

Ф. К. ТКАЧЕНКО, С. О. КУЗЬМИН, В. Г. ЕФРЕМЕНКО, В. Г. КАЗАНКОВ (Приазовский государственный технический университет, Мариуполь)

КИНЕТИКА ПРЕВРАЩЕНИЯ АУСТЕНИТА В РЕЛЬСОВЫХ СТАЛЯХ МАРОК М74 И 75ХГСМ ПРИ НЕПРЕРЫВНОМ ОХЛАЖДЕНИИ

Описано особливості формування мікроструктури в рейкових сталях марок М74 і 75ХГСМ при безперервному охолодженні з аустенітного інтервалу, наведено температурні границі областей фазових перетворень у цих сталях.

Описаны особенности формирования микроструктуры в рельсовых сталях марок М74 и 75ХГСМ при непрерывном охлаждении из аустенитного интервала, приведены температурные границы областей фазовых превращений в этих сталях.

The particularities of the shaping of microstructure of rail steels of marks М74 and 75ХГСМ under continuous cooling with different velocities from austenite interval of temperature are described; the temperature borders of the areas of phase transformations are presented.

Железнодорожные магистральные рельсы являются ответственным видом металлоизделий и обязательно подвергаются упрочняющей термической обработке с охлаждением из аустенитного интервала температур. Повышение качества железнодорожных рельсов связывают с применением сталей нового поколения, отличающихся от известных сталей, внесенных в ГОСТ 24182 и ДСТУ 4344:2004, более высоким уровнем легирования [1 – 3]. Среди них отдельный класс составляют Cr-Mn-Si стали с содержанием углерода, близким к эвтектоидному, микролегированные ванадием, титаном, молибденом [4, 5]. Эти стали призваны обеспечить повышение комплекса механических свойства рельсов на основе традиционной для рельсов микроструктуры – троосто-сорбита закалки. Получение данного типа микроструктуры в рельсах из легированных сталей предполагает адекватный выбор скорости охлаждения из аустенитной области, для чего необходимо знать характер структурных превращений в стали при термической обработке. Несмотря на отдельные исследования [6], кинетика распада переохлажденного аустенита в подобных сталях остается недостаточно изученной.

Целью работы являлось изучение особенностей структурообразования в опытной рельсовой стали марки 75ХГСМ (0,77 % С, 0,98 % Мп, 0,46 % Si, 0,38 % Cr, 0,064 % Мо). Для сравнения исследовали известную сталь марки М74 (0,75 % С, 0,94 % Мп, 0,28 % Si) по ДСТУ 4344:2004. Превращения переохлажденного аустенита в сталях исследовали термическим методом с построением термокинетических диаграмм (ТКД). Температура аустенизации образцов составляла 970 °С. При построении

ТКД стали марки М74 использовали скорости охлаждения (средние в интервале 800...600 °С) от 6,5 до 33,3 °С/с.

Как следует из рис. 1, сталь марки М74 относится к сталям с перлитным типом прокаливаемости; на её ТКД отмечается наличие лишь перлитной и мартенситной областей превращения. При скоростях охлаждения ($V_{\text{охл}}$) от 6,5 до 14,3 °С/с в интервале 475...620 °С формируется структура, состоящая из эвтектоида разной степени дисперсности (рис. 2, а). При $V_{\text{охл}} = 16,1$ °С/с превращение аустенита начинается при 525 °С образованием троостита, после чего оно приостанавливается и продолжается лишь после достижения мартенситной точки (260 °С); в результате формируется троосто-мартенситная структура, показанная на рис. 2, б.

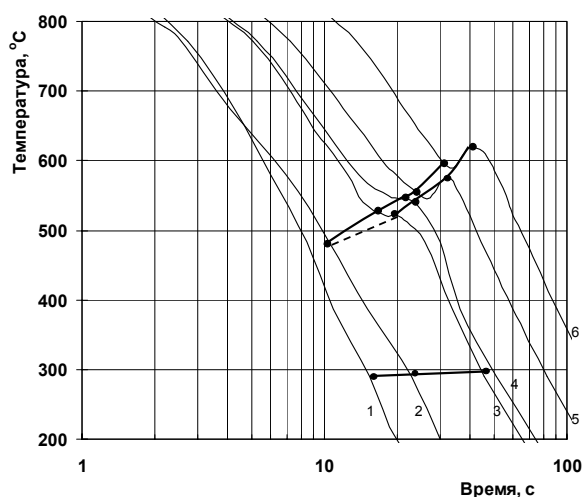


Рис. 1. ТКД распада аустенита в стали М74 ($V_{\text{охл}}$, °С/с: 1 – 33,3; 2 – 28,6; 3 – 16,1; 4 – 14,3; 5 – 11,4; 6 – 6,5)

При $V_{\text{охл}} = 28,6 \text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$ область образования троостита смещается к $470...480 \text{ }^{\circ}\text{C}$, при этом основная масса аустенита переохлаждается до мартенситного интервала (см. рис. 2, в). После охлаждения со скоростью $33,3 \text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$ структура представляет собой мартенсит (см. рис. 2, г). Таким образом, скорость охлаждения, лежащая между $28,6$ и $33,3 \text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$, является критической для стали марки М74 при закалке на мартенсит.

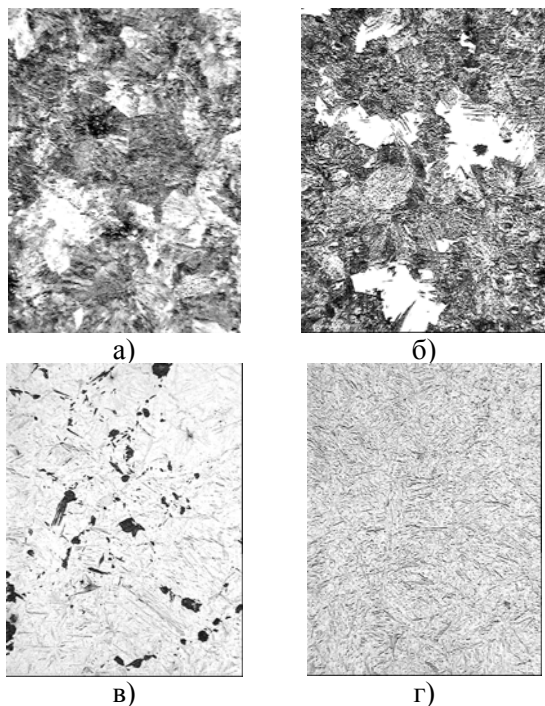


Рис. 2. Микроструктура стали марки М74 после охлаждения со скоростью, $\times 500$:
а – $11,4 \text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$; б – $16,1 \text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$;
в – $28,6 \text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$; г – $33,3 \text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$

При построении ТКД для стали марки 75ХГСМ были использованы такие скорости охлаждения, в $^{\circ}\text{C}/\text{с}$: 1 – $80,0$; 2 – $13,2$; 3 – $9,52$; 4 – $4,55$; 5 – $4,20$; 6 – $3,89$; 7 – $3,57$; 8 – $0,85$; 9 – $0,63$; 10 – $0,20$; 11 – $0,14$; 12 – $0,03$. По полученным кривым охлаждения была построена диаграмма, представленная на рис. 3. Из этой диаграммы следует, что при скорости охлаждения $80 \text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$ превращение аустенита в стали марки 75ХГСМ протекает ниже $254 \text{ }^{\circ}\text{C}$ с формированием мартенсита (твёрдостью $825...836 \text{ HV}$) (рис. 4, а). При $V_{\text{охл}} = 13,2 \text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$ превращение начинается при $370...375 \text{ }^{\circ}\text{C}$ появлением $2...3 \%$ верхнего бейнита, а завершается при температурах ниже $255 \text{ }^{\circ}\text{C}$ образованием мартенсита ($804...825 \text{ HV}$) (см. рис. 4, б). Дальнейшее снижение $V_{\text{охл}}$ до $3,57 \text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$ сопровождается повышением температуры начала бейнитного превращения до $450...385 \text{ }^{\circ}\text{C}$, M_n при этом снижается до $230 \text{ }^{\circ}\text{C}$. Параллельно возрастает количество бейнита; его микротвёрдость варьируется в пределах $404...596 \text{ HV}$ (см. рис. 4, в).

При $V_{\text{охл}} = 0,85 \text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$ распад аустенита начинается в перлитной области при $585 \text{ }^{\circ}\text{C}$, а заканчивается в бейнитном интервале – при $385 \text{ }^{\circ}\text{C}$.

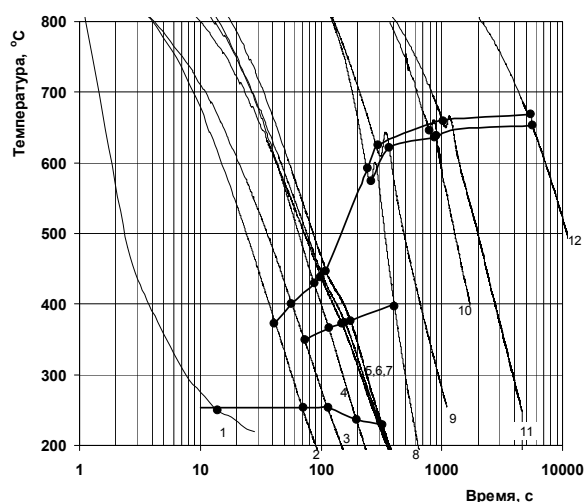


Рис. 3. Термокинетическая диаграмма распада аустенита в стали марки 75ХГСМ

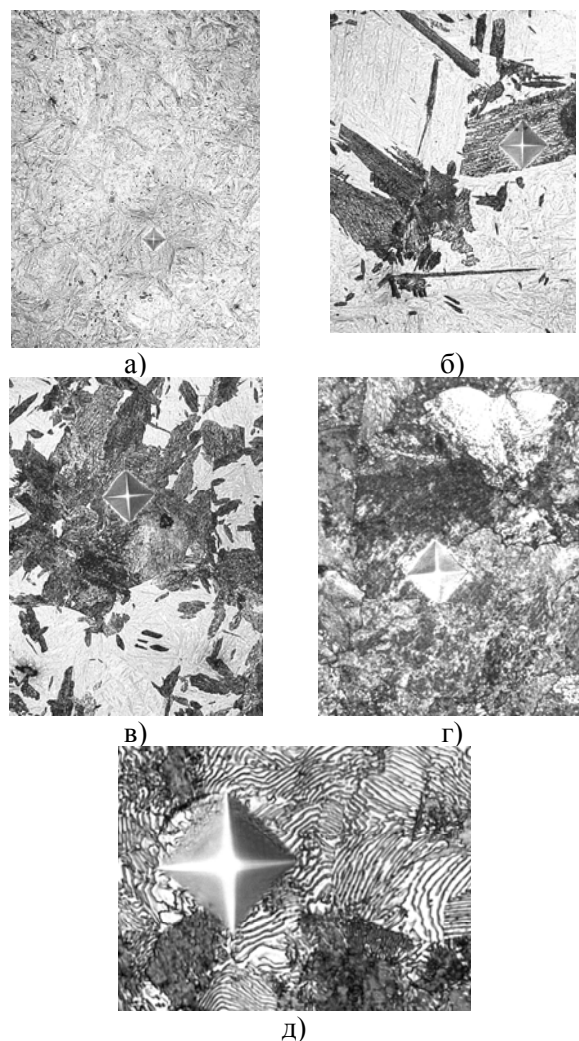


Рис. 4. Микроструктура стали марки 75ХГСМ после охлаждения со скоростью, $\times 500$:
а – $80,0 \text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$; б – $9,52 \text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$; в – $4,44 \text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$;
г – $0,20 \text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$; д – $0,03 \text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$

Снижение скорости охлаждения до $0,63\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$ и менее повышает температуру перлитного превращения в стали марки 75ХГСМ до $620\ldots 670\text{ }^{\circ}\text{C}$. В этом случае формируется эвтектоидная структура различной дисперсности (см. рис. 4, г). Так, при $V_{\text{охл}} = 0,63\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$ образуется дисперсная троосто-сорбитная структура с твердостью $370\ldots 391\text{ HV}$, а при $V_{\text{охл}} = 0,14\ldots 0,20\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$ – более грубая сорбито-перлитная структура с твердостью $326\ldots 364\text{ HV}$. Количество крупнопластинчатого перлита достигает максимума при охлаждении со скоростью $0,03\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$; твердость при этом снижается до $304\ldots 321\text{ HV}$ (см. рис. 4, д). Данные об изменении твердости микроструктурных составляющих, образующихся в стали марки 75ХГСМ в результате распада аустенита, сведены на рис. 5, из которого видно, что твердость мартенсита, бейнита и эвтектоида монотонно снижается по мере снижения скорости охлаждения.

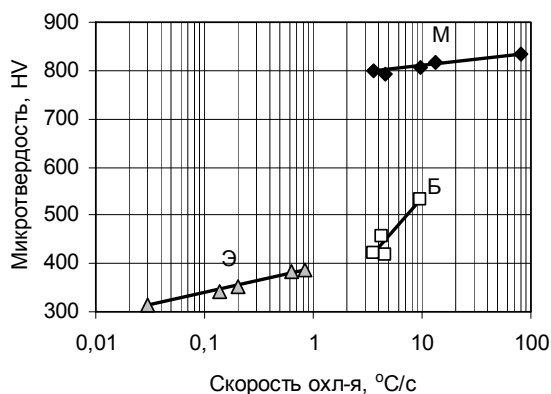


Рис. 5. Твердость микроструктурных составляющих в стали марки 75ХГСМ в зависимости от скорости охлаждения: М, Б, Э – мартенсит, бейнит, эвтектоид, соответственно

Анализ ТКД и результатов микроструктурного анализа показывает, что сталь марки 75ХГСМ относится к сталям с бейнитным типом прокаливаемости. Скорость охлаждения, равную $13,2\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$, можно считать критической для данной стали при закалке на мартенситную структуру, поскольку при этой скорости количество немартенситной составляющей в структуре не превышает 5 %.

Сопоставление полученных данных показывает наличие существенных различий в кинетике и механизме структурообразования в исследованных рельсовых сталях. Легирование стали марки 75ХГСМ комплексом Cr-Mn-Si-Mo, с одной стороны, существенно увеличило прокаливаемость относительно стали марки М74, о чем свидетельствует более чем двукрат-

ное снижение критической скорости закалки на мартенсит. С другой стороны, оно обеспечило резкое повышение устойчивости аустенита в перлитном интервале превращения. В результате произошло обособление бейнитного интервала в пределах «С»-образной диаграммы распада переохлажденного аустенита. Таким образом, в данной стали возможно формирование бейнитной структуры при непрерывном охлаждении из аустенитной области. Необходимо отметить, что образующийся при этом бейнит и по морфологическим признакам, и по температурному интервалу превращения относится к верхнему бейниту. Он имеет характерное «перистое» строение с резкой дифференциацией фазовых составляющих (см. рис. 4, в). Присутствие в стали такой структурной составляющей является нежелательным ввиду ее охрупчивающего влияния.

Особенности кинетики распада аустенита в стали марки 75ХГСМ заставляют с особой ответственностью подходить к выбору технологии и режима термической обработки рельсов из этой стали. На рис. 6 представлена ТКД распада аустенита в стали марки 75ХГС, на которую нанесены кривые охлаждения слоев головки рельса Р65 на глубине $2\ldots 3$ и $5\ldots 6$ мм. Данные кривые (получены УкрНИИМет) соответствуют промышленному режиму закалки рельсов из стали марки М74 водо-воздушной смесью с нагревом головки ТВЧ. Как следует из рис. 6, формирование структуры в разных слоях головки по принятому режиму будет начинаться в бейнитной, а заканчиваться в мартенситной областях превращения. В то же время, в соответствии с ГОСТ 24182 и ДСТУ 4344:2004, структура закаленного слоя головки рельсов должна представлять собой троостит, троосто-сорбит или сорбит закалки; на концах рельсов на расстоянии не более $0,2\text{ м}$ от торцов возможно наличие отдельных участков бейнита. Присутствие в рельсах мартенсита не допускается ввиду его способности ускорять появление и развитие дефектов, возникающих на поверхности катания головки при эксплуатации рельсов. Таким образом, применение охлаждающей среды и режимов охлаждения, отработанных для стали марки М74, является недопустимым в отношении рельсов из более легированной стали в связи с опасностью брака по микроструктуре. Для получения требуемой троосто-сорбитной структуры охлаждение головки рельсов из стали марки 75ХГСМ при термообработке должно протекать со скоростью $0,5\ldots 1,0\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$. При более высоких скоростях в

структуре появляются участки бейнита, при менее интенсивном охлаждении – грубопластинчатый эвтектоид с соответствующим снижением твердости стали.

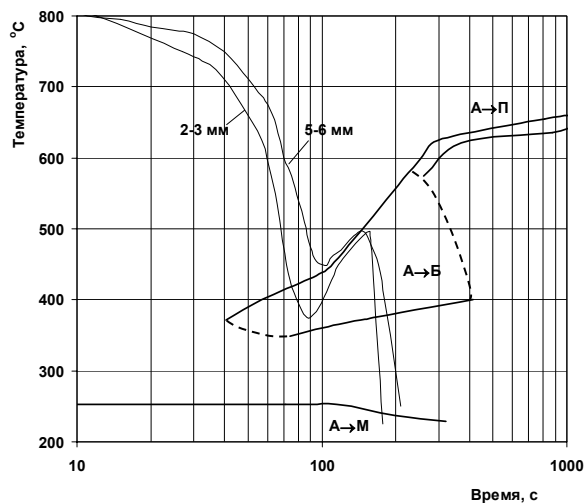


Рис. 6. ТКД распада аустенита в стали марки 75ХГСМ с кривыми охлаждения головки рельса на глубине 2...3 мм и 5...6 мм от поверхности катания

Повышенная прокаливаемость стали марки 75ХГСМ позволяет (при соответствующем прогреве головки и оптимальном охлаждении) увеличить глубину упрочнения и улучшить конфигурацию закаленного слоя по сечению головки, что дает возможность перейти к производству рельсов по высшей категории стандарта ДСТУ 4344:2004. Повышение глубины закалки обеспечит существенный рост эксплуатационной долговечности рельсов, поскольку в этом случае слой упрочненного металла будет перекрывать зону зарождения микротрещин, ответственных за формирование дефектов на поверхности катания головки.

Известно, что на всех предприятиях-производителях железнодорожных рельсов в СНГ отходы рельсового металла утилизируются при получении катаных мелющих шаров [7]. Проведенные исследования показывают перспективность использования стали марки 75ХГСМ в производстве шаров. Эксплуатационная долговечность мелющих шаров находится в прямой зависимости от их объемной твердости, которая, в свою очередь, зависит от глубины закалки изделий. Предварительный анализ показывает, что прокаливаемость стали марки 75ХГСМ является достаточной для обеспечения сквозной закалки в шарах всего выпускаемого ряда (диаметром от 40 до 120 мм). Исследование особенностей фазовых и структурных превращений в шарах из стали марки 75ХГСМ в процессе их термообработки является на-

правлением дальнейших исследований в области изучения кинетики структурообразования в рельсовых сталях.

Выводы

1. С использованием термического и металлографического методов анализа показано, что рельсовая сталь марки М74 относится к сталям с перлитным типом прокаливаемости; её критическая скорость закалки на мартенсит лежит между 28,6 и 33,3 °С/с. Рельсовая сталь марки 75ХГСМ обладает более высокой (по сравнению со сталью марки М74) прокаливаемостью и характеризуется бейнитным типом прокаливаемости с критической скоростью закалки на мартенсит, равной 13,20 °С/с. Бейнитная структура формируется в этой стали при охлаждении со скоростью в интервале 0,85...13,20 °С/с.

2. Для получения регламентируемой стандартом ДСТУ 4344:2004 троосто-сорбитной структуры в закаленной зоне головки рельсов из стали марки 75ХГСМ скорость охлаждения из аустенитного интервала при термической обработке должна составлять 0,5...1,0 °С/с.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Рельсы высокой прочности с бейнитной структурой, полученной с прокатного нагрева [Текст] / Х. Де Боер и др. // Черные металлы. – 1995. – Июль. – С. 29-36.
2. Медовар, Л. Б. Бейнитные стали для рельсов [Текст] / Л. Б. Медовар, К. А. Цыкуленко, А. К. Цыкуленко // Проблемы СЭМ. – 1998. – № 3. – С. 10-20.
3. Разработка технологии производства рельсов из бейнитной стали [Текст] / В. И. Ворожищев и др. // Сталь. – 2005. – № 2. – С. 71-74.
4. Качество рельсов из легированной хромом и ванадием стали [Текст] / А. А. Дерябин и др. // Сталь. – 2004. – № 1. – С. 75-78.
5. Свойства и структура стали, микролегированной никелем и хромом [Текст] / А. Л. Никулина и др. // Изв. ВУЗов. Черн. металлургия. – 2001. – № 6. – С. 39-38.
6. Госсман, А. А. Кинетика распада аустенита опытной легированной рельсовой стали [Текст] / А. А. Госсман, Л. А. Бондарь, В. А. Кузнецов // Изв. ВУЗов. Черн. металлургия. – 1983. – № 8. – С. 57-58.
7. Управление качеством продукции шаропрокатного производства и расширение её сортамента на ОАО МК «Азовсталь» [Текст] / И. В. Ганюшенко и др. // Металл и литьё Украины. – 2003. – №7-8. – С. 50-55.

Поступила в редколлегию 21.05.2009.

Принята к печати 29.05.2009.