и толщиной 5 мм из быстрорежущей инструмен-

тальной стали Р6М5, не подвергнутые термической обработке. Подготовка образцов заключалась в шлифовке их поверхности с применением наждачной бумаги (Р180 – Р3000 ISO 6344), последующей очистке в этаноле и сушке.

Азотирование проводили в разработанной для проведения ИХТО камере. Нагрев до заданной температуры обеспечивали с помощью установки «ВЧ-15А» [21] со следующими параметрами: диапазон рабочих частот — 30...80 кГц, мощность — не более 15 кВт при напряжении питания 220 В (однофазная сеть). Камера представляла собой герметичный кварцевый сосуд, помещенный в трехвитковый индуктор с внутренним диаметром 32 мм. Стальные образцы располагали на уровне среднего-верхнего витка индуктора. Процесс ИХТО проводили в течение 300, 600 и 1200 с при температуре более 850 °С и давлении рабочей среды 0,2±0,05 МПа. Скорость и температуру нагрева регулировали изменением тока индуктора от 4,8 до 5,8 кА в частотном диапазоне 64,9...66,5 кГц (табл. 1). Указанные электротехнологические режимы обеспечивали удельный расход электроэнергии 100...155 кВт·ч/м².

Для удобства обработки данных введено условное обозначение образцов, состоящее из двух чисел: тока индуктора и длительности выдержки. Например, «4,8_300», где 4,8 — ток индуктора, кА; 300 — длительность выдержки, с.

Температуру процесса индукционного нагрева контролировали калориметрическим методом (через кварцевую камеру) по цветам каления нагретых твердых тел. Обработку металлоизделий при токе 5,8 кА и длительности 1200 с не проводили, поскольку при обработке в течение 600 с отмечены деформация образца и повреждение нитридного слоя.

Структуру и элементный состав диффузионных слоев исследовали по изготовленным микрошлифам (в продольном сечении) методами растровой электронной микроскопии (РЭМ) и энергодисперсионного рент-

Таблица 1

Режимы ИХТО стальных образцов в газообразной азотосодержащей среде

Условное обозначение	Ток индуктора, кА	Длительность выдержки, с	Частота, кГц	Температура нагрева, °С
4,8_300	4,8	300	66,5	850...880
4,8_600		600		
4,8_1200		1200		
5,1_300	5,1	300	66,0	900...930
5,1_600		600		
5,1_1200		1200		
5,4_300	5,4	300	65,4	950...980
5,4_600		600		
5,4_1200		1200		
5,8_300	5,8	300	64,9	1020...1050
5,8_600		600		

генофлуоресцентного анализа (ЭДФА) (погрешность концентрации $\pm 0,5$ ат. %) на электронном микроскопе «MIRA II LMU» с детектором «INCA PentaFETx3».

Для изучения толщины упрочненного и диффузионного слоев взят оптический микроскоп «Olympus BX-51» (при увеличении до $\times 100$). Твердость оценивали методом микроиндентирования (микротвердомер «Durascan-20») при нагрузке на индентор Виккерса, равной 100 гс (0,98 Н) для микрошлифов и 200 гс (1,98 Н) — для поверхности образцов (ISO 6507-1—2007).

Математическая обработка данных позволит спрогнозировать ряд получаемых свойств упрочненного слоя, скорости протекания диффузии, формирования нитридного слоя при изменении температурно-временных режимов. Статистическая обработка и построение эмпирических моделей выполнены в программе «Datafit 9 v.1».

В результате ИХТО поверхность образцов из стали Р6М5 приобрела серо-матовый оттенок, характерный для азотированных металлоизделий (рис. 1). Макроструктура поверхности образцов характеризовалась однородностью упрочненного диффузионного слоя.

В отожженном состоянии образцы имели ферритно-перлитную структуру (рис. 2, а). В результате ИХТО инструментальной стали образовалась однородная микроструктура упрочненного слоя (рис. 2, б, в).

При исследовании микроструктуры азотированных образцов установлено, что модифицированный слой состоит из упрочненного и глубинного диффузионного слоев суммарной толщиной 150...200 мкм. Глубинный диффузионный слой характеризовался наличием зерен округлой формы и карбидной сетки, что подтвердило проведение процесса равномерной объемной закалки во время продувки образцов газообразным азотом после ИХТО.

Микротвердостью более $1900 \text{ HV}_{0,98}$ характеризовались образцы, азотированные при токе индуктора 5,1...5,4 кА, температуре около 900...1000 °С и длительности обработки 600 с. Микроиндентирование осуществляли по поперечному сечению образца (микрошлифу) на глубину около 500 мкм (рис. 3). В результате измерения установлено формирование упрочненного слоя с равномерным снижением микротвердости по сечению до 150 мкм. Постоянство микротвердости наблюдалось, начиная с глубины 250 мкм и более, что показало наличие градиентной структуры азотированного слоя. Глубина до 250 мкм характеризовалась высокой твердостью от 1200 до $1900 \text{ HV}_{0,98}$, что связано с формированием мелкодисперсных упрочняющих фаз в данной области.

Исследование состава образцов «5,1_600» и «5,4_600» показало, что происходило равномерное

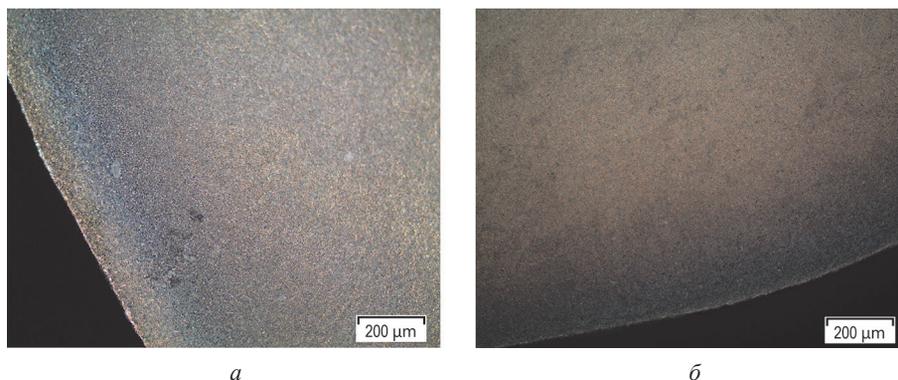


Рис. 1. Поверхностная структура образцов после ИХТО:

а — ток индуктора — 5,1 кА, выдержка — 600 с; б — ток индуктора — 5,4 кА, выдержка — 600 с

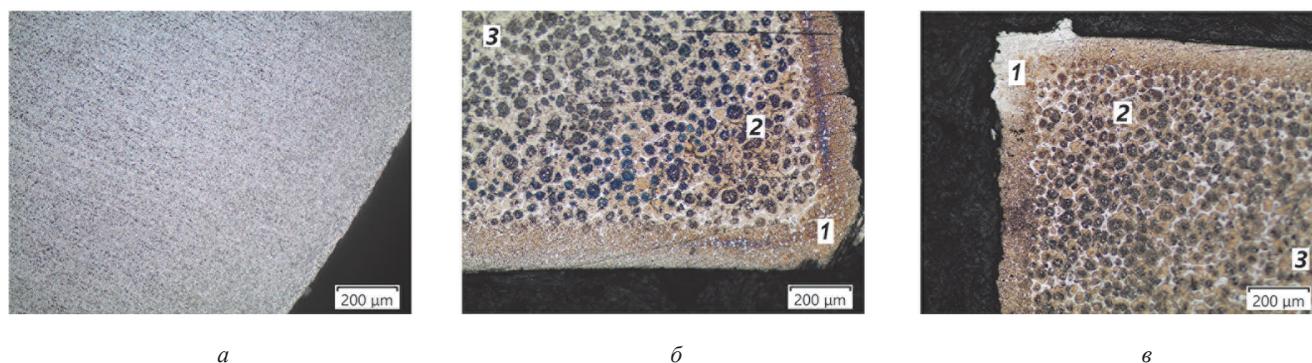


Рис. 2. Структура поперечного сечения образцов:

а — без обработки; б — после ИХТО при токе индуктора 5,1 кА и выдержке 600 с; в — после ИХТО при токе индуктора 5,4 кА и выдержке 600 с; 1 — упрочненный диффузионный слой; 2, 3 — глубинный диффузионный слой

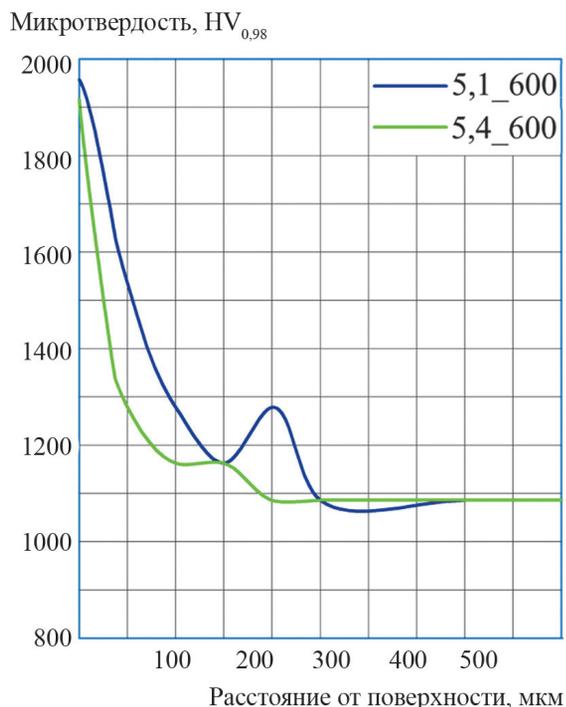


Рис. 3. Зависимости микротвердости азотированных образцов от глубины индентирования

внедрение азота в стальную основу с градиентным распределением от поверхности к центру образца. Полученные данные химического анализа с числовыми значениями концентрации элементов в выбранных спектрах представлены в табл. 2, 3.

В спектрах 1 — 3 наблюдалась высокая концентрация азота, характеризующая протекание диффузионного транспорта азота в стальную основу (рис. 4). По приведенным данным предполагалась возможность образования в приповерхностном слое нитридов железа и легирующих элементов на глубине до 200 мкм. Высокое содержание углерода (завышенное значение, обусловленное методом анализа ЭДРФА) позволило предположить, что во время высокотемпературного нагрева образовывались карбиды и карбонитриды.

ИХТО при токе 5,1 кА характеризовалась большей глубиной и количеством диффундирующего азота. Вероятно, это связано с более высокой температурой нагрева ИХТО при токе 5,4 кА, что, в свою очередь, повлияло на фазовый состав приповерхностного слоя стали. Коэффициент диффузии азота в решетке феррита существенно больше, чем в аустените (образующемся при температуре свыше 910 °С) [22]. Возможно, обезуглероживание стали Р6М5 также замедлило диф-

Таблица 2

Распределение химических элементов по сечению образца 5,1_600, ат. %

Химический элемент	Метка спектра									
	s1	s2	s3	s4	s5	s6	s7	s8	s9	s10
C	37,24	35,53	32,62	35,34	33,46	34,42	34,27	36,26	34,61	32,00
N	6,190	9,880	6,310	—	—	—	—	—	—	2,550
V	2,120	3,590	2,810	2,970	1,890	1,700	1,970	2,300	1,740	3,380
Cr	2,820	2,680	2,840	2,810	2,760	2,800	2,800	2,960	2,810	2,790
Mn	—	—	—	0,210	0,160	0,150	0,190	0,160	0,170	0,160
Fe	46,64	44,32	50,73	47,71	50,57	49,89	48,98	47,49	52,00	50,15
Mo	2,070	1,910	1,890	2,420	1,850	2,100	2,440	2,380	2,020	1,830
W	1,270	1,200	1,220	1,520	1,150	1,240	1,540	1,200	1,200	1,050

Таблица 3

Распределение химических элементов по сечению образца 5,4_600, ат. %

Химический элемент	Метка спектра									
	s1	s2	s3	s4	s5	s6	s7	s8	s9	s10
C	34,81	34,67	35,72	34,93	35,65	34,09	36,32	36,35	41,81	34,34
N	5,360	9,320	5,220	—	—	—	—	—	—	0,000
V	2,160	4,380	3,450	2,110	1,640	1,730	1,680	1,630	1,730	2,340
Cr	2,890	2,660	2,750	2,900	2,970	3,030	2,830	2,790	2,620	2,900
Mn	0,200	0,170	0,190	0,150	0,200	0,170	0,190	0,200	0,170	0,190
Fe	49,79	45,88	49,43	50,80	50,15	51,64	49,25	49,41	45,33	51,03
Mo	2,210	1,800	1,710	2,060	2,330	2,410	2,130	2,120	2,010	1,970
W	1,310	1,070	1,020	1,150	1,230	1,420	1,140	1,170	1,230	1,080

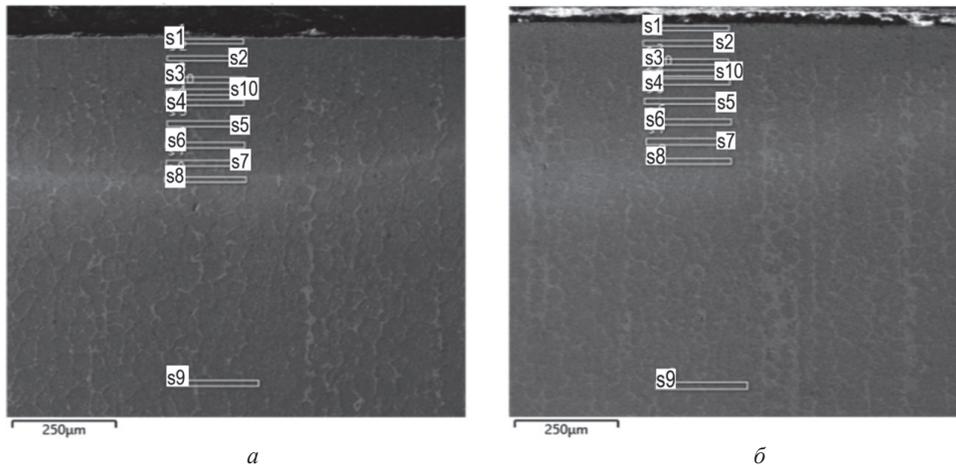


Рис. 4. Данные ЭДРФА сечения образцов:

a — ток индуктора — 5,1 кА, выдержка — 600 с; *б* — ток индуктора — 5,4 кА, выдержка — 600 с

фузию азота, так как наличие углерода в поверхностном слое во время нагрева привело к ингибированию диффузии.

Для установления регрессионных зависимостей, описывающих влияния технологических параметров на свойства изделия, выбраны в качестве входных переменных: ток индуктора x_1 и длительность процесса ИХТО x_2 . Выходные параметры приняты следующими: глубина диффузионного слоя y_1 , поверхностная микротвердость y_2 и микротвердость диффузионного слоя на глубине до 50 мкм y_3 . В качестве переменных y_2, y_3 взяты средние значения измерений.

Аппроксимацию экспериментальных данных зависимости глубины диффузионного слоя $S(I_{\text{инд}}, t)$ от параметров тока индуктора $I_{\text{инд}}$ и длительности обработки t для изученных обработанных образцов представим в полиномиальной форме:

$$S = -2405,43 + 1044,99I_{\text{инд}} - \frac{246479,99}{t} - 107,42I_{\text{инд}}^2 - \frac{21839999,99}{t^2} + 62249,99 \frac{I_{\text{инд}}}{t}.$$

Коэффициент множественной детерминации (корреляции) R_2 модели составил 0,64, что в достаточной степени удовлетворяет экспериментальным данным.

В графическом виде регрессионная модель $S(I_{\text{инд}}, t)$ характеризуется наличием участков, соответствующих глубине диффузионного слоя около 200 мкм (рис. 5).

Широкая область максимальной глубины диффузии формируется при токе индуктора в диапазоне 4,9...5,4 кА при длительности ИХТО от 500 до 1000 с. При токе индуктора 5,5...5,8 кА создается диффузионный слой (около 180 мкм за короткий временной интервал обработки 300...500 с).

Данное явление обусловлено температурным интервалом 900...950 °С, обеспечивающим повышенную адсорбцию азота и дальнейшую его диффузию вглубь

металла. Рост температуры привел к повышению скорости образования нитридов на поверхности изделия, препятствующих диффузии азота. Использование высоких температур также повысило градиент концентрации азота в аустенитной фазе. При азотировании аустенит обычно является трехкомпонентным твердым раствором внедрения азота и углерода, что обеспечило вероятное образование твердых карбонитридов железа [22].

Аппроксимируем экспериментальные данные зависимости поверхностной микротвердости $HV_{\text{пов}}(I_{\text{инд}}, t)$ от параметров тока индуктора $I_{\text{инд}}$ и длительности обработки t для изученных образцов в полиномиально-логарифмической форме с коэффициентом $R_2 \approx 0,82$:

$$HV_{\text{пов}} = -34379,56 + \frac{233633,53}{I_{\text{инд}}} + 4353,47 \ln t + \frac{-682788,15}{I_{\text{инд}}^2} - 401,74 \ln t^2 + 4337,81 \ln \frac{I_{\text{инд}}}{t}.$$

В графическом виде регрессионная модель $HV_{\text{пов}}(I_{\text{инд}}, t)$ характеризуется областью максимальной поверхностной микротвердости ($\approx 2000 HV_{1,98}$) в диапазоне используемого тока индуктора 5,3...5,6 кА при длительности ИХТО от 600 до 1000 с (рис. 6). Применение высокотемпературного нагрева (выше 900 °С) позволило быстро насытить ферритную фазу азотом с последующим превращением в аустенит с включениями нитридов и карбонитридов железа и легирующих элементов обрабатываемой стали [22].

Обработку экспериментальных данных зависимости микротвердости диффузионного слоя на глубине до 50 мкм $HV_{\text{диф.с}}(I_{\text{инд}}, t)$ от параметров тока индуктора $I_{\text{инд}}$ и длительности обработки t для изученных стальных образцов выразим в полиномиальной форме с коэффициентом $R_2 \approx 0,8$:

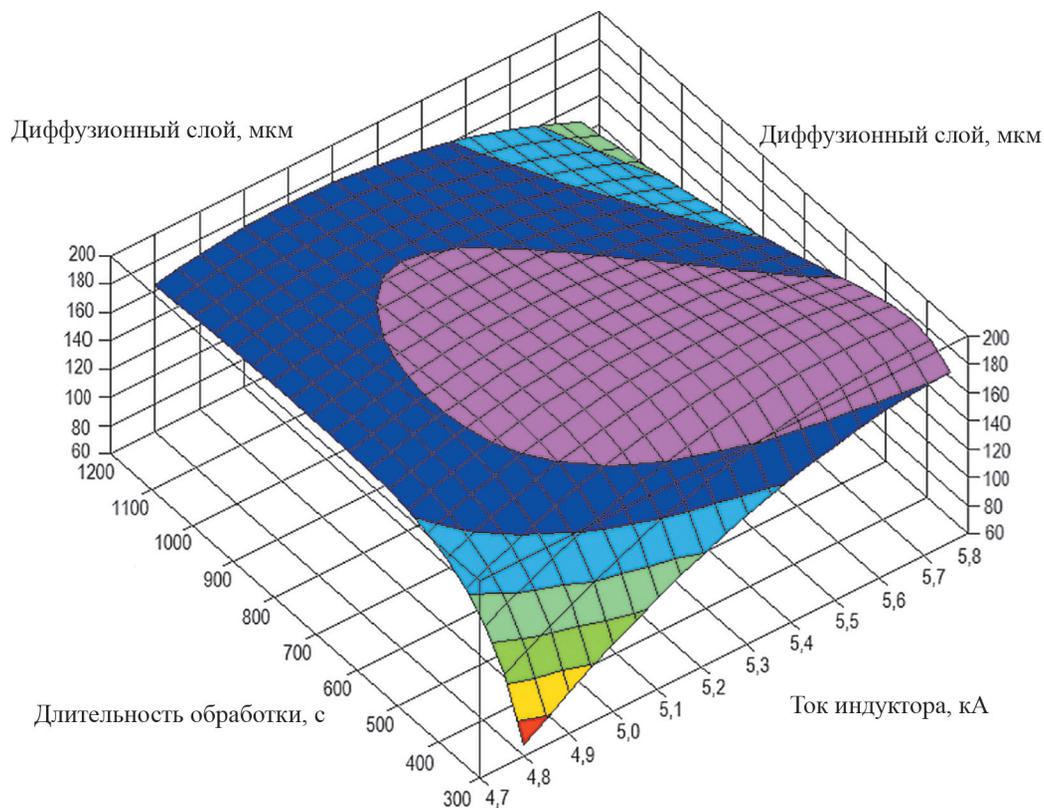


Рис. 5. Графическая зависимость $S(I_{\text{инд}}, t)$ при ИХТО (азотировании) образцов из стали Р6М5

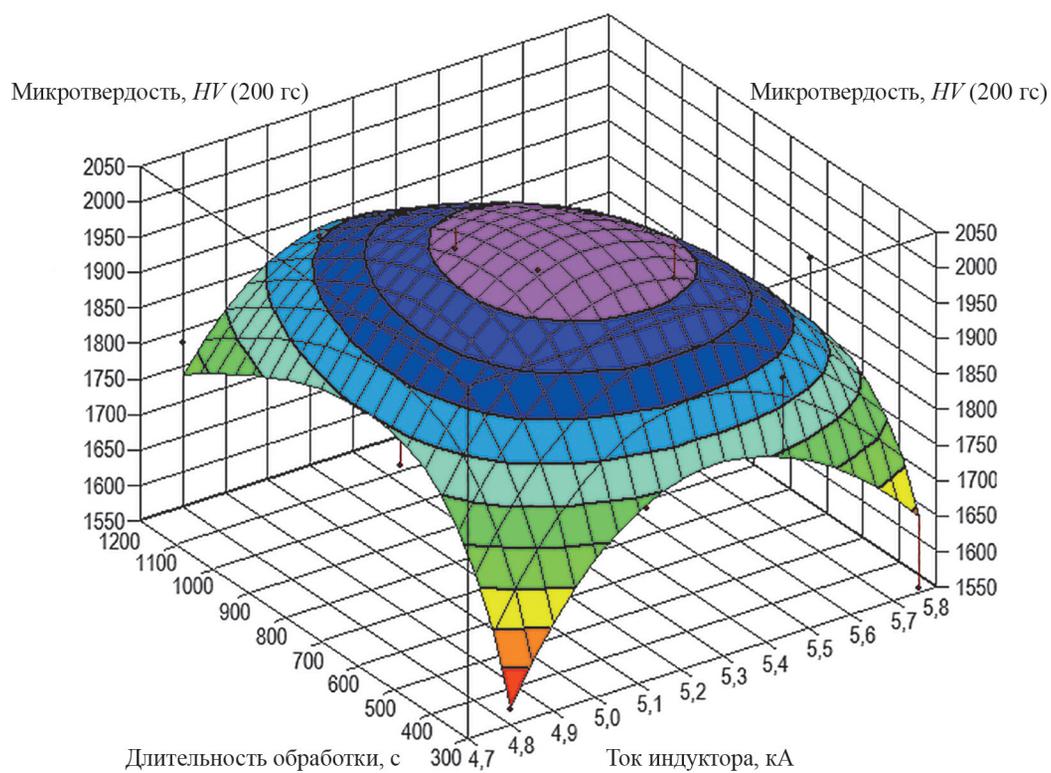


Рис. 6. Графические зависимости $HV_{\text{пов}}(I_{\text{инд}}, t)$ при ИХТО (азотировании) образцов из стали Р6М5

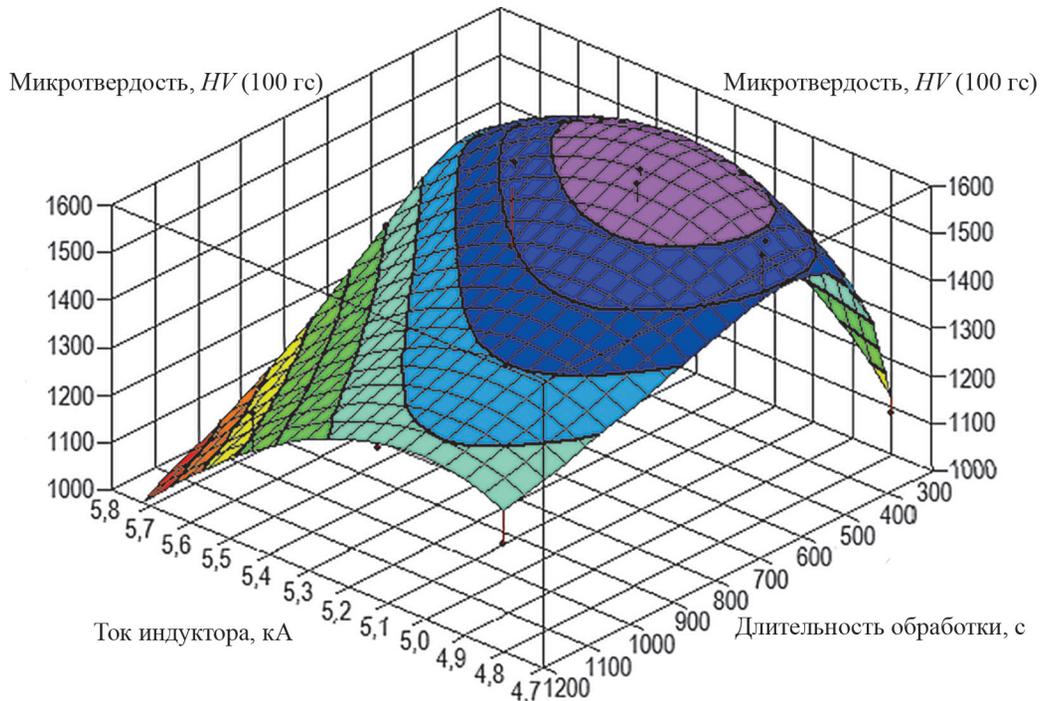


Рис. 7. Графические зависимости $HV_{\text{диф.с}}(I_{\text{инд}}, t)$ при ИХТО (азотировании) образцов из стали Р6М5

$$HV_{\text{диф.с}} = -22420,42 + \frac{229313,09}{I_{\text{инд}}} + \frac{1767075,85}{t} + \frac{-563368,62}{I_{\text{инд}}^2} + \frac{-163520197,17}{t^2} + \frac{-5551449,06}{I_{\text{инд}}t}.$$

В графическом виде регрессионная модель $HV_{\text{диф.с}}(I_{\text{инд}}, t)$ характеризуется наличием участка равномерной повышенной твердости диффузионного слоя около 1600 $HV_{0,98}$ (рис. 7).

Равномерный диффузионный слой образовывался в диапазоне тока индуктора 4,9...5,5 кА при длительности обработки 400...700 с. Это связано с тем, что при обработке в диапазоне температур 900...950 °С под упрочненным поверхностным слоем расположился глубинный диффузионный слой феррита, тем самым повысилась растворимость азота в феррите, что, в свою очередь, замедлило образование высокоазотистых соединений, ограничивающих скорость диффузии азота [22].

Заключение

Согласно построенным регрессионным моделям, обеспечение максимальной глубины диффузионного слоя и поверхностной микротвердости в результа-

те ИХТО происходит при токе индуктора в диапазоне 4,9...5,5 кА и длительности обработки 500...800 с. Экспериментально установлено, что в результате ИХТО на поверхности изделия образуются нитриды металлов с высокой поверхностной микротвердостью 1930...1950 $HV_{1,98}$, в то время как в процессе стандартного газового азотирования в среде аммиака максимальные значения микротвердости составляют 900...1000 $HV_{0,98}$.

Полученные данные о глубине диффузионного слоя (160...200 мкм), образованного предложенным методом за короткий промежуток выдержки (300...1200 с), подтверждают эффективность предложенного метода по сравнению со стандартным газовым азотированием, при котором длительность процесса формирования упрочненного слоя той же толщины составляет не менее 5 ч [22].

Благодаря полученным регрессионным моделям установлены технологические параметры, в частности, ток индуктора, продолжительность и температура выдержки при ИХТО, существенно влияющие на формирование упрочненного нитридного слоя.

Описано влияние тока индуктора и длительности термического воздействия на глубину и микротвердость диффузионных слоев.

Литература

1. Иващенко А.П. Анализ способов повышения стойкости материалов режущих инструментов // Международный журнал фундаментальных и прикладных исследований. 2015. № 12. С. 389—392.

References

1. Ivashchenko A.P. Analiz Sposobov Povysheniya Stojkosti Materialov Rezhushchih Instrumentov. Mezhdunarodnyj Zhurnal Fundamental'nyh i Prikladnyh Issledovanij. 2015;12:389—392. (in Russian).

2. **Clavier F. e. a.** Impact of Cutting Tool Wear on Residual Stresses Induced During Turning of a 15-5 PH Stainless Steel // Proc. CIRP. 2020. V. 87. Pp. 107—112.
3. **Ильин А.А., Строганов Г.Б., Скворцова С.В.** Покрытия различного назначения для металлических материалов. М.: ИНФРА-М, 2019.
4. **Мокрицкий Б.Я.** Управление работоспособностью металлорежущего инструмента путем нанесения покрытий, механической упрочняющей обработки и контроля качества // Упрочняющие технологии и покрытия. 2010. № 9. С. 38—47.
5. **Хайдоров А.Д., Юнусов Ф.А.** Вакуумная термическая обработка высоколегированных коррозионноустойчивых сталей // Научно-технические ведомости СПбГПУ. 2017. № 1. С. 226—235.
6. **Dartois E. e. a.** Electronic Sputtering of Solid N₂ by Swift Ions // Nuclear Inst. and Methods in Phys. Research. 2020. V. 485. Pp. 13—19.
7. **Давлетбаева Р.Р.** Покрытие для режущего инструмента // Молодой ученый. 2017. № 2. С. 98—101.
8. **Shekhtman S.R., Sukhova N.A.** Synthesis of Multilayer Vacuum Ion-plasma Coatings Ti-TiN During the Surface Modification // Materials Sci. Forum. 2016. V. 870. Pp. 113—117.
9. **Афанасьева Ю.Д., Шехтман С.Р.** Технология нанесения покрытия Ti-TiN на режущий инструмент // Вестник УГАТУ. 2018. № 3. С. 3—9.
10. **Зубков М.С.** Преимущества и недостатки газотермического напыления // Инновационные технологии в машиностроении: Сб. трудов IX Междунар. науч.-практ. конф. 2018. С. 46—48.
11. **Гурьев А.М., Лыгденов Б.Д., Власова О.А.** Совершенствование технологии химико-термической обработки инструментальных сталей // Обработка металлов: технология, оборудование, инструменты. 2009. № 1. С. 14—15.
12. **Лобанов М.Л., Кардонина Н.И., Россина Н.Г.** Защитные покрытия. Екатеринбург: Изд-во Уральского ун-та, 2014.
13. **Akhtar S.S., Arif A.M., Yilbas B.S.** Gas Nitriding of H13 Tool Steel Used for Extrusion Dies: Numerical and Experimental Investigation // Comprehensive Materials Finishing. 2017. V. 3. Pp. 158—177.
14. **Попов З.И. и др.** Теоретическое исследование нитридов железа γ -Fe₄N и ϵ -Fe_xN при давлениях до 500 ГПа // Письма в ЖЭТФ. 2015. № 6. С. 405—409.
15. **Peter S.** Laser Nitriding of Metals // Progress in Materials Sci. 2002. V. 47. Pp. 1—161.
16. **Будилов В.В., Агзамов Р.Д., Рамазанов К.Н.** Исследование и разработка методов химико-термической обработки на основе структурно фазового модифицирования поверхности деталей сильнооточными разрядами в вакууме // Вестник УГАТУ. 2007. № 1. С. 140—149.
17. **Maldzinski L., Tacikowski J.** ZeroFlow Gas Nitriding of Steels // Thermochemical Surface Eng. Steels. N.-Y.: Woodhead Publ., 2015. Pp. 459—483.
2. **Clavier F. e. a.** Impact of Cutting Tool Wear on Residual Stresses Induced During Turning of a 15-5 PH Stainless Steel. Proc. CIRP. 2020;87:107—112.
3. **Ильин А.А., Строганов Г.Б., Скворцова С.В.** Pokrytiya Razlichnogo Naznacheniya dlya Metallicheskih Materialov. M.: INFRA-M, 2019. (in Russian).
4. **Mokrickij B.Ya.** Upravlenie Rabotosposobnost'yu Metallorazhushchego Instrumenta Putem Naneseniya Pokrytij, Mekhanicheskoj Uprochnyayushchej Obrabotki i Kontrolya Kachestva. Uprochnyayushchie Tekhnologii i Pokrytiya. 2010;9:38—47. (in Russian).
5. **Hajdorov A.D., Yunusov F.A.** Vakuumnaya Termicheskaya Obrabotka Vysokolegirovannyh Korrozionnostojkih Stalej. Nauchno-tekhnicheskie Vedomosti SPbGPU. 2017;1:226—235. (in Russian).
6. **Dartois E. e. a.** Electronic Sputtering of Solid N₂ by Swift Ions. Nuclear Inst. and Methods in Phys. Research. 2020;485:13—19.
7. **Davletbaeva R.R.** Pokrytie dlya Rezhushchego Instrumenta. Molodoy Uchenyj. 2017;2:98—101. (in Russian).
8. **Shekhtman S.R., Sukhova N.A.** Synthesis of Multilayer Vacuum Ion-plasma Coatings Ti-TiN During the Surface Modification. Materials Sci. Forum. 2016;870:113—117.
9. **Afanas'eva Yu.D., Shekhtman S.R.** Tekhnologiya Naneseniya Pokrytiya Ti-TiN na Rezhushchij Instrument. Vestnik UGATU. 2018;3:3—9. (in Russian).
10. **Zubkov M.S.** Preimushchestva i Nedostatki Gazotermicheskogo Napyleniya. Innovacionnye Tekhnologii v Mashinostroenii: Sb. Trudov IX Mezhdunar. Nauch.-prakt. Konf. 2018:46—48. (in Russian).
11. **Gur'ev A.M., Lygdenov B.D., Vlasova O.A.** Sovershenstvovanie Tekhnologii Himiko-termicheskoy Obrabotki Instrumental'nyh Stalej. Obrabotka Metallov: Tekhnologiya, Oborudovanie, Instrumenty. 2009;1:14—15. (in Russian).
12. **Lobanov M.L., Kardonina N.I., Rossina N.G.** Zashchitnye Pokrytiya. Ekaterinburg: Izd-vo Ural'skogo Un-ta, 2014. (in Russian).
13. **Akhtar S.S., Arif A.M., Yilbas B.S.** Gas Nitriding of H13 Tool Steel Used for Extrusion Dies: Numerical and Experimental Investigation. Comprehensive Materials Finishing. 2017;3:158—177.
14. **Popov Z.I. i dr.** Teoreticheskoe Issledovanie Nitridov Zheleza γ -Fe₄N i ϵ -Fe_xN pri Davleniyah do 500 GPa. Pis'ma v ZHETF. 2015;6:405—409. (in Russian).
15. **Peter S.** Laser Nitriding of Metals. Progress in Materials Sci. 2002;47:1—161.
16. **Budilov V.V., Agzamov R.D., Ramazanov K.N.** Issledovanie i Razrabotka Metodov Himiko-termicheskoy Obrabotki na Osnove Strukturno Fazovogo Modificirovaniya Poverhnosti Detalej Sil'notochnymi Razryadami v Vakuume. Vestnik UGATU. 2007;1:140—149. (in Russian).
17. **Maldzinski L., Tacikowski J.** ZeroFlow Gas Nitriding of Steels. Thermochemical Surface Eng. Steels. N.-Y.: Woodhead Publ., 2015:459—483.

18. Palkanov P., Fomin A., Rodionov I. Structural Transformations on the Surface of 1.3343 Tool Steel and 12Cr18Ni10Ti Stainless Steel after Induction Heat Treatment and Quenching // J. Physics: Conf. Series. 2018. V. 1124. Pp. 081016.

19. Fomin A. e. a. Functionally Graded Ti (C,N) Coatings and Their Production on Titanium Using Solid-state Carburization Associated with Induction Heat Treatment // Composite Structures. 2020. V. 245. Pp. 112393.

20. Palkanov A., Fomin A. Influence of Induction Chemical Thermal Treatment in a Gaseous Medium on the Formation of a Wear-resistant Gradient Nitride Layer on Tool Steel // Proc. SPIE. 2020. V. 11845. Pp. 118451.

21. Палканов П.А., Кошуро В.А., Фомин А.А. Влияние тока индуктора при азотировании стали Р6М5 на структуру и микротвердость диффузионного слоя // Вопросы электротехнологии. 2021. № 2. С. 5—13.

22. Лахтин Ю.М., Коган Я.Д. Азотирование стали. М.: Машиностроение, 1976.

18. Palkanov P., Fomin A., Rodionov I. Structural Transformations on the Surface of 1.3343 Tool Steel and 12Cr18Ni10Ti Stainless Steel after Induction Heat Treatment and Quenching. J. Physics: Conf. Series. 2018;1124:081016.

19. Fomin A. e. a. Functionally Graded Ti (C,N) Coatings and Their Production on Titanium Using Solid-state Carburization Associated with Induction Heat Treatment. Composite Structures. 2020;245:112393.

20. Palkanov A., Fomin A. Influence of Induction Chemical Thermal Treatment in a Gaseous Medium on the Formation of a Wear-resistant Gradient Nitride Layer on Tool Steel. Proc. SPIE. 2020;11845:118451.

21. Palkanov P.A., Koshuro V.A., Fomin A.A. Vliyanie Toka Induktora pri Azotirovanii Stali R6M5 na Strukturu i Mikrotverdost' Diffuzionnogo Sloya. Voprosy Elektrotekhnologii. 2021;2:5—13. (in Russian).

22. Lahtin Yu.M., Kogan Ya.D. Azotirovanie Stali. M.: Mashinostroenie, 1976. (in Russian).

Сведения об авторах:

Палканов Павел Алексеевич — инженер-исследователь лаборатории электрофизических процессов и технологии, аспирант кафедры электроэнергетики и электротехники Саратовского государственного технического университета имени Гагарина Ю.А., e-mail: maikmozovskii@mail.ru

Кошуро Владимир Александрович — кандидат технических наук, доцент кафедры материаловедения и биомедицинской инженерии Саратовского государственного технического университета имени Гагарина Ю.А., e-mail: dimirion@mail.ru

Фомин Александр Александрович — доктор технических наук, заведующий кафедрой материаловедения и биомедицинской инженерии, проректор по стратегическому развитию Саратовского государственного технического университета имени Гагарина Ю.А., e-mail: afominalex@gmail.com

Information about authors:

Palkanov Pavel A. — Research Engineer of the Electrophysical Processes and Technology Laboratory, Ph.D.-student of the Electric Power and Electrical Engineering Dept., Yuri Gagarin State Technical University of Saratov, e-mail: maikmozovskii@mail.ru

Koshuro Vladimir A. — Ph.D. (Techn.), Assistant Professor of Materials Science and Biomedical Engineering Dept., Yuri Gagarin State Technical University of Saratov, e-mail: dimirion@mail.ru

Fomin Aleksandr A. — Dr.Sci. (Techn.), Head of Materials Science and Biomedical Engineering Dept., Yuri Gagarin State Technical University of Saratov, e-mail: afominalex@gmail.com

Работа выполнена при поддержке: программы УМНИК (договор № 16667ГУ/2021)

The work is executed at support: UMNIC Programs (Contract No. 16667ГУ/2021)

Конфликт интересов: авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов

Conflict of interests: the authors declare no conflict of interest

Статья поступила в редакцию: 28.09.2021

The article received to the editor: 28.09.2021