

# СТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА УГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЕЙ ПОСЛЕ ЦИКЛИЧЕСКОГО НАГРЕВА ИНДУКЦИОННЫМ И ПЕРЕМЕННЫМ ТОКОМ

**В. М. Константинов, Г. А. Ткаченко, М. В. Семенченко**  
Белорусский национальный технический университет,  
г. Минск, Белоруссия

Циклическим печным нагревом сталей, чугунов и цветных металлов активно занимались В.К. Федюкин, М.Е. Смагоринский, А.М. Гурьев, Л.Г. Ворошнин, С.Ф. Забелин, С.А. Астапчик, А.И. Гордиенко и др. Ими были открыты основные направления и обоснованы основные закономерности структурообразования во время циклической термической и химико-термической обработки. В научно-исследовательских работах рассмотрены изменения в процессах диффузионного насыщения, структурного состояния и конструкционной прочности стальных изделий под действием многократных фазовых превращений. Однако остались не изученными структурообразование диффузионных слоев, поверхности и сердцевины, механические и трибологические свойства сталей сформированные с использованием метода прямого пропуска переменного тока и путем воздействия индукционного нагрева.

Исследования структурообразования диффузионных слоев, поверхности и сердцевины, стальных образцов проводили с применением предварительной высокотемпературной нитроцементации в стационарных условиях. Образцы стали 40X нагревали до 850 °С и выдерживали в течение 7 часов. При такой обработке на поверхности образцов формировался диффузионный слой с заэвтектоидной концентрацией углерода (0,9...1,0 %). Последующая термическая обработка образцов представляла собой многократную фазовую перекристаллизацию, заключающуюся в скоростном индукционном нагреве (30...40 °С/с) до 870 °С с последующим охлаждением на спокойном воздухе (3...5 °С/с) до температуры полного распада аустенита (600 °С). В последнем цикле охлаждение проводили в масле. Количество циклов варьировалось от одного до шести.

Было установлено, что в указанном интервале температур фазовые превращения

позволяют получить в диффузионном слое мелкоигльчатый мартенсит с длиной наибольших игл 4...8 мкм, а в сердцевине стального образца – 8...12 мкм. Диспергирование мартенситной структуры обусловлено многократными фазовыми переходами, способствующими новообразованию, измельчению цементита (с 15 мкм до 2 мкм) в диффузионном слое, что содействует увеличению центров зарождения зерен аустенита при нагреве. Многократные фазовые превращения при ТЦО в высокоуглеродистом аустените вызывают процессы перераспределения углерода и выделения цементита во время охлаждения. При повторном нагреве выделившиеся частицы цементита практически не растворяются при максимальной температуре, так как скорость нагрева высока и времени для их растворения недостаточно. В результате площадь цементитной фазы (рисунок 1) в диффузионном слое заметно больше (4 цикла), нежели в нитроцементированном слое после стационарного режима насыщения. Увеличение дисперсности структур сопровождается повышением твердости слоя с 60 HRC до 66 HRC (сталь 40X).

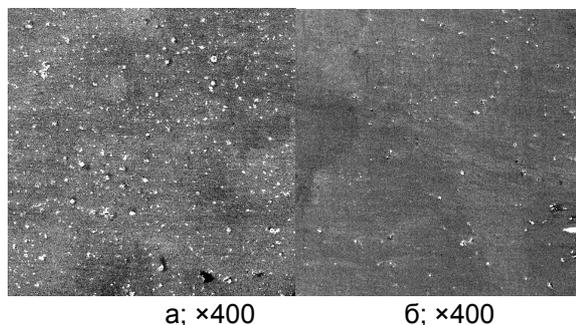
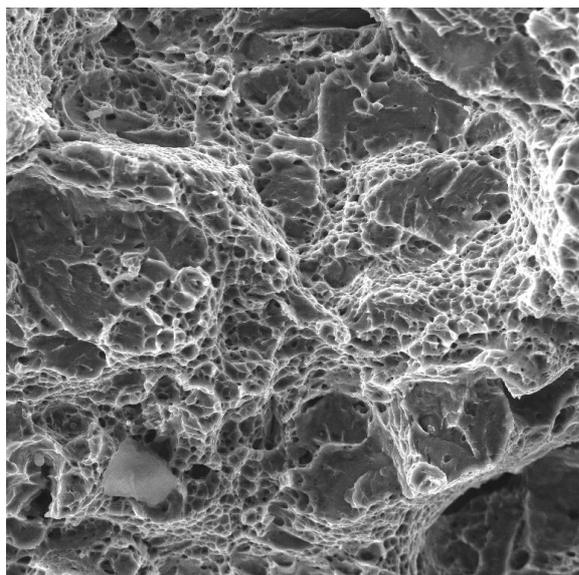


Рисунок 1 – Электронная сканирующая микроскопия диффузионного слоя стали 40X:  
а – циклическая ТО, закалка;  
б – закалка, низкий отпуск

## СТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА УГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЕЙ ПОСЛЕ ЦИКЛИЧЕСКОГО НАГРЕВА ИНДУКЦИОННЫМ И ПЕРЕМЕННЫМ ТОКОМ

Ударная вязкость, упрочненных стальных образцов последующей ТО, не возрастает с ростом числа циклов. Максимальный прирост вязкости был достигнут за два цикла фазовых превращений. Мартенсит отпуска диффузионного слоя и сердцевины образца показал сопротивление разрушению в  $35 \pm 3$  Дж/см<sup>2</sup> (сталь 40X). Троостит отпуска поверхностного слоя и сердцевины образца показал значительный прирост вязкости  $60 \pm 3$  Дж/см<sup>2</sup> (сталь 40X). При четырех циклах теплосмен на обеих марках сталей не замечено дальнейшего повышения вязкости. Это обусловлено увеличением количества цементита в диффузионном слое при циклической обработке. На фрактографии изломов отчетливо видна дисперсность структуры и вид излома стали 40X – мелкозернистый фарфоровидный (рисунок 2).



×600

Рисунок 2 – Фрактограмма излома образца стали 40X с мартенситной структурой.

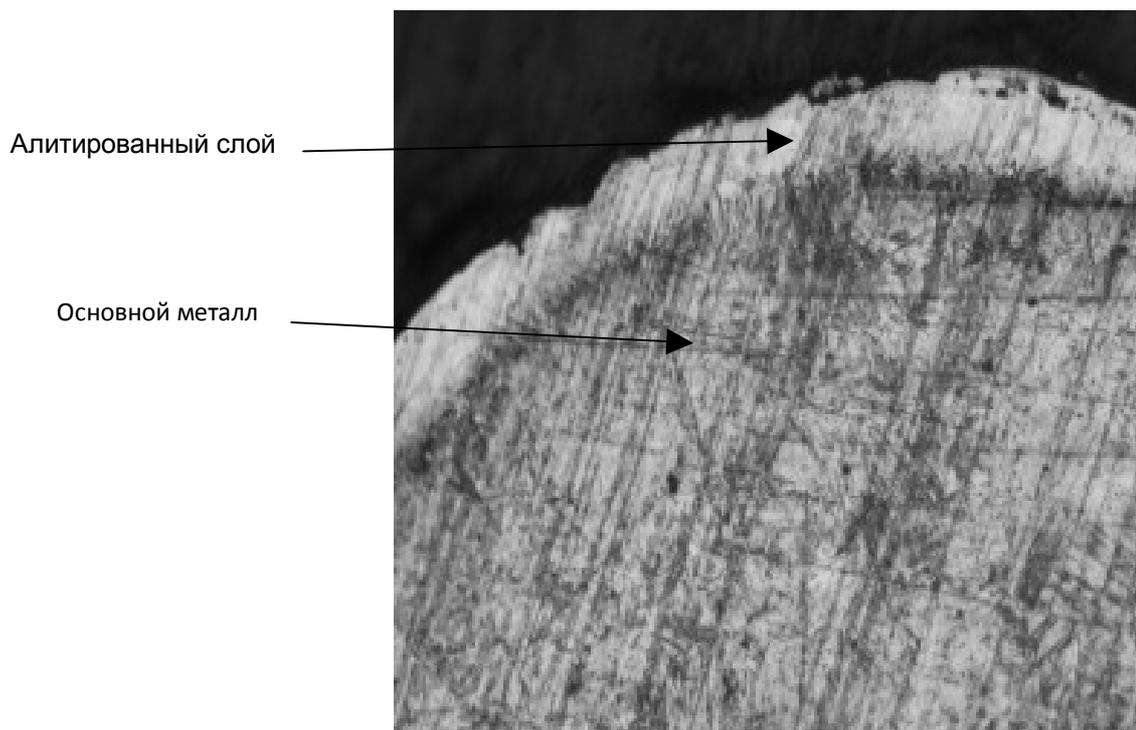
Таким образом термоциклирование является эффективным способом термической обработки для исправления перегретой структуры и улучшения механических свойств. Основными особенностями структурообразования диффузионного слоя и сердцевины стали при циклическом индукционном нагреве является увеличение дисперсности мартенситной структуры, а также новообразование карбидов, способствующих появлению при нагреве большего числа центров

аустенизации. Благодаря скорости нагрева измельчить структуру удается за 1...3 цикла, на что при печном нагреве требуется от 4 и более.

Известно [1], что для химико-термической обработки индукционный нагрев обеспечивает значительное сокращение продолжительности обработки. Диффузионные слои (алитирование, борирование и др.) толщиной 0,2...0,5 мм формируются за 5...10 минут, что при обычных печных условиях насыщения занимает часы.

При обработке длинномерных изделий, таких как проволока, целесообразно использовать прямой электроконтактный нагрев. Обоснование выбора источника заключается в специфической особенности этого способа – выделение тепловой энергии электрического тока практически в каждом элементарном объеме нагреваемого тела, через которое пропускается электрический ток промышленной частоты, что вызывает мгновенный и равномерный нагрев всего сечения изделия.

Циклический прямой электроконтактный нагрев для ХТО осуществлялся на специально спроектированной установке. Нагрев проводили за счет переменного тока, проходящего через проволоку с длительностью импульса 0,01...10 с (время нагрева) и длительностью паузы 1...3 с (время охлаждения). При насыщении стальной проволоки в порошковой среде (чистый металл) в температурном интервале 900...1000 °С происходило формирование алитированного слоя толщиной до 0,2 мм за 300 с. Формируемый диффузионный слой представляет собой, как правило, твердый раствор Al в  $\alpha$ -Fe с микротвердостью  $230 \pm 15$  HV 0.1 (рисунок 3). Быстрое образование слоя обусловлено тем, что температура проволоки выше температуры насыщающей среды, следовательно, выше ее диффузионная восприимчивость. Поэтому скорость диффузии легирующего элемента в ненасыщенную основу значительно превосходит скорость его адсорбции поверхностью проволоки. При этом структура сердцевины проволоки представляет собой мелкодисперсную ферритокарбидную смесь, которая обладает высокой прочностью и твердостью  $170 \pm 20$  HV 0.1.



×400

Рисунок 3 – Структура алитированной проволоки

Таким образом циклический электроконтактный нагрев позволяет сформировать на поверхности стальной проволоки диффузионные слои до 0,2 за 300 с. Основными причинами интенсификации процесса является высокая температура 900...1000 °С и фазовый наклеп зерен, повышающий плотность кристаллических несовершенств. Взаимодействуя с дислокациями и вакансиями, атомы алюминия перемещаются в кристаллической структуре стали быстрее.

Использование циклического нагрева стали переменным и индукционным током для ТО и ХТО является эффективным. В ос-

новном металле и диффузионном слое происходит увеличение дисперсности структуры (до 14 баллов), повышение твердости (до 66 HRC) и ударной вязкости (мартенсит – 35 Дж/см<sup>2</sup>), сокращается продолжительность насыщения (0,2 мм за 5 мин.).

#### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

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