

УДК 538.91

ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ ФАЗОВОГО СОСТОЯНИЯ И СТРУКТУРЫ БЫСТРОРЕЖУЩЕЙ СТАЛИ P18 ПРИ ВАКУУМНОМ АЗОТИРОВАНИИ

©2024 г. Б.Е. Винтайкин, Я.В. Черенков, А.Е. Смирнов

Московский государственный технический университет им. Н.Э. Баумана, Москва
E-mail: vintaikb@bmstu.ru

Поступила в редакцию 25 марта 2024 г.

После доработки 26 сентября 2024 г. принята к публикации 30 сентября 2024 г.

Методами рентгеновской дифрактометрии с использованием математических методов для улучшения разрешения рентгенограмм и последующего анализа полученного профиля распределения интенсивности по методике Ритвельда исследованы закономерности изменения фазового состояния и параметров решетки фаз Me_6C и Fe быстрорежущей стали P18 в результате вакуумного азотирования при 540 °С в течение 8, 16 и 24 ч. Удалось разрешить следующие сложные максимумы, связанные с наложением отражений фаз: $Cr_2N-CrWN_2-Mn_2N-Mn_4N$, $(Fe,Cr)_3W_3C-Cr_7C_3-Mn_2N-(Fe,Cr)_3W_3N$, Fe_4N-Fe_3N , $Fe_3N-Fe_4N-Cr_7C_3-(Fe,Cr)_3W_3C$. Использовали съемки на CoK_{α} - и CuK_{α} -излучении с разной глубиной проникновения для выяснения особенностей процессов в поверхностных слоях разной глубины. Получено, что в результате азотирования в течение 8—16 ч уменьшаются параметры элементарной ячейки фазы на основе ОЦК железа как в поверхностном (расстояние от поверхности 2—6 мкм), так и в приповерхностном слое (расстояние от поверхности 6—18 мкм). Однако после 24 ч азотирования процесс уменьшения параметров решетки замедляется, отмечено меньшее изменение параметров решетки в слое 2—6 мкм по сравнению со слоем 6—18 мкм. Получены закономерности изменения параметров решетки фаз $(Fe,Cr)_3W_3C$ и $(Fe,Cr)_3W_3N$ для разных значений длительности азотирования и глубины проникновения излучения.

Ключевые слова: химико-термическая обработка; азотирование; метод Ритвельда; рентгенофазовый анализ; структура поверхностных слоев; быстрорежущая сталь P18.

Сплавы системы Fe-W-C являются основой быстрорежущих сталей P18 [1], свойства которых связаны с формированием карбидов Me_6C в матрице на основе твердого раствора на основе $\alpha-Fe$ (далее твердый раствор $\alpha-Fe+$) [2]. Азотирование поверхности быстрорежущих сталей приводит к улучшению механических и физико-химических свойств, повышению твердости, износостойкости, предела усталости [3].

Образующиеся нитриды металлов оказывают значимое влияние на свойства поверхностного диффузионного слоя после азотирования [3]. Формирование нитридов осложнено наличием специальных карбидов, устойчивых к растворению, а также из-за переменной концентрации легирующих элементов в твердом растворе, растворимость которых изменяется в зависимости от температуры обработки. Нитриды с расположением атомов, близким к таковому в $\alpha-Fe+$ и карбидах,

обеспечивают оптимальное соотношение прочности и вязкости стали [4—6].

Рентгеновские исследования фазовых состояний карбидных и нитридных фаз в быстрорежущих сталях сильно осложнены близостью дифракционных максимумов фаз Me_6C , Me_7C_3 , $Me_{23}C_6$, MeN , $Me_{2-3}N$, Me_4N . Кроме того, образование карбонитридов и твердых растворов внедрения приводят к деформациям кристаллической решетки и смещению дифракционных отражений в зависимости от насыщения азотом [7, 8]. Как следствие, дифракционные максимумы этих фаз оказываются близко расположенными по углу дифракции и формируют линии сложной формы, по которым трудно сделать выводы об изменении фазового состояния и структуры упрочняющих фаз в процессе азотирования.

Для получения данных о структуре сплава по трудноразделимым дифракционным

максимумам в работах [9, 10] использовано разделение вклада аппаратурных уширений и K_{α_2} -составляющей K_{α} -дублета путем решения интегральных уравнений Фредгольма методом регуляризации акад. А.Н. Тихонова [11].

Настоящая работа выполнена с целью получения данных об особенностях фазового состава и структуры стали P18 по дифрактограммам с наложением дифракционных максимумов фаз с близкими межплоскостными расстояниями с использованием математических методов улучшения разрешения рентгенограмм и последующего анализа улучшенных профилей рентгенограмм методом Ритвельда.

Материал и методика исследования.

Объектом исследования служили два образца стали P18 состава, мас. %: W 18; Cr 4; Mo до 1,0; V 1,2; C 0,8; Ni до 0,6; Co до 0,5; Cu 0,25; Mn до 0,5; Si до 0,5; P до 0,003; S до 0,003; Fe — основа. Образец 1 (контрольный) подвергнут упрочняющей термической обработке (ТО) по режиму: закалка в масле от температуры нагрева 1270—1290 °C + трехкратный отпуск (при 560—570 °C по 1 ч) [2]. Образец 2 исследовали после дополнительного вакуумного азотирования (ВА) в течение 24 ч при температуре 540 °C в среде NH_3 при давлении 10 кПа.

При анализе использованы данные авторов из работы [10], полученные при использовании CoK_{α} -излучения для образцов быстрорежущей стали после упрочняющей ТО, дополненной ВА при температуре 540 °C в течение 8, 16 и 24 ч.

Образец, подвергнутый ТО, далее готовили к азотированию, для чего была очищена его поверхность и проведена шлифовка мелкой абразивной шкуркой.

Толщину азотированного слоя контролировали с применением оптической микроскопии шлифа испытуемого образца, перпендикулярного поверхности (она составляла 70—150 мкм при длительности азотирования 8—24 ч и превышала глубину проникновения рентгеновского излучения для образцов после азотирования для двух видов излучения).

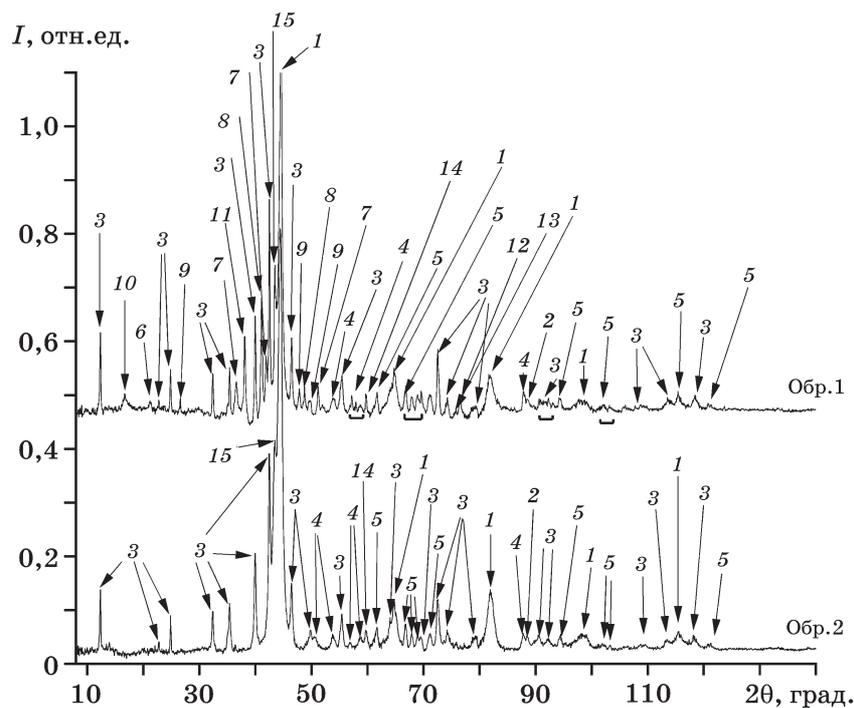
Рентгенофазовый анализ образцов осуществляли на рентгеновском дифрактометре XPert Pan Analytica. Использовали CuK_{α} -излучение при регистрации числа импульсов детектора по точкам с шагом $0,05^\circ$ по 2θ в режиме $\theta/2\theta$ сканирования в диапазоне

углов $10\text{—}120^\circ$ с применением схемы фокусировки по Бреггу—Брентано и монохроматора, установленного между образцом и детектором.

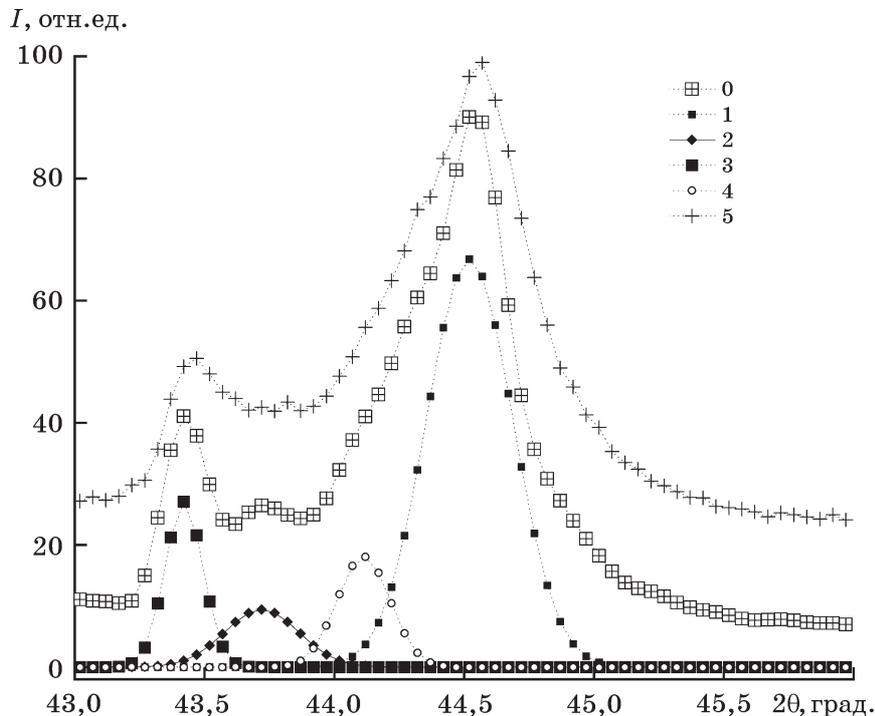
Эффективная глубина проникновения излучения в сплав для исследуемого диапазона углов составляла 2—6 мкм для CuK_{α} - и 6—18 мкм для CoK_{α} -излучения. Слой приблизительно такой толщины исследовали в данной работе.

Полученные дифрактограммы были обработаны следующим образом: проведено отделение фона, после чего дифрактограммы нормировали на общую интегральную интенсивность всех пиков с учетом отделенного фона. В случаях наложения максимумов фаз, расположенных близко по углу дифракции, обработку проводили по схеме, описанной в работах [9, 10]: применяли методику улучшения разрешения (с одновременным отделением и K_{α} -компоненты K_{α} -дублета) путем решения обратной задачи восстановления профиля линии прямым вариационным методом с использованием метода регуляризации акад. А.Н. Тихонова [9, 10]. В результате получали дифрактограмму с более обособленными максимумами, по которым можно делать более точные выводы о параметрах этих максимумов. Улучшенные дифрактограммы обрабатывали методом Ритвельда [10] для получения уточненных значений интенсивностей и положения дифракционных отражений найденных фаз, связанных с содержанием фаз в исследуемых образцах и соответствующих их межплоскостным расстояниям. По всем выявленным отражениям фаз с отделенными аппаратурными уширениями проводили уточнение параметров решетки. Для идентификации фазового состава и получения данных о структурах использовали базы данных ICDD PDF2 2011 и ICSD 2014.

Результаты исследований и их обсуждение. Дифрактограммы двух образцов быстрорежущей стали после математической обработки представлены на фиг. 1. В образце после ТО ожидалось выявление следующих фаз: $\alpha\text{-Fe}$, MeC , Me_2C , Me_3C и Me_6C . После проведения азотирования в течение 24 ч при температуре 540 °C предполагалось получить в поверхностном слое группу азотсодержащих фаз: MeN , Me_2N , Me_3N , Me_6N и изменение межплоскостных расстояний для фаз $\alpha\text{-Fe}$ и карбидов вследствие образова-



Фиг. 1. Дифрактограммы (CuK_α -излучение) с улучшенным разрешением образцов стали P18 до (Обр. 1) и после (Обр. 2) азотирования при 540 °С. Отмечены отражения фаз: 1 — $\alpha\text{-Fe}$; 2 — $\gamma\text{-Fe}$; 3 — $(\text{Fe, Cr})_3\text{W}_3\text{C}$; 4 — $(\text{Fe, Cr})_{23}\text{C}_6$; 5 — $(\text{Fe, Cr})_7\text{C}_3$; 6 — Mn_4N ; 7 — Mn_2N ; 8 — Fe_3N ; 9 — $(\text{Fe, Cr})_3\text{W}_3\text{N}$; 10 — CrWN_2 ; 11 — Mo_2N ; 12 — Fe_4N ; 13 — CrN ; 14 — $(\text{Fe, Cr})_2\text{W}_2\text{C}$; 15 — Fe_3C ; скобочки объединяют несколько отражений одной фазы, расположенные на одном участке



Фиг. 2. Участок дифрактограммы (CuK_α -излучение) в окрестности отражения (110): 0 — экспериментально полученный; 5 — после улучшения разрешения; 1—4 — выделенные методом Ритвельда отражения фаз (1 — $\alpha\text{-Fe}$; 2 — Cr_7C_3 ; 3 — Fe_3C ; 4 — $\gamma\text{-Fe}$)

ния твердых растворов с азотом и карбонитридов.

Выявленные фазы отмечены на фиг. 1 на участках дифрактограмм после проведения комплексной математической обработки [10—12].

В результате проведенной математической обработки [9, 10] и фазового анализа образцов выявлены дифракционные максимумы, соответствующие по их углам фазам как карбидов, так и нитридов. Большая часть рентгеновских максимумов обнаруженных фаз перекрывается на многих участках исследуемого диапазона углов, в большей степени на средних и больших углах. Это объясняется сложной, многофазной структурой образцов, а также близостью значений межплоскостных расстояний фаз. Особо можно отметить следующие перекрывающиеся отражения: $\text{Cr}_2\text{N}(110)\text{-CrWN}_2(101)\text{-Mn}_2\text{N}(002\text{-}021)\text{-Mn}_4\text{N}(111)$ в области углов $2\theta = 35\text{—}39^\circ$; $(\text{Fe,Cr})_3\text{W}_3\text{C}(224)\text{-Cr}_7\text{C}_3(1\ 2\ 3)\text{-Mn}_2\text{N}(200)\text{-}(\text{Fe,Cr})_3\text{W}_3\text{C}(224)$ в области углов $39,5\text{—}40,5^\circ$; $\text{Fe}_4\text{N}(111)\text{-Fe}_3\text{N}(002)$ в области углов $41,5\text{—}42,2^\circ$; $\text{Fe}_3\text{N}(021)\text{-Fe}_4\text{N}(012)\text{-Cr}_7\text{C}_3(026)\text{-}(\text{Fe,Cr})_3\text{W}_3\text{C}(335)$ в области углов $54\text{—}56^\circ$ и другие.

Используя математическое улучшение разрешения [9, 10], установили истинные профили рентгеновских максимумов (фиг. 2). В диапазоне углов $2\theta = 43\text{—}46^\circ$ присутствуют профили сложной формы, состоящие из отражений фаз: $\alpha\text{-Fe}$, Cr_7C_3 , Fe_3C , твердого раствора азота в $\gamma\text{-Fe}$ (далее $\gamma\text{-Fe+}$).

Найденные параметры использовали как базовые параметры уточнения выявленных фаз методом Ритвельда, что позволило скорректировать исходную модель при полнопрофильном уточнении, обеспечить лучшее описание профилей найденных фаз и, как следствие, получить более полную информацию о структуре фаз в исследуемых образцах.

По результатам анализа уточненных параметров фаз в образцах можно отметить следующее:

- после проведения азотирования при 540°C пики карбида Cr_{23}C_6 уменьшаются до уровня фона, а пики Cr_7C_3 значительно снижаются по сравнению с исходным образцом, также снижается доля фаз $(\text{Fe,Cr})_3\text{W}_3\text{C}$ и $(\text{Fe,Cr})_2\text{W}_2\text{C}$;

- проведенная по методике Ритвельда оценка фазового состава после азотирования при 540°C позволила выявить следующие

варианты нитридов: Fe_3N , Fe_4N , Cr_2N , $\text{Fe}_3\text{W}_3\text{N}$, CrWN_2 , Mn_4N , Mn_2N , Mo_2N и др. Основными нитридами являются Fe_3N , Cr_2N , Mn_2N , Mo_2N . Также в образцах выявлены фазы карбидов Cr_{23}C_6 , Cr_7C_3 , Fe_3C (табл. 1).

Таблица 1

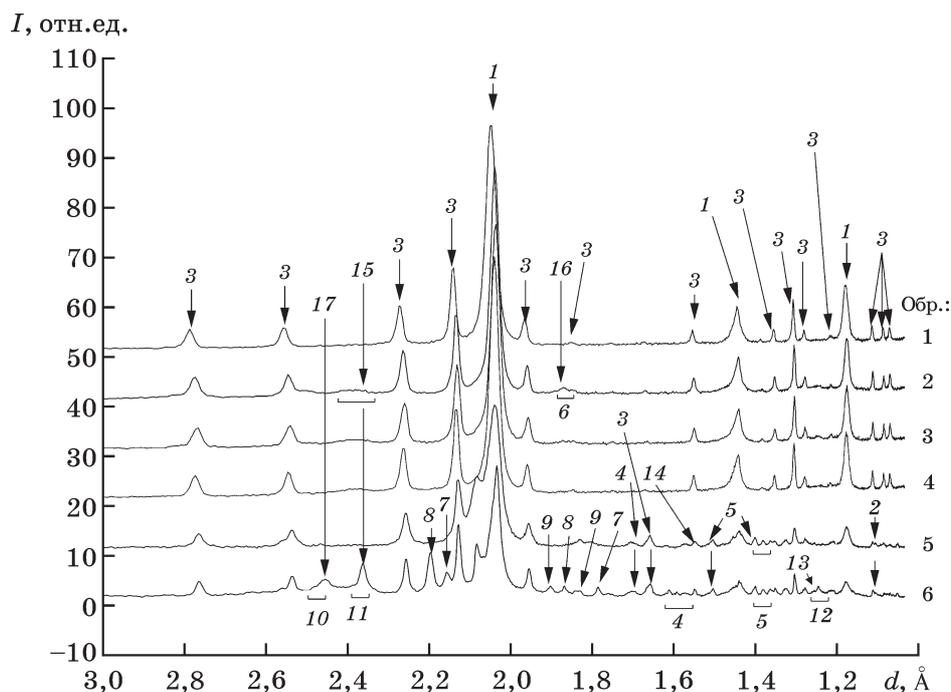
Оценки массовых долей выявленных фаз, полученные по рентгенограммам (см. фиг. 1) на медном излучении

Фаза*	Содержание фазы, мас.%, в образце стали	
	P18, TO	P18, BA, 540°C , 24 ч
$\alpha\text{-Fe+}$, $Im\bar{3}\text{-}m$	55,4	55,8
$\gamma\text{-Fe+}$, $Fm\text{-}3m$	8,8	1,5
Cr_{23}C_6 , $Fm\text{-}3m$	11,0	< 0,1
Cr_7C_3 , $Pnma$	3,2	< 0,1
$(\text{Fe,Cr})_3\text{W}_3\text{C}$, $Fd\text{-}3m$	14,6	3,8
$(\text{Fe,Cr})_2\text{W}_2\text{C}$, $Fd\bar{3}\text{-}Z$	1	7,9
Cr_7C_3 , $Fm\text{-}3m$	1	< 0,1
Fe_3C	5	2,2
$\text{Fe}_3\text{W}_3\text{N}$, $Fd\text{-}3m$	—	4,0
Fe_4N	—	0,3
Mo_2N	—	4,3
Mn_2N	—	0,9
Mn_4N	—	0,9
CrWN	—	2,2
Cr_2N	—	7,1
Fe_3N	—	8,8
CrN	—	< 0,1
MoN	—	< 0,1
VN	—	2,0

*С указанием группы симметрии.

При увеличении длительности азотирования [10] заметно изменяются параметры решеток ряда карбидов. Так, параметры решетки Cr_7C_3 изменяются от $a = 4,5878\ \text{\AA}$; $b = 7,0293\ \text{\AA}$; $c = 11,718\ \text{\AA}$ соответственно до $4,6020$; $6,9876$ и $11,714\ \text{\AA}$. Также и параметр решетки ГЦК карбида Cr_7C_3 увеличивается от $10,909$ до $11,051\ \text{\AA}$, что может свидетельствовать о растворении в нем азота. Для $(\text{Fe,Cr})_3\text{W}_3\text{C}$ параметр решетки немного уменьшается с $11,055$ до $11,051\ \text{\AA}$, что косвенно может свидетельствовать об образовании карбонитрида $(\text{Fe,Cr})_3\text{W}_3(\text{CN})$.

Также были рассмотрены результаты, полученные в статье [10] на кобальтовом



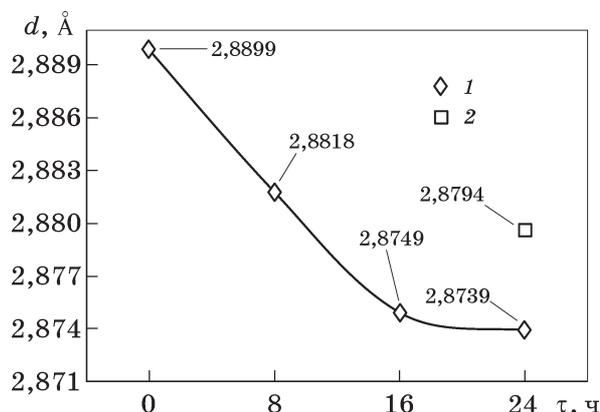
Фиг. 3. Сравнение исходных дифрактограмм образцов, полученных на кобальтовом (образцы 1—4) и медном (образцы 5, 6) излучении в пересчете на межплоскостные расстояния d (1, 5 — образцы быстрорежущей стали после ТО; 4 — образец после ТО + ВА при 540 °С в течение 8 ч; 3 — то же, через 16 ч; 2, 6 — через 24 ч). Отмечены отражения фаз: 1 — α -Fe+; 2 — γ -Fe+; 3 — $(\text{Fe,Cr})_3\text{W}_3\text{C}$; 4 — Cr_{23}C_6 ; 5 — Cr_7C_3 ; 6 — Mn_4N ; 7 — Mn_2N ; 8 — Fe_3N ; 9 — $\text{Fe}_3\text{W}_3\text{N}$; 10 — CrWN_2 ; 11 — Mo_2N ; 12 — Fe_4N ; 13 — Cr_2N ; 14 — $(\text{Fe,Cr})_2\text{W}_2\text{C}$; 15 — CrN ; 16 — MoN ; 17 — VN

излучении с большей проникающей способностью. Проведено сравнение результатов, отвечающих разной глубине проникновения рентгеновского излучения. Рентгенограммы, полученные на медном и кобальтовом излучении, совместно представлены на фиг. 3.

Сравнение приведенных на фиг. 3 дифрактограмм показывает следующее. На участке 2,5—2,3 Å отражения фаз CrN , VN имеют существенные различия по форме и положению профилей, для отражений фаз $(\text{Fe,Cr})_3\text{W}_3\text{N}$, Fe_3N , Mn_2N на участке 1,9—1,5 Å также наблюдаются различия. Медное излучение (с меньшей глубиной проникновения) позволило отчетливее зафиксировать отражения данных фаз в сравнении с кобальтовым, что может свидетельствовать о более полном протекании формирования азотсодержащих фаз именно вблизи поверхности.

При увеличении длительности азотирования параметры решетки α -Fe+ резко уменьшаются относительно их значений для образца после ТО. Уменьшение параметра решетки замедляется с увеличением длительности азотирования свыше 16 ч (фиг. 4).

Сравнение графиков изменения значений параметров решетки α -Fe+ для двух серий



Фиг. 4. Кинетика изменения параметра решетки фазы на основе α -Fe+ в образцах стали Р18 в процессе ВА при 540 °С для данных, полученных из дифрактограмм на кобальтовом (1) и медном (2) излучении

дифрактограмм, полученных на медном и кобальтовом излучении, свидетельствует об уменьшении параметров элементарной ячейки при азотировании. Это связано с конкуренцией двух процессов: уход крупных атомов W из твердого раствора α -Fe+ в нитриды приводит к уменьшению параметров решетки, а насыщение α -Fe+ азотом вызывает увеличение параметров решетки. Стоит отметить, что через 16 ч азотирования изменение параметра решетки α -Fe+ замедляется,

Значения параметров ячеек железа, карбидов и сложного нитрида $\text{Fe}_3\text{W}_3\text{N}$ после улучшения разрешения и уточнения положения пиков

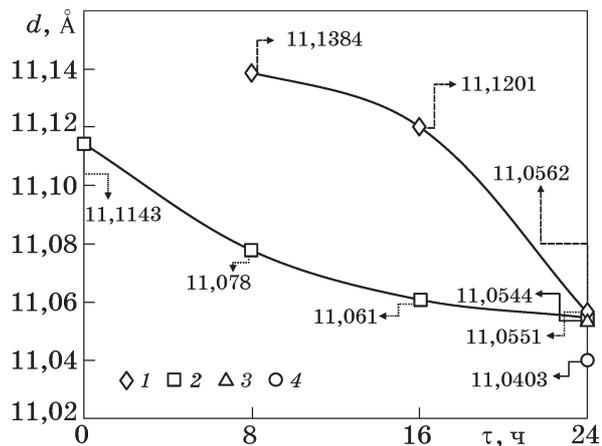
Фаза*	Полученные значения параметров решетки фаз, Å, в образце стали					
	P18, TO, CuK_α	P18, BA, 540 °C, 24 ч, CuK_α	P18, BA, 540 °C, 24 ч, CoK_α	P18, BA, 540 °C, 16 ч, CoK_α	P18, BA, 540 °C, 8 ч, CoK_α	P18, TO, CoK_α
$\text{Fe}_3\text{W}_3\text{N}$, $Fd-3m$	—	11,054	11,056	11,120	11,138	—
$\text{Fe}_3\text{W}_3\text{C}$, $Fd-3m$	11,050	11,052	11,078	11,044	11,053	11,099
Fe , $Im-3m$	2,8860	2,8790	2,8790	2,8750	2,8770	2,8830
Cr_7C_3 , $Pnma$	4,5878	4,6020	—	—	—	4,5884
	7,0293	6,9876	—	—	—	7,0305
	11,718	11,714	—	—	—	11,718
Cr_7C_3 , $Fm-3m$	10,810	10,904	—	—	—	10,810
Fe_3C , $P6322$	4,7582	4,7576	—	—	—	—
	4,7582	4,7576	—	—	—	—
	4,3123	4,3125	—	—	—	—
Fe_4N , $Pm3-m$	—	3,8078	—	—	—	—
Fe_3N , $P312$	—	4,2839	—	—	—	—

*С указанием группы симметрии.

а на участке около 24 ч азотирования график изменения параметров решетки на фиг. 4 выходит на «плато». Также можно отметить меньшее изменение параметра ячейки, вычисленное по данным табл. 2, для медного излучения, чем для кобальтового излучения. Это может говорить о неоднородности структуры $\alpha\text{-Fe}+$ в зависимости от глубины исследуемого слоя, по-видимому, о большем содержании растворенного азота в этой фазе в наиболее приповерхностных слоях.

Аналогичным образом были рассмотрены изменения значений параметров ячеек $(\text{Fe,Cr})_3\text{W}_3\text{C}$ (фиг. 5 и табл. 2).

При рассмотрении изменения характеристик структур $(\text{Fe,Cr})_3\text{W}_3\text{C}$ и $(\text{Fe,Cr})_3\text{W}_3\text{N}$ от длительности азотирования, измеренных на кобальтовом излучении (см. фиг. 5), прослеживается уменьшение параметра решетки $(\text{Fe,Cr})_3\text{W}_3\text{C}$ при выдержке до 24 ч и сближение значения параметра решетки со значением, полученным для $(\text{Fe,Cr})_3\text{W}_3\text{N}$. Подобные изменения, по-видимому, указывают на выделение легирующих элементов из карбидов и формирование нитридов хрома и вольфрама, а также на замещение у части карбидов атомов углерода атомами азота в исследуемом слое с образованием карбонитрида $(\text{Fe,Cr})_3\text{W}_3\text{C}(\text{N})$. Известно [13, 14], что



Фиг. 5. Кинетика изменения параметров решеток карбидов $\text{Fe}_3\text{W}_3\text{C}$ (1, 3) и нитридов $\text{Fe}_3\text{W}_3\text{N}$ (2, 4) в образцах стали P18 после ВА по данным, полученным на кобальтовом (1, 2) и медном (3, 4) излучении

водород в составе технологической среды способствует уменьшению концентрации углерода на поверхности. В рассматриваемом случае водород в составе аммиака может захватывать и удалять углерод с насыщаемой поверхности, что будет дополнительно способствовать замещению углерода азотом в карбидах. Насыщение карбида азотом, вероятно, вызывает компенсацию сжатия структуры карбида на ранних стадиях азотирования [15]. Значения параметра решетки фазы

(Fe,Cr)₃W₃(C,N) образца, прошедшего азотирование в течение 24 ч, полученные на кобальтовом и медном излучениях, примерно одинаковы.

Схожие изменения значений параметров решетки для разного излучения могут свидетельствовать об одинаковых процессах фазовых превращений в слоях 2—6 мкм (регистрируются на CuK_α-излучении) и 6—18 мкм (на CoK_α-излучении). Различия в степени данных изменений можно объяснить неоднородным распределением азота по глубине в слоях 2—6 и 6—18 мкм при одном значении длительности азотирования, вследствие чего параметры решетки Fe₃W₃C в слоях 2—6 мкм меньше, чем в слоях 6—18 мкм.

Приведенные данные могут косвенно свидетельствовать о процессе образования карбонитридов на основе структур первичных карбидов с последующим формированием нитридных фаз при достижении необходимой концентрации азота, преимущественно в приповерхностных слоях.

Таким образом, в результате применения математических методов улучшения разрешения удалось разрешить связанные с наложением отражений фаз сложные максимумы: Cr₂N-CrWN₂-Mn₂N-Mn₄N, (Fe,Cr)₃W₃C-Cr₇C₃-Mn₂N-(Fe,Cr)₃W₃N, Fe₄N-Fe₃N, Fe₃N-Fe₄N-Cr₇C₃-(Fe,Cr)₃W₃C.

Проведена апробация подхода уточнения параметров фаз (Fe,Cr)₃W₃C, Cr₇C₃, Fe₃C и нитридов (Fe,Cr)₃W₃N, Fe₃N, Fe₄N в быстрорежущей стали P18 методом полнопрофильного анализа с применением в качестве входных данных рентгеновского профиля, полученного в результате улучшения разрешения математическими методами.

Выводы. 1. Установлены следующие закономерности формирования фазового состояния и структуры при азотировании стали P18. С увеличением длительности азотирования до 16 ч при температуре 540 °С прослеживается уменьшение параметров элементарной ячейки фазы на основе ОЦК железа как в поверхностном слое (до 2—6 мкм, при съемке на медном излучении), так и в приповерхностном (до 6—18 мкм, при съемке на кобальтовом излучении). Наблюдается замедление уменьшения параметров ячейки к 24 ч азотирования; отмечается меньшая степень уменьшения параметров элементарной ячейки твердого раствора на основе α-Fe (далее α-Fe+) в слое 2—6 мкм (CuK_α-излуче-

ние), чем в слоях 6—18 мкм (CoK_α-излучение). Уменьшение параметров ячейки α-Fe+ при длительности азотирования 8—16 ч и температуре 540 °С вызвано, по видимому, выделением из нее растворенных атомов (Cr, W).

2. Установлены на основе уточненных параметров решетки фаз (Fe,Cr)₃W₃C и (Fe,Cr)₃W₃N закономерности изменения параметров решетки для разных значений длительности азотирования и глубины проникновения 2—6 мкм для медного и 6—18 мкм для кобальтового излучения.

3. Отмечено, что уменьшение параметров ячейки карбида Cr₇W₃C при длительности азотирования 8—16 ч и температуре 540 °С вызвано, по видимому, выделением из карбида атомов растворенных металлов (Cr, W) с образованием нитридов и замещением в этом карбиде атомов углерода атомами азота вследствие диффузии азота.

4. На основе полученных данных об изменении параметров решетки карбида (Fe,Cr)₃W₃C в процессе азотирования от 0 до 24 ч можно говорить об образовании фазы (Fe,Cr)₃W₃(CN) на основании уменьшения параметров решетки при последующем увеличении длительности азотирования до 24 ч.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Таран, Ю.Н. Эвтектика в вольфраммолибденовых быстрорежущих сталях / Ю.Н. Таран [и др.] // МиТОМ. 1979. №4. С.45—47.
2. Коссович, Г.А. Структура и свойства быстрорежущих сталей, легированных молибденом / Г.А. Коссович [и др.] // МиТОМ. 1964. №5. С.3—9.
3. Лахтин, Ю.М. Теория и технология азотирования / Ю.М. Лахтин [и др.] // Металлургия. 1991. 320 с.
4. Нижниковская, П.Ф. Формирование структуры быстрорежущих сталей при кристаллизации / П.Ф. Нижниковская [и др.] // МиТОМ. 1982. №11. С.23—30.
5. Геллер, Ю.А. Повышение качества штампованной стали 3Х2В8Ф выбором оптимального режима термообработки / Ю.А. Геллер [и др.] // Кузнечно-штамповочное производство. 1961. №2. С.13—15.
6. Гахраманов, В.Ф. Азотирование инструментальной стали / В.Ф. Гахраманов // The scientific heritage. 2021. №62. Р.37—39.
7. Солнцев, Ю.П. Хладнотойкие стали и сплавы / Ю.П. Солнцев. — М. : Химиздат, 2017. 476 с.
8. Белый, А.В. Ионно-лучевое азотирование металлов, сплавов и керамических материалов / А.В. Белый. // Физ.-тех. ин-т НАН Белоруссии. — Минск : Наука, 2014. 411 с.
9. Винтайкин, Б.Е. Исследование фазового состояния поверхностных слоев быстрорежущих сталей на основе Fe-W-C после азотирования / Б.Е. Винтайкин, А.Е. Смирнов, Я.В. Черенков // Кристаллография. 2022. Т.67. №4. С.644—650.

10. *Винтайкин, Б.Е.* Исследование структуры поверхностных слоев быстрорежущих сталей на основе Fe-W-C после азотирования / Б.Е. Винтайкин, А.Е. Смирнов, Я.В. Черенков // Необратимые процессы в природе и технике : сб. XI Всерос. конф. — М. : Изд-во МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2021. Т.2. С.49—52.
11. *Винтайкин, Б.Е.* Отделение аппаратурных уширений и K_{α_2} -составляющей и K_{α} -дублета на двухмерных картах распределения интенсивности рассеяния рентгеновских лучей прямыми вариационными методами на ЭВМ / Б.Е. Винтайкин, Р.Н. Кузьмин // Кристаллография. 1986. Т.31. Вып.4. С.656—660.
12. *Александрова, Н.М.* Особенности структуры и свойств непрерывнолитой заготовки из стали / Н.М. Александрова [и др.] // МиТОМ. 2020. №11 (785). С.13—20.
13. *Сухотина, А.М.* Коррозия и защита химической аппаратуры / А.М. Сухотина. — Л. : [б.и.], 1972. 310 с.
14. *Рачев, Х.* Справочник по коррозии / Х. Рачев. — М. : Мир, 1982. 520 с.
15. *Янушкевич, Б.* Роль карбидов в образовании поверхностного слоя стали X153CrMoV12 при азотировании в атмосфере низкого давления (вакуумном азотировании) / Б. Янушкевич // МиТОМ. 2015. №1 (715). С.31—33.