

С. П. Нефедьев, А. Н. Емелюшин

ВЛИЯНИЕ АЗОТА НА ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ ПЛАЗМЕННЫХ ПОКРЫТИЙ ТИПА 10P6M5

Исследовано влияние легирования азотом из присадочного материала на формирование структуры и свойств покрытия типа 10P6M5, полученного плазменно-порошковой наплавкой. Изучена микроструктура и фазовый состав наплавленных слоёв, а также, коэффициенты перехода легирующих элементов при наплавке. Определено влияние состава присадочного порошка и режима наплавки на твёрдость и абразивную износостойкость покрытий. Показано положительное влияние азота на повышение абразивной износостойкости покрытий.

Ключевые слова: плазменная наплавка, легирование азотом, твёрдость износостойкость, микроструктура, режимы наплавки.

S. P. Nefedev, A. N. Emelyushin

THE INFLUENCE OF NITROGEN ON THE FORMATION OF THE STRUCTURE AND PROPERTIES OF PLASMA COATINGS OF THE 10P6M5 TYPE

The effect of nitrogen doping from an additive material on the formation of the structure and properties of a coating of type 10P6M5 obtained by plasma-powder surfacing is investigated. The microstructure and phase composition of the deposited layers, as well as the transition coefficients of alloying elements during surfacing, are studied. The influence of the additive powder composition and the surfacing mode on the hardness and abrasive wear resistance of coatings is determined. The positive effect of nitrogen on increasing the abrasive wear resistance of coatings is shown.

Keywords: plasma surfacing, nitrogen alloying, hardness, wear resistance, microstructure, surfacing modes.

Введение

В последнее десятилетие отмечается повышенный интерес отечественных и зарубежных исследователей к применению азота в качестве легирующего элемента литых сплавов и покрытий. Использование азота в ряде случаев позволяет достигать уникальных свойств, по сравнению с безазотистыми сплавами аналогичного назначения. Оптимальное легирование азотом позволяет значительно повысить коррозионную стойкость сплавов [1], прочность, ударостойкость [2, 3] и т. д.

Основными трудностями применения азота является его высокая диффузионная подвижность при высоких температурах, и связанный с этим повышенный угар, а также, склонность азотированных сплавов к чрезмерному росту зерна, что может полностью нивелировать всё положительное влияние от легирования азотом.

В связи с этим в настоящее время активно разрабатываются технологии обоснованного применения азота в металлических сплавах и покрытиях. Применительно к износостойким покрытиям, азот применяется с целью повысить износостойкость, одновременно с ударостойкостью, а также, для повышения коррозионной стойкости покрытий.

Проблема легирования плазменных покрытий азотом из присадочного материала связана в первую очередь с такими технологическими факторами как: высокая температура ванны расплава и связанный с этим повышенный угар легирующих элементов, повышенное давление газа в атмосфере плазменной дуги и связанная с этим дегазация (деазотирование), ис-

ходным фазовым составом азотсодержащего присадочного материала, а также, технологическими параметрами плазменно-порошковой наплавки: расходом присадочного порошка, силой тока, скоростью наплавки и др. Путём правильного назначения режима наплавки применительно к конкретной детали, а также, оптимальным подбором состава наплавочного порошка, возможно снизить негативное воздействие описанных выше технологических факторов и обеспечить максимальный коэффициент перехода азота в покрытие, при минимальных технологических затратах.

Благодаря возможности применения различных технологических воздействий при наплавке технология плазменно-порошковой наплавки стала широко применимой для восстановления и упрочнения деталей, в тех случаях, когда другие способы наплавки оказываются технологически или экономически не приемлемы [4]. Для обеспечения получения наплавленного металла с максимально возможно высокими значениями физических и механических свойств, плазменно-порошковую наплавку производят на таких режимах, при которых глубина проплавления металла подложки стремится к минимально возможному своему значению, и доля участия основного металла в наплавленном металле также минимальна.

Цель работы

Целью данной работы является определение влияния азота на формирование структурно-фазового состава и абразивной износостойкости покрытий, полученных плазменно-порошковой наплавкой порошком ПР-10Р6М5, а также порошком ПР-10Р6М5, дополнительно легированным азотом, на образцы из стали 45 с исходной нормализованной структурой.

Используемые материалы и методика исследования

Порошок ПР-10Р6М5 по химическому составу близок к инструментальной стали Р6М5 и имеет схожее с ней предназначение. Основная сфера его применения – изготовление или ремонт крупного режущего инструмента – дисковых ножей, токарных резцов, штампов, и др. инструмента, предназначенного для применения на операциях резания массивных заготовок, чаще всего из серого и ковкого чугуна или нелегированных марок сталей. Основной проблемой применения порошка ПР-10Р6М5 для изготовления режущего инструмента является нестабильность получаемых свойств инструмента – твёрдости и износостойкости, а также, склонность к образованию трещин при эксплуатации на границе подложки и наплавленного металла.

Исходный состав наплавочного порошка ПР-10Р6М5, азотированного феррокремния, а также, азотсодержащей наплавочной смеси ПГ-10Р6АМ5, изготовленной на их основе, приведен в таблице 1.

Таблица 1 – Состав наплавочной смеси и исходных порошков

	C	Cr	W	Mo	V	Mn	Ni	Si	N
ПР-10Р6М5*	1,03	4,20	6,43	5,20	2,05	0,37	0,40	0,20	-
Азотированный феррокремний**	0,10	0,30	-	-	-	0,10	-	30,00	30,00
ПГ-10Р6АМ5***	1,07	4,00	6,10	4,94	1,94	0,35	0,38	1,68	1,50

* – Fe – остальное, S – 0,016 %; P – 0,03 %; O₂ – 0,03 %; H₂O – 0,01 %

** – Fe – остальное, Al – 0,29 %; Ti – 0,4 %; O₂ – 0,2 %; S – 0,02 %; P – 0,04 %

*** – рассчитанный состав наплавочной смеси. Fe – остальное, S – 0,02 %; P – 0,04 %

Результаты исследования

В связи с высокой температурой плавления порошка ПР-10Р6М5 и низкой подвижностью расплава, формирование качественных покрытий становится возможным только при повышенной силе тока наплавки – выше 120 А. При более низких значениях силы тока формируются некачественные покрытия, не обладающие металлургическим сцеплением с подложкой или не формирующие правильные валики наплавленного металла.

В связи с тем, что при плазменно-порошковой наплавке кристаллизация наплавленного металла происходит в термодинамически неравновесных условиях, вызванных чрезвычайно сильным переохлаждением, некоторые карбидные фазы не успевают выделиться или кристаллизуются со значительным недостатком углерода [7, 8].

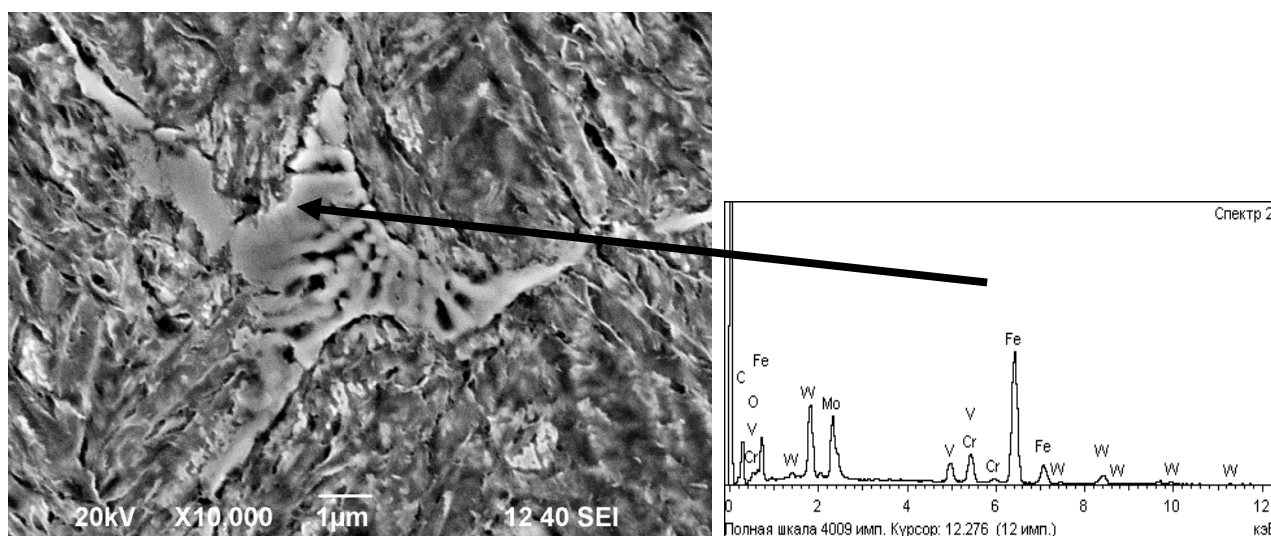


Рисунок 3 – Структура и химический состав карбидной фазы

Результаты рентгеноструктурного микроанализа свидетельствуют о том, что эвтектика представлена комплексным карбидом $\text{Fe}_3(\text{W-Mo-V})_3\text{C}$ (см. рисунок 3 и таблица 2) в котором наблюдается некоторый недостаток углерода. Сетчатые эвтектические карбиды типа Me_6C расположены по границам дендритных зёрен твёрдого раствора. Объёмная доля эвтектической фазы, определенная металлографически составляет 14,8 %. Большая часть ванадия расходуется на образование собственного карбида VC, округлой формы, находящегося как в теле дендритных кристаллов, так и на их границе (рисунок 4а). Результаты металлографического анализа подтверждают это предположение (рисунок 4б). Металлографически определенное (на нетравленных шлифах) количество округлых карбидов ванадия не превышает 0,15 % об., а их средний размер составляет 2,22 мкм.

Таблица 2 – Состав эвтектической фазы покрытия типа 10P6M5

Элемент	Весовой %	Атомный %
C K	29,15	12,29
V K	3,19	1,85
Cr K	4,80	12,72
Fe K	35,75	38,89
Mo L	13,04	4,01
W M	14,08	2,26
Итоги	100,00	

Анализ микроструктуры образцов после плазменно-порошковой наплавки порошком ПР-10P6M5 показывает, что формирующаяся структура покрытий обладает разнонаправленным дендритно-ячеистым строением по всему сечению. Средняя величина дендритных ячеек составляет 38...48 мкм. В междендритном пространстве присутствует эвтектика скелетообразной формы. Анализ характеристик травления, морфологии, и данных фазового и рентгеноструктурного анализов показывает, что эвтектика образована на базе карбида $\text{Fe}_3(\text{W-Mo-V})_3\text{C}$. Эвтектические карбиды имеют ограниченную форму, располагаясь в междендритном пространстве. Твёрдость наплавленного покрытия составляет 61 HRC. Такое строение и свойства наплавленного металла схоже со строением литой быстрорежущей стали P6M5 [9]

и отличается от последней существенно большей дисперсностью всех формируемых фаз, а также, меньшим количеством остаточного аустенита и вторичных карбидов типа Me_2C .

Определение коэффициентов перехода основных легирующих элементов из наплавочного порошка в покрытие (таблица 3) показало, что коэффициент перехода основных легирующих элементов находится на уровне 0,8...0,9, что говорит об оптимальности выбранного режима наплавки. Коэффициент перехода азота в среднем составляет 0,12, что обеспечивает его остаточное содержание в покрытии на уровне 0,18 %. Столь значительный угар азота при плазменно-порошковой наплавке связан, очевидно, с тем, что азот является диффузионно-подвижным газом, и легко удаляется из ванны расплава. Также низкий коэффициент перехода азота связан с несовершенством технологии ввода азота в сварочную ванну. Кроме того, как показано в работе [10], устойчивое существование плазменной дуги, стабильный перенос капель, и как следствие формирование качественного безпористого покрытия возможно лишь при ограничении содержания азота в присадочном материале не более 0,3 % масс.

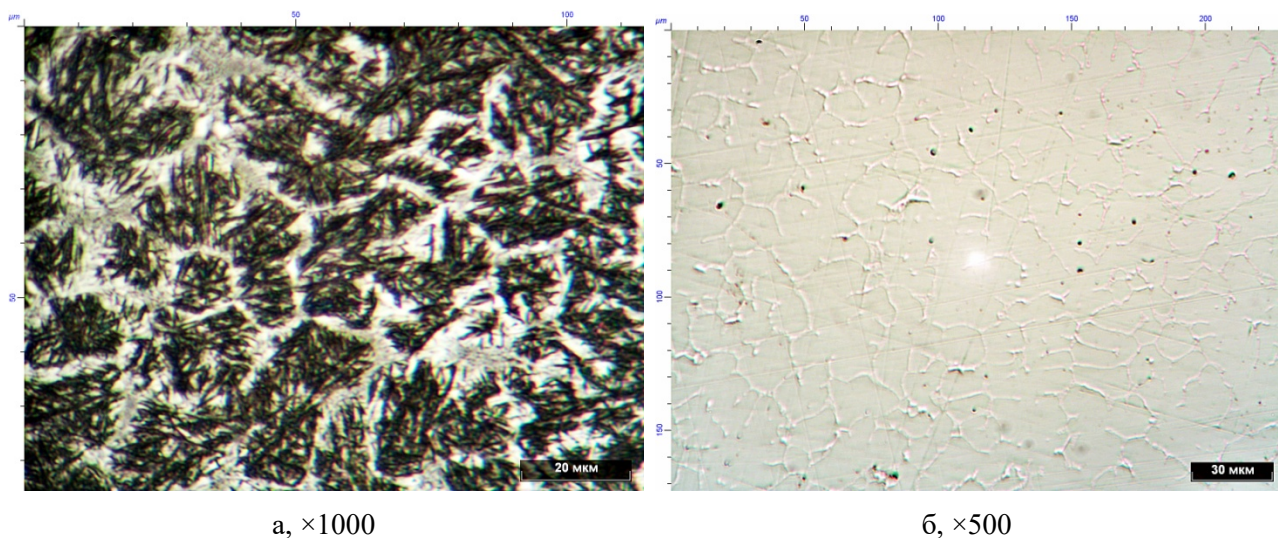


Рисунок 4 – Карбиды ванадия VC: а – травлено, б – нетравлено

Плазменно-порошковая наплавка с использованием наплавочной смеси ПГ-10P6AM5 (см. табл. 1), содержащей азотированный феррокремний, приводит к формированию покрытия, имеющего повышенное содержание азота (таблица 3). Применение наплавочной смеси при плазменно-порошковой наплавке приводит к формированию качественных безпористых покрытий, имеющих повышенную твердость – более 66 HRC. Микроструктура средней зоны покрытия показана на рисунке 5.

Таблица 3 – Состав формируемых покрытий при плазменно-порошковой наплавке

Покрытие		Fe	C	Cr	W	Mo	V	Mn	Ni	Si	N
ПР-10P6M5	Хим. Сост.	81,4	0,85	3,65	5,98	4,73	1,91	0,34	0,36	0,18	-
	К пер.	1,02	0,82	0,87	0,93	0,91	0,93	0,92	0,90	0,89	-
ПГ-10P6AM5	Хим. Сост.	81,6	0,86	3,32	5,73	4,40	1,77	0,32	0,36	1,48	0,18
	К пер.	1,03	0,80	0,83	0,94	0,89	0,91	0,92	0,94	0,88	0,12

Введение азотированного феррокремния в присадочный порошок приводит к формированию ячеисто-дендритной структуры наплавленного металла. Результаты металлографического анализа свидетельствуют, что средний размер главных осей дендритных кристаллов находится на уровне 24...30 мкм. Рентгеноструктурный анализ образцов показал, что металлическая основа состоит из двух фаз – аустенита и мартенсита пластинчатого строения. По данным рентгеноструктурного анализа содержание аустенита составляет – 42,5 %, а мартенсита – 57,5 %. Микротвердость дендритных ячеек составляет 482 HV₁₀.

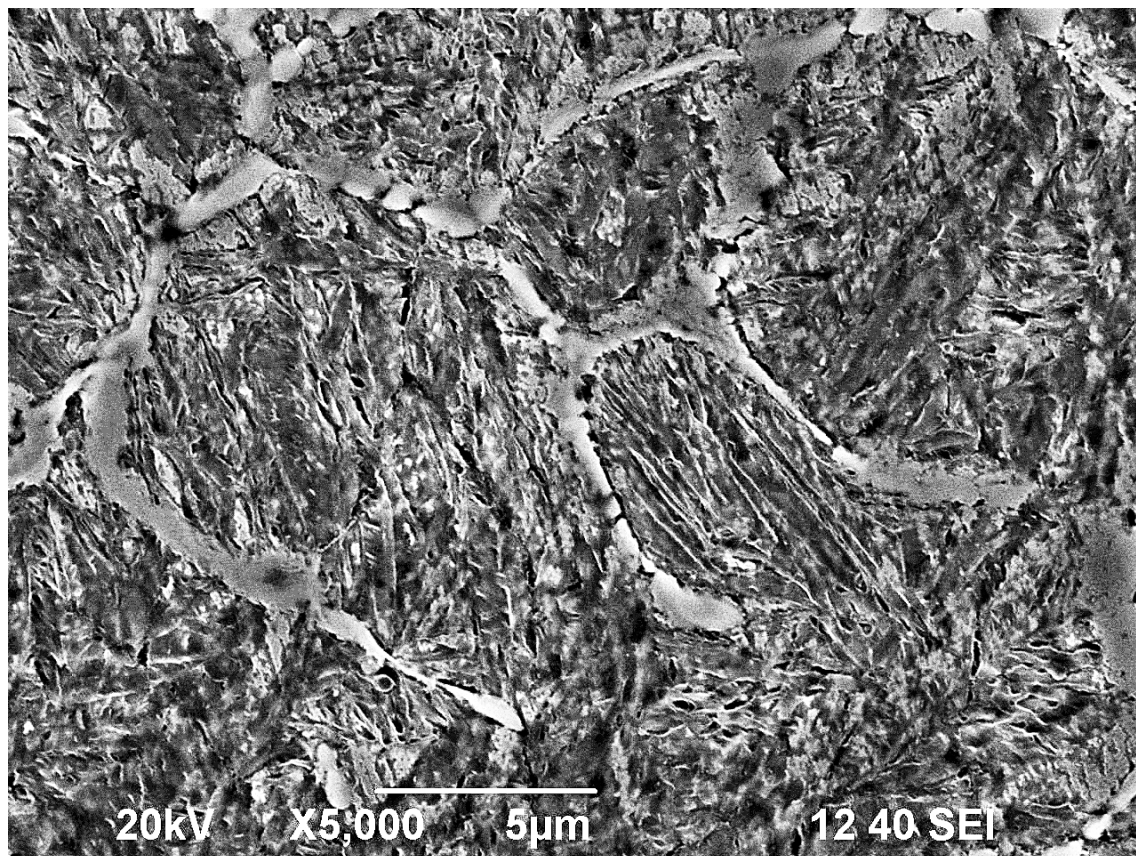


Рисунок 5 – Микроструктура покрытия, полученного при использовании наплавочной смеси

Междендритное пространство заполнено эвтектическими карбидами сложного строения и состава, на основе основного карбида типа Me_6C (таблица 4). Результаты электронномикроскопического анализа (рисунок 6) свидетельствуют, что строение эвтектических карбидов претерпело изменение по сравнению со строением эвтектических карбидов формируемых в покрытии типа 10P6M5. Наблюдается изменение формы и строения карбидных кристаллов. Скелетообразное строение эвтектических карбидов в покрытии на основе исходного порошка ПР-10P6M5, сменилось на пластинчатое строение эвтектических карбидов с рваными и неровными краями (рисунок 6), образующими сплошную тонкую сетку по границам зёрен. Подобное изменение строения формирующихся эвтектических карбидов свидетельствует об увеличении степени переохлаждения сварочной ванны и как следствие резкому увеличению скорости роста карбидной фазы эвтектической композиции. При этом происходит закалка наплавленного покрытия из жидкого состояния и обеспечивается получение мелкозернистой микроструктуры покрытия со сплошной тонкой сеткой эвтектических карбидов по границам зёрен. Кроме того, как свидетельствуют данные РСМА анализа, введение азота приводит к замещению эвтектического карбида Me_6C на карбонитрид Me_6CN (табл. 4), имеющий более высокую микротвёрдость [11]. Средняя величина дендритных ячеек покрытия уменьшается более чем в 1,5 раза, по сравнению с величиной дендритных ячеек в покрытии на основе порошка ПР-10P6M5. В результате твёрдость покрытия, наплавленного с использованием наплавочной смеси ПГ-10P6AM5, содержащей азотированный феррокремний, повышается более чем на 5 единиц по шкале Роквелла, что должно также способствовать и повышению абразивной износостойкости такого покрытия.

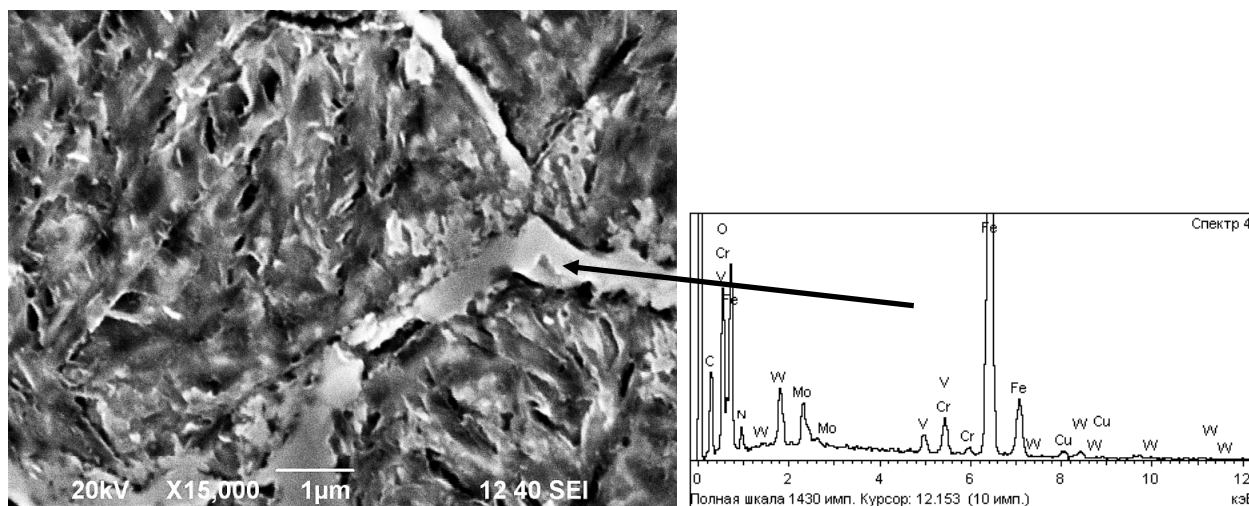


Рисунок 6 – Морфология эвтектических карбидов в покрытии на основе наплавочной смеси

Таблица 4 – Состав эвтектической фазы покрытия на основе наплавочной смеси

Элемент	Весовой %	Атомный %
C K	25,02	49,93
N K	12,08	22,12
V K	1,21	0,63
Cr K	8,19	25,43
Fe K	45,11	49,76
Mo L	3,6	1,0
W M	4,79	0,69
Итоги	100,00	

Результаты измерения твёрдости покрытий представлены в таблице 5. При использовании порошка ПР-10P6M5, среднее значение твёрдости составляет 61 HRC, в то время как среднее значение твёрдости покрытия полученного с использованием смесового наплавочного порошка ПГ-10P6AM5 составляет 66,2 HRC. Повышение твёрдости покрытия, при введении в него азотированного феррокремния, возможно объяснить как значительным повышением содержания кремния в покрытии (см. табл. 3), так и действием самого азота, входящим в состав карбидной фазы эвтектики и образующего собственные нитриды железа и хрома – Fe_4N (γ') и Cr_2N соответственно (табл. 6.). Кроме того вклад в повышение твёрдости наплавленного покрытия на основе наплавочной смеси вносит и существенное измельчение металлической основы покрытия.

Таблица 5 – Измеренные значения твёрдости покрытий

	Твёрдость, HRC					
Покрытие	Измеренные значения					Среднее значение
ПР-10P6M5	58,2	58	61	63,2	64,6	61
ПГ-10P6AM5	66.4	65.6	66.3	66.2	66.5	66.2

В средней части покрытия на основе азотсодержащего наплавочного порошка ПГ-10P6AM5 металлографически обнаружены участки не до конца расплавившегося азотированного феррокремния (рисунок 7). Эти участки представляют собой отдельно расположенные области округлого строения, не травящиеся в стандартных металлографических реактивах – 4 %-ом растворе азотной кислоты или реактиве Марбле. Микротвёрдость этих участков в среднем составляет 360 HV_{20} соответствующей ферриту. Объёмная доля нетравящихся участков составляет 0,21 %.

Также в пределах расположения белых нетравящихся участков металлографически обнаружены сферические включения, которые возможно идентифицировать как кварц – SiO_2 .

Данные рентгеноструктурного анализа (рис. 8 и табл. 6) также подтверждают наличие кварца в структуре наплавленного металла. Однако содержание его незначительно – объёмная доля не превышает 0,02 %.

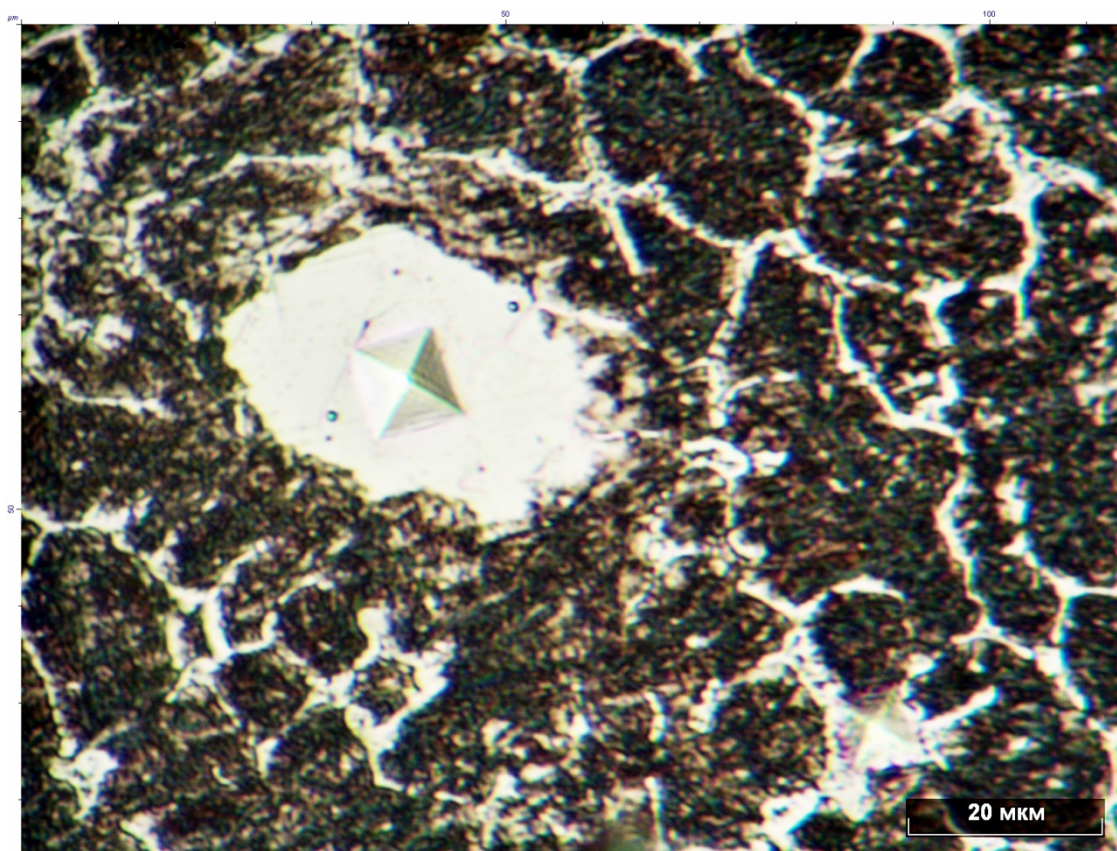


Рисунок 7 – Участок не расплавившегося азотированного феррокремния, $\times 1000$

Формирование в структуре участков не до конца расплавившегося азотированного феррокремния связано с технологическими трудностями гомогенизации сварочной ванны при плазменно-порошковой наплавке, а также, с особенностями технологии ввода в сварочную ванну азотированного феррокремния. Из литературных данных известно, что введение азотированного феррокремния в сплавы на основе железа приводит к повышению вязкости расплава и замедлению его растворения [12]. Однако факт наличия в структуре участков не до конца расплавившегося азотированного феррокремния не должен сказываться на свойствах такого покрытия (в первую очередь износостойкости), в связи с незначительной объёмной долей таких включений.

Расчёт дифрактограммы, снятой с поверхности азотсодержащего покрытия, приведён в таблице 6. Показано, что использование при плазменно-порошковой наплавке азотсодержащей порошковой смеси привело к формированию покрытия со сниженной интенсивностью интерференционных линий карбидных фаз в 1,3...1,8 раз, по сравнению с покрытием, полученным на основе базового порошка ПР-10Р6М5. Это говорит о снижении объёмной доли карбидов в пользу повышения содержания карбонитридов железа и хрома, а также, образованию собственных нитридов хрома Cr_2N (табл. 6), надёжно идентифицированных в покрытии по линиям с межплоскостными расстояниями 1,6291 и 1,386, не накладывающимся на линии других фаз.

Таблица 6 – Расчёт дифрактограммы азотсодержащего покрытия

№ п/п	Угол	Площадь	Интенсивность	Полуширина	Межплоскостное расстояние	Фаза
1	10,13	0,02	2	0,0083	4,017	SiO ₂ (α-кristобалит)
2	12,076	0,02	2	0,0083	3,3715	SiO ₂ (α-кварц)
3	13,123	0,06	6	0,0083	3,1033	SiO ₂ (α-кristобалит)
4	14,173	0,02	2	0,0083	2,8745	SiO ₂ (α-кristобалит)
5	14,474	0,03	3	0,0084	2,8151	WC
6	15,075	2,59	5	0,4535	2,7034	Cr ₃ C ₂
7	15,526	0,03	3	0,0084	2,6254	Mo ₂ C
8	15,977	0,08	8	0,0085	2,5517	Cr ₃ C ₂ , WC
9	16,879	0	0	0,0085	2,4163	Me ₃ C, Cr ₂₃ C ₆ , VC
10	17,78	0,04	3	0,0117	2,2948	ε-Fe ₃ C, SiO ₂ (α-кварц), Cr ₃ C ₂ , Cr ₇ C ₃
11	18,232	1,71	4	0,3932	2,2383	Me ₃ C, Fe ₄ N (γ'), SiO ₂ (α-кварц), Mo ₂ C, Cr ₃ C ₂ , Cr ₂ N
12	19,713	15,27	21	0,6676	2,0716	γ-Fe, Me ₃ C, Cr ₇ C ₃ , Cr ₂ N, VC
13	20,036	12,57	18	0,6339	2,0386	α-Fe, Cr ₇ C ₃ , Cr ₂₃ C ₆
14	20,938	0,07	7	0,0088	1,9517	Me ₃ C, Cr ₃ C ₂
15	21,839	0,12	9	0,012	1,8721	Me ₃ C, Fe ₄ N (γ'), Cr ₃ C ₂ , Cr ₂₃ C ₆ , WC
16	22,14	0,1	10	0,0089	1,8469	Me ₃ C, Cr ₇ C ₃
17	22,892	0,07	5	0,0121	1,7871	γ-Fe, Cr ₂₃ C ₆
18	23,343	0,02	2	0,009	1,753	Me ₃ C, Mo ₂ C
19	23,644	0,06	4	0,0122	1,731	Cr ₇ C ₃
20	24,095	1,29	6	0,1838	1,6991	Me ₃ C, Cr ₃ C ₂
21	25,147	2,66	7	0,3419	1,6291	Cr ₂ N
22	25,598	0,04	3	0,0124	1,6008	ε-Fe ₃ C, Cr ₂₃ C ₆
23	26,8	1,2	4	0,2852	1,5302	Me ₃ C, SiO ₂ (α-кварц), Mo ₂ C
24	28,15	0,13	9	0,0125	1,4583	Cr ₇ C ₃ , VC, WC
25	28,75	0,1	7	0,0125	1,4284	α-Fe
26	29,05	0,06	6	0,0092	1,414	Cr ₃ C ₂ , WC
27	29,65	0,04	3	0,0125	1,386	Cr ₂ N
28	29,95	0,05	5	0,0092	1,3724	SiO ₂ (α-кварц)
29	30,25	0,06	4	0,0125	1,3591	ε-Fe ₃ C, Mo ₂ C
30	30,55	0,05	5	0,0092	1,3461	Me ₃ C, Fe ₄ N (γ'), Cr ₇ C ₃
31	31,45	0,63	4	0,1582	1,3085	Fe ₄ N (γ')
32	31,9	0,03	3	0,0092	1,2905	Cr ₂₃ C ₆ , WC
33	32,35	0,05	5	0,0092	1,273	Mo ₂ C, Cr ₂ N
34	32,95	1,63	7	0,2175	1,2505	γ-Fe, Cr ₂₃ C ₆ , VC, WC
35	33,84	0,96	3	0,2825	1,2185	ε-Fe ₃ C
36	34,3	0,04	4	0,0092	1,2026	Cr ₇ C ₃
37	34,75	1,28	6	0,1822	1,1875	Cr ₇ C ₃ , VC
38	35,35	0,12	9	0,0125	1,168	α-Fe
39	35,948	2,96	6	0,446	1,1492	Cr ₂₃ C ₆ , WC
40	37	0,45	2	0,1987	1,1176	Me ₃ C
41	37,877	3,34	7	0,4342	1,0927	γ-Fe
42	40,748	1,17	6	0,1711	1,0186	α-Fe, γ-Fe
43	42,1	0,01	1	0,0092	0,9873	Cr ₂₃ C ₆
44	42,7	0,07	5	0,0125	0,9741	Cr ₂₃ C ₆
45	43,071	1,19	4	0,3128	0,9661	Mo ₂ C

46	43,45	0,98	4	0,2575	0,9581	Cr_{23}C_6
47	44,35	0,03	3	0,0092	0,9396	Cr_{23}C_6
48	44,95	0,05	5	0,0092	0,9277	Cr_{23}C_6 , VC
49	45,85	0,05	5	0,0092	0,9104	Me_3C
50	46,3	0,75	4	0,1895	0,902	$\alpha\text{-Fe}$
51	46,9	0,01	1	0,0125	0,8911	Cr_{23}C_6

На рисунках 9а и 9б показано изображение микроструктуры зоны сплавления покрытия на основе азотсодержащей наплавочной смеси. Распределение микротвёрдости по глубине зоны сплавления показано на рисунке 10. Видно, что микротвёрдость плавно возрастает от границы с металлом подложки вглубь покрытия и стабилизируется на глубине 350....400 мкм.

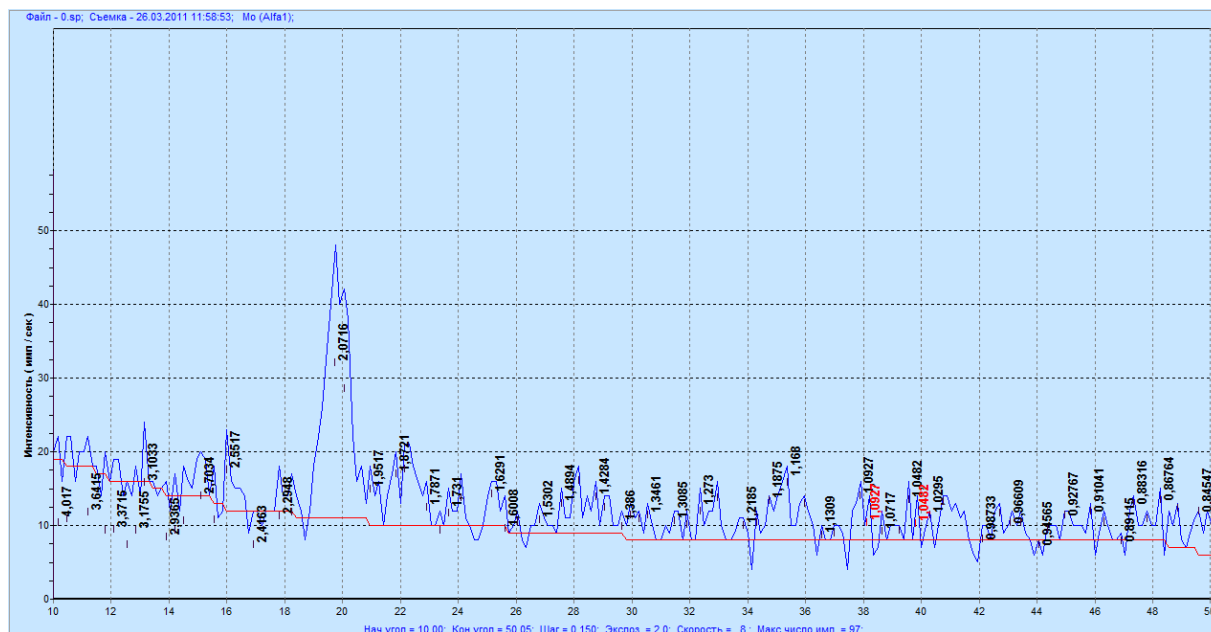
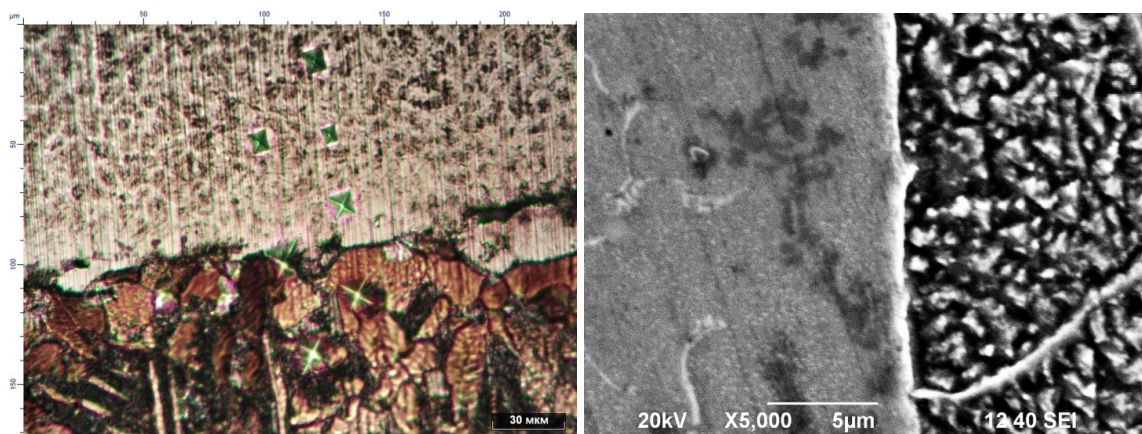


Рисунок 8 – Дифрактограмма покрытия полученного наплавкой азотсодержащей наплавочной смеси

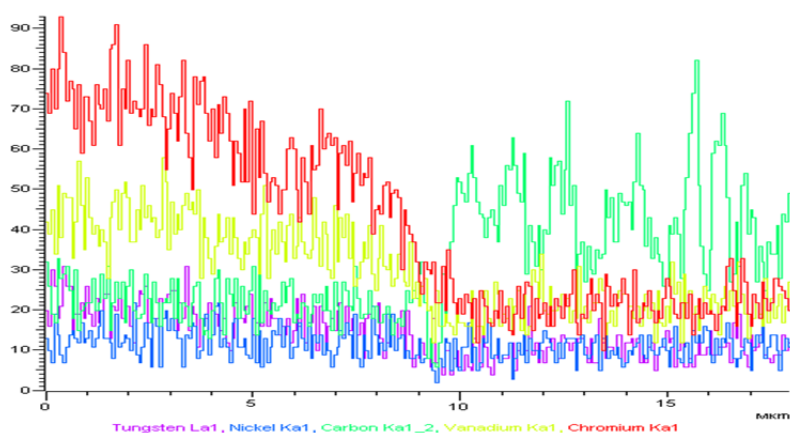
Повышение микротвёрдости от границы с подложкой вглубь наплавленного металла объясняется снижением подмешивания металла основы в сварочную ванну покрытия при плазменно-порошковой наплавке. Металлографически не удалось определить образование кристаллической прослойки в зоне сплавления. Отсутствие дискретности микротвёрдости в зоне сплавления подтверждается также и результатами РСМА анализа (рисунок 9в). Очевидно, это и определяет плавный характер изменения микротвёрдости по глубине зоны сплавления.

Таким образом, дюрометрически определённая глубина зоны сплавления не превышает 400 мкм и характеризуется плавным изменением микротвёрдости, которая в свою очередь находится в зависимости от степени подмешивания металла основы в наплавленный металл (рисунок 10).



а)

б)



в)

Рисунок 9 – Микроструктуры зоны сплавления покрытия на основе наплавочной смеси:
а и б – зона сплавления, в – РСМА анализ распределения легирующих элементов
(слева – покрытие, справа – подложка)

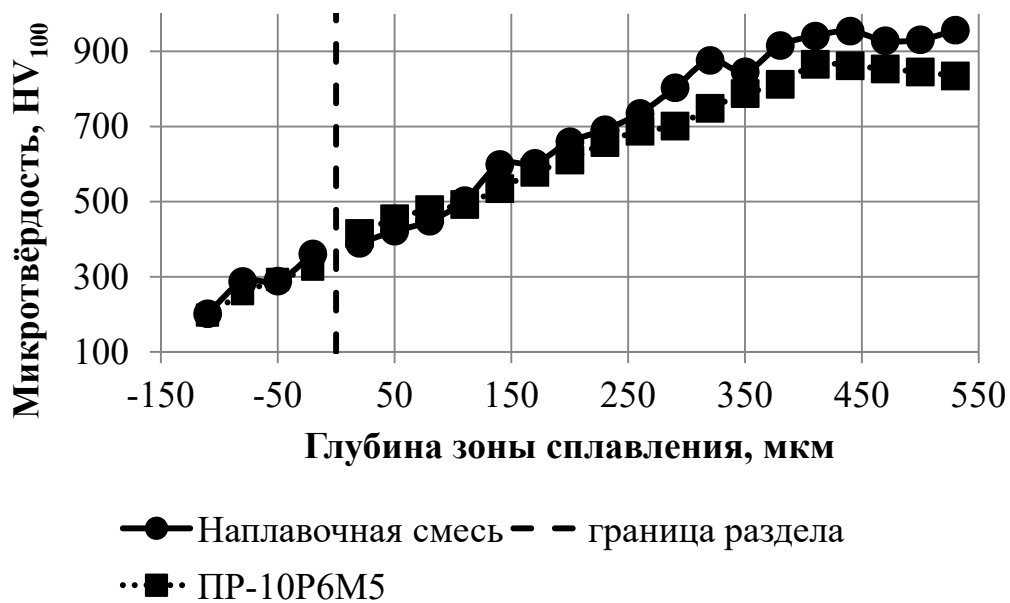


Рисунок 10 – Распределение микротвёрдости по зоне сплавления покрытия
на основе азотсодержащей наплавочной смеси

На рисунке 11 представлены результаты испытания на абразивную износостойкость и ударно-абразивную износостойкость полученных покрытий. В качестве эталона в обоих случаях использовалась закалённая сталь 45. Видно, что абразивная износостойкость покрытия на основе азотсодержащей наплавочной смеси на 25 % превышает абразивную износостойкость покрытия на основе порошка ПР-10Р6М5. В тоже время ударно-абразивная износостойкость азотсодержащего покрытия на 20 % ниже, чем ударно-абразивная износостойкость покрытия на основе базового порошка ПР-10Р6М5. Снижение ударно-абразивной износостойкости при легировании азотом может быть объяснено снижением пластичности металлической основы, и связанное с этим снижением прочности закрепления карбидных частиц в металлической матрице сплава.

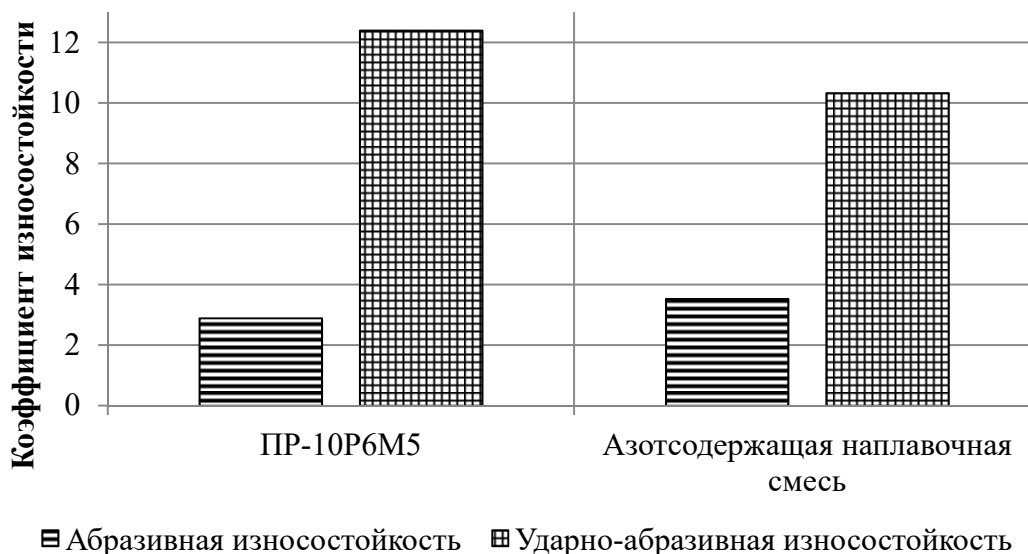


Рисунок 11 – Абразивная и ударно-абразивная износостойкость покрытий

Выводы

Полученные данные показывают, что с помощью дополнительного легирования азотом базового наплавочного порошка ПР-10Р6М5 возможно изменять микроструктуру, фазовый состав и трибологические характеристики формируемых плазменных покрытий. Влияние азота на механические свойства быстрорежущего наплавленного металла заключается в значительном повышении сопротивлению абразивному изнашиванию. Введение азота позволяет модифицировать карбидную фазу наплавленного покрытия за счёт образования карбонитридов взамен карбидов, образующихся при наплавке традиционного присадочного материала – порошка ПР-10Р6М5. Это приводит к повышению микротвердости и прочности карбидной фазы, и к повышению эксплуатационной стойкости таких покрытий. При испытаниях азотсодержащего наплавленного покрытия на ударно-абразивное изнашивание наблюдается некоторое снижение износостойкости, что может быть объяснено, по нашему мнению, некоторым повышением хрупкости покрытия, вызванному повышением микротвердости металлической основы.

Литература

1. Коршунов, Л. Г. Влияние азота на структуру, трибологические и механические свойства азотсодержащих хромомарганцевых аустенитных сталей / Л. Г. Коршунов, Ю. Н. Гойхенберг, Н. Л. Черненко. – Текст : непосредственный // Физика металлов и металловедение. – 2003. – Т. 96, № 5. – С. 100–110.

2. Изучение влияния азотированного феррованадия на параметры микроструктуры литых изделий из стали Гадфильда / К. Н. Вдовин, О. А. Никитенко, Н. А. Феоктистов, Д. А. Горленко. – Текст : непосредственный // Литейщик России. – 2018. – № 3. – С. 23–27.
3. Емелюшин, А. Н. Исследование структуры и ударно-абразивной износостойкости покрытий системы FE-C-CR-MN-SI, дополнительно легированных азотом / А. Н. Емелюшин, Е. В. Петроченко, С. П. Нефедьев. – Текст : непосредственный // Сварочное производство. – 2011. – № 10. – С. 18–22.
4. Структура зоны сплавления хромомарганцевого покрытия, полученного плазменно-порошковой наплавкой / С. П. Нефедьев, Р. Р. Дема, Н. Ш. Тютеряков [и др.]. – Текст : непосредственный // Проблемы черной металлургии и материаловедения. – 2016. – № 1. – С. 68–72.
5. Емелюшин, А. Н. Сравнение структуры и свойств литых и наплавленных износостойких материалов / А. Н. Емелюшин, Е. В. Петроченко, С. П. Нефедьев. – Текст : непосредственный // Литейные процессы. – 2012. – № 11. – С. 141–145.
6. Шевченко, О. И. Управление структурой, составом и свойствами покрытий при плазменной наплавке / О. И. Шевченко. – Нижний Тагил : НТИ (ф) УГТУ-УПИ, 2006. – 290 с. – Текст : непосредственный.
7. Нефедьев, С. П. Абразивная и ударно-абразивная износостойкость твёрдых наплавленных покрытий / С. П. Нефедьев, Р. Р. Дёма, Д. А. Котенко. – Текст : непосредственный // Вестник Южно-Уральского государственного университета. Серия: Металлургия. – 2015. – Т. 15, № 1. – С. 103–106.
8. Плазменная наплавка металлов / А. Е. Вайнерман, М. Х. Шоршоров [и др.]. – Москва : Машиностроение, 1969. – 192 с. – Текст : непосредственный.
9. Боуден, Ф. П. Трение и смазка твердых тел : перевод с английского / Ф. П. Боуден, Д. Тейбор. – Москва : Машиностроение, 543 с. – Текст : непосредственный.
10. Легирование наплавленного металла азотом через наполнитель порошковых проволок / В. Б. Литвиненко-Арьков, Г. Н. Соколов, Ф. А. Кязымов [и др.]. – Текст : непосредственный // Известия ВолгГТУ. – 2013. – № 6 (109). – С. 152–155.
11. Григорович, В. К. Твердость и микротвердость металлов / В. К. Григорович. – Москва : Наука. 1976, – 230 с. – Текст : непосредственный.
12. Патент № 2394107 Российская Федерация, МПК C21C/70 (2006.01) Способ легирования сталей азотом : № 200913959/02 : заявл. 2009.04.13 : опубл. 2010.02.20 / Шатохин И. М., Букреев А. Е., Зиатдинов М. Х., Никифоров Б. А. – 1 с. – Текст : непосредственный.