

$a_1 \dots a_6$ – коэффициенты аппроксимации характеристики $C_p(Z)$;

C_p^{\max} – максимальное значение коэффициента преобразования мощности ветротурбины.

Угловая частота вращения генератора определяется следующим уравнением:

$$\omega_g = \omega_{WT} \cdot K_{mul} \quad (14)$$

ЭДС генератора определяется через угловую скорость:

$$E_g = \omega_g \cdot C_E, \quad (15)$$

где C_E – коэффициент пропорциональности между угловой скоростью и ЭДС генератора, зависящий от конструкции генератора при допущении о постоянном поле возбуждения.

На основе приведенных выше выражений была разработана визуальная математическая модель объекта управления (рисунок 2).

Для проверки адекватности разработанной модели электромеханической системы ВЭУ было проведено сравнение ее работы с работой модели, где полупроводниковый преобразователь реализован схематически. Схематическая реализация модели в среде MATLAB приведена на рисунке 3.

Результаты моделирования по двум альтернативным моделям при переменном значении ветрового потока V приведены на рисунке 4. Графики угловой скорости модели в усредненных величинах

(сплошная линия) и схематической модели (пунктирная линия) практически совпадают, что подтверждает адекватность предложенного подхода к построению визуальной модели.

Заключение

1. Сопоставление результатов моделирования на схематическом уровне и на структурном показывают высокую степень адекватности предложенной модели.
2. Реализация предложенной модели объекта управления позволяет значительно сократить время моделирования.

СПИСОК ЦИТИРОВАННЫХ ИСТОЧНИКОВ

1. Кривцов, В.С. Неисчерпаемая энергия: учебник – Кн. 1: Ветроэлектрогенераторы / В.С. Кривцов, А.М. Олейников, А.И. Яковлев. – Харьков: Нац. аэрокосм. ун-т «Харьк. авиац. ин-т», Севастополь: Севаст. нац. тех. ун-т, 2003. – 400 с.
2. Белов, Г.А. Динамика импульсных преобразователей / А.Г. Белов. – Чебоксары: Издательство Чувашского университета, 2001. – 528 с.
3. Белов, Г. Структурные динамические модели и частотный метод синтеза двухконтурных систем управления импульсными преобразователями / Г. Белов, А. Серебрянников, А. Павлова // Силовая электроника. – 2008. – № 3. – С. 98–106.
4. Четти, П. Проектирование ключевых источников электропитания / П. Четти – Москва: Энергоатомиздат, 1990. – 240 с.

Материал поступил в редакцию 30.11.2017

ALEKSEVSKIY D.G., PROKOPENIA O.N., PANKOVA O.O., MANAEV K.V. Experimental assembly for research of electromechanical process in electromechanical systems of wind turbines

The article considers the experimental wind power system for controlling of optimal algorithm working capacity of electromechanical systems of wind turbines and its mathematical model. The peculiarity of this model is that presentation of the variable electric values by way of mean values. This approach to constructing the model, in contrast to the schematic approach, allows to significantly increasing the computational speed necessary for the implementation of optimal algorithms for predicting the control of a wind turbine. The article also presents the results of comparative mathematical modeling using the developed and schematic models.

УДК 621.785

Босяков М.Н., Саханько С.А., Наранович О.И., Нерода М.В.

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ КОНЦЕНТРАЦИИ ЛЕГИРУЮЩИХ ЭЛЕМЕНТОВ И ТЕМПЕРАТУРЫ В ПРОЦЕССЕ ИОННО-ПЛАЗМЕННОГО АЗОТИРОВАНИЯ НА ПРИРОСТ ТВЕРДОСТИ СТАЛЕЙ 4Х5МФС, Р6М5 И 13Х

Введение. В настоящее время в технологии азотирования существует ряд факторов управления процессом азотирования, изменение которых дает возможность регулировать структурное состояние азотированного слоя, а следовательно, и эксплуатационные свойства деталей машин. Среди этих факторов можно выделить: температуру и время азотирования, состав насыщающей среды как на стадии разогрева, так и на стадии выдержки, степень диссоциации аммиака при газовом азотировании (или процентное содержание азота в смеси), состав азотируемой стали и др. Однако эти факторы управления позволяют воздействовать на структуру и свойства азотированного слоя только в процессе азотирования.

Между тем, на структуру и свойства азотированного слоя существенное влияние оказывает исходное структурное состояние стали до

азотирования [1–5]. При существующей технологии азотирования предварительная термообработка (ПТО) перед азотированием рассматривается только как способ получения заданных механических свойств сердцевины азотированных деталей, уменьшения их коробления и улучшения обрабатываемости резаньем. Зависимость структуры и свойств азотированного слоя от режимов ПТО не учитывается.

В этой связи для повышения эффективности процесса азотирования важно установление зависимостей структуры и свойств упрочненного слоя от режимов ПТО. Представляется актуальным оценить потенциал ПТО как фактора управления структурой и свойствами азотированного слоя, что должно существенным образом расширить технологические возможности процесса азотирования.

Босяков Михаил Никифорович, кандидат физико-математических наук, доцент, научный сотрудник Физико-технического института НАН РБ.

Беларусь, 220141, г. Минск, ул. Купревича, 10.

Саханько Сергей Александрович, магистр технических наук, преподаватель кафедры технологии машиностроения инженерного факультета Барановичского государственного университета.

Наранович Оксана Ивановна, кандидат физико-математических наук, доцент, декан инженерного факультета Барановичского государственного университета.

Нерода Михаил Владимирович, кандидат технических наук, доцент, заведующий кафедрой технологии машиностроения инженерного факультета Барановичского государственного университета.

Беларусь, БарГУ, 225404, Брестская обл-ть, г. Барановичи, ул. Войкова, 21.

Таблица 1 – Состав стали 4Х5МФС

Группа стали						Сталь инструментальная штамповая				
Марка стали						4Х5МФС				
Массовая доля элементов, %										
C	Si	Mn	Ni	S	P	Cr	Mo	V	Cu	
0.32 - 0.4	0.9 - 1.2	0.2 - 0.5	до 0.4	до 0.03	до 0.03	4.5 - 5.5	1.2 - 1.5	0.3 - 0.5	до 0.3	

Таблица 2 – Состав стали Р6М5

Группа стали						Сталь инструментальная быстрорежущая					
Марка стали						Р6М5					
Массовая доля элементов, %											
C	Si	Mn	Ni	S	P	Cr	Mo	W	V	Co	Cu
0.82 - 0.9	0.2 - 0.5	0.2 - 0.5	до 0.6	до 0.025	до 0.03	3.8 - 4.4	4.8 - 5.3	5.5 - 6.5	1.7 - 2.1	до 0.5	до 0.25

Таблица 3 – Состав стали 13Х

Группа стали						Сталь инструментальная легированная					
Марка стали						13Х					
Массовая доля элементов, %											
C	Si	Mn	Ni	S	P	Cr	Mo	W	V	Ti	Cu
1.25 - 1.4	0.1 - 0.4	0.15 - 0.45	до 0.4	до 0.03	до 0.03	0.4 - 0.7	до 0.2	до 0.2	до 0.15	до 0.03	до 0.3

Контрольные образцы-свидетели размером 15х10х10 мм были изготовлены из стали Р6М5 и подвержены такой же предварительной термической обработке (отжиг), как и основной инструмент, использовались также образцы, отпущенные (в состоянии поставки – прошедшие закалку с трёхкратным отпуском). Перед азотированием образцы шлифовались и непосредственно перед загрузкой в камеру обезжиривались с помощью ветоши, смоченной растворителем типа «646».

Учитывалось, что на шлифованной поверхности глубина слоя может быть несколько больше, чем после фрезерования, точения или зубодобления, что связано с образованием на поверхности в первом случае растягивающих остаточных напряжений, облегчающих диффузию азота, в отличие от сжимающих напряжений во втором случае, при котором диффузия азота затруднена.

Эти факторы также следует учитывать при контроле качества азотирования различных изделий, прошедших разную механическую обработку. Кроме того, для получения качественных результатов анализа необходимо также соблюдать ряд требований:

- согласно п.3.2. ГОСТ 2999-75 «поверхность испытываемого образца должна иметь шероховатость не более 0,16 мкм по ГОСТ 2789-73 и быть свободной от окисной пленки и посторонних веществ»;
- согласно п.3.3. ГОСТ 2999-75, «при измерении твердости должна быть обеспечена перпендикулярность приложения действующего усилия к испытываемой поверхности».

Расчет прироста твердости проводился для трех марок сталей, легированных различными элементами с разным их содержанием – 4Х5МФС, Р6М5 и 13Х. Все три марки сталей являются азотируемыми сталями и широко используются в отечественном машиностроении.

Состав сталей в соответствии с ГОСТ 5950-2000 и ГОСТ 19265-73 приведен в соответствующих таблицах 1–3.

Для обеспечения высокой стойкости штампового и режущего инструмента необходимо, чтобы твердость сердцевины была на уровне 245...280 НВ, твердость поверхности после азотирования – 800...1100 НВ при глубине слоя не менее 0,15 мм. Обеспечить такое сочетание требуемых параметров может только легированная сталь, имеющая в своем составе элементы, нитриды которых обуславливают повышение твердости вследствие азотирования, т. е. исходя из этих факторов и выбирается марка стали, которая может обеспечить эти характеристики предварительным отпуском и последующим азотированием.

Следует учитывать, что поскольку все нитридообразующие элементы одновременно являются и карбидообразующими, то в процессе предварительного улучшения в зависимости от условий отпуска (температуры и длительности) они в большей или меньшей мере связываются в карбиды. В результате этого при последующем азотировании имеется лишь ограниченное их количество для образования нитридов. Следствием этого является то, что поверхностная твердость инстру-

ментов, подвергнутых более высокому отпуску, будет ниже.

Для основного диапазона температур при отпуске легированных сталей $\Delta T=550-650^{\circ}\text{C}$ соотношение между общим содержанием элемента в стали [%Me] и его концентрацией в твердом растворе C_{Me} составляет [4]:

- для хрома: $C_{\text{Cr}}=0,75[\%Cr]$;
- для молибдена: $C_{\text{Mo}}=(0,5...0,8) [\%Mo]$;
- для марганца: $C_{\text{Mn}}=(0,6...0,8) [\%Mn]$;
- для кремния: $C_{\text{Si}}=[\%Si]$.

После высокого отпуска для молибдена и хрома концентрация их в твердом растворе составляет 50–70%, т. е. в карбидах содержится 30–50% легирующих элементов, не участвующих в упрочнении стали при азотировании путём образования нитридов этих элементов.

В зависимости от марки стали (ее отпускной характеристики) назначается температура отпуска, точность соблюдения которой зависит от изношенности применяемых печей и соблюдения термистом технологического режима отпуска. Если температура отпуска изменяется от процесса к процессу, то и твердость сердцевины также будет разной. Также возможно изменение химического состава стали.

Поэтому возникает необходимость теоретического прогнозирования влияния колебания процентного состава легирующих элементов в стали (особенно нитридообразующих) на твердость азотированного слоя, при неизменном значении температуры азотирования. Твердость азотированного слоя легированных сталей определяется концентрацией азота в твердом растворе (твердорастворное упрочнение), а также количеством и дисперсностью выделившихся нитридов легирующих элементов.

При достаточно большом времени азотирования достигается термодинамическое равновесие между поглощенным азотом и выделившимися нитридами, которые и обеспечивают прирост твердости легированной стали после азотирования. Нитридообразующими легирующими элементами являются Ti, Al, Cr, V, Mo, Si, причём Ti, Al, Cr, W, V, Mo увеличивают растворимость азота в α -твердом растворе, а Ni и Si снижают её, тем самым уменьшая величину твердорастворного упрочнения азотированного слоя легированной стали.

Для расчёта прироста твердости сталей после ионно-плазменного азотирования применим алгоритм, приведенный в источнике [4].

Прирост твердости после азотирования определяется по формуле:

$$\Delta HV = HV_n - HV_0,$$

где HV_n – твердость поверхности после азотирования;

HV_0 – твердость основы, которая задаётся предшествующим отпуском.

Для количественных оценок упрочнения азотированной стали необходимо знание параметра

Таблица 4 – Расчетные значения величины G_c для трех марок сталей

Марка стали	450°C Предел			G_c 480°C Предел			520°C Предел		
	Нижний	Средний	Максимальный	Нижний	Средний	Максимальный	Нижний	Средний	Максимальный
4X5MФC	1,037	1,195	1,353	0,983	1,134	1,279	0,921	1,062	1,203
P6M5	1,053	1,226	1,399	0,991	1,155	1,318	0,897	1,045	1,196
13X	0,151	0,251	0,351	0,145	0,240	0,336	0,135	0,224	0,313

Таблица 5 – Расчетные значения ΔHV

Марка стали	ΔHV								
	520°C Предел			540°C Предел			560°C Предел		
	Нижний	Средний	Максимальный	Нижний	Средний	Максимальный	Нижний	Средний	Максимальный
4X5MФC	690	720	730	680	710	720	670	700	715
P6M5	480	500	520	480	490	510	470	480	495
13X	100	190	245	100	185	230	95	150	220

$$g_c = \frac{\Delta G_0}{RT} = \sum \frac{N_i}{X_i} g_i, \quad (1)$$

где g_c – приведенная свободная энергия нитридообразования для сталей, легированных несколькими нитридообразующими элементами;

ΔG_0 – изменение свободной стандартной энергии при образовании нитридов;

N_i – мольная доля i -го легирующего элемента, %;

X_i – стехиометрический коэффициент в реакции образования нитридов;

g_i – приведенная свободная энергия образования соответствующих нитридов легирующего элемента.

Для малых содержаний легирующих элементов (меньше 5–10%) в стали

$$N_i \approx \frac{M_{Fe}}{100M_i} c_i = \frac{0,56}{M_i} c_i, \quad (2)$$

где M_{Fe} – молекулярная масса железа, г/моль;

M_i – молекулярная масса i -го легирующего элемента, г/моль;

c_i – концентрация i -го легирующего элемента, %.

Для выяснения влияния типа легирующего элемента и его концентрации на прирост твердости после ионно-плазменного азотирования были проведены расчеты для трех марок сталей - 4X5MФC, P6M5 и 13X, у которых по возрастающей увеличивается количество легирующих компонентов.

Расчет проводился для трех значений температур – 450, 480 и 520 °C.

Данные расчетов величины g_c для трех марок сталей представлены в таблице 4.

Далее определяли значение ΔHV , расчетная формула для определения твердости азотированного слоя имеет следующий вид:

$$HV = HV_{cm} + \Delta HV, \quad (3)$$

где HV_{cm} – твердость сердцевины.

В таблице 5 представлены данные по величине ΔHV для трех марок сталей в зависимости от содержания легирующих элементов и температуры азотирования.

Как видно из представленных данных, наибольшее влияние колебания процентного содержания легирующих элементов на прирост твердости после азотирования имеет место для стали 13X и наименьшее – для сталей 4X5MФC, P6M5.

Наиболее наглядно это видно из диаграмм (рис. 1, 2, 3).

Из представленных диаграмм видно, что сталью, наиболее устойчивой к колебаниям процентного содержания легирующих элементов, является 4X5MФC и P6M5. Следовательно, отклонения в температуре при отпуске, а также колебания процентного содержания легирующих элементов не смогут в значительной степени повлиять на формирование азотированного слоя – его твердость. Такая зависимость

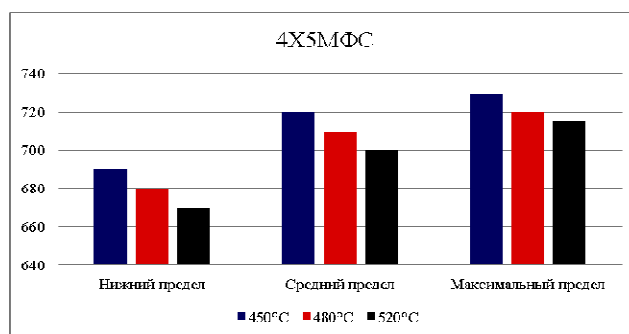


Рисунок 1 – Расчетное значение прироста твердости после азотирования для стали 4X5MФC в зависимости от концентрации легирующих элементов и температуры азотирования

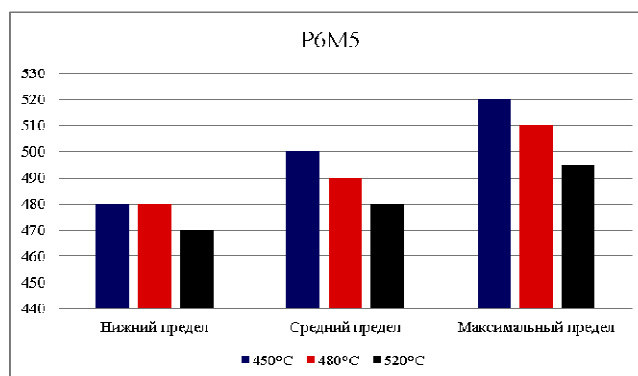


Рисунок 2 – Расчетное значение прироста твердости после азотирования для стали P6M5 в зависимости от концентрации легирующих элементов и температуры азотирования

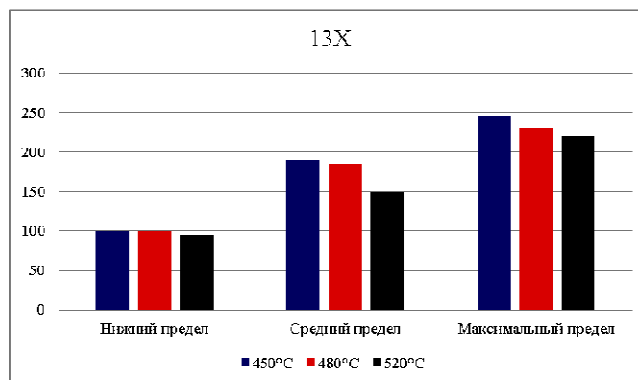


Рисунок 3 – Расчетное значение прироста твердости после азотирования для стали 13X в зависимости от концентрации легирующих элементов и температуры азотирования

твердости стали от содержания легирующих элементов и температуры азотирования обусловлена, видимо, тем, что образующиеся при азотировании нитриды обеспечивают высокую твердость слоя и температура процесса (в рассмотренном интервале) в незначительной степени сказывается на приросте твердости.

В то же время сталь 13X более чувствительна к отклонениям легирующих элементов от их среднего значения. Это, видимо, обусловлено меньшей концентрацией легирующих элементов в этой стали по сравнению с 4X5MΦC и P6M5.

Следует иметь в виду, что при отпуске часть легирующих элементов может перейти в карбиды, тем самым снизив их концентрацию и твердость после азотирования. Поэтому при изготовлении изделий из этих сталей с их последующим азотированием эти факторы необходимо учитывать путем организации входного контроля состава сталей и точного обеспечения необходимой температуры отпуска, формирующей твердость сердцевины.

Заключение. Изучено влияние температуры азотирования на прирост твердости для сталей 4X5MΦC, P6M5 13X. Установлено, что прирост твердости при азотировании стали 4X5MΦC, P6M5 гарантированно дает твердость поверхности согласно требованиям КД во всем диапазоне изменения твердости сердцевины – 245...280 НВ. Для стали 13X имеет место более резкая зависимость твердости от температуры азотирования, что должно учитываться при выборе режима предварительной термообработки и непосредственно азотирования изделий, изготовленных из этих марок сталей.

Изучено влияние колебаний химического состава стали на твердость поверхности при азотировании. Установлено, что наиболее устойчивыми к колебаниям процентного содержания легирующих элементов являются стали 4X5MΦC и P6M5. Причины этого – повышенная концентрация легирующих элементов сталях 4X5MΦC и P6M5 по сравнению со сталью 13X. Следовательно, отклонения в температуре при отпуске, а также колебания процентного содержания легирующих элементов не смогут в значительной степени повлиять на формирование азотированного слоя. Поэтому задачей непосредственно технологического процесса ионного азотирования является обеспечение необходимой твердости и глубины слоя.

СПИСОК ЦИТИРОВАННЫХ ИСТОЧНИКОВ

1. Берлин, Е.В. Плазменная химико-термическая обработка поверхности стальных деталей / Е.В. Берлин, Н.Н. Коваль, Л.А. Сейдман – Москва : Техносфера, 2012. – 464 с.
2. Пастух, И.М. Теория и практика безводородного азотирования в тлеющем разряде. – Харьков : ННЦ ХФТИ, 2006. – 364 с.
3. Арзамасов, Б.Н. Ионная химико-термическая обработка сплавов / Б.Н. Арзамасов, А.Г. Братухин, Ю.С. Елисеев, Т.А. Панайоти – Москва : Изд. МГТУ им. Баумана, 1999. – 400 с.
4. Лахтин, Ю.М. Теория и технология азотирования / Ю.М. Лахтин, Я.Д. Коган, Г. Шпис, З. Бемер – Москва : Металлургия, 1991. – 320 с.
5. Азотирование и карбонитрирование / Р. Чаттерджи-Фишер, Ф. Эйзелл; пер. с нем. под ред. А.В. Супова. – Москва : Металлургия, 1990. – 280 с.

Материал поступил в редакцию 20.11.2017

BOSYAKOV M.N., SAKHANKO S.A., NARANOVICH A. I., NIARODA M.V. Investigation of the influence of the concentration of leaving elements and temperature in the process of ion-plasma nitrogeneration on the growth of hardness of steels 4X5MΦC, P6M5 and 13X

The influence of the nitriding temperature on the hardness gain for steels 4X5MΦC, P6M5 and 13X was studied. It is established that the increase in hardness when nitriding steels 4X5MΦC, P6M5 is guaranteed to give a hardness of the surface in accordance with the requirements of the design documentation in the entire range of variation in hardness of the core – 245 ... 280 НВ. For steel 13X, the hardness depends more strongly on the nitriding temperature, which should be taken into account when selecting the pre-heat treatment mode and directly nitriding the products made from this steel grade.

УДК 621.791.72

Девойно О.Г., Кардаполова М.А., Луцко Н.И., Лапковский А.С.

ВЛИЯНИЕ ЭЛЕМЕНТНОГО СОСТАВА ЕДИНИЧНЫХ ВАЛИКОВ ИЗ СПЛАВА ПГ-12Н-01 И БРОНЗЫ ПГ-19М-01 И РЕЖИМОВ ИХ НАНЕСЕНИЯ НА МИКРОТВЕРДОСТЬ В ПОПЕРЕЧНОМ СЕЧЕНИИ

Введение. Технология нанесения покрытий методом лазерной наплавки имеет ряд преимуществ перед другими технологиями создания покрытий. Прежде всего, это связано с небольшими размерами поперечного сечения наплавляемых валиков, сравнимыми с диаметром лазерного пятна на поверхности наплавки и локальностью нагрева. Указанные преимущества лазерной наплавки позволяют использовать ее для создания мультимодальных покрытий, обладающих повышенными физико-механическими свойствами [1, 2]. Под модой понимается значение какого-либо признака (размера частиц упрочняющей фазы, величины пористости, вида материала), которые встречаются наиболее часто. Если имеются несколько значений какого-либо признака, имеющих одинаковую частоту повторения, то покрытие считается мультимодальным. Уникальность метода лазерной наплавки состоит в том, что она позволяет создавать мультимодальные покрытия, состоящие из полосчатых слоев, полученных чередованием при наплавке валиков из металлических материалов, обладающих различными физико-механическими свойствами. Технология создания мультимодальных покрытий методом лазерной наплавки может быть использована как для упрочнения

поверхностей новых деталей, так и для восстановления изношенных поверхностей с получением хороших прочностных свойств [3, 4]. Реализация технологии нанесения мультимодальных покрытий методом лазерной наплавки требует понимания процессов, влияющих на формирование физико-механических свойств материалов валиков из компонентов мультимодального покрытия.

Материалы, методики, оборудование. В данной работе принята попытка исследовать распределение микротвердости и элементного состава валиков из самофлюсующегося сплава на основе никеля ПГ-12Н-01 и бронзы ПГ-19М-01, а также определить влияние скорости наплавки на величину микротвердости в наплавляемых валиках из этих материалов. Химический состав использованных материалов приведен в таблице 1.

Единичные валики из сплава ПГ-12Н-01 и бронзы ПГ-19М-01 наносились методом лазерной наплавки. Для наплавки использовался технологический комплекс, включавший газовый СО₂ – лазер непрерывного действия «Комета» и координатную систему с числовым программным управлением «Mach 3», обеспечивавшую необходимые

Луцко Николай Иванович, науч. сотр. НИИП плазменных и лазерных технологий Белорусского национального технического университета.

Лапковский Александр Сергеевич, науч. сотр. НИИП плазменных и лазерных технологий Белорусского национального технического университета.

Беларусь, БНТУ, 220013, г. Минск, пр. Независимости, 65.