

тирующих «обод» (таблица 2), обусловлена, главным образом, большей величиной межпластиночного расстояния перлита ($\sim 0,3$ мкм против $\sim 0,1$ мкм).

Фрактографическими исследованиями установлено, что характер разрушения образцов сталей №1, 2, 3 хрупкий, рельеф изломов включает мелкие хрупкие фасетки с ручьистым узором, на поверхности которых располагаются частицы карбида ванадия VC, в виде скоплений вдоль периферии хрупких фасеток (границ зерна аустенита).

Таким образом, не растворившиеся при высокотемпературном нагреве под закалку частицы VC благоприятно влияют на размер зерна, препятствуя его аномальному росту. Однако, выявлено отрицательное влияние крупноразмерных частиц хрупкой фазы VC, которая инициирует хрупкое разрушение как в состоянии, имитирующем структуру обода, так и в состоянии, имитирующем структуру диска, и приводит к снижению ударной вязкости.

Выводы

1. Исследована структура и свойства лабораторных высокоуглеродистых ванадиевых сталей как основа железнодорожных колес с твердостью обода HB 360-390.
2. Установлен верхний предел содержания углерода (не более 1 %) и ванадия (не более 0,6 %) в составе стали для колес с твердостью HB 360-390.
3. В стали, имеющей базовый состав: $\sim 1\%C$; $\sim 0,4\%V$ и $1,1\%Mn$ (сталь №1), в структурном состоянии дисперсионно-упрочненного перлита получена твердость HB ~ 430 . Отпуск при $600^{\circ}C$ снижает твердость до HB 415, обеспечивая механические свойства: $KCU^{+20} = 12-14$ Дж/см², $\sigma_B = 1450$ Н/мм²; $\delta = 12,6\%$; $\psi = 31,7\%$.

Список литературы

1. Счастливец В.М., Мирзаев Д.А., Яковлева И.Л., Окишев К.Ю., Табатчикова Т.И., Хлебникова Ю.В. Перлит в углеродистых сталях. Екатеринбург: УрО РАН, 2006, 311 с.
2. Попова Л.Е., Попов А.А. Диаграммы превращения аустенита в сталях и бета-раствора в сплавах титана. Справочник термиста. 3-е изд. перераб. и доп. М.: Металлургия, 1991, 503 с.

ВЛИЯНИЕ ИСХОДНОЙ ТЕМПЕРАТУРЫ МЕТАЛЛА ПЕРЕД ПЛАЗМЕННОЙ ОБРАБОТКОЙ НА ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ ВЫСОКОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ

Исакаев Э. Х., Ильичев М. В., Тютяев А. С., Юсупов Д. И., Филиппов Г. А.*

ОИВТ РАН,

**ФГУП ЦНИИчермет им. И.П. Бардина, Москва, Россия,*

iqs12@yandex.ru

Одной из основных задач при воздействии низкотемпературной плазмы на поверхность является получение стабильных структур и свойств обрабатываемого материала. Известно, что степень упрочнения зависит не только от химического состава исходных материалов, но и характера микроструктуры, размера и взаимного расположением структурных составляющих, строения и протяженности переходных областей и т.д. На формирование свойств упрочненного слоя существенное влияние оказывает исходная температура металла, которая может являться параметром режима рассматриваемого технологического процесса и является важным фактором, изменяющим кинетику образования аустенита со смещением критических точек этого превращения. В результате нагрева в процессе плазменной обработки формируется структура, особенности которой обусловлены степенью завершенности процесса аустенизации, опреде-

ляемой скоростью и температурой нагрева, временем воздействия, исходной структурой. При достаточно высокой температуре нагрева или при относительно большом времени воздействия возможно формирование однородного аустенита. Уменьшение же названных факторов приводит к большой неоднородности аустенита в стали, особенно по углероду. Таким образом, влияние исходной температуры подложки сложно и его проявление может быть сопоставимо с мощностью плазменной струи, химическим составом и толщиной упрочняемого материала. Поэтому основной задачей настоящей работы являлось изучение влияния исходной температуры металла во взаимосвязи с параметрами термического цикла (скорости нагрева и охлаждения, температура нагрева) на структурные превращения в стали и исследование их влияния на механические свойства (твердость, прочность и др.).

Для плазменной обработки использовалось устройство [1], состоящее из плазматрона с расширяющимся каналом выходного электрода [2,3], анододержателя и преобразователя потока. В качестве плазмообразующего газа использовался азот. Образцы для обработки изготавливались из стали типа 60Г, химический состав которой приведен в табл. 1.

Таблица 1. Химический состав образцов

| C | Si | Mn | P | S | Cr | Ni | Cu | Al | Ti | V |
|------|------|------|-------|-------|-------|-------|------|-------|-------|-------|
| 0,66 | 0,35 | 0,73 | 0,018 | 0,009 | 0,045 | 0,048 | 0,01 | 0,006 | 0,012 | 0,072 |

Температура образцов перед плазменной обработкой составляла $-10, 0, 20, 55, 110$ и 160°C .

Были выбраны следующие параметры плазменной поверхностной обработки (мощность нагрева $N = 44$ кВт, скорость обработки $V = 240$ мм/мин, расход газа $F = 1,8$ г/с), при котором в упрочненном слое образца при температуре 20°C формируются типичные для плазменной обработки структуры.

Исследование микроструктуры проводили методом оптической микроскопии на поперечных шлифах в области максимальной глубины упрочненного слоя, в которой также проводили замер микротвердости [4].

Фрактографические исследования проводили на растровом сканирующем микроскопе JEOL JSM-6610 LV, оснащенный системой энергодисперсионного микроанализа JNCA Energy Feature XT при увеличениях до 1000 крат.

Установлено, что с повышением температуры меняется общая глубина зоны термического влияния, так для образца с начальной температурой металла основы -10°C глубина слоя составляет 1,65 мм, а при нагреве на 160°C – 2,47 мм (рис. 1).

Глубина мартенситного слоя с повышением исходной температуры металла основы снижается с 1,2 мм для -10°C до 0,19 мм для 160°C . Однако следует учесть, что смена структур по мере продвижения вглубь образца происходит крайне неравномерно: взаимное проникновение трооститной и троостомартенситной областей имеет форму чередующихся «языков», расположенных параллельно друг другу под углом к поверхности.

При температуре металла основы $0-55^{\circ}\text{C}$ на поверхности виден слой нитридов. Его глубина составляет 3-5 мкм, слой фрагментарный. При температуре $+20^{\circ}\text{C}$ данный слой наиболее равномерный, плотно прилегающий и присутствует практически по всей поверхности упрочненной зоны. Очевидно, на равномерность слоя влияет и геометрия поверхности, поскольку в углублениях поверхности толщина слоя выше. При исходной температуре металла 110 и 160°C нитридный слой полностью отсутствует. На всех исследованных образцах нитридный слой обнаружен только в тех местах, где под ним расположен слой азотистого аустенита.

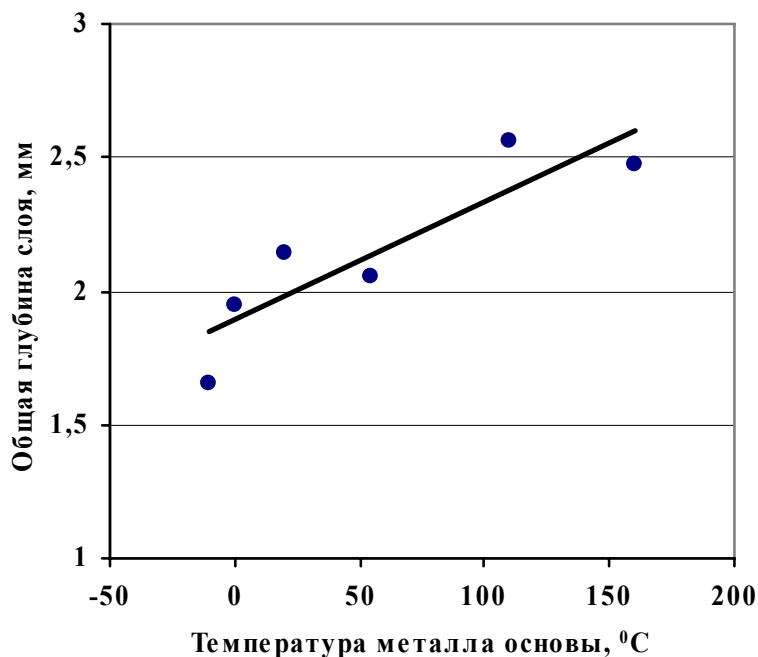


Рис. 1. Зависимость глубины упрочненного слоя от исходной температуры металла основы перед плазменным поверхностным упрочнением

разца 0°C и 160°C. При температуре 110°C слой фермообразного мартенсита отсутствует.

Для испытаний на статический изгиб металла упрочненной зоны изготавливались образцы с надрезом в направлении перпендикулярном упрочненному слою.

При начальной температуре -10°C один образец разрушился при 1657 Н/мм^2 , другой при 1472 Н/мм^2 при этом первый разрушился хрупко, предел общей текучести второго составил 1134 Н/мм^2 и стрела практического прогиба $f_{\text{пл}} = 0,8\text{ мм}$. У образцов с начальной температурой 0°C повышается как предел прочности, так и предел текучести до 1900 Н/мм^2 . При 20°C наблюдаются минимальные значения предела прочности σ_{p} , общей текучести $\sigma_{\text{от}}$ и пластичности $f_{\text{пл}}$, при минимальном размере зерна [4]. Максимум значений σ_{p} и $\sigma_{\text{от}}$ выявлен при исходной температуре 110°C несмотря на большой размер зерна. Можно полагать, что наблюдаемая закономерность связана не столько с размером зерна, сколько с особенностями структуры стали по глубине упрочненного слоя.

В изломах образцов после испытаний на изгиб микрорельеф поверхности разрушения меняется в зависимости от их исходной температуры. При температурах до 55°C непосредственно под упрочненной поверхностью присутствует слой с межзерненным характером разрушения глубиной примерно $5\text{--}15\text{ мкм}$ с повышенным (до 8%) содержанием азота и кислорода. После предварительного нагрева до 110°C этот слой становится фрагментарным, а при 160°C отсутствует. Далее идет область межзеренного разрушения. Максимальный размер зерен порядка 40 мкм отмечен для температуры образцов 110°C . По мере удаления от поверхности упрочнения размер зерна становится мельче. При 160°C на поверхности граней межзеренного разрушения возникают ямки отрыва, свидетельствующие о наличии выделений по границам зерен. Глубже расположены переходная область со смешанным характером разрушения и область хрупкого разрушения, соответствующая исходной структуре стали.

Слой азотистого аустенита имеет глубину $8\text{--}15\text{ мкм}$. На образце с исходной температурой металла 20°C присутствует по всей упрочненной поверхности, является фрагментарным для температур $0, 55, 160^{\circ}\text{C}$ и вообще отсутствует при температуре 110°C .

Расположенная глубже зона фермообразного мартенсита фрагментарна, также как и нитридный слой присутствует исключительно по месту обнаружения азотистого мартенсита. Максимальная глубина его составляет $20\text{--}25\text{ мкм}$ при температурах об-

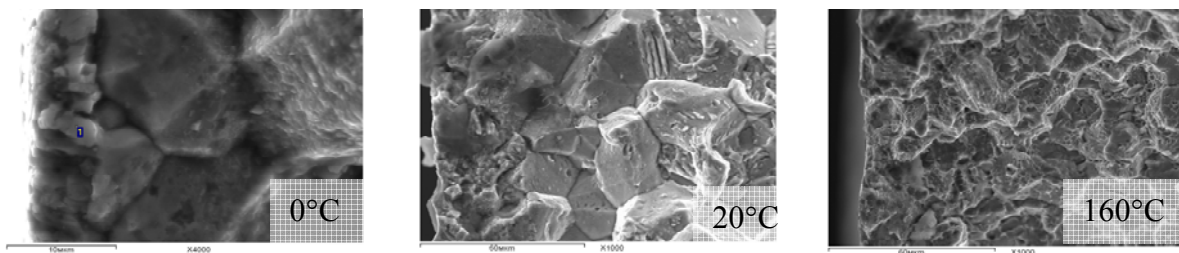


Рис. 2. Микрорельеф поверхности разрушения плазменно-упрочненных образцов после испытаний на статический изгиб при различных исходных температурах.

Минимальная глубина зоны межзеренного разрушения 350 мкм отмечена для температуры 110°C (табл.2), именно при этой температуре достигают максимума параметры сопротивления разрушению.

Таблица 2. Изменение характера разрушения в зависимости от температуры образцов

| | Исходная температура образцов, °С | | | | |
|-----------------------------|-----------------------------------|-----|------|-----|-----|
| | 0 | 20 | 55 | 110 | 160 |
| Межзеренное разрушение, мкм | 500 | 440 | 440 | 350 | 515 |
| Хрупкое разрушение, мм | 1,6 | 1,7 | 1,83 | 2,1 | 2,4 |

Выводы

1. При одинаковых параметрах плазменной обработки с повышением исходной температуры стали глубина упрочненного слоя увеличивается, а глубина мартенситного слоя уменьшается.

2. При начальной температуре выше 110°C в упрочненном слое происходит выделение вторичной фазы по границам зерен.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (Грант № 09-08-00239).

Список литературы

1. Патент № 2069131 1996 г. Бюл.№32.
2. Григорьянц Р.Р., Исакаев Э.Х., Спектор Н.О., Тюфтяев А.С. Влияние угла раскрытия выходного электрода на характеристики плазмотрона. // Теплофизика высоких температур, 1996, т. 32, №4, с. 627-637.
3. Э.Х. Исакаев, О.А. Синкевич, А.С. Тюфтяев, В.Ф. Чиннов Исследование генератора низкотемпературной плазмы с расширяющимся каналом выходного электрода и некоторые его применения. //Теплофизика высоких температур, том 48, № 1, Январь-Февраль 2010, С. 105-134
4. Ильичев М.В., Ливанова О.В., Тюфтяев А.С., Юсупов Д.И., Филиппов Г.А. Плазменная обработка стали с различной исходной температурой. В сб. «Ресурсосберегающие технологии ремонта, восстановления и упрочнения деталей машин, механизмов, оборудования, инструмента и технологической оснастки от нано- до макроуровня», Материалы 12-й международной научно-практической конференции, Санкт-Петербург, 13-16 апреля 2010 г., часть 2, С.158-161