

ОСОБЕННОСТИ ВЛИЯНИЯ ПАРАМЕТРОВ НАГРЕВА НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА ВЫСОКОУГЛЕРОДИСТОЙ ХРОМОНИКЕЛЕВОЙ СТАЛИ ЛЕДЕБУРИТНОГО КЛАССА

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

В настоящее время в Украине ведется активная деятельность по разработке материалов для изготовления изделий, работающих в условиях комбинированного изнашивания, включающего термические и механические удары и абразивный износ. Примером таких изделий могут служить бандажки валков чистовых клетей арматурных станов, валки трайбаппаратов и т.п. Используемые для этой цели чугуны и твердые сплавы не удовлетворяют требованиям, поскольку первые не обладают достаточной стойкостью, а вторые дорого стоят и склонны к формированию разгарной сетки. Новый материал должен обладать хорошими эксплуатационными характеристиками и быть сравнительно недорогим. Кроме этого, важной задачей является разработка оптимальных режимов термической обработки для такого материала.

В качестве основы для данного исследования было решено использовать износостойкие стали. 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].

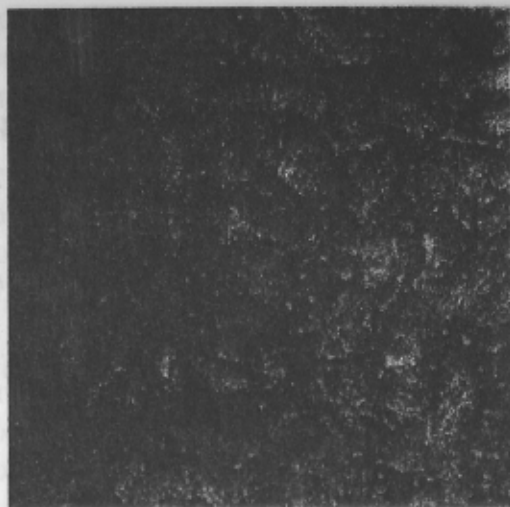
Сплавы железа с высоким (>12%) содержанием хрома являются основой для большой гаммы инструментальных и износостойких материалов. Анализ литературы свидетельствует о том, что для использования в качестве таковых широко применяют высокоуглеродистые (>1,5%) сплавы. По структуре они относятся к материалам 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. С повышением содержания хрома в стали эффект вторичного твердения выявляется сильнее, что позволяет использовать некоторые из них в качестве теплостойких [2].

Целью данных исследований было изучение структуры и свойств высокоуглеродистой хромоникелевой стали после закалок от различных температур и последующего отпуска при 550°C различной длительностью выдержки.

Объектом исследования были образцы сплава со следующим содержанием легирующих элементов: 1% С; 14% Cr; 5% Ni; 0,3% Si; 0,4% Mn. Никель был добавлен для повышения устойчивости 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 конечного изделия превращается в мартенсит, что способствует повышению износостойкости [3]. Размер образцов 15x15x15 мм.

Для анализа влияния температуры нагрева на структуру сплава его подвергли закалке от температур 850, 900, 950, 1000, 1050, 1100, 1150°C в лабораторных электропечах (время выдержки в печи составило 3 часа). В качестве закалочной среды использовали масло. Структуры образцов после такой обработки приведены на рисунке 1.



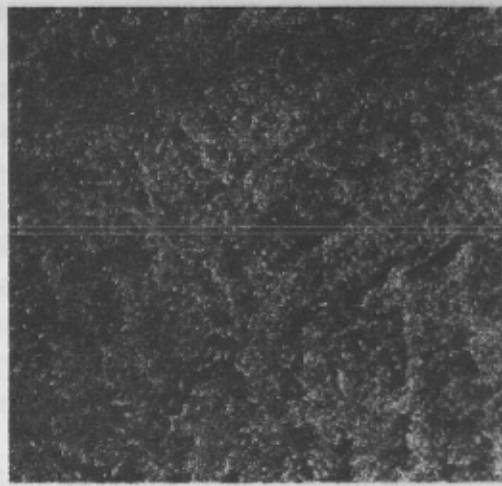
a



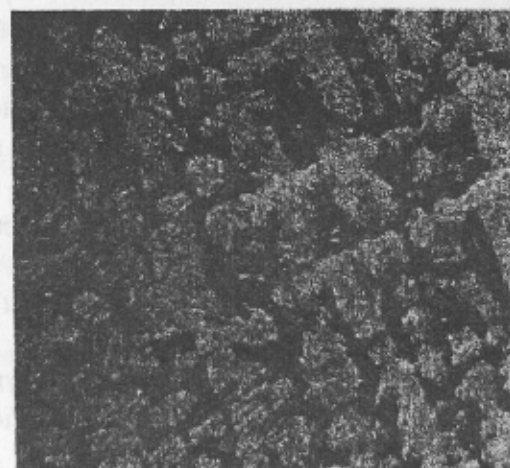
б



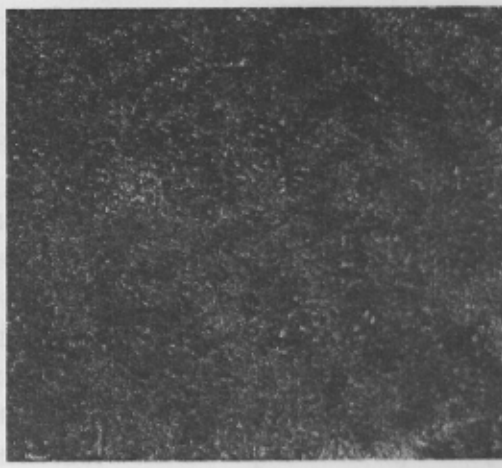
в



г



д



е

Рис. 1. Микроструктура сплава после закалки от температуры 850°C (*a*); 900°C (*б*); 950°C (*в*); 1000°C (*г*); 1050°C (*д*) и 1150°C (*е*): $\times 400$

В результате закалки структура сплава состоит из карбидов эвтектического происхождения, мартенсита и остаточного аустенита. Карбиды не образуют по границам зерен сплошную сетку. После термообработки в стали сохраняются признаки первичной дендритной структуры, что обусловлено тем, что времени выдержки перед закалкой недостаточно для устранения химической неоднородности.

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

Измерения твердости после термической обработки показали, что при повышении температуры нагрева от 900°C до 1150°C твердость закаленной стали непрерывно снижается (если после закалки от 900°C она составляла $59 \pm 0,5$ HRC, то после охлаждения от 1150°C — всего 28 ± 1 HRC). Такое падение твердости связано с уменьшением количества карбидов и увеличением доли остаточного аустенита в структуре сплава — величина тока размагничивания при измерениях с помощью коэрцитиметра типа ИКОС резко снизилась с 5 μ A (при 900°C) до 0,5 μ A (при 1150°C).

Непрерывное значительное снижение твердости сплава с повышением температуры закалки обусловлено изменением структурного и фазового состава закаленного материала, очевидно, вследствие перераспределения компонентов между фазами в нагретом состоянии. Так, нагрев вызывал растворение не только вторичных карбидов, но и карбидов, входящих в состав эвтектики, что позволило считать ее метастабильной. Причем, при нагреве в интервале температур 850–950°C доля эвтектических карбидов в сравнении с литым состоянием снижалась в значительно меньшей степени, чем в случае нагрева до высоких температур. Нагрев до 1100–1150°C приводил к резкому снижению доли таких карбидов (см. рисунок 1, е). По аналогии с известными высокохромистыми сталями типа X12, можно считать, что карбидная фаза в данном материале 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.

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.

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 ± 10 °C. Через каждые полчаса выдержки проводили измерение твердости образцов. Суммарное время выдержки при отпуске составило десять часов. График зависимости твердости сплава от температуры нагрева под закалку и длительности выдержки при отпуске приведен на рисунке 2.

Исходя из результатов измерения твердости сплава после отпуска, можно сделать вывод о том, что по характеру изменения твердости материала 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 снижается (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. Это, возможно, связано с тем, что распад мартенсита и распад аустенита произошли практически одновременно, и поэтому разупрочнение в первый час отпуска не так велико.

В третью группу входят образцы, температура аустенитизации которых составляла 1050°C и 1100°C. В этих образцах в начале отпуска разупрочнение невелико (видимо, из-за небольшого количества мартенсита), а после 1,5 часов выдержки твердость значительно возрастает и к концу суммарной выдержки при отпуске выходит на уровень, превышающий исходную твердость после нагрева в аустенитную область и быстрого охлаждения. Это связано с тем, что при такой высокотемпературной закалке в аустените растворяется большое количество легирующих элементов и углерода, переходящих из карбидов 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 сложен. Твердость после закалки в них составила 28 ± 1 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 δ -феррит. Это предположение подтверждает анализ тройной диаграммы Fe-C-Cr [4]. 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 элементов стабилизируют аустенит, он распадается неполностью, и твердость стали возрастает незначительно.

После выдержки в течение 3–4 часов, независимо от температуры нагрева под закалку, твердость сплава изменяется незначительно, причем для образцов, закаленных от 850–1100°C, она выходит на уровень $\approx 40 \pm 4$ HRC.

Исходя из полученных результатов, можно сделать следующие выводы:

1. Повышение температуры нагрева под закалку стали типа 100X14H5 от 900 до 1150°C вызывает значительное (почти в два раза) снижение ее твердости в закаленном

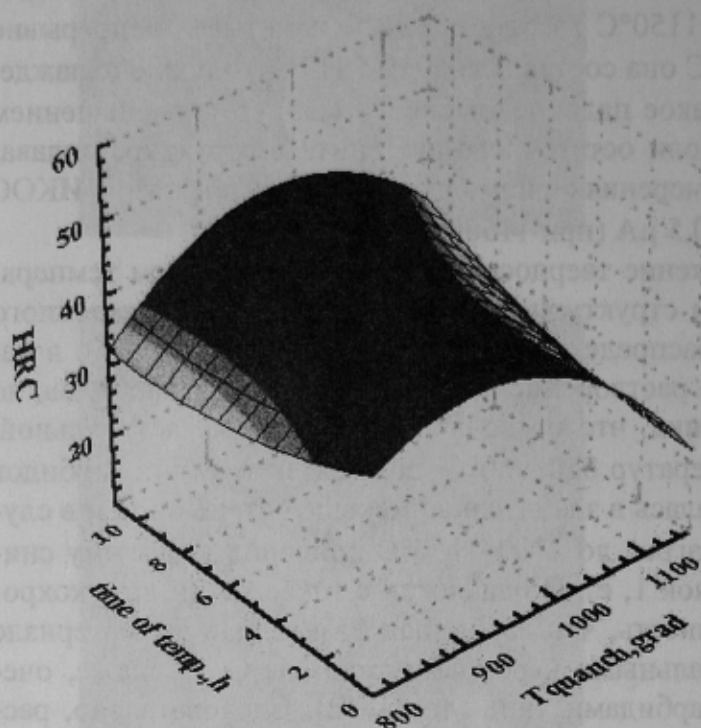


Рис. 2. График зависимости твердости (HRC) высокоуглеродистой хромоникелевой стали ледебуритного класса от температуры нагрева под закалку (T_{quench}), °C, и длительности выдержки при отпуске (Time of tempering), ч

состоянии вследствие снижения доли эвтектических карбидов и увеличения количества остаточного аустенита в ее структуре.

2. Характер изменения твердости стали в результате последующего отпуска при 550°C длительностью до 10 часов в значительной степени определяется условиями нагрева под закалку. В случае закалки от относительно невысоких температур (850–950°C) кратковременный отпуск приводит к значительному снижению твердости с последующим упрочнением стали при увеличении длительности выдержки. При более высоких температурах нагрева под закалку разупрочнение стали при кратковременных выдержках при отпуске оказывается менее заметным, а последующее повышение твердости, обусловленное дисперсионным твердением, обеспечивает упрочнение стали до уровня, превышающего таковой в закаленном состоянии.

3. После закалки от температур 950–1100°C и последующего отпуска при 550°C длительностью 3–4 ч обеспечивается получение твердости стали на уровне 40–42 HRC, которая стабильно сохраняется (с тенденцией к некоторому возрастанию) с увеличением длительности выдержки до 10 ч. Это дает основание считать возможным использование такого сплава для изготовления износостойких изделий, работающих при повышенных температурах.

Таким образом, изменяя режимы термической обработки высокохромистых сплавов на основе железа, можно корректировать их структуру и получать такие свойства, которых будут требовать условия эксплуатации конечного изделия.

Список литературы

1. Сорокин Г.М. Взаимосвязь износостойкости и механических свойств стали // Вестник машиностроения, 1990. — № 11. — С. 9–13.
2. Гольдштейн М.И., Грачев С.В., Векслер Г.М. Специальные стали и сплавы. — М.: Металлургия, 1985. — 408 с.
3. Филлипов М.А., Литвинов В.С., Немировский Ю.Р. Стали с метастабильным аустенином. — М.: Металлургия, 1988. — 257 с.
4. Гудремон Э. Специальные стали. Т.1 и 2. Пер. с нем. — М.: Металлургиздат, 1960.

© Пашинский В.В., Горбатенко В.П., Горбатенко В.В., 2004

АЛИМОВ В.И., БАЙКОВ Е.В. (ДОННТУ)

ВЛИЯНИЕ АСИММЕТРИЧНОЙ ХОЛОДНОЙ ПРОКАТКИ НА СКЛОННОСТЬ К КОРРОЗИОННОМУ РАЗРУШЕНИЮ ОЦИНКОВАННОЙ ЛИСТОВОЙ СТАЛИ

Асимметричная холодная прокатка оцинкованной листовой стали со степенями деформации до 20% вызывает немонотонное изменение коррозионной стойкости покрытия в процессе коррозии с водородной деполяризацией; изменение зависимости при степенях деформации 13–15% вызвано конкурирующим воздействием деформирования на микронеровности поверхности и однородность энергетического состояния приповерхностных слоев.

Благодаря своим свойствам, низким затратам энергии на производство и возможности многократной полной рециркуляции сталь остается лидирующим конструкционным материалом в современном мире. Однако 10–20% годового объема производства стали идут на восстановление потерь от коррозии [1]. Суммарный ущерб из-за коррозионного разрушения достигает в промышленно развитых странах 4–5% национального дохода [2]. Из-за дальнейшего повышения загрязненности атмосферы (и, как следствие, ее агрессивности) потери от коррозии будут расти.