

УДК 621.785.532

К. Н. РАМАЗАНОВ

## ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ АЗОТИРОВАНИЯ И ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОГО АЗОТИРОВАНИЯ В ТЛЕЮЩЕМ РАЗРЯДЕ С ЭФФЕКТОМ ПОЛОГО КАТОДА НА ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В КОНСТРУКЦИОННЫХ И ИНСТРУМЕНТАЛЬНЫХ СТАЛЯХ

Представлены и проанализированы экспериментальные результаты фазовых превращений, изменений внутренних напряжений и средних размеров кристаллитов в конструкционных и инструментальных сталях при модифицировании сильноточными разрядами в вакууме. *Ионное азотирование ; кристаллическая структура ; фазовый состав ; эффект полого катода ; высокотемпературное модифицирование ; тлеющий разряд в вакууме*

### ВВЕДЕНИЕ

С ростом требований к подбору материалов в зависимости от поверхностных свойств, диффузионному слою и сечению деталей становится актуальным применение регулируемых процессов в многокомпонентных атмосферах, ресурсосберегающих, вакуумных, ионных технологий [1, 2].

В работах [3, 4, 5] было показано, что перспективными являются процессы азотирования и высокотемпературного азотирования конструкционных и инструментальных сталей в тлеющем разряде с эффектом полого катода (ЭПК). Установлено, что в условиях проявления ЭПК скорость насыщения и толщина азотированного слоя существенно выше, несмотря на более низкое напряжение горения разряда.

В последние годы все шире применяется высокотемпературное азотирование перлитных, ферритно-мартенситных, ферритных и аустенитных сталей, сплавов никеля и тугоплавких металлов (Ti, Mo, V, Cr и т.д.). В результате высокотемпературного азотирования в конструкционных сталях и сплавах формируется структура, состоящая из дисперсных частиц нитридов, распределенных в твердом растворе. Полученные таким образом тонкодисперсные устойчивые нитридные частицы в сталях и сплавах обеспечивают высокие эксплуатационные характеристики [6, 7].

Азотированию конструкционных и инструментальных материалов в тлеющем разряде уделяется большое внимание, однако

физические процессы, происходящие при таком упрочении, изучены недостаточно полно. Весьма мало сведений о структуре, фазовом составе и свойствах конструкционных и инструментальных сталей, прошедших высокотемпературное азотирование, причем экспериментальные данные недостаточно систематизированы и часто весьма противоречивы.

Задачей, на решение которой направлена данная работа, является исследование влияния азотирования и высокотемпературного азотирования в тлеющем разряде с ЭПК на фазовый состав конструкционных и инструментальных сталей.

### МЕТОДИКА ПРОВЕДЕНИЯ ИССЛЕДОВАНИЙ

Эксперименты проводились на образцах из материалов 30ХГСА, 38Х2МЮА и Х12, в качестве рабочего газа использовалась смесь азота, аргона и ацетилена ( $N_2$  50%, Ar 45%,  $C_2H_2$  5%).

Азотирование образцов проводилось с помощью модернизированной установки ЭЛУ-5, а для повышения эффективности нагрева тлеющим разрядом использовался ЭПК [8–10].

Ионное азотирование в тлеющем разряде с ЭПК производилось при рабочем давлении  $P = 150$  Па, токе разряда  $I = 0,4$  А и напряжении разряда  $U = 400$  В, температура поверхности обрабатываемых образцов составила  $T = 550^\circ C$ . Обработка проводилась в течение  $t = 3$  час.

Ионное высокотемпературное азотирование в тлеющем разряде с ЭПК производилось при рабочем давлении  $P = 200$  Па, токе разряда  $I = 0,5$  А и напряжении разряда  $U = 450$  В, температура поверхности обрабатываемых образцов составила  $T = 700^\circ\text{C}$ . Обработка проводилась в течении  $t = 1$  час.

Рентгеноструктурные исследования проводились на дифрактометре общего назначения ДРОН-4-07 с фокусировкой гониометра по Бреггу–Брентано с неподвижной рентгеновской трубкой и вращающимся образцом и счетчиком. А также на рентгеновском дифрактометре общего назначения с вертикальным гониометром фирмы Shimadzu XRD-6000. Весь контроль за работой оборудования, включая проведение измерения, осуществлялся с помощью компьютера.

Прецизионные дифрактометрические съемки проводили с шагом движения счетчика в  $0,02$  градуса для областей интенсивной рентгеновской дифракции и  $0,1$  градуса для областей фона. Время накопления импульсов в одной точке составляло соответственно  $10$  с и  $5$  с. Физические профили рентгеновских пиков получали путем выделения из экспериментальных профилей соответствующих инструментальных профилей с помощью гармонического анализа.

### ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

На рис. 1–3 представлены дифрактограммы образцов из материалов 30ХГСА, 38Х2МЮА и Х12 в исходном состоянии и после азотирования в тлеющем разряде с ЭПК.

На дифрактограммах (рис. 1–3) поверхности образцов из сталей 30ХГСА, 38Х2МЮА и Х12 после ионного азотирования в тлеющем разряде с ЭПК при температуре  $T = 550^\circ\text{C}$  обнаружены рефлексы  $\varepsilon$ -фазы  $\text{Fe}_{2-3}(\text{N})$ ,  $\text{Fe}_{2-3}(\text{N},\text{C})$ ,  $\gamma'$ -фазы  $\text{Fe}_4\text{N}$ ,  $\text{Fe}_4(\text{N},\text{C})$ , а также фазы, состоящие из нитридов и карбонитридов хрома ( $\text{CrN}$ ,  $\text{Cr}(\text{N},\text{C})$ ,  $\text{Cr}_2\text{N}$ ,  $\text{Cr}_2(\text{N},\text{C})$ ). Легирующие элементы, такие как Cr, Mn, растворяясь в  $\gamma'$ -фазе, уменьшают в ней содержание азота и толщину. Вследствие обработки в смеси азота, аргона и ацетилена ( $\text{N}_2$  50%, Ar 45%,  $\text{C}_2\text{H}_2$  5%), на поверхности выявлены рефлексы карбонитридов  $\text{Fe}_4(\text{N},\text{C})$ ,  $\text{Cr}(\text{N},\text{C})$ ,  $\text{Cr}_2(\text{N},\text{C})$ , а также карбидов хрома и железа ( $\text{Cr}_7\text{C}_3$ ,  $(\text{Cr},\text{Fe})_7\text{C}_3$ ,  $\text{Cr}_3\text{C}_2$ ), что также свидетельствует о интенсивной диффузии углерода из основы к поверхности и обогащения  $\gamma'$ -фазы углеродом.

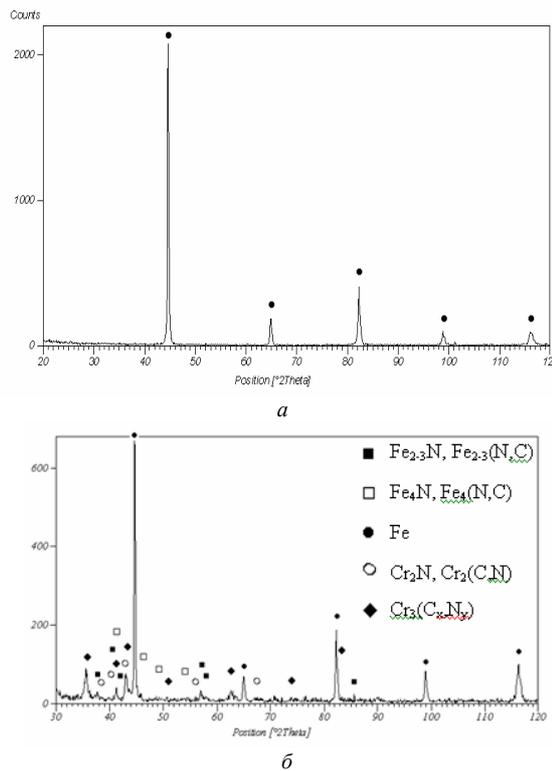


Рис. 1. Дифрактограммы образца из стали 30ХГСА (а — в исходном состоянии, б — после азотирования)

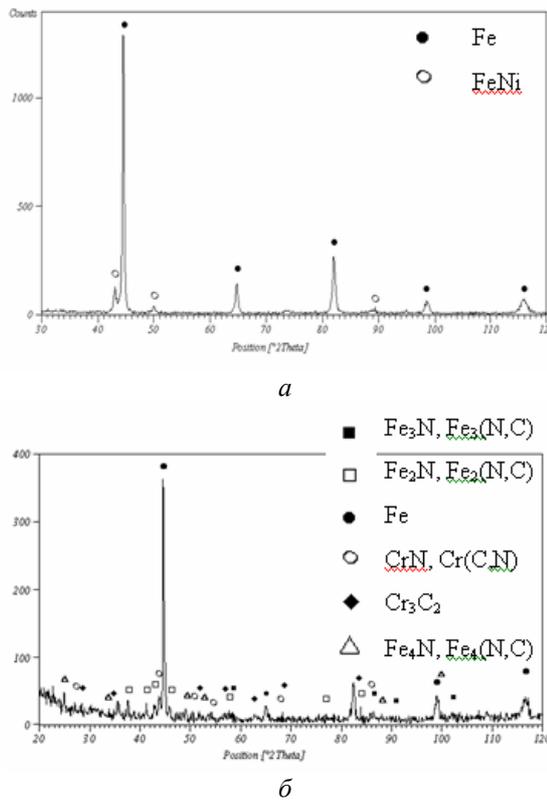
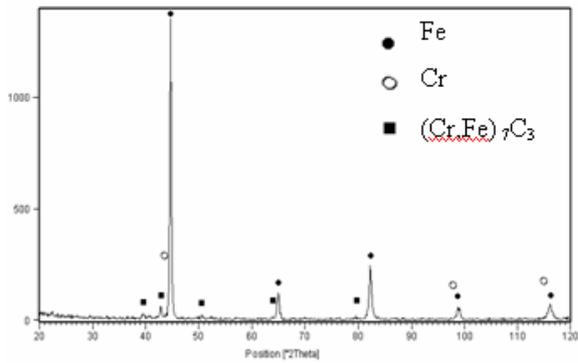
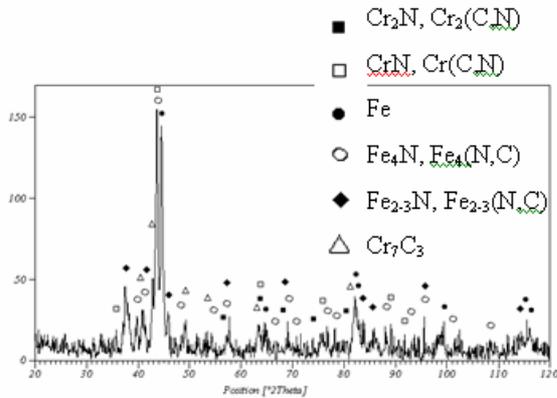


Рис. 2. Дифрактограммы образца из стали 38Х2МЮА (а — в исходном состоянии, б — после азотирования)



a



б

Рис. 3. Дифрактограммы образца из стали X12 (а — в исходном состоянии, б — после азотирования)

На рис. 4–6 представлены дифрактограммы образцов из материалов 30ХГСА, 38Х2МЮА и X12 после высокотемпературного азотирования в тлеющем разряде с ЭПК.

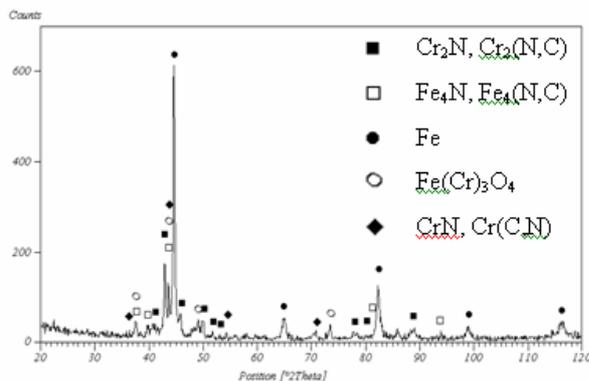


Рис. 4. Дифрактограммы образца из стали 30ХГСА после высокотемпературного азотирования

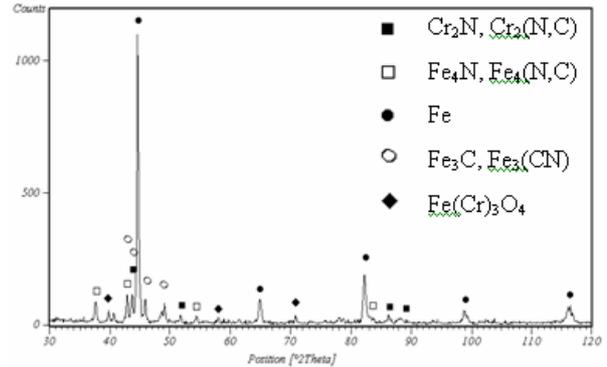


Рис. 5. Дифрактограммы образца из стали 38Х2МЮА после высокотемпературного азотирования

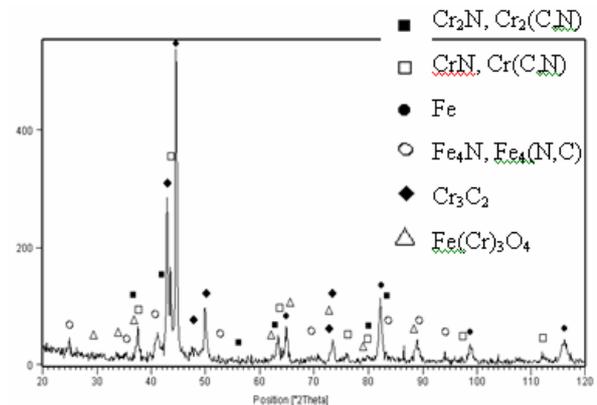


Рис. 6. Дифрактограммы образца из стали X12 после высокотемпературного азотирования

На дифрактограммах (рис. 4–6) поверхности образцов из сталей 30ХГСА, 38Х2МЮА и X12 после высокотемпературного азотирования обнаружены рефлексы  $\gamma'$ -фазы  $\text{Fe}_4\text{N}$ ,  $\text{Fe}_4(\text{N,C})$ , а также фазы, состоящие из нитридов и карбонитридов хрома ( $\text{CrN}$ ,  $\text{Cr}(\text{N,C})$ ,  $\text{Cr}_2\text{N}$ ,  $\text{Cr}_2(\text{N,C})$ ). Легирующие элементы, такие как Cr, Mn, растворяясь в  $\gamma'$ -фазе, уменьшают в ней содержание азота и толщину. Вследствие обработки в смеси азота, аргона и ацетилена ( $\text{N}_2$  50%, Ar 45%,  $\text{C}_2\text{H}_2$  5%) на поверхности выявлены рефлексы карбонитридов  $\text{Fe}_4(\text{N,C})$ ,  $\text{Cr}(\text{N,C})$ ,  $\text{Cr}_2(\text{N,C})$  и карбидов хрома ( $\text{Cr}_3\text{C}_2$ ), что также свидетельствует об интенсивной диффузии углерода из основы к поверхности и обогащения  $\gamma'$ -фазы углеродом. В смешанной азотно-углеродной атмосфере при температурах свыше  $650^\circ\text{C}$  расширяется область гомогенности карбонитридной  $\gamma'$ -фазы  $\text{Fe}_4\text{N}$ ,  $\text{Fe}_4(\text{N,C})$  и выклинивается область существования  $\epsilon$ -фазы  $\text{Fe}_{2-3}(\text{N,C})$ , которая, растворяя углерод, переходит в карбонитрид  $\text{Fe}_4(\text{N,C})$ .

На дифрактограммах поверхности образцов после высокотемпературного азотирования не обнаружены рефлексы  $\varepsilon$ -фазы  $\text{Fe}_{2-3}(\text{N})$ ,  $\text{Fe}_{2-3}(\text{N},\text{C})$ , но выявлены рефлексы оксида  $(\text{Fe}, \text{Me})_3\text{O}_4$  с кристаллической решеткой шпинели, в которой содержатся легирующие элементы.

Поскольку сродство к кислороду у всех металлов без исключения больше сродства к азоту или углероду, то неизбежны обменные реакции, т. е. кислород частично заменит азот и углерод в диффузионном слое. И как следствие при этом образуются оксидные структуры.

Таким образом с ростом температуры азотирования происходит выклинивание области существования  $\varepsilon$ -фазы  $\text{Fe}_{2-3}(\text{N},\text{C})$ , которая, растворяя углерод, переходит в карбонитрид  $\text{Fe}_4(\text{N},\text{C})$ . Из литературных данных [1, 2] известно, что присутствие  $\varepsilon$ -фазы повышает поверхностную хрупкость и снижает износостойкость, а также обладает существенно низкой теплостойкостью по сравнению с  $\gamma'$ -фазой, что недопустимо для инструмента горячего деформирования.

Установлено, что с ростом температуры в диффузионном слое помимо нитридных и карбонитридных соединений основного металла и легирующих элементов типа  $\varepsilon$  и  $\gamma'$ -фаз, могут также образовываться оксинитридные соединения типа  $(\text{Fe}, \text{Me})_3\text{O}_4$ . Из литературных данных [1, 2] известно, что оксинитридные зоны более пластичны, чем оксидные пленки  $\text{Fe}_2\text{O}_3$ , и в то же время обладают близкими к последним антиадгезионными свойствами.

Формирование оксинитридных фаз, не склонных к схватыванию, очень важно для работоспособности узла трения в начальный период износа, когда локальные давления чрезвычайно велики и больше, чем при установившемся износе, а также для инструмента, работающего в условиях горячего деформирования деталей из титановых сплавов и жаропрочных никелевых сплавов.

Используемый в настоящей работе метод рентгеноструктурного анализа также позволил проанализировать следующие важные параметры структуры исследуемых образцов: определение кристаллической структуры (типа элементарной ячейки); точное определение параметров элементарной ячейки, микронапряжений; определение количественного фазового состава исследуемого материала; определение параметров тонкой кристаллической структуры (микроискажений, разме-

ров областей когерентного рассеяния) и среднего размера кристаллитов. Данные приведены в табл. 1–6.

Количественный фазовый анализ, основанный на том, что интенсивность линий данной фазы пропорциональна объемной доле данной фазы в смеси, показал, что объемная доля  $\gamma'$ -фазы с ростом температуры возрастает, а  $\varepsilon$ -фазы сводится к нулю. Объемная доля карбидных и карбонитридных фаз в результате высокотемпературного азотирования существенно выше по сравнению с традиционным азотированием.

Анализ кристаллической структуры поликристалла проводимый по уширению дифракционных максимумов на дифрактограмме, показал:

- $\gamma'$ -фаза кристаллизуется в ГЦК решетке из атомов железа с упорядоченным расположением атомов азота в центрах элементарных кубов  $(1/2, 1/2, 1/2)$  (табл. 1–6);

- основой кристаллического строения  $\varepsilon$ -фазы является плотная гексагональная упаковка атомов железа (табл. 1, 3, 5) Атомы азота располагаются в порах, образующих подрешетку типа графита;

- $\xi$ -фаза ( $\text{Fe}_2\text{N}$ ) имеет тригональную решетку с упорядоченно распределенными атомами азота. Кристаллическую структуру  $\xi$ -фазы можно рассматривать как искаженную модификацию решетки  $\varepsilon$ -фазы (псевдогексагональная) (табл. 3).

При повышении концентрации углерода в стали параметры решеток  $\varepsilon$  и  $\gamma'$ -фазы увеличиваются за счет замены части атомов азота ( $r_N = 0,071$  нм) большими атомами углерода ( $r_C = 0,077$  нм).

Однако периоды решетки  $a$  и  $c$  изменяются неодинаково: наиболее активно увеличивается значение  $a$ , благодаря чему отношение  $c/a$  для карбонитридной  $\varepsilon$ -фазы уменьшается. Это может служить рентгеноструктурным критерием для идентификации карбонитридной природы  $\varepsilon$ -фазы.

Средний размер кристаллитов в направлении нормали к отражающей плоскости ( $hkl$ ) определялся по формуле Шерера, как видно из табл. 1–6 исходный размер зерна  $\alpha$ -Fe после традиционного и высокотемпературного азотирования остается неизменным. Средний размер кристаллитов нитридных фаз находится в диапазоне от 0,1–0,3 мкм.

Дефекты кристаллической решетки (микроискажения) также приводят к уширению дифракционного максимума, вызванного смещением атомов из узлов кристаллической ре-

шетки. При хаотическом распределении дислокаций смещение атома определяется суперпозицией смещений от каждой дислокации, поэтому феноменологически результат действия дислокационных полей можно рассматривать как локальное изменение межплоскостного расстояния. Расстояние между плоскостями ( $hkl$ ) непрерывно меняется по всему объему кристалла от  $d_0 - \Delta d_m$  до  $d_0 + \Delta d_m$ , где  $d_0$  – межплоскостное расстояние в идеальном кристалле, а  $\Delta d_m$  – усредненное по всему облучаемому объему максимальное изменение расстояния между плос-

костями ( $hkl$ ). Величина  $\Delta d_m/d_0$  характеризует усредненное по кристаллу максимальное значение однородной деформации микрообъемов и называется микродеформацией решетки, которая позволяет определить величину напряжений, вызванную упругой деформацией.

Величина напряжений нитридных фаз изменяется в диапазоне от 4,5 до  $17 \times 10^8$  Па, было отмечено, что с ростом температуры азотирования величина напряжений снижается, а в результате комбинированной обработки достигает своего максимального значения.

Таблица 1

**X12 – традиционное азотирование**  
при  $T = 550^\circ\text{C}$ ,  $t = 3$  часа,  $P = 150$  Па,  $I = 0,4$  А,  $U = 400$  В

Фаза (формула)	Сингония и период кристаллической решетки $a, b, c$	Объемная доля фазы, $V, \%$	Остаточная деформация, $\Delta d/d$	Область когерентного рассеяния ОКР, нм	Величина напряжения $\sigma$ , Па	Средний размер кристаллитов $D_{HKL}$ , мкм
$\alpha$ -Fe (исходн.)	Cubic $a: 2,856$					3,048
$\alpha$ -Fe	Cubic $a: 2,858$	36,76	$3,8 \times 10^{-3}$	22,5	$7,6 \times 10^8$	3,048
CrN	Cubic $a: 4,1588$	14,11	$2,2 \times 10^{-3}$	23,0	$4,4 \times 10^8$	0,378
Fe <sub>3</sub> N	Hexagonal $a: 4,6919$ $c: 4,3670$	13,75	$7,9 \times 10^{-3}$	19,1	$15,8 \times 10^8$	0,215
Fe <sub>4</sub> N	Cubic $a: 3,770$	11,84	$8,2 \times 10^{-3}$	15,3	$16,4 \times 10^8$	0,195
Cr <sub>7</sub> C <sub>3</sub>	Hexagonal $a: 14,010$ $c: 4,532$	13,44	$1,9 \times 10^{-3}$	18,1	$3,8 \times 10^8$	1,271

Таблица 2

**X12 – высокотемпературное азотирование**  
при  $T = 700^\circ\text{C}$ ,  $t = 1$  час,  $P = 200$  Па,  $I = 0,5$  А,  $U = 450$  В

Фаза (формула)	Сингония и период кристаллической решетки $a, b, c$	Объемная доля фазы, $V, \%$	Остаточная деформация, $\Delta d/d$	Область когерентного рассеяния ОКР, нм	Величина напряжения $\sigma$ , Па	Средний размер кристаллитов $D_{HKL}$ , мкм
$\alpha$ -Fe	Cubic $a: 2,859$	35,16	$3,12 \times 10^{-3}$	22,16	$6,24 \times 10^8$	3,048
CrN	Cubic $a: 4,1612$	11,04	$0,6 \times 10^{-3}$	22,51	$1,2 \times 10^8$	0,381
Cr <sub>2</sub> N	Trigonal $a: 4,752$ $c: 4,429$	12,13	$1,7 \times 10^{-3}$	24,70	$3,4 \times 10^8$	0,393
Fe <sub>4</sub> N	Cubic $a: 3,800$	14,21	$7,5 \times 10^{-3}$	11,60	$15 \times 10^8$	0,204
Cr <sub>3</sub> C <sub>2</sub>	Orthorhombic $a: 5,5329$ $b: 2,8290$ $c: 11,4719$	17,45	$2,8 \times 10^{-3}$	42,19	$5,6 \times 10^8$	1,103

Таблица 3

**38Х2МЮА – традиционное азотирование**  
 при  $T = 550^\circ\text{C}$ ,  $t = 3$  часа,  $P = 150$  Па,  $I = 0,4$  А,  $U = 400$  В

Фаза (формула)	Сингония и период кристаллической решетки $a, b, c$	Объемная доля фазы, $V, \%$	Остаточная деформация, $\Delta d/d$	Область когерентного рассеяния ОКР, нм	Величина напряжения $\sigma$ , Па	Средний размер кристаллитов $D_{HKL}$ , мкм
$\alpha\text{-Fe}$ (исходн.)	Cubic $a: 2,8701$					3,214
$\alpha\text{-Fe}$	Cubic $a: 2,8716$	32,82	$3,6 \times 10^{-3}$	20,4	$7,2 \times 10^8$	3,214
$\text{CrN}$	Cubic $a: 4,1571$	11,7	$2,3 \times 10^{-3}$	21,75	$4,6 \times 10^8$	0,341
$\text{Fe}_2\text{N}$	Trigonal $a: 4,787$ $c: 4,418$	13,4	$3,7 \times 10^{-3}$	19,8	$7,4 \times 10^8$	0,194
$\text{Fe}_3\text{N}$	Hexagonal $a: 4,6912$ $c: 4,366$	11,88	$6,9 \times 10^{-3}$	20,8	$13,8 \times 10^8$	0,181
$\text{Fe}_4\text{N}$	Cubic $a: 3,768$	10,1	$7,2 \times 10^{-3}$	16,4	$14,4 \times 10^8$	0,174

Таблица 4

**38Х2МЮА высокотемпературное азотирование**  
 при  $T = 700^\circ\text{C}$ ,  $t = 1$  час,  $P = 200$  Па,  $I = 0,5$  А,  $U = 450$  В

Фаза (формула)	Сингония и период кристаллической решетки $a, b, c$	Объемная доля фазы, $V, \%$	Остаточная деформация, $\Delta d/d$	Область когерентного рассеяния ОКР, нм	Величина напряжения $\sigma$ , Па	Средний размер кристаллитов $D_{HKL}$ , мкм
$\alpha\text{-Fe}$	Cubic $a: 2,8717$	34,2	$3,2 \times 10^{-3}$	19,3	$6,4 \times 10^8$	3,214
$\text{Cr}_2\text{N}$	Trigonal $a: 4,750$ $c: 4,426$	17,1	$4,8 \times 10^{-3}$	22,4	$9,6 \times 10^8$	0,312
$\text{Fe}_4\text{N}$	Cubic $a: 3,790$	19,4	$5,1 \times 10^{-3}$	15,4	$10,2 \times 10^8$	0,192
$\text{Fe}_3\text{C}$	Orthorhombic $a: 5,089$ $b: 6,744$ $c: 4,524$	19,2	$7,2 \times 10^{-3}$	21,5	$14,4 \times 10^8$	0,240

В работах [1, 2] было доказано, что при одновременной диффузии азота и углерода в стали увеличение параметров решетки  $\epsilon$  и  $\gamma'$ -фазы менее значительное по сравнению с насыщением стали только азотом. Поэтому карбонитридные  $\epsilon$  и  $\gamma'$ -фазы, полученные при одновременной диффузии в стали азота и углерода, по сравнению с чисто азотистыми, менее хрупкие, обладают повышенной твердостью (400–450 HV) и высокой износостойкостью.

### ВЫВОДЫ

1. В процессе азотирования легированных сталей, содержащих элементы с различной

активностью к азоту, формируется неоднородная поверхностная зона азотирования, состоящая из нитридов и карбонитридов как основного металла, так и нитридообразующих легирующих элементов ( $\text{Fe}_3\text{N}$ ,  $\text{Fe}_3(\text{N,C})$ ,  $\text{Fe}_4\text{N}$ ,  $\text{Fe}_4(\text{N,C})$ ,  $\text{Cr}_2\text{N}$ ,  $\text{Cr}_2(\text{C,N})$ ,  $\text{CrN}$ ,  $\text{Cr}(\text{C,N})$ ,  $\text{Cr}_7\text{C}_3$ ,  $\text{Cr}_3\text{C}_2$ ).

2. Технологическим параметром, регулирующим реализацию износостойкого структурно-фазового состояния, является не только давление и состав насыщающей атмосферы, но и температура азотирования, с ростом которой происходит выклинивание области существования  $\epsilon$ -фазы  $\text{Fe}_{2-3}(\text{N,C})$ , которая

Таблица 5

**30ХГСА – традиционное азотирование**  
 при  $T = 550^\circ\text{C}$ ,  $t = 3$  часа,  $P = 150$  Па,  $I = 0,4$  А,  $U = 400$  В

Фаза (формула)	Сингония и период кристаллической решетки $a, b, c$	Объемная доля фазы, $V, \%$	Остаточная деформация, $\Delta d/d$	Область когерентного рассеяния ОКР, нм	Величина напряжения $\sigma$ , Па	Средний размер кристаллитов $D_{HKL}$ , мкм
$\alpha$ -Fe (исходн.)	Cubic $a: 2,8603$					3,121
$\alpha$ -Fe	Cubic $a: 2,8610$	34,5	$3,9 \times 10^{-3}$	24,5	$7,8 \times 10^8$	3,121
$\text{Fe}_3\text{N}$	Hexagonal $a: 4,6901$ $c: 4,3668$	19,2	$7,4 \times 10^{-3}$	12,4	$14,8 \times 10^8$	0,208
$\text{Fe}_4\text{N}$	Cubic $a: 3,790$	15,5	$6,7 \times 10^{-3}$	8,31	$13,4 \times 10^8$	0,194
$\text{Cr}_3\text{C}_2$	Orthorhombic $a: 5,5311$ $b: 2,8284$ $c: 11,4701$	10,7	$5,4 \times 10^{-3}$	21,2	$10,8 \times 10^8$	1,811

Таблица 6

**30ХГСА высокотемпературное азотирование**  
 при  $T = 700^\circ\text{C}$ ,  $t = 1$  час,  $P = 200$  Па,  $I = 0,5$  А,  $U = 450$  В

Фаза (формула)	Сингония и период кристаллической решетки $a, b, c$	Объемная доля фазы, $V, \%$	Остаточная деформация, $\Delta d/d$	Область когерентного рассеяния ОКР, нм	Величина напряжения $\sigma$ , Па	Средний размер кристаллитов $D_{HKL}$ , мкм
$\alpha$ -Fe	Cubic $a: 2,8612$	33,8	$3,2 \times 10^{-3}$	20,3	$6,4 \times 10^8$	3,121
$\text{CrN}$	Cubic $a: 4,1660$	11,8	$3,3 \times 10^{-3}$	21,4	$6,6 \times 10^8$	0,332
$\text{Cr}_2\text{N}$	Trigonal $a: 4,7500$ $c: 4,4180$	18,4	$4,9 \times 10^{-3}$	23,6	$9,8 \times 10^8$	0,311
$\text{Fe}_4\text{N}$	Cubic $a: 3,7690$	15,9	$5,9 \times 10^{-3}$	15	$11,8 \times 10^8$	0,195

растворяя углерод, переходит в карбонитрид  $\text{Fe}_4(\text{N},\text{C})$ .

3. Установлено, что исходный размер зерна  $\alpha$ -Fe после традиционного и высокотемпературного азотирования остается неизменным.

4. Величина напряжений нитридных фаз изменяется в диапазоне от  $4,5$  до  $17 \times 10^8$  Па, было отмечено, что с ростом температуры азотирования величина напряжений снижается, а в результате комбинированной обработки достигает своего максимального значения.

5. Разработанные способы азотирования и высокотемпературного азотирования в тлеющем разряде с ЭПК позволяют проводить структурно-фазовое модифицирование конструкционных и инструментальных сталей. При этом структурно-фазовое состояние будет зависеть от химического состава и температурно-временных параметров процесса обработки. При изменении этих параметров в диффузионном слое могут образовываться нитридные и карбонитридные соединения основного металла и легирующих элементов типа  $\varepsilon$  и  $\gamma'$ -фаз, а также оксинитридные соединения типа  $(\text{Fe}, \text{Me})_3\text{O}_4$ , различающиеся

размерами, формой и взаимодействием с кристаллической решеткой матрицы.

#### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. **Лахтин, Ю. М.** Теория и технология азотирования / Ю. М. Лахтин, Я. Д. Коган, Г. Й. Шпис, З. Бемер М. : Металлургия, 1991. 320 с.
2. **Арзамасов, Б. Н.** Химико-термическая обработка металлов в активизированных газовых средах / Б. Н. Арзамасов, А. Г. Братухин, Ю. С. Елисеев, Т. А. Панайоти. М. : Изд-во МВТУ им. Баумана, 1999. 400 с.
3. **Будилов, В. В.** Технология ионного азотирования в тлеющем разряде с полым катодом / В. В. Будилов, Р. Д. Агзамов, К. Н. Рамазанов // МиТОМ. 2007. № 7. С. 25–29.
4. **Будилов, В. В.** Исследование и разработка методов химико-термической обработки на основе структурно-фазового модифицирования поверхности деталей сильноточными разрядами в вакууме / В. В. Будилов, Р. Д. Агзамов, К. Н. Рамазанов // Вестник УГАТУ. 2007. № 1 (19). С. 140–149.
5. **Агзамов, Р. Д.** Высокотемпературное структурно-фазовое модифицирование конструкционных сталей плазмой тлеющего разряда / Р. Д. Агзамов, К. Н. Рамазанов // Известия вузов. Физика. 2007. № 9. Приложение. С. 479–483.
6. **Петрова, Л. Г.** Высокотемпературное азотирование жаропрочных сплавов / Л. Г. Петрова // МиТОМ. 2004. № 1. С. 18–24.
7. **Лахтин, Ю. М.** Высокотемпературное азотирование сталей аустенитного и ферритно-мартенситного класса МиТОМ / Ю. М. Лахтин, И. П. Фетисова. 1971. № 7. С. 104–110.
8. **Будилов, В. В.** Использование разряда с полым катодом для обработки поверхности конструкционных материалов / В. В. Будилов, С. Р. Шехтман, Р. М. Киреев // Физика и химия обработки материалов. 2001. № 2. С. 31–35.
9. **Будилов, В. В.** Способ поверхностного упрочнения деталей : патент на изобр. № 2275433, МПК 7, C21D1/09, C21D1/38 от 16.11.2004 / В. В. Будилов, Р. Д. Агзамов, К. Н. Рамазанов.
10. **Будилов, В. В.** Способ азотирования изделий в тлеющем разряде с эффектом полого катода : Патент на изобр. № 2276201, МПК 7, C23C8/36, C23C8/80 от 09.11.2004 / В. В. Будилов, Р. Д. Агзамов, К. Н. Рамазанов.

#### ОБ АВТОРЕ



**Рамазанов Камиль Нуруллаевич**, асп. каф. технол. машиностр. Дипл. инж.-технол. машиностр. производств (УГАТУ, 2004). Иссл. в обл. вакуумных ионно-плазменных методов модифицирования поверхности.