

УДК 621.762

**В.Ф. ГАХРАМАНОВ**, канд. техн. наукстарший преподаватель кафедры «Металлургия и металловедение»<sup>1</sup>

E-mail: qehremanovvurqun@gmail.com

**Э.А. АСЛАНОВ**, канд. физ.-мат. наукдоцент кафедры «Механика»<sup>1</sup>

E-mail: e.aslanov1@gmail.com

<sup>1</sup>Азербайджанский технический университет, г. Баку, Азербайджанская Республика

Поступила в редакцию 12.05.2021.

## ВЛИЯНИЕ ПРЕДВАРИТЕЛЬНОГО ОКИСЛЕНИЯ НА ПРОЦЕСС АЗОТИРОВАНИЯ СПЛАВОВ ЖЕЛЕЗА

*В статье приведены результаты изучения кинетики окисления сплавов Fe-Cr, Fe-Al и железа при температурах 450–550 °С. Исследовано влияние предварительного окисления этих сплавов на процесс азотирования. Установлено, что легирование сплавов Fe-Cr, Fe-Al увеличивает количество поглощаемого азота, но уменьшает общую глубину азотированного слоя. Продолжительность азотирования, необходимая для получения высокой твердости (более HV 1000), зависит от состава твердого раствора. При температуре азотирования 520 °С выдержка составляет 10–15 мин для сталей первой группы, не менее 3–4 ч — для сталей второй и третьей групп и 5–6 ч — для сталей четвертой группы. Исследования показали, что твердость слоя определяется в основном составом твердого раствора; количество и дисперсность карбидной фазы оказывают меньшее влияние. Твердость возрастает в результате повышения температуры закалки и снижения температуры отпуска, уменьшающих количество карбидной фазы, но увеличивающих легированность твердого раствора. Твердость азотированного слоя быстрорежущих сталей P9, P18, имеющих одинаковый состав твердого раствора, одинакова (HV 1340) даже несмотря на значительное различие в количестве карбидной фазы. Твердость слоя стали 4X5B2ФС, содержащей больше хрома в растворе, на HV 50–90 выше, чем твердость слоя стали 3X2B8Ф, имеющей в 1,5–2 раза больше карбидной фазы. Характерно поведение сталей, имеющих одинаково высокое содержание хрома (12 %), но различное содержание углерода. Твердость слоя у стали 1X13, имеющей мало карбидов, на HV 100–180 выше, чем твердость слоя у стали X12M, у которой значительная часть хрома связана в карбиды.*

**Ключевые слова:** состав, режимы, азотирование, железо и сплавы, диффузия, сталь, аммиак

DOI: <https://doi.org/10.46864/1995-0470-2021-2-55-54-59>

**Введение.** Существующие методы диффузионного азотирования [1–5] не позволяют наносить на углеродистую сталь «мягкие» глубокие покрытия, которые были бы весьма эффективны при производстве из азотированной заготовки путем пластической деформации листа, труб и других изделий, а также при нанесении твердых комплексных покрытий с образованием карбидов, нитридов и боридов азота.

В этой связи большой интерес представляет изучение нового метода неконтактного вакуумного диффузионного азотирования (из сублимированной фазы) [6], позволяющего за 16–18 ч изотермической выдержки при температуре 1400 °С и выше производить азотирование низкоуглеродистой стали на глубину до 3 мм и подвергать ее затем многократной горячей и холодной пластической деформации.

В настоящей работе изучалось влияние окисных пленок на формирование и свойства азотированного слоя. Исследование проводилось на образцах железа и сплавов Fe-Cr, Fe-Al с содержанием легирующих элементов от 1 до 10 %. Образцы имели форму цилиндра высотой 10 мм и диаметром 9 мм. Предварительное окисление проводили в атмосфере воздуха, а азотирование — в атмосфере аммиака со степенью диссоциации 30–45 % с последующим охлаждением в печи. При азотировании с депассивацией в качестве депассиватора использовался четыреххлористый углерод [7].

Кинетика окисления железа и сплавов Fe-Cr, Fe-Al изучалась в интервале температур 450–550 °С, поскольку в работе [8] было показано, что при низкотемпературном окислении особых изменений

в структуре и глубине азотированного слоя не наблюдается. Скорость роста окисной пленки контролировалась увеличением веса образцов  $\frac{\Delta P}{S}$  [кг/м<sup>2</sup>],

где  $\Delta P$  — привес, г;  $S$  — площадь поверхности образца, м<sup>2</sup>. По этим данным были построены графики

$\frac{\Delta P}{S} = f(\sqrt{\tau})$ , где  $\tau$  — время выдержки, с. Наблюдается параболическая зависимость окисления для всех сплавов при указанных температурах. Для каждого сплава также рассчитаны константы скорости насыщения после окисления в течение 2 ч по уравнению

$$K = K_0 e^{-\frac{Q}{RT}}, \quad (1)$$

где  $K$  — константа скорости насыщения, кг<sup>2</sup>/(м<sup>2</sup>·с);  $K_0$  — коэффициент пропорциональности;  $Q$  — эффективная энергия активации, определяемая скоростью насыщения, Дж/моль;  $R$  — газовая постоянная, равная 8,31 Дж/(моль·К);  $T$  — абсолютная температура, К.

Значения  $Q$  для различных сплавов находятся в интервале 125–170 кДж/моль. Значение  $Q$  для железа хорошо согласуется с данными Дэвиса и др. [9].

**Основная часть.** Как отмечалось в работах [1, 10, 11], легирование железа хромом и алюминием повышает его сопротивление окислению. Авторами установлено, что введение небольших количеств (до 1 %) хрома и алюминия при температуре 450 °С незначительно уменьшает сопротивление окислению железа, что, по-видимому, объясняется образованием неравномерной окисной пленки. Увеличение эффективной толщины такой пленки, определяемой скоростью насыщения, с увеличением содержания легирующих элементов связано с повышением сопротивления этих сплавов окислению. Согласно работам [1, 10], структура окисной пленки на железе в интервале температур 450–550 °С состоит из гематита  $Fe_2O_3$  и магнетита  $Fe_3O_4$ , причем основную часть окисной пленки составляет магнетит. При легировании хромом и алюминием возможно образование сложных окисных шпинельных фаз, увеличивающих стойкость магнетита  $Fe_2O_3$ , а также окисных фаз легирующих элементов  $Cr_2O_3$  и  $Al_2O_3$ , уменьшает окисляемость сплавов Fe-Cr и Fe-Al. Таким образом, можно предположить, что на образцах железа и сплавов Fe-Cr, Fe-Al, окисленных перед азотированием, окисная пленка соответственно состоит из  $Fe_3O_4$ , сложных окисных фаз  $Cr_2O_3$ - $Fe_2O_3$ ,  $Al_2O_3$ - $Fe_2O_3$  из окислов  $Cr_2O_3$ ,  $Al_2O_3$  [12, 13].

Более плотная и оптимальная по толщине окисная пленка на всех образцах возникала за 0,5 ч при 500 °С. Этот режим и применялся для

окисления железа и сплавов перед азотированием. По формуле, предложенной О. Кубашевским, была рассчитана толщина окисной пленки  $\Delta \xi$  на всех предварительно окисленных образцах:

$$\Delta \xi = \Delta m \frac{\nu_{ок}}{M_{O_2}}, \quad (2)$$

где  $M_{O_2}$  — молекулярный вес кислорода, умноженный на число атомов кислорода в соответствующем соединении, кг/моль;  $\nu_{ок}$  — молекулярный объем окисной пленки, м/моль;  $\Delta m$  — увеличение массы, кг.

Зависимость толщины окисной пленки от содержания в сплаве хрома и алюминия приведена на рисунке 1.

Азотирование с предварительным окислением и с депассивацией изучалось в интервале температур 520–600 °С при выдержке 3, 6, 12 и 24 ч. Процессы контролировались по изменению веса и глубины азотированного слоя. Было найдено, что изменение веса и глубины слоя при азотировании с депассивацией и предварительным окислением в зависимости от времени подчиняется параболическому закону (рисунки 2 и 3).

По изменению веса и глубины азотированного слоя после выдержки в течение 24 ч были рассчитаны для всех сплавов константы скорости насыщения и константы скорости роста слоя. Во всех случаях температурные зависимости этих характеристик подчиняются уравнению (1).

Значение констант скорости насыщения и скорости роста слоя, найденные по изменению веса при глубине слоя, для азотирования с предварительным окислением и с депассивацией приведены в таблицах 1 и 2.

Влияние легирующих элементов хрома и алюминия на изменение веса при азотировании и с предварительным окислением и депассивацией идентично, т. е. с увеличением степени легирования количество поглощаемого азота увеличивается. Как и следовало ожидать, эффективная энергия

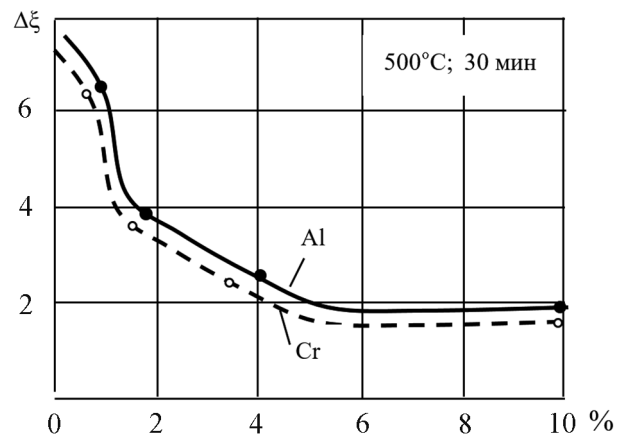


Рисунок 1 — Изменение глубины окисного слоя (нм) в зависимости от содержания легирующих элементов  
Figure 1 — Change in the oxide layer (nm) depth depending on the content of alloying elements

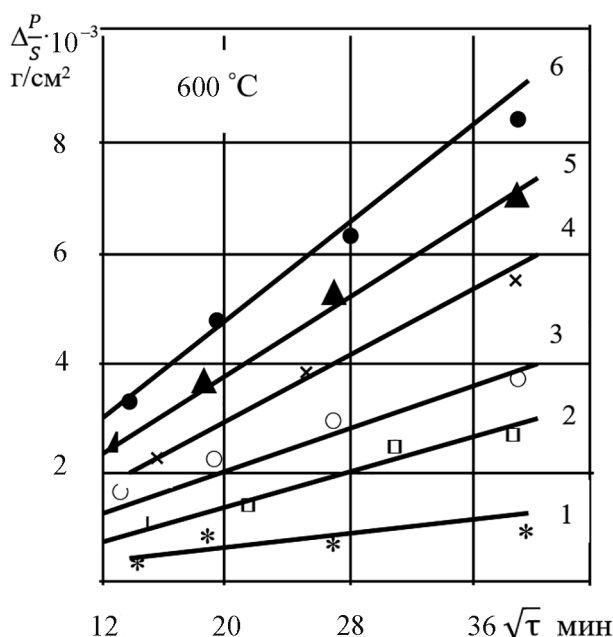


Рисунок 2 — Изменение веса в зависимости от корня квадратного времени азотирования с предварительным окислением для сплавов Fe-Cr: 1 — железо Армко; 2 — 0,91 % Cr; 3 — 1,83 % Cr; 4 — 3,73 % Cr; 5 — 5,79 % Cr; 6 — 9,62 % Cr  
Figure 2 — Weight change depending on the root of the square time of nitriding with pre-oxidation for Fe-Cr alloys: 1 — Armco iron; 2 — 0.91 % Cr; 3 — 1.83 % Cr; 4 — 3.73 % Cr; 5 — 5.79 % Cr; 6 — 9.62 % Cr

активации, зависящая от скорости насыщения, уменьшается с увеличением степени легирования хромом и алюминием, т. е. облегчается насыщение сплавов азотом (см. таблицу 1).

При качественном сходстве между этими двумя различными процессами существует и количественное различие. Авторами подсчитано соотношение констант насыщения при азотировании с депассивацией и азотировании с предварительным окислением. Согласно этим расчетам, скорость насыщения при азотировании с депассивацией в среднем увеличивается для сплавов Fe-Cr в 1,5–3 раза, а для сплавов Fe-Al — в 1,5–2,5 раза. Различие и увеличение скорости насыщения азо-

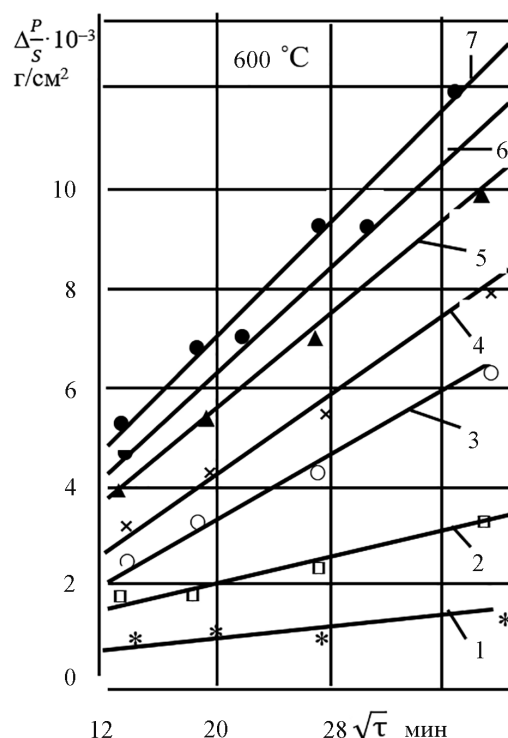


Рисунок 3 — Изменение веса в зависимости от корня квадратного времени азотирования с предварительным окислением для сплавов Fe-Al: 1 — железо Армко; 2 — 0,82 % Al; 3 — 1,51 % Al; 4 — 2,22 % Al; 5 — 4,03 % Al; 6 — 5,94 % Al; 7 — 10,02 % Al  
Figure 3 — Weight change depending on the root of the square time of nitriding with pre-oxidation for Fe-Al alloys: 1 — Armco iron; 2 — 0.82 % Al; 3 — 1.51 % Al; 4 — 2.22 % Al; 5 — 4.03 % Al; 6 — 5.94 % Al; 7 — 10.02 % Al

том рассматриваемых сплавов, очевидно, связано с влиянием окисных пленок на поверхности сплавов Fe-Al. Как указано выше, окисная пленка состоит из различных шпинельных фаз на базе ξ-фазы ( $\text{Fe}_3\text{O}_4$ ), которая имеет кубическую решетку типа шпинели с 56 атомами в элементарной ячейке [14–16].

Проницаемость азота через подобного типа окисную пленку затрудняется, что сказывается на уменьшении константы скорости насыщения процесса азотирования с предварительным

Таблица 1 — Значение констант насыщения для различных сплавов  
Table 1 — Value of the saturation constants for different alloys

Содержание легирующего элемента, %	Азотирование с предварительным окислением		Азотирование с депассивацией	
	$K$ , кг <sup>2</sup> /(м <sup>2</sup> ·с)	$Q$ , кДж/моль	$K$ , кг <sup>2</sup> /(м <sup>2</sup> ·с)	$Q$ , кДж/моль
Fe	$7 \cdot 10^{-5}$	142	$2,67 \cdot 10^{-5}$	120
0,91Cr	$2,1 \cdot 10^{-4}$	140	$3,04 \cdot 10^{-6}$	100
1,83Cr	$2,65 \cdot 10^{-5}$	138	$2,21 \cdot 10^{-6}$	97
3,73Cr	$1,6 \cdot 10^{-3}$	144	$1,14 \cdot 10^{-6}$	89
5,75Cr	$6,02 \cdot 10^{-3}$	138	$8,82 \cdot 10^{-6}$	84
9,62Cr	$2,89 \cdot 10^{-3}$	144	$9,56 \cdot 10^{-6}$	82
0,81Al	$8,04 \cdot 10^{-5}$	130	$7,45 \cdot 10^{-3}$	107
1,51Al	$3,64 \cdot 10^{-5}$	132	$1,42 \cdot 10^{-5}$	106
2,22Al	$9,3 \cdot 10^{-4}$	135	$1,06 \cdot 10^{-5}$	102
4,03Al	$1,51 \cdot 10^{-3}$	136	$4,85 \cdot 10^{-3}$	92
5,94Al	$3,58 \cdot 10^{-3}$	140	$3,64 \cdot 10^{-3}$	88
10,02Al	$4,02 \cdot 10^{-3}$	140	$3,68 \cdot 10^{-3}$	84

Таблица 2 — Значение констант скорости роста слоя для различных сплавов  
Table 2 — Value of the layer growth rate constants for different alloys

Содержание легирующего элемента, %	Азотирование с предварительным окислением		Азотирование с депассивацией	
	$K, \text{кг}^2/(\text{м}^2 \cdot \text{с})$	$Q, \text{кДж/моль}$	$K, \text{кг}^2/(\text{м}^2 \cdot \text{с})$	$Q, \text{кДж/моль}$
Fe	$6,26 \cdot 10^{-5}$	81	$8,76 \cdot 10^{-5}$	66
0,91Cr	$1,47 \cdot 10^{-4}$	89	$3,04 \cdot 10^{-6}$	100
1,83Cr	$1,37 \cdot 10^{-4}$	91	$2,21 \cdot 10^{-6}$	97
3,73Cr	$2,03 \cdot 10^{-3}$	113	$1,14 \cdot 10^{-6}$	89
5,75Cr	$7,18 \cdot 10^{-3}$	123	$8,82 \cdot 10^{-6}$	84
9,62Cr	$3,65 \cdot 10^{-3}$	138	$9,56 \cdot 10^{-6}$	82
0,81Al	$2,99 \cdot 10^{-3}$	111	$4,87 \cdot 10^{-6}$	64
1,51Al	$4,54 \cdot 10^{-3}$	115	$4,2 \cdot 10^{-6}$	64
2,22Al	$4,5 \cdot 10^{-3}$	116	$4,98 \cdot 10^{-6}$	65
4,03Al	$3,81 \cdot 10^{-3}$	119	$3,92 \cdot 10^{-6}$	66
5,94Al	$4,72 \cdot 10^{-3}$	123	$1,2 \cdot 10^{-5}$	75

окислением. Удаление такого рода пассивных окисных пленок ускоряет процесс азотирования.

В работе Ю.И. Лахтина [17] было показано, что введение в железо таких элементов, как Al, W, Mo, Cr и Si, приводит к уменьшению общей глубины слоя. Если количество поглощаемого азота увеличивается вследствие легирования при азотировании с предварительным окислением и с депассивацией, то глубина азотированного слоя уменьшается. Расчет соотношений констант скорости роста слоя для азотирования с депассивацией и с предварительным окислением для всех сплавов показывает, что при депассивации скорость роста слоя увеличивается в 1,2–1,5 раза. Окисление также уменьшает скорость роста слоя на сплавах Fe-Cr, Fe-Al.

Изменение эффективной энергии активации при изменении скорости роста слоя для азотирования с депассивацией и с предварительным окислением наглядно подтверждает проведенные количественные расчеты (см. таблицы 1 и 2).

При азотировании легированных сплавов возможно существование многофазных диффузионных зон. В случае азотирования сплавов Fe-Cr, Fe-Al возможно образование двухфазных зон. На рисунке 4 представлена микроструктура азотированного слоя на сплаве Fe-Al после азотирования с предварительным окислением. Микроструктура слоя во всех азотированных сплавах состоит из последовательно чередующихся следующих диффузионных зон:  $\varepsilon + \gamma^1$ ,  $\varepsilon + \gamma^1 + \alpha$ ,  $\alpha$ -нитриды, сердцевина образца. Основную часть азотированного слоя представляет двухфазная смесь  $\alpha$ -нитриды, так как легирование уменьшает не только общую глубину слоя, но и зоны распространения фаз, богатых азотом:  $\varepsilon$  и  $\varepsilon + \gamma^1$  — фаз [4, 5, 9]. Увеличение содержания легирующих элементов приводит к уменьшению азотированного слоя и заметному увеличению твердости, что связано с увеличени-

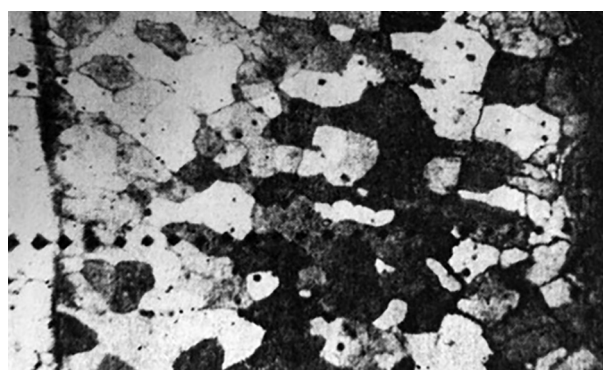


Рисунок 4 — Микроструктура азотированного слоя, полученного на феррите, с содержанием 2,22 % алюминия. Предварительное окисление с последующим азотированием при 600 °С в течение 24 ч  
Figure 4 — Microstructure of the nitrided ferrite layer containing 2.22 % aluminum. Pre-oxidation followed by nitriding at 600 °C for 24 h

ем дисперсности нитридов, выделяющихся при охлаждении.

Это подтверждается данными анализа микротвердости. Изменение содержания алюминия в железе от 1 до 10 % повышает микротвердость азотированного слоя до 8,5 ГПа.

Существенного различия в микроструктуре слоя, полученного при азотировании с депассивацией и с предварительным окислением, не наблюдается, но глубина и твердость азотированного слоя с предварительным окислением соответственно уменьшаются.

**Выводы.** 1. Предварительное окисление сплавов Fe-Cr, Fe-Al и железа тормозит процесс азотирования. Применение депассивации в процессе азотирования позволяет увеличить скорость азотирования в 1,5–3 раза, а скорость роста слоя — в 1,2–1,5 раза по сравнению с азотированием с предварительным окислением.

2. Легирование хромом и алюминием увеличивает количество поглощаемого азота, но уменьшает при этом общую глубину азотированного слоя.



## Список литературы

1. Намазов, С.Н. Изучение влияния азотирования на свойства соединений на основе железа / С.Н. Намазов, В.Ф. Гахраманов // Научно-техническая конференция, посвященная Году промышленности / АзТУ-Национальная Авиационная Академия. — Баку, 2014. — С. 61–65.
2. Widi, K.A. Surface microporous formation on AISI 4140 using combination of diffusion treatment after nitriding gas in muffle reactor / K.A. Widi, W. Sujana, T. Rahardjo // International Journal of Surface Science and Engineering. — 2020. — Vol. 14, iss. 4. — Pp. 320–335.
3. Pye, D. Nitriding techniques, ferritic nitrocarburizing, and austenitic nitrocarburizing techniques and methods / D. Pye // Steel heat treatment: Metallurgy and technologies / ed. by G.E. Totten. — Boca Raton: Taylor & Francis, 2006. — Pp. 475–538.
4. Dvortsin, M.D. The stainless steel nitriding problem / M.D. Dvortsin, V.D. Yakhnina // Chemical and Petroleum Engineering. — 1966. — Vol. 2, no. 2. — Pp. 95–100.
5. Азотирование пассивирующихся сталей с применением четыреххлористого углерода / А.В. Смирнов [и др.]. — Л.: [б. и.], 1964. — 23 с.; ил.; 22 см. — (Передовой производственный опыт / Ленингр. обл. отделение о-ва «Знание» РСФСР. Ленингр. дом науч.-техн. пропаганды. Металловедение и термическая обработка; 28; Вып. 3).
6. Повышение прочностных свойств поверхностей стальных деталей вакуумным термоциклическим азотированием в плазме пульсирующего тлеющего разряда / А.В. Дудан [и др.] // Вестник Полоцкого государственного университета. Серия В. Промышленность. Прикладные науки. — 2020. — № 11. — С. 45–54.
7. Pogrebetskaya, T.M. Nitriding of engine cylinders with the use of carbon tetrachloride / T.M. Pogrebetskaya, V.F. Onokhin // Metal Science and Heat Treatment. — 1969. — Vol. 11, no. 8. — Pp. 646–648.
8. Намазов, С.Н. Улучшение механических свойств порошковых композиционных материалов на основе железа после цементации и борирования / С.Н. Намазов, В.Ф. Гахраманов // Вісник Національного технічного університету «ХПІ». Сер.: Автомобіле- та тракторобудування: зб. наук. пр. — Харків: НТУ «ХПІ», 2018. — № 49(1325). — С. 63–66.
9. Davies, M.H. On the Mechanism and Kinetics of the Scaling of Iron / M.H. Davies, M.T. Simnad, C.E. Birchenall // Journal of Metals. — 1951. — Vol. 3, no. 10. — Pp. 889–896.
10. Горбунов, Н.С. Диффузионные покрытия на железе и сталях / Н.С. Горбунов. — М.: Акад. наук СССР, 1958. — 207 с.
11. Prescott, R. The oxidation of iron-aluminum alloys / R. Prescott, M.J. Graham // Oxidation of metals. — 1992. — Vol. 38, no. 1. — Pp. 73–87.
12. Дубинин, Г.Н. Диффузионное хромирование сплавов / Г.Н. Дубинин. — М.: Машиностроение, 1964. — 450 с.
13. Попов, А.А. Теоретические основы химико-термической обработки стали / А.А. Попов. — М.: Металлургия, 1962. — 120 с.
14. Намазов, С.Н. Технологические особенности химико-термической обработки выпеченных тестовых композиций / С.Н. Намазов, В.Ф. Гахраманов // Научные труды АзТУ. Спецвыпуск. — Баку, 2013. — С. 75–77.
15. Физическое материаловедение / В.В. Нечаев [и др.]; под общ. ред. Б.А. Калина. — М.: Московский инженерно-физ. ин-т (гос. ун-т), 2007. — Т. 2: Основы материаловедения. — 606 с.
16. Кубашевский, О. Окисление металлов и сплавов / О. Кубашевский, Б.Э. Гопкинс. — 2-е изд. — М.: Металлургия, 1965. — 428 с.
17. Лахтин, Ю.М. Физические основы процесса азотирования / Ю.М. Лахтин. — М.: Машгиз, 1948. — 144 с.

GAHRAMANOV Vurgun F., Ph. D. in Eng.

Senior Lecturer of the Department “Metallurgy and Metallurgical Science”<sup>1</sup>

E-mail: qehremanovvurqun@gmail.com

ASLANOV Elbey A., Ph. D. in Phys. and Math.

Associate Professor of the Department “Mechanics”<sup>1</sup>

E-mail: e.aslanov1@gmail.com

<sup>1</sup>Azerbaijan Technical University, Baku, Republic of Azerbaijan

Received 12 May 2021.

## INFLUENCE OF PRE-OXIDATION ON THE NITRIDING PROCESS OF IRON ALLOYS

*The article presents the results of studying the kinetics of oxidation of Fe-Cr, Fe-Al and iron alloys at temperatures of 450–550 °C. The influence of preliminary oxidation of these alloys on the nitriding process has been studied. It has been established that alloying of Fe-Cr, Fe-Al alloys increases the amount of absorbed nitrogen, but decreases the overall depth of the nitrided layer. The duration of nitriding required to develop high hardness (over HV 1,000) depends on the composition of the solid solution. At a nitriding temperature of 520 °C, exposure is 10–15 minutes for steels of the first group, at least 3–4 h for steels of the second and third groups, and 5–6 h for steels of the fourth group. Studies have shown that the hardness of the layer is determined mainly by the composition of the solid solution; the amount and dispersion of the carbide phase have less effect. The hardness increases as a result of an increase in the hardening temperature and a decrease in the tempering temperature, which reduce the amount of the carbide phase, but increase the alloying of the solid solution. The hardness of the nitrided layer of high-speed steels P9, P18, having the same composition of the solid solution, is the same (HV 1,340) even despite the significant difference in the amount of the carbide phase. The hardness of the layer of steel 4X5B2ΦC (4Kh5V2FS), which contains more chromium in the solution, is HV 50–90 higher than the hardness of the layer on the steel 3X2B8Φ (3Kh2V8F), which has 1.5–2 times more of the carbide phase. The behavior of steels*

with the same high chromium content (12 %), but different carbon content is characteristic. The hardness of the layer in steel 1X13 (1Kh13), which has few carbides, is HV 100–180 higher than the hardness of the layer in steel X12M (Kh12M), in which a significant portion of chromium is bound into carbides.

**Keywords:** composition, modes, nitriding, iron and alloys, diffusion, steel, ammonia

DOI: <https://doi.org/10.46864/1995-0470-2021-2-55-54-59>

## References

1. Namazov S.N., Gahramanov B.F. Izuchenie vliyaniya azotirovaniya na svoystva soedineniy na osnove zheleza [Study of the effect of nitriding on the properties of iron-based compounds]. *Sənaye ilinə həsr olunmuş elmi-texniki konfrans* [Scientific and technical conference dedicated to the Year of Industry]. Baku, 2014, pp. 61–65 (in Russ.).
2. Widi K.A., Sujana W., Rahardjo T. Surface microporous formation on AISI 4140 using combination of diffusion treatment after nitriding gas in muffle reactor. *International journal of surface science and engineering*, 2020, vol. 14, iss. 4, pp. 320–335.
3. Pye D. Nitriding techniques, ferritic nitrocarburizing, and austenitic nitrocarburizing techniques and methods. *Steel heat treatment: Metallurgy and technologies*, 2006, pp. 475–538.
4. Dvortsin M.D., Yakhnina V.D. The stainless steel nitriding problem. *Chemical and petroleum engineering*, 1966, vol. 2, no. 2, pp. 95–100.
5. Smirnov A.V., et al. *Azotirovanie passiviruyushchikhsya stali s primeneniem chetyrekhkhlorigistogo ugleroda* [Nitriding of passivating steels using carbon tetrachloride]. Leningrad, 1964. 23 p. (in Russ.).
6. Dudan A.V., Rutkovsky A.V., Ahieiev M.S., Mirnenko V.I., Smyrnova T.V., Radko O.V. Povyshenie prochnostnykh svoystv poverkhnostey stalnykh detaley vakuumnym termotsiklicheskim azotirovaniem v plazme pulsiruyushchego tleyushchego razryada [Increasing the strength properties of surfaces of steel parts vacuum thermocyclic nitrogenization in plasma of pulsating great discharge]. *Herald of Polotsk State University. Series B. Industry. Applied sciences*, 2020, no. 11, pp. 45–54 (in Russ.).
7. Pogrebetskaya T.M., Onokhin V.F. Nitriding of engine cylinders with the use of carbon tetrachloride. *Metal science and heat treatment*, 1969, vol. 11, no. 8, pp. 646–648.
8. Namazov S.N., Gahramanov V.F. Uluchshenie mekhanicheskikh svoystv poroshkovykh kompozitsionnykh materialov na osnove zheleza posle tsementatsii i borirovaniya [Improvement of mechanical properties of iron-based powder composite materials after carburizing and boronizing]. *Bulletin of the National Technical University "KhPI". Series: Automobile and tractor construction*, 2018, no. 49(1325), pp. 63–66 (in Russ.).
9. Davies M.H., Simnad M.T., Birchenall C.E. On the mechanism and kinetics of the scaling of iron. *Journal of metals*, 1951, vol. 3, no. 10, pp. 889–896.
10. Gorbunov N.S. *Diffuzionnye pokrytiya na zheleze i stali* [Diffusion coatings on iron and steel]. Moscow, Akademiya nauk SSSR Publ., 1958. 207 p. (in Russ.).
11. Prescott R., Graham M.J. The oxidation of iron-aluminum alloys. *Oxidation of metals*, 1992, vol. 38, no. 1, pp. 73–87.
12. Dubinin G.N. *Diffuzionnoe khromirovanie splavov* [Diffusion chrome plating of alloys]. Moscow, Mashinostroyeniye Publ., 1964. 450 p. (in Russ.).
13. Popov A.A. *Teoreticheskie osnovy khimiko-termicheskoy obrabotki stali* [Theoretical foundations of chemical and thermal treatment of steel]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1962. 120 p. (in Russ.).
14. Namazov S.N., Gahramanov V.F. Tekhnologicheskie osobennosti khimiko-termicheskoy obrabotki vypechennykh testovykh kompozitsiy [Technological features of chemical and heat treatment of baked test compositions]. *Nauchnye trudy AzTU. Spetsvypusk*, 2013, pp. 75–77.
15. Nechaev V.V., et al. *Fizicheskoe materialovedenie. Tom 2. Osnovy materialovedeniya* [Material physics. Volume 2. Fundamentals of materials science]. Moscow, Moskovskiy inzhenerno-fizicheskiy institut (gosudarstvennyy universitet) Publ., 2007. 606 p. (in Russ.).
16. Kubaschewski O., Hopkins B.E. *Oxidation of metals and alloys*. Butterworths, 1962. 319 p.
17. Lakhtin Yu.M. *Fizicheskie osnovy protsessa azotirovaniya* [Physical fundamentals of the nitriding process]. Moscow, Mashgiz Publ., 1948. 144 p. (in Russ.).