

# ВЛИЯНИЕ МИКРОЛЕГИРОВАНИЯ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА, СТРУКТУРУ И ОСОБЕННОСТИ РАЗРУШЕНИЯ ВЫСОКОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ

Гетманова М. Е., \*Гриншпон А. С., Изотов В. И., Комков Н. А., Филиппов Г. А.

ФГУП «ЦНИИчермет им. И.П. Бардина», г. Москва, Россия

\*ОАО «ВМЗ»

[iqs12@yandex.ru](mailto:iqs12@yandex.ru)

В настоящее время разрабатываются новые стали и технологии их обработки для производства перспективных железнодорожных колес с повышенной до 27–30 тс нагрузкой на ось. Такие стали должны обладать повышенными механическими эксплуатационными свойствами: твердость HB 360–390; ударная вязкость для обода колеса  $KCU^{+20}$  не менее 16 Дж/см<sup>2</sup>, ударная вязкость для диска колеса  $KCU^{+20}$  не менее 18 Дж/см<sup>2</sup>; относительное удлинение  $\delta = 8\%$ , относительное сужение  $\psi = 14\%$  (для обода и диска колеса). Для колес с повышенной нагрузкой на ось предложены новые марки сталей, в состав которых введены микролегирующие элементы, такие как Cr, V, Nb, а также новые технологические режимы выплавки, горячей деформационной обработки и термической обработки. В результате поисковых исследований был выбран путь формирования структурной основы для новых сталей – дополнительное упрочнение перлитной основы посредством дисперсионного (или твердорастворного) твердения.

В настоящей работе исследовали структуру и свойства лабораторных высокоуглеродистых ванадиевых сталей как основу для установления состава стали и разработки технологии производства железнодорожных колес с твердостью обода HB 360-390. Химический состав исследованных сталей приведен в таблице 1.

Таблица 1. Химический состав исследованных сталей

| № стали | Массовая доля элементов, % |      |      |       |       |       |       |       |        |       |      |        |
|---------|----------------------------|------|------|-------|-------|-------|-------|-------|--------|-------|------|--------|
|         | C                          | Si   | Mn   | P     | S     | Cr    | Ni    | Cu    | Al     | Ti    | V    | Nb     |
| 1       | 1,02                       | 0,43 | 1,14 | 0,005 | 0,008 | 0,025 | 0,039 | 0,014 | <0,005 | 0,008 | 0,40 | 0,055  |
| 2       | 0,84                       | 0,43 | 1,15 | 0,004 | 0,008 | 0,023 | 0,015 | 0,013 | <0,005 | 0,005 | 0,64 | 0,065  |
| 3       | 0,735                      | 0,42 | 0,87 | 0,005 | 0,008 | 0,025 | 0,020 | 0,014 | <0,005 | 0,003 | 0,78 | <0,010 |

Стали были выплавлены в лабораторной индукционной вакуумной печи и разлиты на слитки по 5 кг. Слитки прокованы при 1200<sup>0</sup>С на прутки размером 12x12 мм, из которых изготавливали образцы для комплексного исследования.

Известно [1], что в простой углеродистой стали свободный феррит исчезает из структуры при содержании углерода ~0,8 вес. %. Поэтому высокое содержание углерода (~1 вес. %) в стали №1 выбрано с целью исключения из структуры ванадиевой стали свободного феррита, снижающего твердость. В ванадиевой стали с содержанием V~0,3-0,5 вес.% заметная доля углерода связывается в карбид VC, поэтому для получения структуры с 100% перлита необходимо увеличить содержание углерода сверх 0,8%. В сталях №2 и №3 содержание ванадия доведено, соответственно, до 0,64 и 0,78%. Ранее было установлено, что твердость высокоуглеродистой стали, микролегированной ванадием возрастет с увеличением содержания ванадия и достигает максимума при V~0,5 вес. %.

Для установления оптимальных режимов термической обработки для опытных ванадиевых сталей №1, 2, 3 были опробованы следующие варианты термической обработки образцов, имитирующие условия «прерывистой закалки» [2]. Для имитации закалки обода: нагрев 1000<sup>0</sup>С, 2 ч., перенос образцов в щелочную ванну с температурой

570<sup>0</sup>С, выдержка в ванне 10 мин., далее охлаждение на воздухе. Для имитации термообработки диска: нагрев 1000<sup>0</sup>С, 2 ч., перенос образцов в печь с температурой 500<sup>0</sup>С, выдержка 2 ч., далее охлаждение на воздухе.

Установлено, что термообработка, имитирующая закалку обода, приводит к твердости НВ 400-430, что несколько выше требуемого значения. Режим, имитирующий термообработку диска, приводит к твердости НВ 340-375. Для снижения твердости до требуемого уровня (НВ 360-390) образцы были отпущены при 600<sup>0</sup>С, 2 ч.

Для оценки ударной вязкости опытных ванадиевых сталей образцы КСУ сечением 10x10 мм были термически обработаны по оптимальным режимам (с отпуском 600<sup>0</sup>С, 2 ч.) и испытаны при +20<sup>0</sup>С. Для оценки прочностных и пластических свойств опытных сталей были изготовлены образцы на растяжение Ø 5 мм и длиной 50 мм и после термической обработки испытаны со скоростью растяжения 0,2 см/мин. Результаты приведены в табл. 2.

**Таблица 2.** Механические свойства и твердость после различных режимов термической обработки опытных ванадиевых сталей в состояниях, имитирующих обод и диск

| № ста-<br>ли | Термическая обработка   | HRC/НВ   | КСУ <sup>+20</sup> ,<br>Дж/см <sup>2</sup> | σ <sub>в</sub>    | σ <sub>0,2г</sub> | δ    | ψ    |
|--------------|---|----------|--|-------------------|-------------------|------|------|
|              |   |          |  | Н/мм <sup>2</sup> |                   | %    |      |
| 1            | 1000 <sup>0</sup> С, 2 ч. ванна 570 <sup>0</sup> С, 10 мин.<br>воздух + отпуск 600 <sup>0</sup> С, 2 ч.<br>(«обод») | 43,5/415 | 12; 14                                     | 1449              | 1082              | 12,6 | 31,7 |
|              | 1000 <sup>0</sup> С, 2 ч. печь 500 <sup>0</sup> С, 2 ч. воз-<br>дух + отпуск 600 <sup>0</sup> С, 2 ч.<br>(«диск»)   | 36/332   | 12; 15                                     | 1159              | 701               | 11   | 17   |
| 2            | 1000 <sup>0</sup> С, 2 ч. ванна 570 <sup>0</sup> С, 10 мин.<br>воздух + отпуск 600 <sup>0</sup> С, 2 ч.<br>(«обод») | 41/387   | 12; 14                                     | 1383              | 1065              | 15,2 | 40,1 |
|              | 1000 <sup>0</sup> С, 2 ч. печь 500 <sup>0</sup> С, 2 ч. воз-<br>дух + отпуск 600 <sup>0</sup> С, 2 ч.<br>(«диск»)   | 31/293   | 12; 13                                     | 1086              | 638               | 14   | 28   |
| 3            | 1000 <sup>0</sup> С, 2 ч. ванна 570 <sup>0</sup> С, 10 мин.<br>воздух + отпуск 600 <sup>0</sup> С, 2 ч.<br>(«обод») | 42/390   | 8; 12                                      | 1304              | 1045              | 16,9 | 46,7 |
|              | 1000 <sup>0</sup> С, 2 ч. печь 500 <sup>0</sup> С, 2 ч. воз-<br>дух + отпуск 600 <sup>0</sup> С, 2 ч.<br>(«диск»)   | 30/286   | 13; 14                                     | 990               | 660               | 19   | 47   |

У образцов всех трех сталей, имитирующих обод и диск, получены величины КСУ<sup>+20</sup> на уровне 12-15 Дж/см<sup>2</sup>. Предел прочности образцов, имитирующих обод, изготовленных из стали 1, превысил 1400 Н/мм<sup>2</sup>, при удовлетворительных значениях пластичности (δ ≈ 12,6%, ψ ≈ 31,7%). Пониженные прочностные свойства σ<sub>в</sub> ≈ 1300 Н/мм<sup>2</sup> показали образцы из сталей 2 и 3, имитирующие обод, при высоких значениях δ >15% и ψ >40%. В целом механические свойства опытных сталей 1, 2, 3, полученные на образцах, имитирующих состояние металла обода и диска колес, удовлетворяли заданным параметрам по прочности и пластичности, и не удовлетворяли по вязкости (величина КСУ<sup>+20</sup>).

Металлографически установлено, что в стали №1 с высоким содержанием углерода (~1%) после термообработки создается чисто перлитная структура.

В высокованадиевых сталях №2 и №3 часть углерода уходит в карбид VC. Поэтому превращение аустенита с пониженной концентрацией углерода приводит к появлению в структуре заметного количества свободного феррита. Изучение тонкой структуры показало, что более низкая твердость образцов, изготовленных из стали №2 и термически обработанных по режиму «диск», по сравнению с твердостью образцов, ими-

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  $\sim 430$ . Отпуск при  $600^{\circ}C$  снижает твердость до HB 415, обеспечивая механические свойства:  $KCU^{+20} = 12-14$  Дж/см<sup>2</sup>,  $\sigma_B = 1450$  Н/мм<sup>2</sup>;  $\delta = 12,6\%$ ;  $\psi = 31,7\%$ .

### **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](mailto: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-