

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ВЫСОКОУГЛЕРОДИСТОЙ ХРОМОНИКЕЛЕВОЙ СТАЛИ ЛЕДЕБУРИТНОГО ТИПА ПОСЛЕ ЗАКАЛКИ ОТ РАЗЛИЧНЫХ ТЕМПЕРАТУР

В.В. Пашинский, В.В. Горбатенко
ДонНТУ, г. Донецк, Украина

Исследовано влияние температуры нагрева под закалку и последующего отпуска на структуру и свойства высокоуглеродистой хромоникелевой стали на основе железа.

Сравнение износостойкости с механическими характеристиками сталей выявило, что общей закономерностью их изнашивания является повышение износостойкости при увеличении прочности и ее снижение с ростом пластичности. Установлено, что стали различных марок могут иметь одинаковые значения временного сопротивления разрыву, предела текучести или сопротивления срезу, но различную износостойкость [1].

Сплавы железа с высоким (> 12%) содержанием хрома являются основой для большой гаммы инструментальных и износостойких материалов. Анализ литературы свидетельствует о том, что для использования в качестве таковых широко применяют высокоуглеродистые (> 1,5%) сплавы. По структуре они относятся к материалам ледебуритного класса. Наличие эвтектической составляющей в структуре обеспечивает высокую износостойкость и твердость, но снижает пластичность сплавов и мешает их механической обработке [2].

В стали с небольшим содержанием хрома твердость во время отпуска снижается медленнее, чем в углеродистой стали, что обусловлено вторичным твердением. В сталях с повышенным содержанием хрома эффект вторичного твердения является сильнее, что позволяет использовать некоторые из них в качестве теплостойких.

Объектом данных исследований были образцы высокохромистого сплава с содержанием углерода 1,5%. Данный материал разработан для изготовления крупногабаритных деталей, поэтому он был дополнительно легирован никелем. Никель был добавлен для повышения стойкости переохлажденного аустенита, что обеспечивает высокую прокаливаемость сплава и получение структуры мартенситного типа даже после охлаждения на воздухе. Такой материал потенциально может содержать метастабильный аустенит, который в процессе эксплуатации превращается в мартенсит, что способствует повышению износостойкости.

Целью данных исследований было изучение структуры и свойств сплава, описанного выше, после закалок от различных температур и последующего отпуска с разной длительностью выдержки при 550°C.

Для анализа влияния температуры нагрева на структуру сплава его подвергли закалке от температур 850, 900, 950, 1000, 1050, 1100 и 1150°C. Структуры образцов после закалки от минимальной и максимальной температуры приведены на рисунке.

В результате закалки структура сплава состоит из карбидов эвтектического происхождения, мартенсита и остаточного аустенита. Карбидная эвтектика не образует по границам зерен сплошную сетку. После термообработки в сплаве сохраняется дендритное строение, обусловленное тем, что времени выдержки перед закалкой недостаточно для устранения химической неоднородности.

Путем сопоставительного анализа структур пришли к выводу, что с повышением температуры аустенитизации доля эвтектической составляющей уменьшается. Это может объясняться тем, что эвтектика метастабильна, и с повышением температуры происходит частичное растворение эвтектических карбидов, и все большее количество углерода и легирующих элементов переходит из них в твердый раствор. При температурах 1100 и 1150°C карбидов в структуре не наблюдали.

Измерения твердости после термической обработки показали, что при повышении температуры нагрева от 900 до 1150°C твердость сплава непрерывно снижается (если после закалки от 900°C она составляла 59 HRC, то после охлаждения от 1150°C - всего 28 HRC). Такое падение твердости связано с уменьшением количества карбидной составляющей и увеличением доли остаточного аустенита в структуре сплава.

Непрерывное значительное снижение твердости сплава с повышением температуры закалки (от HRC 58...59 при $T_z = 850...900^\circ\text{C}$ до ~HRC 28 при $T_z = 1150^\circ\text{C}$) обусловлено изменением структурного и фазового состава закаленного материала, очевидно, вследствие перераспределения компонентов между фазами в нагретом состоянии. Так, нагрев вызывал растворение карбидов, входящих в состав эвтектики, что позволило считать, что она является метастабильной. Причем при нагреве в интервале температур 850...950°C доля эвтектических карбидов в сравнении с литым состоянием снижалась в значительно меньшей сте-

пени, чем в случае нагрева до высоких температур. Нагрев же до 1100...1150°C приводил к практически полному растворению таких карбидов (см. рисунок б). По аналогии с известными высокохромистыми сталями типа Х12, можно считать, что карбидная фаза в данном сплаве представлена преимущественно специальными карбидами типа Me_7C_3 , а также, очевидно, легированным цементитом и карбидами типа $Me_{23}C_6$ [2]. Следовательно, растворение карбидной фазы должно приводить к повышению концентрации в аустените не только углерода, но и хрома. С учетом наличия в стали никеля, можно ожидать существенного повышения устойчивости переохлажденного аустенита, обогащенного углеродом, хромом и никелем, с повышением температуры нагрева.



а



б

Микроструктура сплава после закалки от температуры 850 °C (а) и 1150 °C (б): $\times 400$

Поэтому при низкотемпературном нагреве под закалку в структуре закаленной стали присутствуют в большом количестве фазы с высокой твердостью мартенсит и эвтектические карбиды, а также аустенит и темнотравящиеся участки, расположенные вокруг эвтектических карбидов и в междендритных промежутках (даже в отсутствие здесь эвтектических карбидов). Химический и фазовый состав этих специфически травящихся микрообъемов пока не выяснен, однако, можно считать, что они не являются однофазными.

Исходя из сказанного выше, снижение твердости закаленного сплава с повышением температуры нагрева под закалку обусловлено прежде всего уменьшением в структуре доли мартенсита и метастабильной эвтектики.

Для изучения влияния процессов повторного нагрева на структуру и свойства материала его после закалки подвергли отпуску при $(550 \pm 10)^\circ\text{C}$. Суммарное время выдержки составило десять часов. Каждые полчаса измеряли твердость отпускаемых образцов.

Исходя из результатов измерений твердости сплава после отпуска, можно сделать вывод о том, что по характеру изменения твердости образцов во время отпуска их можно разделить на четыре группы.

В первую группу входят образцы, закаленные от температур 850...950°C. В них твердость в течение первого часа отпуска значительно снижает-

ся (на 15-20 HRC), что связано, видимо, с распадом мартенсита и образованием троостита отпуска, а затем происходит весьма небольшое ее увеличение, в конце которого твердость выходит на значение около 40 HRC. Это, в свою очередь, зависит от распада остаточного аустенита. Чем выше температура закалки, тем в большей мере упрочняется сплав в процессе отпуска, но все же в этом интервале температур аустенитизации такое упрочнение не достигает закалочного уровня.

Вторую группу составляют образцы, закаленные от 1000°C. В них в процессе отпуска твердость изменяется незначительно.

В третью группу входят образцы, температура аустенитизации которых 1050 и 1100°C. В этих образцах в начале отпуска разупрочнение невелико (видимо, из-за небольшого количества мартенсита), а после 1,5 ч выдержки твердость значительно возрастает и к концу отпуска выходит на уровень, превышающий исходную твердость после нагрева в аустенитную область, и охлаждения. Это связано с тем, что при такой высокотемпературной закалке в аустените растворяется большое количество легирующих элементов и углерода, переходящих из карбидной эвтектики, которые в процессе последующего отпуска выделяются в виде дисперсных карбидов, тем самым, упрочняя материал.

Случай с образцами, закаленными от 1150°C, которые составляют четвертую группу, более сло-

жен. Твердость после закалки в них составила около 28 HRC. Такое значение очень мало и может быть связано с тем, что при нагреве до столь высокой температуры сплав попадает в трехфазную область, где помимо аустенита и карбидов, очевидно, может присутствовать также δ -феррит. Это предположение подтверждают тройные диаграммы Fe-C-Cr. А поскольку δ -феррит имеет твердость значительно ниже твердости аустенита, то это негативно влияет и на общую твердость сплава.

В процессе отпуска данных образцов происходит, как и в предыдущем случае, снижение твердости, а затем ее рост почти до уровня, регистрируемого после закалки (влияние распада аустенита). Но поскольку высокая температура аустенитизации и большое количество растворенных легирующих стабилизируют аустенит, то он распадается не полностью, и твердость данных образцов возрастает незначительно.

Таким образом, изменяя режимы термической обработки высокохромистых сплавов на основе железа, можно корректировать их структуру и

получать такие свойства, которые будут требовать условия эксплуатации конечного изделия.

ЛИТЕРАТУРА

1. Г.М. Сорокин. Взаимосвязь износостойкости и механических свойств стали // Вестник машиностроения. 1990, №11. с. 9-13.
2. М.И. Гольдштейн, С.В. Грачев, Г.М. Векслер. Специальные стали и сплавы. М.: «Металлургия», 1985, 408 с.

STRUCTURE AND PROPERTIES OF IRON-BASED HIGH-CARBON Cr-Ni ALLOY AFTER HARDENING AT DIFFERENT TEMPERATURES

V.V. Pashinsky, V.V. Gorbatenko
DonNTU, Donetsk, Ukraine

It has been investigated the influence of quenching temperature and following tempering on the structure and properties of iron-based high-carbon Cr-Ni alloy.