

лойчик // *Металлургия* : Республ. межведом. сб. науч. тр. – Минск: БНТУ, 2018. – Вып. 39. – С. 124–133.

4. **Бондарева О.С.** Структура и свойства горячих цинковых покрытий на сталях с различным содержанием кремния: маг. дис.: 05.16.09 / О.С. Бондарева. – Самара, 2017. – 192 с.

5. **Конон А.А.** Исследование процесса нанесения и качества цинковых покрытий, полученных методом горячего цинкования в условиях ГП «Конус»: маг. дис.: 1-42 80 01 / А.А. Конон. – Минск, 2013. – 65 с.

УДК 621.785.53

Г.А. ТКАЧЕНКО, канд. техн. наук,
А.В. КОВАЛЬЧУК,
Н.А. ВЕРЕЩАК,
Е.К. ПАЦЕКО (БНТУ)

ПРИМЕНЕНИЕ ЦИКЛИЧЕСКОГО НАГРЕВА ПРИ АЗОТИРОВАНИИ ЛЕГИРОВАННЫХ ИНСТРУМЕНТАЛЬНЫХ СТАЛЕЙ

Введение. Широко используемые процессы химико-термической обработки металлов и сплавов, основанные на однократном нагреве и охлаждении являются наиболее распространенными и отработанными в промышленном производстве, однако зачастую не обеспечивают требуемые окончательные свойства сплавов. Недостатком стационарных процессов является их ограниченное влияние на микро- и субструктуру сплава, а, следовательно, на комплекс эксплуатационных свойств готового изделия. Термоциклирование может быть применено для железоуглеродистых сплавов и осуществляться в температурном диапазоне без полиморфных превращений, что соответствует традиционным температурам азотирования сталей. Температурный градиент, получаемый в процессе термоциклирования, создает значительные растягивающие растяжения, способствующие интенсификации процессов диффузии и, следовательно, скорости формирования и роста диффузионного слоя.

Процессы низкотемпературного азотирования также получили широкое распространение, так как после них не происходит разупрочнения сердцевины стального изделия и не требуется дополнительная термическая обработка. Однако на сегодняшний день такие процессы не используют всех потенциальных возможностей для повышения их эффективности, интенсификации и снижения себестоимости продукции. В связи с этим оптимизация классического процесса азотирования и сокращение времени насыщения в несколько раз при увеличении толщины диффузионного слоя без снижения физико-механических характеристик является актуальной задачей металлловедения.

В данной работе исследовано влияние циклического нагрева при азотировании сталей на толщину, структуру и свойства азотированного слоя.

Материалы и методики исследований. Азотирование проводили на установке ФТИ 0.361 на кафедре «Материаловедение в машиностроении» БНТУ. Режимы процесса ИПА: напряжение разряда – 350 В; сила тока – 7 А; рабочее давление – 150 Па. В качестве рабочей среды использовали газовые смеси, состоящие из баллонного азота (ГОСТ 9293-74, сорт первый, повышенной чистоты), баллонного аргона (ГОСТ 10157-79, высший сорт), водорода технического (марка А, вырабатывается автономно из бидисциплированной воды по ТУ 6-09-2502-77).

Исследования структуры термодиффузионных слоев проводили на оптических микроскопах Neophot-21 и Альтами МЕТ 3М, оснащенных цифровыми видеокамерами. Для выявления структуры использовали стандартные металлографические реактивы.

Результаты и их обсуждение. С целью определения влияния деазотирования на скорость формирования диффузионного слоя при термоциклической обработке на начальном этапе исследования стальные образцы подвергли стандартному процессу азотирования в порошковой среде при температуре 550 °С в течение 12 ч, в результате чего получен азотированный слой толщиной 0,5 мм, твердостью поверхности 1050 HV 0.1. Фазовый состав диффузионного слоя состоял из следующих фаз: α – азотистый феррит, содержащий в растворе около 0,1 % N; γ' – нитрид железа Fe_4N ; ϵ – нитрид железа Fe_3N . Кинетика роста диффузионного слоя при стационарном процессе насыщения зависит, прежде всего, от

температуры насыщения. Сложность интенсификации азотирования заключается в низком коэффициенте диффузии азота в железе ($0,35 \cdot 10^{-7} \text{ см}^2/\text{с}$), что обусловлено температурой проведения процесса $450\text{--}650 \text{ }^\circ\text{C}$. Повышение температуры оказывает влияние на коэффициент диффузии, который возрастает до $0,7 \cdot 10^{-7} \text{ см}^2/\text{с}$. Рост температуры с $450 \text{ }^\circ\text{C}$ на каждые $50 \text{ }^\circ\text{C}$ дает увеличение толщины слоя на $0,1 \text{ мм}$ за равный промежуток времени.

Циклический нагрев стальных образцов проводили в диапазоне температур $520\text{--}620 \text{ }^\circ\text{C}$ в отсутствие насыщающей среды. Благодаря созданному высокому градиенту концентраций на границе нитридной зоны и основного материала начинается выравнивание концентраций и отток азота идет преимущественно вглубь металла, ускоряя процесс формирования слоя. Для определения закономерностей формирования диффузионного слоя на стали 20 проводили термоциклическое азотирование при температурах $540 \text{ }^\circ\text{C}$ и $620 \text{ }^\circ\text{C}$, причем продолжительность полуциклов, связанных с насыщением поверхностного слоя образцов азотом, а затем с его рассасыванием, отличалась и составляла $0,5; 1; 1,5; 3$ и 6 ч при общей продолжительности процесса 6 ч . Продолжительность полуциклов, то есть стадий насыщения рассасывания слоя, в цикле была одинаковой. При этом количество циклов составляло соответственно $6; 3; 2; 1$ и $0,5$.

Выявлено, что диффузионный слой, полученный в результате азотирования, в процессе последующего деазотирования претерпевает существенные изменения, причем изменения происходят как в поверхностной нитридной зоне, так и в зоне внутреннего азотирования. Диффузия азота при деазотировании имеет свои особенности. При непрерывном азотировании диффузия азота происходит в одном направлении, то есть вглубь металла. При последующем отжиге источником активного азота является сам азотированный слой. Начинается диффузия азота в двух направлениях от концентрационного максимума его в слое – в прямом, то есть по направлению вглубь металла, и в обратном – по направлению из металла. Процесс деазотирования включает несколько этапов. На первом этапе диссоциирует ϵ -фаза, а толщина сплошной зоны γ' -фазы увеличивается. Затем и γ' -фаза также диссоциирует, превращаясь в пористую структуру. При этом отмечается рост зоны внутреннего азотирования. На втором этапе происходит рассасы-

вание зоны внутреннего азотирования. При достаточно длительных выдержках нитридная зона может полностью диссоциировать, и на поверхности образуется слой α -железа. В этом случае проводили дополнительное насыщение в течение получаса, при этом на поверхности также относительно быстро происходило формирование нитридной зоны.

Установлено, что при повышении температуры насыщения до 620 °С процессы деазотирования на второй стадии процесса значительно интенсифицируются. При этом ε -фаза на поверхности образцов полностью рассасывается за 1–1,5 ч. Поэтому для формирования требуемых физико-механических свойств необходимо проводить дополнительное диффузионное насыщение. В процессе чередования стадий насыщения и деазотирования требуется соблюдать баланс: стадия деазотирования должна быть дольше на 10–15 % стадии азотирования. В этом случае наблюдается более интенсивный диффузионный поток атомов азота вглубь металла.

На следующем этапе исследования проводили анализ процесса термодиффузионного азотирования в условиях циклического нагрева. Термоциклический режим насыщения представлял собой нагрев до 550 °С с охлаждением до 300 °С, выдержку в каждой температурной точке, количество теплосмен составило 8 (режим 1). Вторым вариантом заключался в нагреве стального образца до 600 °С, выдержке в течение 2 ч и переносе в печь с температурой 400 °С и выдержкой в 1 ч (режим 2). В качестве образцов использовали сталь 40Х после улучшения и сталь 20 после полного отжига. Режим стационарного насыщения – 550 °С, 8 ч, полученная толщина слоя – 0,2 мм на стали 40Х и около 0,1 мм на стали 20.

Установлено, что диффузионное насыщение при количестве теплосмен менее 8 за 8 ч насыщения не оказывает значительного влияния на кинетику формирования слоя. Толщина слоя меньше на 0,05 мм, чем при стационарном процессе. Данный результат можно объяснить тем, что температурный градиент по сечению образца быстро нивелировался и формирование напряженно-деформированного состояния на поверхности образца не происходило. Интенсификация диффузии при отсутствии фазовых превращений, наблюдаемая при увеличении частоты теплосмен в единицу времени, обусловлена растягивающими напряжениями в слое, под

действием которых происходит активное движение атомов вглубь металла [1–4].

Следует отметить, что циклический нагрев в сталях вызывает внутренние (структурные, фазовые и температурные) напряжения, релаксация которых приводит к локальной межзеренной микропластической деформации при одновременном сохранении стабильности размеров образцов и деталей. Установлено, что для стальных образцов, подвергнутых ТЦО, характерны более высокая скорость и большая степень релаксации напряжений, чем для закаленных и нормализованных: наиболее активный характер релаксации напряжений наблюдается при 750–800 °С, когда релаксируют до 96 % напряжений в течение 3 мин [5]. Также не исключено многофакторное воздействие на процесс циклического азотирования за счет периодического чередования циклов насыщения и «рассасывания» слоя. При интенсивном выделении азота из насыщающей среды (550 °С) происходит насыщение, во время снижения температуры до 300 °С становится максимально возможным уменьшение насыщающей способности атмосферы, создается значительный перепад концентраций на поверхности и в глубине металла для стимулирования диффузии. Таким образом, можно предполагать, что дополнительная интенсификация происходит за счет двухстадийности процесса азотирования насыщение и рассасывание (деазотирование) при разной температуре.

Азотирование по режиму 2 образцов из стали 40Х привело к образованию градиента твердости по толщине слоя в сравнении со стационарным режимом, что представлено на рисунке 1. В переходной зоне на расстоянии 0,3 мм от поверхности микротвердость составила 380 HV0.1. При стационарном процессе насыщения микротвердость в указанной точке соответствует основному материалу (250 HV0.1). Микроструктура диффузионного слоя на рисунке 2 представляет собой сорбитную матрицу с включениями нитридов железа (Fe_3N , Fe_4N), цементита легированного $\text{Cr}(\text{Fe}, \text{Cr})_3\text{C}$.

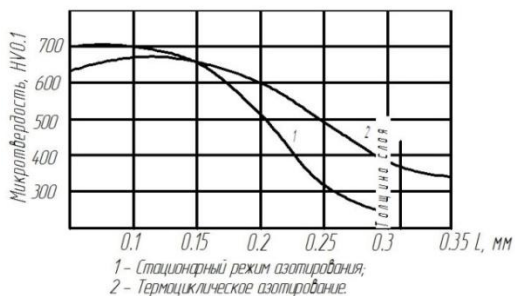


Рисунок 1 – Распределение микротвердости при азотировании

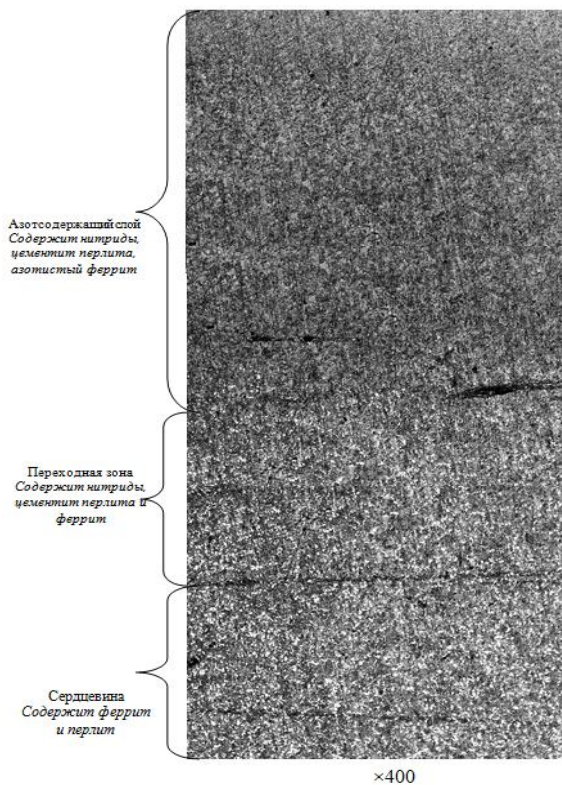
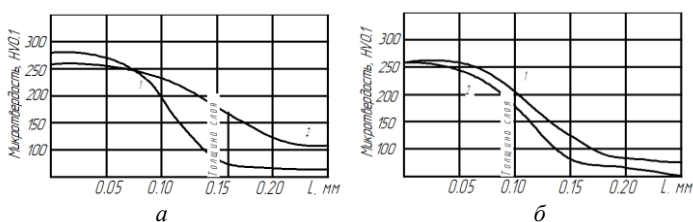


Рисунок 2 – Структура азотированного слоя на стали 40X после термоциклической обработки

Полученные результаты показали, что в случае стационарного режима насыщения формируется диффузионный слой с равномерным распределением микротвердости, максимальное значение которой достигается на поверхности и плавно уменьшается с увеличением расстояния от поверхности к сердцевине. Азотирование образцов из стали 20 по второму режиму привело к формированию диффузионного слоя толщиной 0,11 мм. Механические свойства слоя и металлической основы, а также толщина слоя определялись по распределению микротвердости образца и представлены на рисунке 3.



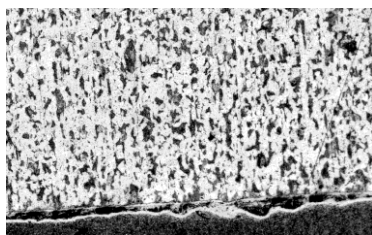
1 – стационарный процесс; 2 – термоциклический процесс;
а – режим первый; б – режим второй

Рисунок 3 – Механические свойства образцов из стали 20

При циклическом азотировании толщина слоя незначительно меньше и составляет 0,15 мм, что меньше на 0,05 мм по сравнению со стационарным процессом. Данный результат можно объяснить тем, что температурный градиент по сечению образца быстро нивелировался и формирования напряженно-деформированного состояния на поверхности образца не происходило. Отсутствие фазовых превращений должно компенсироваться формированием растягивающих напряжений в диффузионном слое, под действием которых происходит интенсификация.

Установлено, что азотирование по режиму 1 дает больший градиент твердости по толщине слоя по сравнению со стационарным режимом. Азотирование стали 20 в условиях циклического печного нагрева обеспечивает диффузионный слой твердостью 250 HV0.1 и толщину 0,15 мм. Механические свойства диффузионного слоя, сформированного в стационарном режиме и в условиях циклического нагрева, резко отличаются в области переходной

зоны. Это обусловлено большей концентрацией азота на данном участке. На стали 20 повышение твердости обусловлено выделением из феррита при комнатной температуре только α'' -нитридов, что не обеспечивает значительного прироста твердости. Образцы стали 20 после азотирования имеют феррито-перлитную микроструктуру. Четкого разделения между азотированным слоем и сердцевиной образца не наблюдается (рисунок 4). Наличие слоя определяется только по микротвердости поверхности при относительно небольших нагрузках.



×100

Рисунок 4 – Морфология микроструктуры поверхности и сердцевины стали 20 после циклического азотирования

Заключение. Таким образом, установлено, что азотирование с применением термоциклирования в условиях печного нагрева позволяет интенсифицировать диффузию азота, скорость формирования диффузионного слоя, а также повысить свойства диффузионного слоя по сечению и на поверхности доэвтектоидной стали. Тем самым за равный промежуток времени (8 ч) при термоциклировании формируется на 15–20 % большая толщина термодиффузионного слоя, более высокая микротвердость поверхности и зон диффузионного слоя на основе фаз γ' и ϵ' , а также зоны внутреннего насыщения. Интенсификация процессов достигается за счет: градиента температуры и напряжений в поверхностном слое стального изделия; формирования растягивающих напряжений на поверхности во время стадии охлаждения образца [6, 7], интенсивности теплосмен в единицу времени (не менее 8 раз за 8 ч) при одинаковой общей продолжительности насыщения. В результате ТЦО формируется термодиффузионный слой толщиной 0,32 мм, в

то время как при азотировании без применения термоциклирования формируется слой толщиной 230–250 мкм.

Установлено, что при термоциклировании с частотой менее 1 термоцикла в час толщина слоя практически не отличается от стационарного режима и составляет 0,25 мм (за 8 ч). Также следует отметить, что термоциклирование с полной фазовой перекристаллизацией в условиях печного или индукционного нагрева оказывает интенсифицирующее воздействие на перемещение диффундирующих атомов в металлической матрице. Основными причинами быстрого формирования слоя являются: микропластическая деформация зерен, последующие процессы рекристаллизации зерен, а также мелкозернистая структура на протяжении всего цикла насыщения [7–9].

Список литературы

1. Гурьев, А.М. Термоциклическое и химико-термоциклическое упрочнение сталей / А.М. Гурьев, Л.Г. Ворошнин, Ю.П. Хараев // Ползуновский вестник, 2005. – № 2. – С. 36–44.

2. Лыгденов, Б.Д. Интенсификация процессов формирования структуры диффузионного слоя при химико-термической обработке сталей : автореф. дис. ... д-ра. техн. наук : 05.02.01 / Б.Д. Лыгденов. – Барнаул, 2009. – 29 л.

3. Герцрикен, С.Д. Диффузия в металлах и сплавах в твердой фазе / С.Д. Герцрикен, И.Я. Дехтяр. – М.: Физматгиз, 1960. – 564 с.

4. Забелин, С.Ф. Основы технологии и кинетической теории процессов диффузионного насыщения сталей в условиях термоциклического воздействия на материал : дис. ... д-ра техн. наук : 05.16.01 / С.Ф. Забелин. – Чита. 2004. – 254 л.

5. Кидин, И.Н. Электро-химико-термическая обработка металлов и сплавов / И.Н. Кидин, В.И. Андрюшечкин, В.А. Волков. – М.: Металлургия, 1978. – 320 с.

6. Константинов, В.М. Структурообразование диффузионных слоев на конструкционных сталях при циклическом нагреве / В.М. Константинов, Г.А. Ткаченко, В.М. Семенченко // Наука и инновации: сб. науч. тр. VII Междунар. науч.-практ. конф., Przemysl, 7–15 октября 2011 г. / редкол.: Targalski и [др.]. – Przemysl, 2011. – С. 6–8.

7. Константинов, В.М. Структура и механические свойства углеродистых сталей после циклического нагрева индукционным и переменным током / В.М. Константинов, Г.А. Ткаченко, В.М. Семенченко // Проблемы и перспективы развития литейного, сварочного и кузнечно-штампового производств: сб. науч. тр. XII Междунар. науч.-техн. конф., Барнаул / АГТУ ; редкол.: Гурьев А.М. [и др.]. – Барнаул, 2011. – С. 48–51.

8. Ткаченко, Г.А. Термическая обработка для одновременного повышения твердости и ударной вязкости стальных изделий / Г.А. Ткаченко // Современные методы и технологии создания и обработки материалов : сб. науч. тр. : в 3 кн. – Минск: ФТИ НАН Беларуси, 2014. – Т. 3. – С. 64–74.

9. Ткаченко, Г.А. Влияние циклического нагрева на рост диффузионного слоя и механические свойства среднеуглеродистой стали / Г.А. Ткаченко // Перспективные материалы и технологии : материалы Междунар. науч.-техн. конф., Витебск, 29 мая 2013 г. / ИТА НАН Беларуси ; редкол.: В.В. Рубаник [и др.]. – Витебск, 2013. – С. 20–22.

УДК 621.791.053:669.15–194.56

**Е.С. ГОЛУБЦОВА, д-р техн. наук (БНТУ),
Н.Б. КАЛЕДИНА (БГТУ),
Н.Б. БАЗЫЛЕВ, канд. физ.-мат. наук (ИТМО НАН Беларуси)**

ВЛИЯНИЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА АУСТЕНИТНО- КАРБИДНОГО МЕТАЛЛА ШВА

Изменение механических свойств разных зон сварного соединения связано с неравновесностью их структурного состояния. Послеварочная термическая обработка способствует более стабильному состоянию структуры, сближению с основным металлом, однако при всех режимах отпуска для конструкционных сталей и стабилизирующего отжига для нержавеющей сталей эти свойства полностью не выравниваются: сохраняется большая прочность участков полной перекристаллизации ЗТВ и меньшая участков не-