УДК 669.017:669.15–194.56:669.26

В.А.Луценко, М.Ф.Евсюков, О.В.Луценко, А.И.Сивак, Т.Н.Панфилова

ОСОБЕННОСТИ КИНЕТИКИ РАСПАДА АУСТЕНИТА ВЫСОКОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ, ЛЕГИРОВАННОЙ ХРОМОМ

Установлено, что легирование хромом повышает температуру как начала, так и конца аустенитного превращения. Показано, что за счет тепла рекалесценции в высокоуглеродистой стали наблюдается аномальное явление: температура конца распада выше температуры начала, при этом легирование хромом приводит к смещению проявления начала аномалии в область повышенных скоростей.

Состояние вопроса. Подъем металлургической промышленности, наблюдаемый за последние годы, выдвинул проблему создания конкурентоспособного металлопроката за счет обеспечения снижения металлоемкости в готовых изделиях и повышения эффективности методов управления качеством.

При производстве катанки для сверхвысокопрочной бортовой бронзированной проволоки и металлокорда, помимо особых требований к стали по химическому составу, чистоте металла по примесям и включениям, предъявляются особые требования к характеру микроструктуры и свойствам. Следует учитывать, что в стали с высоким содержанием углерода может образовываться цементитная сетка, которая проявляет структурную наследственность и приводит к обрывам проволоки при волочении и свивке.

Термомеханическая обработка стального проката располагает огромным потенциалом повышения качества продукции и сокращения затрат, обеспечивая экономический эффект в металлообрабатывающих отраслях за счет более полного удовлетворения требований к механическим свойствам готовой продукции [1].

Постановка задачи. Знания о влиянии условий охлаждения и химического состава на кинетику и структурообразование переохлажденного аустенита высокоуглеродистой стали могут послужить основой при создании технологических процессов термомеханической обработки для новых видов металлопродукции.

Методика исследования. Исходным материалом для изучения влияния легирования, в частности хромом, на кинетику распада аустенита высокоуглеродистой стали при непрерывном охлаждении и в изотермических условиях послужила катанка диаметром 5,5 мм из непрерывнолитой электростали. Химический состав исследуемых сталей представлен в табл.1.

Кинетику превращения аустенита изучали, используя дилатометры АД–80 и МД–83 конструкции Института черной металлургии НАН Украины. При исследовании влияния скоростных параметров на распад ау-

стенита образцы после нагрева до 950^{0}С охлаждали в инерционной печи (0,4^{0}С/с), на воздухе (4,8^{0}С/с) и под вентилятором (15…17^{0}С/с). Температуру образцов регистрировали и по термограмме определяли среднюю скорость охлаждения, а по перегибам на дилатограммах – температуру начала и конца фазового превращения.

Таблица 1. Химический состав исследуемых сталей, % масс.

Номер образца (плавки)	Химический состав, %								
	C	Si	Mn	Cu	Cr	Ni	S	P	N_2
1	0,92	0,21	0,44	0,017	0,019*	0,011	0,009	0,005	0,004
2	0,87	0,23	0,30	0,003	0,236	0,020	0,008	0,006	0,005

* – остаточное значение.

Для исследований распада аустенита в изотермических условиях образцы после нагрева (до 950^{0}С) переносили в свинцовую ванну с температурой 550^{0}С.

Превращения аустенита изучали на основании совместного анализа дилатограмм, микроструктурных (световая микроскопия) и дюрометрических исследований.

Изложение основных материалов исследования. Для исследуемых сталей были определены критические точки начала диффузионного и бездиффузионного превращения аустенита.

Таблица 2. Результаты определения критических точек Ac_1 и $M_н$ исследуемых сталей

Номер образца	Ac_1, ^{0}С	$M_н$, ^{0}С
1	725 – 735	180 – 187
2	730 – 740	183 – 188

Результаты исследований кинетики фазовых превращений аустенита высокоуглеродистых сталей после различных скоростей охлаждения представлены на рис.1. Из рис.1 следует, что в высокоуглеродистой стали легирование хромом повышает температуру как начала, так и конца аустенитного превращения на 10^{0}С.

Ранее в [2] было рассмотрено влияние тепла фазового превращения на кинетику превращения аустенита в высокоуглеродистой стали, где показано, что в интервале скоростей охлаждения 15…4,8^{0}С/с наблюдается аномалия: температура конца распада выше температуры начала на 20…30^{0}С. Из рис.1 следует, что легирование высокоуглеродистой стали хромом приводит к смещению начала выше описанного аномального проявления в область повышенных скоростей с 0,8 до 2^{0}С/с.

Микроструктурными исследованиями (световая микроскопия) выявлено, что в морфологии продуктов распада высокоуглеродистой стали с добавлением хрома и без добавки в исследованном интервале скоростей

охлаждения особых отличий не обнаружено. Микроструктура состоит, в основном, из сорбитообразного перлита и отдельных участков пластинчатого перлита (рис.2).

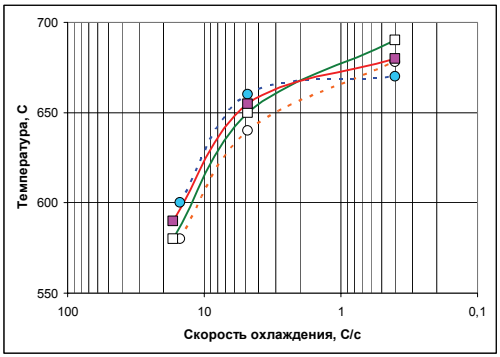
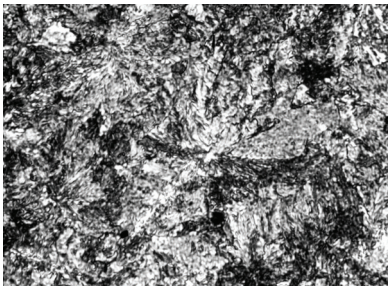
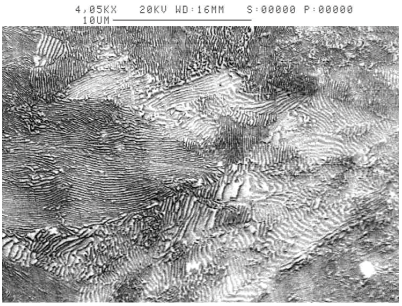


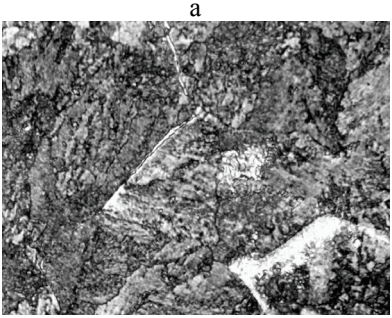
Рис.1. Изменение температуры начала (–○– и –□–) и конца (–●– и –■–) аустенитного превращения от скорости непрерывного охлаждения исследуемых высокоуглеродистых сталей (см.табл.1) легированной хромом (2 –□–,–■–) и без легирования (1 –○–,–●–)



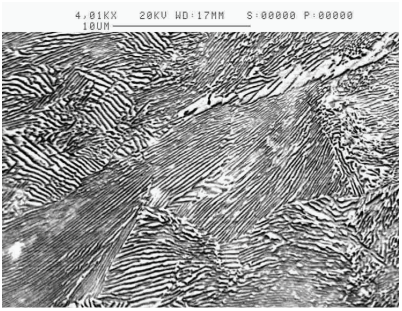
а



б



в



г

Рис.2. Микроструктура (а, в – х800) высокоуглеродистой стали, легированной хромом (а,б), и без легирования (в,г) после аустенитизации и последующего непрерывного охлаждения со скоростью 15…17^{0}С/с.

Однако при использовании электронной микроскопии выявлено, что при скоростях непрерывного охлаждения 15–17^{0}С/с в образцах из стали,

легированной хромом, межпластиночное расстояние составляет 0,1365 мкм, а без легирования – 0,1554 мкм.

Исследования микротвердости (рис.3) показали, что в высокоуглеродистой стали, легированной хромом (сталь 2, см. табл.1), микротвердость имеет более высокие значения в сравнении с обычной без дополнительного легирования (сталь 1).

Исследовано влияние дополнительного легирования высокоуглеродистой стали хромом на кинетику распада аустенита в процессе патентирования. В этом случае образцы после нагрева до 950^{0}С переносили в изотермическую ванну с температурой 550^{0}С. Исследования показали, что дополнительное легирование хромом приводит к увеличению на 20% времени полного распада аустенита. В процессе распада температура образца за счет тепла фазового превращения повысилась на 50^{0}С. Микроструктурные исследования показали, что структура однородная и состоит из сорбитообразного перлита. Сравнительные исследования показали, что хром не только увеличивает время распада аустенита, но и повышает микротвердость от 3760 (без легирования) до 4710Н/мм^2 (рис.3)

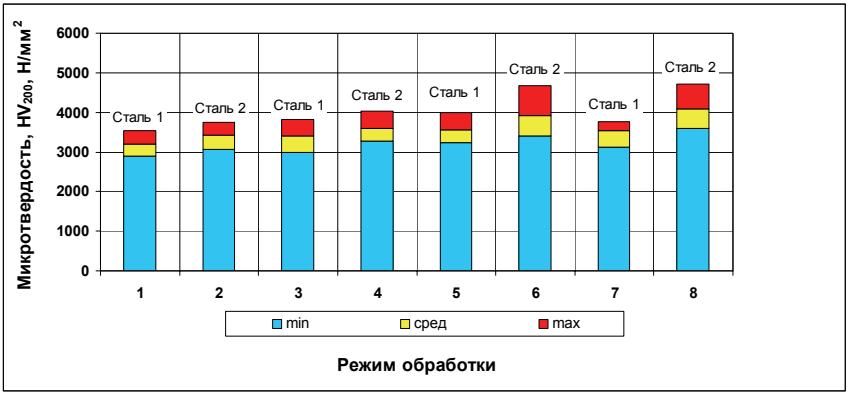


Рис.3. Микротвердость высокоуглеродистой стали, легированной хромом (2, 4, 6, 8), и без легирования (1, 3, 5, 7) после аустенитизации с последующим режимом обработки: непрерывное охлаждение с различной скоростью (1, 2–0,4^{0}С/с, 3, 4 – 4,8^{0}С/с, 5 – 15^{0}С/с, 6 –17^{0}С/с); изотермическая выдержка при 550^{0}С (7, 8)

Известно [3], что увеличение содержания углерода вызывает повышение прочностных свойств стальной проволоки. Так, увеличение содержания углерода на 0,10% приводит к повышению предела прочности после патентирования на 100Н/мм^2. Можно предположить, что в исследуемой стали 2, вследствие более низкого содержания углерода, сравнительные значения микротвердости несколько занижены. Поэтому, при разработке конкретных рекомендаций по технологическому процессу производства катанки и проволоки под сверхвысокопрочный металлокорд и бортовую

проволоку, следует учитывать влияние углерода и хрома на технологические свойства.

Заключение. Для высокоуглеродистой стали, легированной хромом, исследованы процессы распада аустенита при непрерывном охлаждении и в изотермических условиях. Сравнение с условиями распада аустенита в высокоуглеродистой стали без дополнительного легирования показало, что легирование хромом повышает температуру как начала, так и конца аустенитного превращения на 10^0С. За счет тепла рекалесценции в высокоуглеродистой стали наблюдается аномальное явление, при котором температура конца распада выше температуры начала, легирование хромом приводит к смещению проявления начала аномалии в область повышенных скоростей с 0,8 до 2^0С/с. Исследования микротвердости показали, что при непрерывном охлаждении в высокоуглеродистой стали легированной хромом микротвердость имеет более высокие значения в сравнении с обычной без дополнительного легирования. При изотермическом распаде хром не только увеличивает время распада аустенита на 20%, но и повышает до 25% значения микротвердости.

Таким образом, на основании проведенных исследований можно рекомендовать высокоуглеродистую сталь, легированную хромом (до 0,3%), использовать для производства сверхвысокопрочного металлокорда, при этом учитывать более продолжительную изотермическую выдержку. Но наиболее рационально использовать ее для изготовления бортовой сверхвысокопрочной проволоки, так как при этой технологии исключается операция патентирования.

1. *Контролируемая* прокатка длинномерной продукции: современное состояние / Р. Эль, М. Крузе, Р. Оклиц и др. // Черные металлы. – 2006(октябрь). – С.60–65.
2. *Формирование* структуры и свойств катанки для сверхвысокопрочного металлокорда /В.А.Луценко, В.А.Маточкин, Н.И.Анелькин и др. // Металлургическая и горнорудная промышленность. – 2006. –№ 6. –С.54–57.
3. *Функе П., Краутмахер Г., Кольгрюбер Р.* Влияние режима патентирования на структуру и механические свойства катанки из высокоуглеродистой стали // Черные металлы. – 1982. –№2. –С.28–35.

Статья рекомендована к печати
докт.техн.наук, проф. В.В.Парусовым