

Между y_2 и y_4 также существует тесная корреляционная связь в виде уравнения

$$y_4 = 0,31y_2 - 0,545, \quad (4)$$

поскольку $r_{2,4} = 0,701 > r_{кр} = 0,621$ ($\alpha = 0,1$; $n = 6$).

Таким образом, величина прочности на изгиб зависит в большей степени от состава материала. Наибольшая величина этого показателя имеет образец состава 1,6 мас.% Al_2O_3 ; 3,1 мас.% Y_2O_3 ; 3,4 мас. % La_2O_3 ; 2,0 мас.% MgO ; 62,6 мас.% Si_3N_4 ; 27,4 мас.% SiC . Величину ударной вязкости определяет способ прессования, а не состав материала образцов.

Литература

1. Вознесенский В.А. Статистические методы планирования эксперимента в технико-экономических исследованиях / В.А. Вознесенский. – М.: Финансы и статистика, 1981. – 264 с.

УДК 621.7

Г.А. ТКАЧЕНКО, канд. техн. наук (БНТУ)

ОСОБЕННОСТИ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ ЖЕЛЕЗОУГЛЕРОДИСТЫХ СПЛАВОВ В УСЛОВИЯХ ЦИКЛИЧЕСКОГО НАГРЕВА

В последнее время для формирования требуемых физико-механических свойств готовых изделий разрабатываются различные виды термической обработки, направленные на формирование ультрадисперсной микроструктуры сталей.

Новые термические технологии базируются на применении циклических тепловых воздействий, получивших название термоциклической обработки (ТЦО). В отличие от других видов термической обработки (ТО) структурные и фазовые превращения при ТЦО со-

вершаются многократно вслед за циклами нагрева–охлаждения. Необходимость многократного повторения обработки при заданных температурах, как правило, обусловлена стремлением накопить структурные изменения, которые кардинальным образом изменят физико-механические характеристики изделий и обеспечат свойства, которые невозможно достигнуть одноразовой ТО [1–3].

Проблема выбора материала состоит в необходимости сочетания хорошей прочности и достаточной пластичности. Долгое время эти свойства считались взаимно исключаящимися. В состоянии равновесия все металлы имеют высокую пластичность и низкую прочность. Имевшиеся в распоряжении технологов средства позволяли повышать прочность, но при этом пластичность уменьшалась.

Технологические процессы с использованием нелинейных зависимостей изменения параметров при внешнем воздействии в металловедении появились еще до создания теории неравновесной термодинамики. Исследованиями академика В.Д. Садовского и профессора М.Л. Бернштейна была доказана возможность значительного повышения пластических свойств металлов при сохранении их прочности за счет двух противоположно направленных сил: деформационного наклепа и релаксационных процессов. В работах В.Д. Садовского показано, что фазонаклепанный аустенит получался в результате перехода мартенсита в аустенит при нагреве. В работах М.Л. Бернштейна приведены данные о фазовом наклепе аустенита за счет совмещения пластической деформации с фазовыми превращениями. Одно из отличий фазонаклепанного аустенита от равновесного аустенита состоит в изменении морфологии границ зерен: в равновесном состоянии границы зерен тонкие, прямые; в фазонаклепанном аустените границы зерен извилистые, местами пилообразные, прерывистые. В состав неравновесных систем обычно входят структурно-кинематические элементы, связанные непосредственно с внутренними параметрами системы и объединенные определенной закономерностью.

В процессе циклического структурообразования изменения от цикла к циклу связывают с микропластической деформацией. При ТЦО наклеп накапливается от цикла к циклу при многократных теплосменах, но на этой основе разработаны и другие методы упрочнения сталей и сплавов, такие как механико-термическая обработка (МТО) [3, 4] и др. Отличие МТО от ТЦО в том, что при

МТО предполагается предварительное механическое упрочнение, сопровождаемое наклепом.

При ТЦО сплавов, матрица которых испытывает фазовые превращения, возникают значительные межфазные напряжения, а также градиенты температур между отдельными фазами матрицы. Структурные и фазовые напряжения способствуют увеличению центров превращения и, как следствие, приводят к формированию ультрадисперсного зерна [5, 6]. Подобная микроструктура сплава обеспечивает высокую ударную вязкость, прочность и удовлетворительную пластичность. В железоуглеродистых сплавах повторяющиеся от цикла к циклу фазовые превращения приводят к дроблению сетки карбидов, что упрощает ТЦО. Известно [7, 8], что ТЦО оказывает существенное влияние на структурное состояние карбидов. Из неравной сетки пластинчатого строения в результате ТЦО образуются изолированные дисперсные карбиды глобулярной формы, располагающиеся как по границам аустенитных зерен, так и внутри зерна.

Авторские исследования влияния циклических фазовых превращений на процесс изменения формы и размеров цементитных включений проводили на образцах, изготовленных из улучшаемой (сталь 40Х), пружинной (сталь 65Г) и инструментальной стали марки У13. Цель исследований – обеспечение формообразования цементита перлита и структурно свободного цементита вторичного.

Циклический индукционный нагрев для всех выбранных марок сталей проводился с полной фазовой перекристаллизацией, перегрев выше точки A_3 на $100\text{ }^\circ\text{C}$ для доэвтектоидной стали, а для заэвтектоидной выше линии A_1 на $100\text{ }^\circ\text{C}$, но ниже линии A_{cm} . Скорость нагрева (от 25 до $35\text{ }^\circ\text{C}/\text{с}$) оптимальна для прогрева сечения образца, а скорость охлаждения (от 2 до $5\text{ }^\circ\text{C}/\text{с}$) обеспечивала распад аустенита на ферритоцементитную смесь.

Предварительная подготовка состояла в перегреве стальных образцов при $1000\text{ }^\circ\text{C}$ в течение 2 ч для получения заведомо крупнопластинчатой структуры перлита более 5 баллов. Циклический нагрев стали 65Г привел к увеличению дисперсности структуры перлита и формированию квазиэвтектоидной структуры с одновременной сфероидизацией отдельных пластин цементита.

После перегрева стали 40Х длина пластинок цементита составляла более 10 мкм , расстояние между пластинами – $0,2\text{--}0,3\text{ мкм}$.

Такое расстояние между пластинами характерно для структуры перлита. Циклический нагрев привел к уменьшению длины пластин до 0,8–0,2 мкм и сокращению расстояния до 0,01–0,1 мкм. Расположение пластин цементита определяет структуру троостита и в отдельных местах – сорбита.

При термоциклировании стали У12 наблюдается увеличение дисперсности цементита вторичного с 20 мкм (без ТЦО) и 2–4 мкм (4 цикла), количество карбидной фазы также возрастает при циклической обработке из-за диффузионного перераспределения углерода и его выделения при охлаждении из аустенита с образованием карбидов. Благодаря этому возрастает поверхностная твердость с 60 HRC (без ТЦО) до 66 HRC (после ТЦО). Сфероидизация карбидов идет немного легче, из-за термоциклической обработки с неполной фазовой перекристаллизацией.

Авторами [3, 4] разработана технология термоциклического упрочнения [3, 4] инструментальных сталей при нагреве в соляных печах. Рассмотрено структурообразование инструментальных сталей марок У10А, Х12Ф1, 5ХНМ, для которых применено термоциклирование с неполным фазовым превращением. На углеродистых и легированных инструментальных сталях удалось повысить ударную вязкость хрупкой мартенситной структуры при сохранении высокой твердости и прочности. На стали марки У8 после закалки и низкого отпуска формировалась структура мартенсита отпуска с твердостью 60 HRC и ударной вязкостью 12 Дж/см², после предварительного термоциклирования твердость сохранилась, а значение работы по разрушению образца повысилось до 30 Дж/см².

Повышение свойств обусловлено измельчением зерна аустенита. Чередование процессов растворения и выделения углерода между ферритокарбидной смесью и аустенитом способствует возможности протекания коагуляции и сфероидизации частиц избыточных фаз (сульфидов, фосфидов), что уменьшает вредное влияние этих примесей. Установлено, что циклический нагрев оказывает существенное влияние на структурное состояние карбидов. Непрерывная сетка пластинчатого строения разбивается на изолированные дисперсные карбиды глобулярной формы, располагающиеся как по границам, так и внутри зерен.

Экспериментально было установлено, что повышение ударной вязкости стали Х12Ф1 наблюдается уже после двух термоциклов.

Закалка и низкий отпуск обеспечивают твердость 60 HRC и ударную вязкость 14 Дж/см², циклические фазовые превращения обеспечивают прирост вязкости до 33 Дж/см².

Рентгеноструктурные исследования показали, что мартенсит имеет меньшую степень тетрагональности, что объясняется снижением концентрации углерода в нем при ТЦО. Уменьшение интенсивности пиков на рентгенограмме от углов существования карбидов хрома и молибдена свидетельствует об измельчении и равномерном распределении карбидов по стали. Дополнительно отмечено измельчение зерна аустенита, что приводит к образованию мелкодисперсного мартенсита.

Технология печного термоциклического нагрева была разработана для различного рода инструментов: фрез, резцов, холоднштампового инструмента. Преимущества данной технологии перед поверхностным упрочнением (лазерная закалка, наплавка, покрытия) заключаются в объемном упрочнении, и повышении ударной вязкости. Это позволяет многократно перетачивать инструмент и повышать его надежность.

В работах [5, 6] были выполнены исследования, направленные на изучение влияния различных режимов термоциклической обработки с печным нагревом на структурообразование диффузионных слоев при цементации и азотировании.

Основные результаты заключаются в установлении и обосновании новых режимов термоциклической обработки. При цементации конструкционных сталей (20, 20X, 20XH и др.) в интервале температур 600–950 °С, за равное время насыщения, толщина цементованного слоя при химико-термоциклической обработке (ХТЦО) в 2,0–2,5 раза больше, чем при изотермическом режиме. При этом установлено отсутствие дефектов слоя (цементитной сетки, структурно свободного феррита), имеющих место при изотермической цементации. Азотирование конструкционных сталей (40X, 20XH3A и др.) в интервале температур 300–600 °С приводит к сокращению продолжительности диффузионного насыщения в 8–10 раз по сравнению с изотермическим азотированием. Металлографически установлено отсутствие хрупкой составляющей ε-фазы и нитридной сетки по границам зерен.

Расчет параметров диффузии углерода и анализ их температурных зависимостей для различных структурно-фазовых состояний

стали и различных режимов ХТЦО позволили установить, что эффективный коэффициент диффузии углерода в стали 20 составляет $(1,7-2,5) \cdot 10^{-7}$ см²/с. Это в 3 раза выше, чем при изотермической цементации сталей.

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 термоциклированных сталей 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 релаксирует до 96 % напряжений в течение 3 мин.

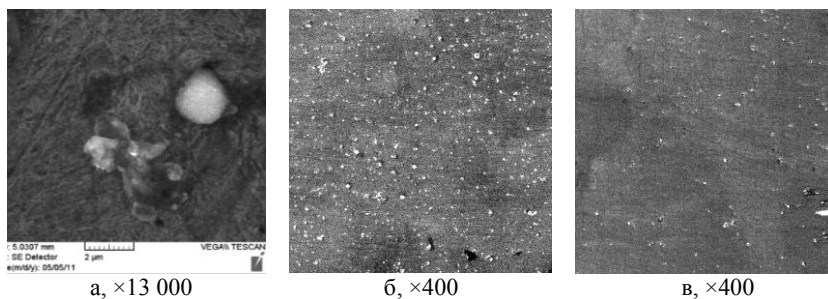
Разработана эффективная технология химико-термоциклической обработки сталей, включающая операции термоциклического воздействия и диффузионного насыщения в едином процессе. Оптимальными режимами операций являются: предварительная ТЦО в интервале температур на 30–50 °С выше A_{c1} и ниже A_{r1} , скорости нагрева и охлаждения 2–5 °С/с при числе термоциклов 3–5, затем диффузионное насыщение углеродом в интервале на температуру 100 °С выше A_{c3} , окончательная ТЦО по режиму аналогично предварительной.

Традиционная термоциклическая обработка с печным нагревом направлена на измельчение зерна стали и не имеет ограничений по количеству циклов. Мелкодисперсное строение получают многократными фазовыми превращениями ферритоперлитной структуры в аустенит с последующим распадом в ферритокарбидную смесь. Чем больше количество превращений, тем выше дисперсность конечной структуры.

При изучении структурообразования при индукционном циклическом нагреве было установлено, что индукционная ТЦО (4 и более циклов) измельчает перегретую структуру 5 баллов до 9 (сталь 20) и 13 (сталь 40Х) баллов. Однако из-за объемных полиморфных превращений происходит накопление напряжений второго рода, которые вызывают микропластическую деформацию зерен, сопровождающуюся вторичной стадией рекристаллизации на поверхности и в сердцевине стального образца [6–8].

Влияние термоциклического индукционного нагрева на структурообразование диффузионных слоев было рассмотрено на сталях 40Х, 65Г, подвергнутых предварительной нитроцементации при 850 °С в течение 7 ч. В работе было установлено, что циклический индукционный нагрев с полными фазовыми превращениями позволяет получить в диффузионном слое мелкоигольчатый мартенсит с длиной наибольших игл 4–8 мкм, а в сердцевине стального образца – 8–12 мкм. Это сопровождается повышением твердости слоя и увеличением ударной вязкости [8].

Новой важной особенностью структурообразования диффузионных слоев стало то, что циклический нагрев оказывает существенное влияние на количество цементитной фазы. При многократных фазовых превращениях, сопровождаемых растворением и выделением цементита, в высокоуглеродистом аустените происходят 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 в диффузионном слое заметно больше (4 цикла), нежели в нитроцементованном слое после стационарного режима насыщения. Наименьший размер цементитных включений составил 2 мкм (рисунок 1).

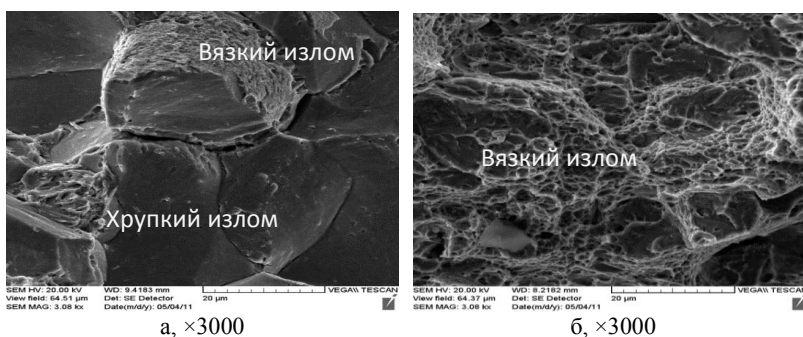


а, б – циклическая ТО, закалка; в – закалка, низкий отпуск

Рисунок 1 – Электронная сканирующая микроскопия диффузионного слоя стали 40Х

Термоциклический индукционный нагрев позволяет повысить ударную вязкость стальных образцов, структура которых представляет хрупкий мартенсит закалки. Высокое значение ударной вязкости достигается формированием мелкого действительного аустенитного зерна стали. Известно, что сталь 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.

При проведении механических испытаний (ГОСТ 9454-78) было установлено, что ударная вязкость образцов сталей 40X и 65Г после ТЦО, закалки и отпуска повышается в 1,5–2 раза. Максимальная ударная вязкость была получена при двукратном циклическом упрочнении (рисунок 2). Дальнейшее термоциклирование не приводит к увеличению ударной вязкости [8].



а – смешанный излом. Закалка и средний отпуск (сталь 65Г);
 б – фарфоровидный излом. ХТО с последующей ТЦО, закалкой
 и низкий отпуск (40X)

Рисунок 2 – Фрактографии изломов конструкционных сталей

Таким образом, индукционная циклическая термическая обработка перед закалкой и низким отпуском позволяет повысить ударную вязкость мартенситной структуры стали 40X от 35 Дж/см². При этом структура троостита, полученная закалкой и средним отпуском на стали 65Г, обладает вязкостью 26 Дж/см².

Термоциклирование в процессе ХТО увеличивает число карбидов в диффузионном слое в 1,5 раза по сравнению с стационарным процессом обработки. Благодаря этому возрастает поверхностная твердость с 60 HRC (без ТЦО) до 66 HRC (после ТЦО).

Выводы. Особенности индукционного циклического нагрева заключаются в следующем:

- циклический индукционный нагрев (30–40 °С/с) до 4 циклов измельчает структуру. Большое число циклов приводит к микропластической деформации зерен, в которых протекает вторичная стадия рекристаллизации;

- высокая скорость нагрева приводит к измельчению перегретой структуры с 5 до 13 баллов за 1–3 цикла, при печном нагреве требуется от 4 и более циклов;

- скоростной многократный нагрев приводит к повышению количества карбидной составляющей диффузионного нитроцементованного слоя до 1,5 раз. Достигнута наибольшая дисперсность карбидной фазы – 2 мкм.

Литература

1. Федюкин, В.К. Термоциклическая обработка металлов и деталей машин / В.К. Федюкин, М.Е. Смагоринский. – Л.: Знание, 1989. – 241 с.

2. Тихонов, А.С. Термоциклическая обработка сталей, сплавов и композиционных материалов / А.С. Тихонов, В.В. Белов. – М.: Наука, 1984. – 168 с.

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

4. Гурьев, А.М. Циклическое тепловое воздействие при ТО и ХТО инструментальных сталей / А.М. Гурьев, Л.Г. Ворошнин // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. – Барнаул: АГТУ, 2005. – № 3. – С. 37–46.

5. 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.

6. Семенова, Л.М. Химико-термическая обработка стали 20Х в условиях циклического изменения температуры / Л.М. Семенова, С.В. Семенов, С.Н. Крайнова // МиТОМ. – 2003. – № 7. – С. 3–7.

7. Константинов, В.М. Образование структуры рекристаллизации при термоциклической обработке конструкционных сталей / В.М. Константинов, Г.А. Ткаченко // Проблемы и перспективы развития литейного, сварочного и кузнечно-штамповочного производств: материалы X Междунар. научн.-практ. конф., Барнаул, 19–20 ноября 2009 г. / АлтГТУ ; рекол.: А.М. Гурьев [и др.]. – Барнаул, 2009. – С. 61–65.

8. Константинов, В.М. Циклическое воздействие индукционных токов на конструкционную сталь при цементации / В.М. Константинов, Г.А. Ткаченко // Энергоэффективные электротехнологии : материалы Междунар. молодежного форума, 19–23 сентября 2011 г. / ГЭТУ «ЛЭТИ», Санкт-Петербург, 2011. – С. 21–25.

9. Ткаченко, Г.А. Конструкционная прочность и структурообразование углеродистых сталей при термоциклической обработке / Г.А. Ткаченко // Металлургия : Республ. межведом. сб. науч. тр. – Минск : БНТУ, 2011. – Вып. 33. – Ч 2. – С. 119–133.