

Сущность закалки состоит в бездиффузионном превращении и быстром охлаждении гранцентрированной кубической решетки аустенита в искаженную объемно-центрированную кубическую решетку мартенсита. Характерными особенностями мартенсита является его высокая твердость и прочность. Мартенсит подразумевает наличие большого количества растягивающих и сжимающих внутренних напряжений. Растягивающие напряжения сводятся к минимуму за счет оптимальных режимов резания.

При лазерной закалке на поверхности появляются микроуглубления вследствие испарения обрабатываемого материала, в которых удерживается смазка. Это приводит к повышению износостойкости в 7 – 10 раз и уменьшению времени приработки пар трения в 9 – 11 раз.

При увеличении скорости обработки происходит оплавление поверхности, что приводит к снижению шероховатости и увеличению износостойкости еще в 1,5 раза.

УДК 621.785

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ РЕЖИМОВ НАГРЕВА НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛИ 20X13

В. В. Ивашко, С. И. Синцов

Физико-технический институт НАН Беларуси, Минск

Сталь 20X13 относится к коррозионно-стойким сталям мартенситного класса. Легирование хромом в пределах 12 – 13 % резко повышает устойчивость против коррозии, поскольку сталь приобретает свойства хрома и на ее поверхности образуется тончайшая защитная пленка окислов, предохраняющая от дальнейшего окисления, повышает стойкость против воздействия воздуха и многих органических кислот и вместе с тем неустойчивая в соляной и серной кислоте. После закалки сталь подвергают низкому (до 400 °С) или высокому (700 – 800 °С) отпуску. Проводить отпуск в интервале температур 400 – 600 °С не рекомендуется из-за резкого снижения ударной вязкости. Причиной снижения вязкости и коррозионной стойкости является обеднение границ зерен хромом вследствие интенсивного выделения карбидов $Me_{23}C_6$ по границам зерен. Углерод связывает хром из приграничных зон, поскольку диффузионная подвижность хрома

при температуре 500 °С значительно ниже углерода. С повышением температуры отпуска до 700 – 800 °С хром диффундирует с достаточно высокой скоростью, чтобы не допустить обеднения границ зерен, а прочность закаленной стали резко снижается, что исключает снижение ударной вязкости и развитие интеркристаллической коррозии.

Образцы стали 20X13 вырезали из прутков диаметром 40 мм, подвергали нагреву в печи до температур 800 – 1050 °С в течение 30 мин и закаливали в масле. Химический состав стали следующий: С – 0,19%, Si – 0,341 %, Mn – 0,162 %, Cr – 12,93 %, Ni – 0,284 %, P – 0,024 %, S – 0,013 %. После закалки исследовали структуру и измеряли твердость.

Установлено, что после закалки с температуры 800 °С твердость стали 20X13 составляет 14HRC, прочность 579 МПа, относительное удлинение 29,2 %. Фазовый состав стали – феррит и мелкодисперсные карбиды $Cr_{23}C_6$. С повышением температуры нагрева до 850 °С происходит растворение мелкодисперсных карбидов и за счет фиксирования при закалке мартенсита твердость повышается до 33 HRC, а прочность возрастает до $\sigma_s = 1175$ МПа. Относительное удлинение при этом снижается до 12 %. В интервале температур 850 – 1000 °С твердость линейно возрастает от 33 до 50 HRC. Максимальное значение твердости 51HRC было получено после закалки с температуры 1050 °С. Максимальное значение прочности 1530 МПа получают после закалки с температуры 1020 °С, относительное удлинение не превышает 6,5 %. Исследованиями микроструктуры закаленных образцов показано, что в интервале температур 850 – 1000 °С происходит частичное растворение карбидов, формирование и рост зерен. Не растворившиеся карбиды располагаются по границам зерен и тормозят их рост. Полное растворение карбидов и огрубление структуры происходит после нагрева до температуры 1050 °С. В образцах, закаленных с температуры 1000 – 1050 °С, фиксируется крупноигольчатый мартенсит.

Исследования прочностных и пластических характеристик были проведены на образцах, закаленных после печного нагрева до 1000 °С, 30 мин, охлаждения в масле и последующего отпуска при температурах 500, 600, 700 °С в течение 2 ч. Образцы, закаленные с 1000 °С и отпущенные при 500 °С, 2 ч, хрупко разрушались. Относительное удлинение и относительное сужение составляло 1 и 4 %, соответственно. Показано, что с повышением температуры отпуска от 500 до 700 °С временное сопротивление на разрыв линейно снижается от 1010 до 700 МПа. После отпуска при 500 °С предел текучести $\sigma_{0,2}$ закаленной стали 20X13 составляет 1000 МПа, а после отпуска при 600 °С 855 МПа. Следует отметить, что в интервале температур отпуска 550 – 600 °С относительное удлинение составляет 14 – 16 %, а относительное

сужение 55 %. С повышением температуры отпуска от 600 до 650 °С и 700 °С предел текучести линейно снижается от 730 до 560 МПа. После отпуска при 650 °С, 2 ч, проявляется отпускная хрупкость. Относительное удлинение снижается до 10 %, а относительное сужение до 30 %. После отпуска при 700 °С, 2 ч, предел текучести стали 20Х13 составляет 560 МПа, а пластические характеристики восстанавливаются. Относительное удлинение составляет 17 %, относительное сужение 57 %.

Образцы размером $l = 100$ мм (диаметром 10 мм) нагревали со скоростью 50 °С/с и закаливали в масле. Нагрев осуществляли методом пропуска тока через образец. Скоростной нагрев 50 °С/с приводит к смещению кривых упрочнения на 40 – 60 °С вверх по температурной шкале по сравнению с кривыми, полученными при печном нагреве. После закалки с температуры 850 °С предел прочности образцов составляет 696 МПа, предел текучести 527 МПа, а относительное удлинение 20 %. В интервале температур 850 – 960 °С предел прочности на разрыв линейно возрастает от 698 до 1489 МПа, относительное удлинение снижается от 20 до 8 %. Максимальное значение прочности 1530 МПа получают после закалки с температуры 1020 °С, относительное удлинение не превышает 6,5 %.

Во второй серии испытаний образцы размером $\varnothing 10$ мм и длиной 100 мм нагревали со скоростью 50 °С/с до температур 870 – 1100 °С, медленно охлаждали в воде или масле, а затем подвергали отпуску при температуре 650 °С, 2 ч. При охлаждении в воде на образцах, закаленных с температур, превышающих 1000 °С, наблюдали появление продольных трещин. Поэтому в дальнейшем все нагретые образцы закаливали в масле, а затем вырезали образцы для исследования микроструктуры и механических свойств.

После закалки с температуры 870 °С в структуре фиксируется феррит и мелкодисперсные карбиды. Предел прочности составляет 682 МПа, предел текучести $\sigma_{0,2} = 539$ МПа, а относительное удлинение и сужение 18 и 62 %, соответственно. С повышением температуры до 960 °С происходит частичное растворение карбидов, повышение прочностных до $\sigma_s = 748$ МПа, $\sigma_{0,2} = 606$ МПа и снижение пластических до $\delta = 13$ %, $\psi = 51$ %. После закалки с температуры 1010 – 1100 °С мелкодисперсные карбиды растворяются, карбиды размером 0,5 – 1 мкм сохраняются. Прочностные свойства хромистой стали 20Х13, закаленной с 1050 °С, повышаются до $\sigma_s = 822$ МПа, $\sigma_{0,2} = 677$ МПа. Пластические свойства образцов, закаленных с 1010 – 1050 °С, восстанавливаются до уровня $\delta = 16 – 17$ %, $\psi = 60 – 63$ %. На образцах стали 20Х13, закаленной с температуры 1100 °С, наблюдается частичное снижение прочностных и пластических свойств до уровня

$\sigma_s = 798$ МПа, $\sigma_{0,2} = 671$ МПа, $\delta = 12$ %, $\psi = 48$ %. Данное снижение механических характеристик может быть связано с фиксированием в процессе закалки с 1100 °С остаточного аустенита.

УДК 621.793

ИССЛЕДОВАНИЕ СПЛОШНОСТИ ПОКРЫТИЙ, ПОЛУЧЕННЫХ ЭЛЕКТРОМАГНИТНОЙ НАПЛАВКОЙ

Л. М. Акулович, А. В. Миранович, О. Н. Ворошухо

Белорусский государственный аграрный технический университет, Минск

Известно [1], что для обеспечения стабильности процесса электромагнитной наплавки (ЭМН) необходима согласованность во времени частоты и фазы следования импульсов напряжений электромагнита (ЭМ) и источника технологического тока (ИТТ). Для достижения этой согласованности требуются электромагнитные системы (ЭМС) со сложной системой управления. Альтернативой решения данной проблемы является применение постоянных магнитов (ПМ) в рабочей зоне (РЗ) устройств ЭМН, позволяющих управлять качеством формируемых покрытий.

Целью проведенных экспериментальных исследований являлось установление рациональных значений величин индукции постоянного магнитного поля (ПМП) в РЗ и плотности разрядного тока, определяющих качество формирования покрытий. для этого была разработана и изготовлена экспериментальная установка (рис. 1), позволяющая исследовать параметры внешнего магнитного поля (величину и характер распределения магнитной индукции в РЗ) варьированием различными формами и геометрическими размерами постоянных магнитов относительно обрабатываемой поверхности изделия [2].

При проведении экспериментов использовался центральный композиционный ротатбельный униформ-план (ЦКРУП) второго порядка. Исследуемым параметром принята сплошность покрытий g , от значений которой зависит средняя площадь опорной поверхности покрытия. Предварительная оценка сплошности покрытий выполнялась визуально с использованием лупы 4 – 7-кратного увеличения, точная – по фотографиям шлифов поперечного среза.

Независимыми переменными были технологические факторы – величина магнитной индукции в рабочем зазоре B_3 и плотность разрядного тока i , оказывающие основное влияние на величину электродинамических сил, действующих на частицы ферромагнитного порошка (ФМП) в РЗ.