

**ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ОСНОВНЫХ ЛЕГИРУЮЩИХ
ЭЛЕМЕНТОВ В КОНСТРУКЦИОННЫХ ХРОМО-НИКЕЛЕВЫХ
СТАЛЯХ НА ИЗМЕНЕНИЕ В КИНЕТИКЕ И МЕХАНИЗМАХ
СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЯ НИКОТРИРОВАННЫХ
ПОКРЫТИЙ**

Арцыбашева Н.Н.¹, Белецкая О.В.¹, Григорова Т.М.², Лысый А.В.²

¹ – *ОДПУ*

² - *Одесская Войсковая Академия*

Основными проблемами современного машиностроения являются сокращение длительности производственных циклов, снижение металлоемкости продукции и повышения комплекса технологических свойств материалов, а также увеличение надежности и долговечности машин и механизмов. Условия эксплуатации многих деталей машин и механизмов требуют высокой износостойкости и усталостной прочности материалов, которые достигаются различными способами поверхностного упрочнения, в частности, никотрированием. Никотрирование, как процесс низкотемпературной химико-термической обработки был выбран с позиции сохранения геометрии деталей сложной формы и повышения износостойкости и усталостной прочности.

Основными механическими характеристиками сталей, употребляемых в строительстве, - прочность, пластичность и усталость. В зависимости от назначения в строительстве используют низколегированные конструкционные стали, а нержавеющие стали используют для пиронов и закрепов. Поэтому изучение никотрирования на сталях 40, 40Х и 38ХНЗМФА является актуальным.

Процесс низкотемпературной химико-термической обработки (никотрирование) заключается в одновременном насыщении поверхности азотом и углеродом в интервале температур от 570 до 620°С в атмосфере газообразного аммиака, разбавленного углеродосодержащими газами. Закономерности формирования никотрированных слоев характеризуют следующие особенности его строения: карбонитридная зона на поверхности («белый» слой) и более заглубленная диффузионная зона. Геометрия этих зон и их фазовый состав зависят, в первую очередь, от технологических параметров процесса насыщения и химического состава материала [1].

Процесс никотрирования осуществляли в шахтной печи, имеющую принудительную циркуляцию газов в рабочем пространстве. Диапазон исследуемых рабочих параметров никотрирования выбран был следующим: температура от 560 до 600 °С, времена выдержки от 4 до 12 часов. С целью выявления влияния состава насыщающей среды на структурные характеристики покрытий исследовали следующие соотношения аммиака и эндогаза в смеси: 1:2, 1:1, 2:1. Микроскопическим и дюрOMETрическим анализами было установлено, что максимальной насыщающей способностью обладает смесь, состоящая из равных пропорций компонентов.

Установлено, что повышение температуры насыщения до 600 - 620 °С и длительности свыше 10 часов вызывает формирование в поверхностном слое покрытия заметной пористости при одновременном его охрупчивании, что, как оказалось связано с образованием ϵ -фазы. Замедленное охлаждение сталей после завершения насыщения дополнительно ухудшает свойства слоя из-за его деазотирования и выделения карбонитридной сетки по границам α -фазы. Известно [2], что поверхностная усталостная прочность предопределяется в сильной степени наличием диффузионной зоны. Поэтому при выборе оптимального режима никотрирования учитывали также возможность получения, помимо «белого» слоя, развитой диффузионной зоны.

Результаты микроструктурного, дюрOMETрического и рентгеновского анализов позволили определить в качестве оптимального режим никотрирования при температуре 580 °С и длительности 8 часов. При этом фиксированная толщина «белого» слоя составила 10-15 мкм при глубине диффузионной зоны около 0,3 мм. Микротвердость в области от перехода от «белого» слоя к диффузионной зоне составляет 7000-8000 МПа и имеет тенденцию к снижению в сердцевине до 3000 МПа.

Изучение закономерности структурообразования «белых» слоев и диффузионных зон как уже выше отмечено, проводилось на сталях 40, 40Х и 38ХНЗМФА. Для исследования структурообразования получали слои трех типов, полученных соответственно при режимах: при температуре 580 °С, в смеси аммиака и эндогаза при соотношении 2:1 и давлении 1000-1200 Па, но различающихся продолжительностью времени насыщения 1, 4 и 6 часов соответственно.

Установлено, что с увеличением продолжительности насыщения толщина «белого» слоя и глубина диффузионной зоны возрастают тем сильнее, чем ниже исходная концентрация углерода и выше содержание легирующих элементов. Никотрирование в течении более 4-х часов обуславливает формирование заметной пористости в этом слое и снижает его микротвердость на уровне 900 МПа. Структурная гетеро-

генность диффузионных зон максимальна при 6-ти часовом процессе и зависит от химического состава сталей.

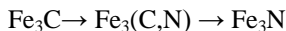
В работе показано, что формирование структуры диффузионных зон определяется конкурирующими диффузионными и химическими процессами на основе азота и углерода. При малых временах насыщения структурообразование во внешней зоне диффузионного слоя определяется азотом, в силу его более высокой активности по сравнению с углеродом. В то же время большая подвижность углерода обуславливает его доминирующую роль в процессах во внутренней диффузионной зоне на глубине 50-80 мкм. С повышением продолжительности насыщения возрастает конкурентная способность азота, в результате чего он начинает вытеснять углерод из твердого α -раствора по всей глубине диффузионной зоны, и имеет предпочтение в формировании химических фаз. Указанные конкурентные эффекты обуславливают концентрационные градиенты углерода по сечению активного никотрированного слоя при общем понижении концентрации этого элемента в поверхностной зоне.

С помощью комплексного исследования определено, что азот в диффузионных зонах присутствует в трех формах: в твердом растворе, химических соединениях и в молекулярном состоянии в порах. Для малогетерогенных систем I-типа повышение концентрации азота в поверхностных слоях сталей связано в первую очередь с насыщением α -Fe, а затем уже с формированием нитридов и карбонитридов. В сильно гетерогенных слоях 3-го типа азот расходуется в основном на зарождение и рост химических фаз, а также на порообразование. Соотношение обнаруженных трех форм существования азота различно по глубине диффузионных зон и предопределяется химическим составом сталей.

Установлено, что фазовый состав диффузионных зон всех трех типов определяется наличием нитридов Fe_4N , $Fe_{2-3}N$, карбонитрида $Fe_3(C,N)$ и карбида Fe_3C . Присутствие хрома в стали не способствует образованию карбидов и нитридов на его основе. Однако этот элемент в значительной степени влияет на фазовый состав слоя, способствуя увеличению объема нитрида Fe_4N и уменьшению количества карбонитридной фазы $Fe_3(C,N)$.

Распределение всех фаз по глубине диффузионных зон предопределяется кинетическим изменением диффузионной подвижности и активности углерода и азота.

Сопоставительный анализ фазового состава диффузионных зон исследуемых сталей и их рентгеноспектральная оценка позволили определить закономерность в формировании химических фаз, которую можно выразить следующей реакционной схемой замещения:



Процессы трансформации фаз протекают более глубоко на сложных по составу сталях. Соответственно в нитрированных слоях 3-го типа на стали 38ХНЗМФА отмечалось максимальное содержание фазы Fe_3N , в то время как на стали 40 такой фазой был карбонитрид $\text{Fe}_3(\text{C},\text{N})$.

Проведенные термодинамический и экспериментальный по концентрации элементов и фазовому составу анализы позволили обобщить процессы структурообразования нитрированных слоев в виде некоторой модели (рисунок 1), смысл которой заключается в последовательной трансформации химических фаз на базе карбидов с образованием карбонитридов (реакция 4N) и нитридов (реакция 5N). Протекающая при этом перестройка кристаллических решеток в химических соединениях приводит к формированию несплошностей на межфазных границах и последующего выделения в них молекулярного азота при экранировании самими включениями диффузионного потока азота. Азот в порах создает избыточное давление, что приводит к увеличению пористости по мере насыщения.

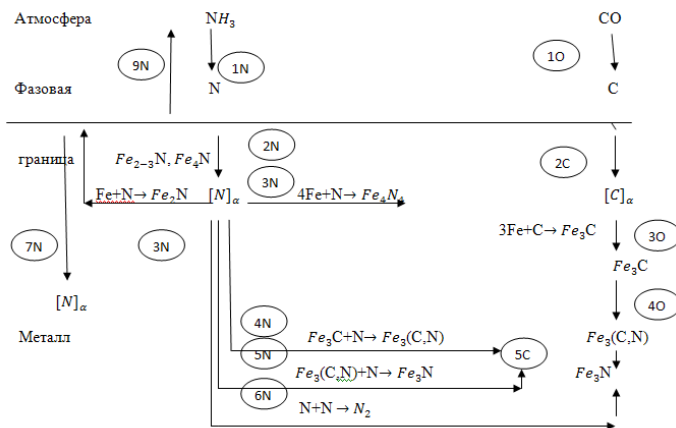


Рис.1 – Термодинамическая схема химических реакций при нитровании:

1N, 1C – адсорбция соответственно азота и углерода; 2N, 2C – переход азота и углерода из адсорбированного состояния в α -твердый раствор; 3N, 3C – локальное образование зародышей нитридов Fe_{2-3}N , Fe_4N и карбида Fe_3C . Образование слоя ϵ -фазы; 4N, 4C – формирование карбонитридов на базе карбида; 5N, 5C – формирование нитрида Fe_3N на базе карбонитрида; 6N – образование молекулярного азота; N – диффузия азота внутри металла; 8N – образование Fe_4N при охлаждении

Металлографический и электронномикроскопический анализы показали, что пористость в диффузионной зоне проявляется только на сталях 40X и 38XH3MФА после шестичасового насыщения, в то время как в стали 40 после того же режима обработки этот дефект не наблюдается. Как показал рентгеноструктурный анализ в стали 40 в процессе насыщения не наблюдается также формирование цементита в слое.

Выводы. Таким образом, предложена модель структурообразования нитрированных слоев, обоснованная термодинамически и экспериментально. Физический смысл модели заключается в последовательной трансформации фаз с образованием нитридов на базе карбидов, приводящим к формированию несплошностей на границе карбонитрид – матрица, выделением сажи и молекулярного азота в порах, за счет экранирования частиц амии диффузионного потока азота. Фазовый состав диффузионных зон определяется наличием нитридов (Fe_3N , $\text{Fe}_2\text{-}_3\text{N}$), карбонитридов $\text{Fe}_3(\text{C},\text{N})$ и карбида железа Fe_3C . В отличии от существующих представлений, наличие хрома в конструкционных сталях приводит к уменьшению нитридной фазы Fe_4N и исключением цементитной фазы, проявлению обратных эффектов в структурообразовании: формирование цементита железа без выделения карбидов хрома и возрастание объема нитридной фазы. Соотношение фаз по глубине диффузионных зон предопределяется изменением в зависимости от времени насыщения, диффузионной подвижности углерода и активности азота.

Summary

This article is devoted for studying the impact influence of the main alloying elements in the construction of chrome-nickel steel on a change in the kinetics and mechanisms of heat-proof steel 30XH2MФА structure coatings.

Литература

1. Структура и свойства конструкционных легированных сталей при нитрировании. /Власов В.М., Арцыбашева Н.Н., Мармерштейн Л.С., Зеленко В.К.// Взаимодействие дефектов кристаллической решетки и свойства металлов/ ТулПИ – Тула, 1985. –С.146-151.
2. Повышение долговечности деталей из конструкционных сталей путем нитрирования. /Власов В.М., Арцыбашева Н.Н., Мельниченко Н.В.//Конструкционно-технологические методы повышения надежности и их стандартизации/ ТулПИ – Тула, 1988.- С.54-57.