

9. **Абрамзон, А.А.** Поверхностно-активные вещества. Свойства и применение / А.А. Абрамзон. – 2-е изд., перераб. и доп. – Л.: Химия, 1981. – 304 с.

10. **Блантер, М.Е.** Теория термической обработки: учебник для вузов / М.Е. Блантер. – М.: Металлургия, 1984. – 328 с.

УДК 621.7

Г.А. ТКАЧЕНКО (БНТУ)

КОНСТРУКЦИОННАЯ ПРОЧНОСТЬ И СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЕ УГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЕЙ ПРИ ТЕРМОЦИКЛИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКЕ

Наиболее распространенными технологиями повышения конструкционной прочности стальных изделий являются химико-термическая обработка (ХТО) и термическая обработка (ТО). Основной технологией считается цементация специальных низкоуглеродистых сталей с последующей закалкой и низким отпускком. В результате такой обработки формируется твердый износостойкий слой, а сердцевина изделия сохраняется мягкой, вязкой и достаточно прочной, чтобы сопротивляться нагрузкам без разрушения. Однако если подобную технологию применить для деталей из среднеуглеродистых сталей, где прокаливаемость выше, то вязкость, а, следовательно, надежность изделия будет низкой, так как мартенсит является хрупкой структурой, а применение отпуска на троостит или сорбит не обеспечит высокую износостойкость (долговечность) поверхности и сердцевины готовому изделию. Существенными технологическими недостатками цементации являются энерго- и ресурсоемкость, длительное время обработки стального изделия, структура стали после длительной ХТО крупнозернистая и требует дополнительных операций для уменьшения дисперсности.

Поэтому в последнее время появилось много научно-исследовательских работ, посвященных разработкам технологии печной термоциклической обработки (ТЦО) металлов и сплавов (В.К. Федюкин, М.Е. Смагоринский, С.Ф. Забелин, Л.Г. Ворошнин,

Б.Д. Лыгденов, Е.А. Кошелева и др.). В работах изучены закономерности влияния режимов термоциклического воздействия на процессы диффузионного насыщения, структурного состояния и конструкционной прочности стальных изделий. Однако остались неизученными структурообразование диффузионных слоев, поверхности и сердцевины, механические и трибологические свойства углеродистой конструкционной стали, сформированные индукционной циклической обработкой.

Исследования структурообразования диффузионных слоев проводили, используя метод высокотемпературной нитроцементации из паст в стационарном и циклическом режимах индукционного нагрева. Установлено [1], что во время электро-химико-термической обработки (ЭХТО) с индукционным нагревом (стационарный режим) при температуре 1050–1100 °С структурообразование диффузионного слоя проходит в твердофазном режиме, при этом формируется диффузионный слой толщиной от 30 до 280 мкм в течение 15–120 с с твердостью по толщине $HV_{0,1} = 900 \pm 50$.

Основными причинами интенсификации твердофазной диффузии при ЭХТО с индукционным нагревом является высокая температура процесса (1050–1100 °С), которая повышает объемный коэффициент диффузии, согласно литературным данным [2], с $1,46 \cdot 10^7 \text{ см}^2/\text{с}$ (900 °С) до $4,85 \cdot 10^7 \text{ см}^2/\text{с}$ (1050 °С). Второй причиной является высокая скорость нагрева (30–100 °С/с), которая смещает начало фазовых превращений в область более высоких температур и их продолжительность снижается. В результате при быстром нагреве аустенит образуется в доэвтектоидной стали, на неоднородностях в ферритной фазе – по границам зерен и блоков мозаики. Этот механизм образования высокотемпературной фазы оказывает существенное влияние на размер зерна аустенита в момент окончания фазовых переходов, что связано с возрастанием роли зарождения и уменьшением роли роста зерен. При этом процесс будет представлять собой только зарождение центров, что сильно измельчает зерно аустенита и приводит к увеличению протяженности границ зерен – легких путей диффузии [3].

Влияние циклических фазовых превращений на структурообразование диффузионного слоя во время ЭХТО стали 20 изучали с использованием схемы диффузионного насыщения (рисунок 1).

Схема заключалась в многократных теплосменах и изотермических выдержках с различной продолжительностью в цикле, но с суммарным временем насыщения 2 мин.

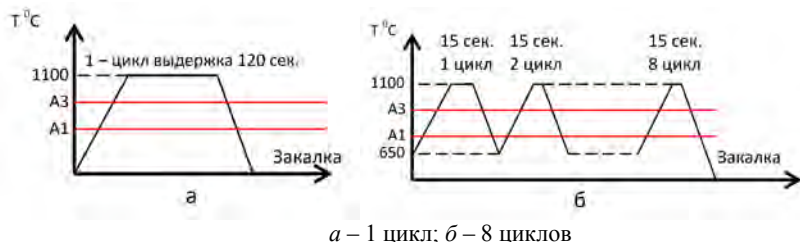


Рисунок 1 – Схема процесса ЭХТО с индукционным циклическим нагревом с последующей закалкой

Установлено, что ЭХТО с индукционным циклическим нагревом приводит к увеличению толщины диффузионного слоя с 280 мкм при изотермическом процессе до 340 мкм при циклическом нагреве. Максимальная диффузионная подвижность наблюдается при четырехкратном циклическом нагреве с изотермическими выдержками по 30 с в аустенитной области. Интенсификация диффузии происходит из-за возникающих фазовых, структурных, термических напряжений, которые образуются в процессе фазовых превращений и неравномерного нагрева. В результате релаксация напряжений происходит путем пластической деформации, из-за чего возрастает доля наклепанных зерен, повышается плотность дефектов кристаллического строения, происходят процессы рекристаллизации [4, 5]. Многократные фазовые переходы приводят к измельчению зерна, что способствует увеличению числа центров образования аустенитных зерен при каждом цикле нагрева. Последнее дает возможность увеличить протяженность границ зерен, блоков – легких путей диффузии.

Во время циклической ЭХТО выявлена особенность формирования диффузионного слоя, показывающая, что с увеличением интенсивности теплосмен (до 8) и уменьшением времени изотермической выдержки в аустенитной области при каждом цикле (выдержка 15 с) кинетика насыщения приближается к стационарному режиму (30 мкм за 15 с). В первую очередь замедление процесса связано с

недостаточным временем пребывания в аустенитной области в момент диффузии. Второй причиной уменьшения подвижности атомов внедрения, по-видимому, служит формирование термически устойчивой полигональной структуры, способствующей образованию вакансий, которые замедляют процесс диффузии [6, 7].

Для того чтобы подтвердить факт развития процесса полигонизации и рекристаллизации структуры стали во время циклической обработки, были проведены дополнительные исследования. Для определения влияния фазового наклепа на структурообразование поверхности и сердцевины стали (20, 40X) во время циклических фазовых превращений были выбраны образцы с крупнозернистой структурой (5 баллов), полученной предварительным отжигом при 1000 °С в защитной атмосфере (древесный уголь) в течение 2 ч. Схема термоциклирования была выбрана с полным прямым и обратным аустенитным превращением (870 °С ↔ 600 °С; 950 °С ↔ 600 °С), а интенсивность теплосмен составила 1, 2, 4, 6 циклов со скоростью нагрева и охлаждения в циклах 30–40 °С/с и 3–5 °С/с соответственно.

Было установлено, что индукционная термоциклическая обработка (4 цикла и более) измельчает структуру до 9 (сталь 20) (рисунок 2) и 13 (сталь 40X) баллов. Однако в структуре из-за объемных полиморфных превращений происходит накопление напряжений 2-го рода, которые вызывают пластическую деформацию зерен, повышающую плотность дефектов кристаллического строения. Пластическая деформация зерен сопровождается рекристаллизацией на поверхности и в сердцевине стального образца, которая протекает с разной интенсивностью и проходит до определенной стадии.

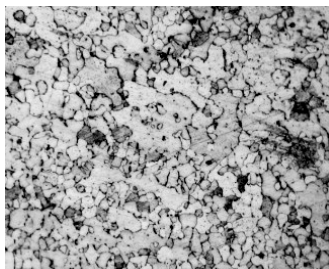


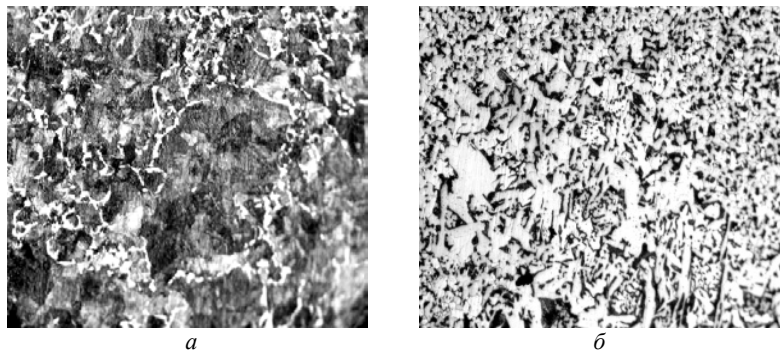
Рисунок 2 – Микроструктура поверхности после 6 циклов (сталь 20)

На поверхности (сталь 20) образца (4 и более циклов) рекристаллизация наклепанных зерен доходит до вторичной стадии, что сопровождается увеличением диаметра отдельных зерен с 10 мкм до 125 мкм и снижением твердости $HV_{0,02}$ с 178 ± 10 до 157 ± 10 (рисунок 2). Такая картина характерна для слабодеформированного металла, когда рост зерен происходит за счет слияния в одно крупное, путем «растворения» границ. Процесс слияния зерен не требует значительных диффузионных процессов, и, главное, слияние может происходить одновременно по всем поверхностям межзеренного раздела. На межзеренных границах происходит скопление дислокаций, их аннигиляция, т.е. по сути, «растворение» границ зерен [8]. Для незавершенного процесса слияния характерно небольшое количество крупных зерен и большое количество мелких. Интенсивный рост зерен в слабодеформированной структуре наблюдается при быстром индукционном нагреве, если процесс нагрева медленный, то процесс полигонизации успевает пройти и рост зерна по механизму слияния не происходит. В сердцевине (сталь 20, 40X) формируется устойчивая полигональная структура и происходит «рекристаллизация на месте», сопровождаемая ростом субзерен. Это подтверждается рентгеноструктурным анализом образцов (метод Rietveld), в которых наблюдается увеличение кристаллитов с 150 нм (отжиг) до 300 нм (6 циклов) (таблица 1). Последующий изотермический отжиг при 850 °С показал, что полигональные структуры довольно устойчивы и сохраняются длительное время, препятствуя протеканию обычной рекристаллизации. Было выявлено, что изменение механических свойств (снижение твердости) и микроструктуры стали начинается только после 4 ч рекристаллизационного отжига. Структура сталей 20 и 40X из мелкозернистой превращается в структуру, характеризующую вторичную стадию рекристаллизации. В сердцевине сталей происходит избирательный рост зерен, диаметр которых доходил до 1500 мкм и твердостью $HV_{0,02}$ 120 ± 10 , а сохранившиеся в структуре мелкие зерна (диаметр 15 мкм) имели твердость $HV_{0,02}$ 150 ± 10 .

Таблица 1 – Рентгеноструктурный анализ (сталь 20)

Вид обработки	Размер кристаллитов, нм					
	(110)	(200)	(211)	(220)	(310)	(222)
НKL						
Отжиг	144	144	200	170	113	125
4 цикла	261	212	240	200	171	220
6 циклов	260	225	340	350	253	282

Такая структура и твердость характеризует полностью завершённый процесс рекристаллизации зерен с предварительной степенью деформации 3–8 % (критический интервал) (рисунок 3). На контрольной группе отожженных образцов сталей (20, 40X), подвергнутых повторному отжигу, не обнаружено изменений в механических свойствах и микроструктуре. Твердость зерен феррита (сталь 20) сохранялась в течение 4 ч в интервале $HV_{0.02} 120 \pm 10$, а размер зерен не превысил 5 баллов.



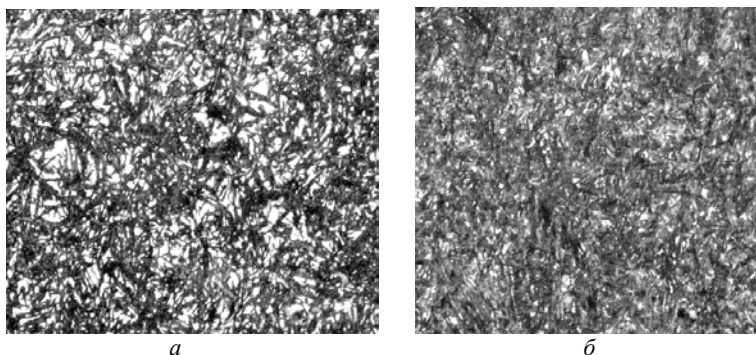
a – сталь 40X; *б* – сталь 20

Рисунок 3 – Микроструктура сердцевины после 4 циклов и отжига, $\times 100$

По результатам исследований и на основании литературного обзора был предложен механизм пластической деформации зерен и их рекристаллизации во время ТЦО. Рекристаллизация в процессе циклической обработки с индукционным нагревом может происхо-

дить следующим образом. Отсутствие выдержки при верхней температуре цикла ведет к тому, что рекристаллизация не успевает пройти полностью. К моменту достижения нижней температурной границы цикла в объеме металла происходит накопление дефектов кристаллического строения и возрастает доля наклепанных нерекристаллизованных зерен. Дополнительно к этому объему добавляются зерна, в которых при обратном превращении аустенита в ферритоперлитную структуру создаются напряжения, релаксация которых происходит в результате пластической деформации скольжением, возникающей из-за малой подвижности границ [4]. Последующая ТЦО увеличивает количество нерекристаллизованных зерен, способствует накоплению фазовых напряжений и, как следствие, повышению степени деформации зерен. В результате на поверхности и в сердцевине протекает рекристаллизация. На поверхности она доходит до вторичной стадии, а в сердцевине наблюдается полигонизация и рост субзерен.

На следующем этапе было рассмотрено структурообразование диффузионных слоев, полученных на сталях 40X, 65Г предварительной нитроцементацией при 850 °С в течение 7 ч. Установлено, что циклические фазовые превращения в интервале температур 830 °С (65Г), 870 °С (40X) ↔ 600 °С позволяют получить в диффузионном слое мелкоигльчатый мартенсит с длиной наибольших игл 4–8 мкм, а в сердцевине стали – мартенсит с длиной иглы 8–12 мкм. Многократные фазовые переходы способствуют измельчению и дроблению карбидов, что содействует увеличению центров зарождения зерен аустенита при нагреве. По этой причине в диффузионном слое и происходит такое значительное уменьшение дисперсности структуры. Было установлено, что в диффузионном слое после нитроцементации с последующей закалкой с индукционного нагрева, присутствует около 30 % остаточного аустенита, который практически полностью устраняется (5 %) за 4 цикла теплосмен, что сопровождается повышением твердости с 60 HRC до 66 HRC для стали 40X (рисунок 4).



a – закалка и низкий отпуск; *б* – 4 цикла, закалка и низкий отпуск

Рисунок 4 – Микроструктура нитроцементованного слоя на стали 40X, $\times 1000$

Известно, что конструкционная прочность включает два критерия: надежность и долговечность. Долговечность стальной детали будет определять высокая поверхностная твердость (нитроцементация (цементация) с последующей ТО). Надежность зависит от прочности и ударной вязкости металла [9]. Однако дополнительное поверхностное упрочнение стали методом ХТО (насыщение углеродом и азотом) вызывает изменение концентрации компонентов в поверхностном слое стали, следовательно, изменение ее свойств. Известно, что с увеличением количества углерода в стали увеличивается ее прочность, твердость, износостойкость, но уменьшается ударная вязкость и пластичность. Сердцевина же стали во время ХТО претерпевает изменения, растет зерно, что снижает ударную вязкость. Таким образом, получается неравномерное повышение конструкционной прочности. И, наоборот, с повышением долговечности снижаем надежность. Металл с крупным аустенитным зерном всегда ломается легко, ведь границы аустенита сохраняются после закалки, и их влияние будет сказываться на механических свойствах после отпуска. Несмотря на то, что структуры отпуска мелкодисперсные, разрушение будет в основном проходить по бывшим границам аустенита, поэтому требуется получить перед термической обработкой мелкозернистый аустенит.

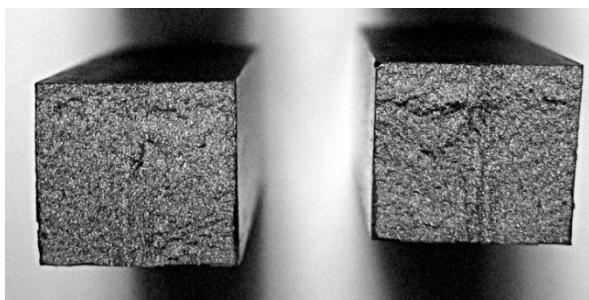
Измельчение зерна стали после длительной и высокотемпературной ХТО проводили циклической фазовой перекристаллизацией. Схема ТЦО была выбрана с полным прямым и обратным аустенит-

ным превращением. Была проанализирована кинетика измельчения зерен конструкционных сталей. Установлено, что зерно измельчается только до определенного числа циклов, дальнейшие фазовые превращения не приводят к еще большему уменьшению размера зерен. В некоторых случаях во время ТЦО может проявиться эффект разнотелности (замечен только на стали 20). Мелкое зерно 11 баллов можно получить за 4 цикла, но такой же размер структуры формируется и после 2 циклов. Поэтому необходимо уточнить какие свойства будут у стали с одинаковой структурой, но полученной за разное количество циклов. Также требуется установить, сколько циклов целесообразно использовать в технологии термоциклического упрочнения.

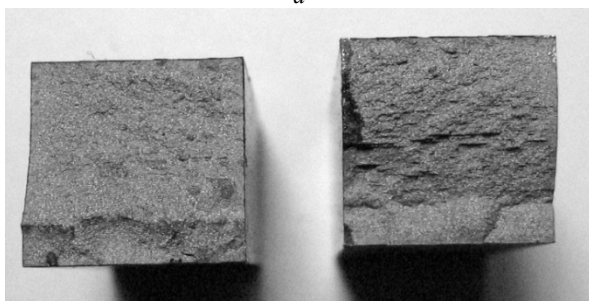
Проверку проводили на образцах сталей 40Х и 65Г, прошедших предварительную нитроцементацию в течение 7 ч. Затем 30 образцов были упрочнены в процессе 2- и 4-кратного термоциклирования с закалкой с последнего нагрева. Далее образцы разделили на части, которые подвергли низкому (200 °С) и среднему (380 °С) отпуску. В качестве контрольного образца использовали те же стали, но без ХТО и ТЦО, а упрочненные по технологии: закалка и средний отпуск (380 °С). Образцы для ударной вязкости были выбраны без надреза, что допускается методикой испытаний.

Результаты оказались схожими с другими данными, полученными в работах по термоциклическому упрочнению. Ударная вязкость образцов после циклической обработки выше, чем без нее. Упрочненные образцы имеют фарфоровидный излом, характерный для правильно закаленной стали, с матовой поверхностью и мелким зерном. Именно такая картина и наблюдалась на образцах стали после циклической обработки. Смешанный излом характерен для закалки и среднего отпуска. На изломе присутствуют участки хрупкого разрушения, а также плоские блестящие участки и с бугристо-сглаженным рельефом, свидетельствующие о значительной пластической деформации, вязком разрушении (рисунок 5).

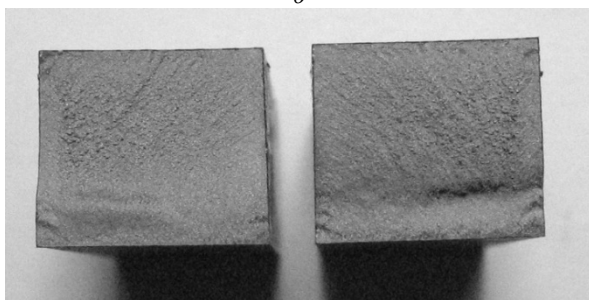
Установлено, что вязкость упрочненных нитроцементацией стальных образцов с последующей закалкой и отпуском (65Г, 40Х) не возрастает с увеличением числа циклов. Максимальный прирост вязкости был достигнут за два цикла фазовых превращений.



a



б



в

a – смешанный излом (закалка и средний отпуск (сталь 65Г));
б – фарфоровидный излом (ХТО с последующим ТЦО, закалкой и низким отпуском (65Г)); *в* – фарфоровидный излом (ХТО с последующим ТЦО, закалкой и низким отпуском (40Х))

Рисунок 5 – Вид излома конструкционных сталей

Мартенситные структуры диффузионного слоя и сердцевины показали сопротивление разрушению в 19 ± 3 Дж/см² (65Г) и 35 ± 3 Дж/см² (40Х) соответственно. Троостит поверхностного слоя и

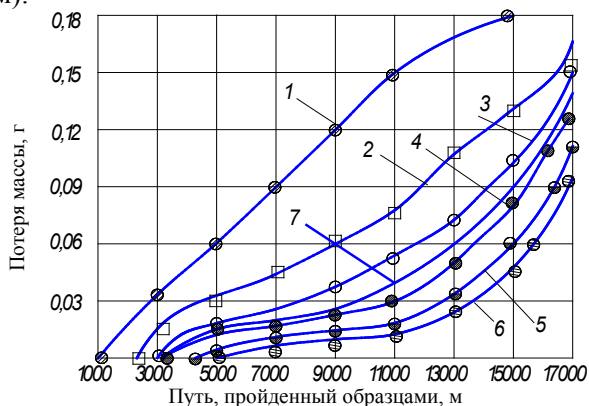
сердцевины показал значительный прирост вязкости 30 ± 3 Дж/см² (65Г) и 60 ± 3 Дж/см² (40Х). При четырех циклах теплосмен на обеих марках сталей после низкого отпуска замечено снижение на 2–5 Дж/см² энергии распространения трещины. Основные причины ухудшения результатов связаны с уменьшением количества остаточного аустенита с 30 % до 5 % (сталь 40Х) в диффузионном слое, что способствует легкому зарождению трещины, а сохраняющаяся длина игл мартенсита основного металла и диффузионного слоя не обеспечивает большего сопротивления разрушению.

Были определены трибологические свойства диффузионных слоев в среде незакрепленных абразивных частиц. Для этих целей использовалась модернизированная установка на базе литейного смесителя. В качестве среды применялась смесь кварцевого песка с карбидом кремния зернистостью от 0 до 160 мкм и твердостью около HV_{0.1} 1100. Исследования проводили на упрочненных пластинах методом циклической ЭХТО (сталь 20) и циклической ТО (сталь 40Х, 65Г). Контрольной группой служили образцы, выполненные из 65Г, отпущенной на троостит (45–50 HRC), сталь 20 после отжига, закаленная и отпущенная на мартенсит сталь 40Х (50–55 HRC). В ходе лабораторных исследований каждый образец болта подвергался 7-часовому изнашиванию в установке, за это время пройденное расстояние образцом составляло 17000 м.

Было установлено, что поверхность стального образца (сталь 20) после локальной нитроцементации с индукционным циклическим нагревом представляет собой износостойкий легированный азотом и углеродом мартенсит с твердостью 60–63 HRC. Сформированная твердая и износостойкая структура сопротивляется изнашиванию в 1,7 раз эффективнее, чем мягкая (20 HRC) структура неупрочненной стали и в 1,2 раза эффективнее закаленной структуры стали 40Х (мартенсит и остаточный аустенит) с твердостью 50–55 HRC, которая в свою очередь сопротивляется изнашиванию в 1,5 раза лучше, чем ферритоперлитная структура.

Лабораторные испытания в среде незакрепленных абразивных частиц показали, что износостойкость нитроцементованных слоев зависит от схемы последующей термической обработки (рисунок 6). Наименьшая износостойкость (0,009 мг/м) получается у диффузионных слоев, которые подверглись только закалке и низкому отпуску (60–63 HRC – 40Х; 59–62 HRC – 65Г). Повышение сопротивле-

ния изнашиванию достигалось после циклического нагрева с полным прямым и обратным аустенитным превращением не менее 2 циклов. В этом случае в слое уменьшалось количество остаточного аустенита (с 30 % до 5 %), твердость повышалась (64–66 HRC – 40X; 60–63 HRC – 65Г), и, следовательно, износостойкость (0,0065 мг/м).



1 – отжиг (20); 2 – закалка и СО (65Г); 3 – закалка и НО (40Х); 4 – ХТО, закалка и НО (65Г); 5, 6 – ХТО, циклическая ТО и НО (65Г, 40Х); 7 – циклическая ЭХТО (20)

Рисунок 6 – Износостойкость нитроцементованных слоев после циклической ТО (образец-пластина)

Выводы

ЭХТО с индукционным циклическим нагревом приводит к увеличению толщины диффузионного слоя с 280 мкм при изотермическом процессе до 340 мкм при циклическом нагреве. Максимальная диффузионная подвижность наблюдается при четырехкратном циклическом нагреве с изотермическими выдержками по 30 с в аустенитной области (1100 °С). Это связано с возрастающей долей наклепанных зерен, повышением плотности дефектов кристаллического строения, дроблением блочной структуры, измельчением зерна, что способствует увеличению числа центров образования аустенитных зерен при каждом цикле нагрева. Последнее дает возможность реализации легкой диффузии по границам блоков и зерен.

При циклической ЭХТО с индукционным нагревом выявлена особенность формирования диффузионного слоя, при этом установлено, что с увеличением интенсивности теплосмен (до 8) и умень-

шением времени изотермической выдержки в аустенитной области при каждом цикле (выдержка 15 с) кинетика насыщения приближается к стационарному режиму (30 мкм за 15 с). В первую очередь замедление процесса связано с недостаточным временем пребывания в аустенитной области в момент диффузии. Второй причиной уменьшения подвижности атомов внедрения служит формирование термически устойчивой полигональной структуры, способствующей образованию вакансий, которые замедляют процесс диффузии.

Установлено, что в определенном скоростном интервале теплосмен (30–40 °C/с – нагрев; 3–5 °C/с – охлаждение) на поверхности (сталь 20) образца после 4-х и более циклов рекристаллизация наклепанных зерен доходит до вторичной стадии. Это сопровождается увеличением диаметра отдельных зерен (с 10 мкм до 125 мкм) и снижением твердости $HV_{0.02}$ (с 178 ± 10 до 157 ± 10). При этом в сердцевине (сталь 20, 40X) происходит формирование устойчивых полигональных структур и измельчение зерна (8–12 мкм), которое в последующем изотермическом рекристаллизационном отжиге превращается в структуру вторичной рекристаллизации. Размер отдельных зерен доходит до 1500 мкм с твердостью $HV_{0.02}$ 120 ± 10 . Этот факт характеризует полностью завершённый процесс рекристаллизации с предварительной степенью деформации 3–8 % (критический интервал).

Поверхность стального образца (сталь 20) после локальной нитроцементации с индукционным циклическим нагревом представляет собой износостойкий высокоуглеродистый, азотосодержащий мартенсит с твердостью 60–63 HRC. Сформированная твердая и износостойкая структура сопротивляется изнашиванию в 1,7 раз эффективнее, чем мягкая (20 HRC) ферритоперлитная структура неупрочненной стали. Износостойкость нитроцементованных слоев зависит от схемы последующей термической обработки. Наименьшая износостойкость получается у диффузионных слоев, которые подверглись только закалке и низкому отпуску (60–63 HRC – 40X; 59–62 HRC – 65Г). Повышение сопротивления изнашиванию достигалось после циклического нагрева с полным прямым и обратным аустенитным превращением не менее 2-х циклов. В этом случае в слое уменьшалось количество остаточного аустенита (с 40 % до

5 %), твердость повышалась (64–66 HRC – 40X; 60–63 HRC – 65Г), и, как следствие, износостойкость.

Механические испытания на ударную вязкость упрочненных нитроцементацией стальных образцов с последующей закалкой и отпуском (65Г, 40X) показали, что вязкость стали с ростом числа циклов не возрастает. Максимальный прирост вязкости был достигнут за два цикла фазовых превращений. Мартенситные структуры диффузионного слоя и сердцевинки показали сопротивление разрушению в 19 Дж/см² (65Г) и 35 Дж/см² (40X) соответственно. Тростит поверхностного слоя и сердцевинки показал значительный прирост вязкости 30 Дж/см² (65Г) и 60 Дж/см² (40X). При четырех циклах теплосмен на обеих марках сталей после низкого отпуска замечено снижение на 2–5 Дж/см² энергии распространения трещины. Основные причины ухудшения результатов связано с уменьшением остаточного аустенита в слое с 30 % до 5 % (сталь 40X). Также в слое происходит сильное измельчение карбидов, которые выделяются по границам зерен.

Литература

1. **Константинов, В.М.** Электро-химико-термическая обработка крепежных элементов почвообрабатывающих машин / В.М. Константинов, Г.А. Ткаченко, С.И. Сушко // *Металлургия: Республ. межведом. сб. науч. тр.* – Минск: БНТУ, 2008. – Вып. 31. – С. 358–371.
2. **Кидин, И.Н.** Электро-химико-термическая обработка металлов и сплавов / И.Н. Кидин, В.И. Андрущечкин, В.А. Волков. – М.: *Металлургия*, 1978. – 320 с.
3. **Кидин, И.Н.** Физические основы электротермической обработки металлов и сплавов / И.Н. Кидин. – М.: *Металлургия*, 1969. – 376 с.
4. **Федюкин, В.К.** Термоциклическая обработка металлов и деталей машин / В.К. Федюкин, М.Е. Смагоринский. – Л.: *Знание*, 1989. – 241 с.
5. **Смагоринский, М.Е.** Справочник по термомеханической и термоциклической обработке металлов / М.Е. Смагоринский. – СПб.: *Знание*, 1992. – 392 с.

6. Герцрикен, Д.С. Некоторые закономерности миграции атомов в условиях скоростной пластической деформации / Д.С. Герцрикен, В.Ф. Мазанко // *Металлофизика*. – 1983. – Т. 5, № 4. – С. 74–84.

7. Матосян, М.А. Влияние микродефектов на диффузию атомов внедрения / М.А. Матосян, В.Т. Борисов, В.М. Голиков // *Физика металлов и металловедение*. – 1970. – Т. 29. – С. 824–830.

8. Гуляев, А.П. *Металловедение* / А.П. Гуляев. – 5-е изд. – М.: *Металлургия*, 1977. – 643 с.

9. Материаловедение: учебник для выс. уч. заведений / Б.Н. Арзамасов [и др.]; под ред. Б.Н. Арзамасова. – 2-е изд. – М.: *Машиностроение*, 1986. – 384 с.

УДК 621.785.5

М.В. СИТКЕВИЧ, д-р техн. наук (БНТУ)

ХИМИКО-ТЕРМИЧЕСКОЕ УПРОЧНЕНИЕ ИНСТРУМЕНТАЛЬНОЙ ОСНАСТКИ, СОВМЕЩАЕМОЕ С НАГРЕВОМ ПОД ТЕРМООБРАБОТКУ

На промышленных предприятиях используются сотни видов деталей машин, деформирующей оснастки и инструмента, преимущественной причиной выхода из строя которых является преждевременное разрушение поверхностных слоев за счет изнашивания, коррозии, разгара и других факторов, замедлить которые можно, используя химико-термическую обработку (ХТО).

Для повышения свойств поверхностных слоев стальных деталей могут быть использованы различные методы ХТО. Применительно к производственным условиям многих предприятий наибольший интерес представляют процессы, протекающие в условиях нагрева в обычных камерных печах с окислительной атмосферой без использования специального оборудования и устройств. При этом целесообразно применение диффузионноактивных сред, которые могут быть нанесены на рабочие поверхности деталей тонким слоем, обеспечивая наряду с химико-термической обработкой и защиту поверхностных слоев от окисления и обезуглероживания.