

**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 превращений 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 dilatометры 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°C охлаждали в инерционной печи ($0,4^{\circ}\text{C}/\text{c}$), на воздухе ($4,8^{\circ}\text{C}/\text{c}$) и под вентилятором ($15\dots 17^{\circ}\text{C}/\text{c}$). 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
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°C) переносили в свинцовую ванну с температурой 550°C .

Превращения аустенита изучали на основании совместного анализа дилатограмм, термограмм, микроструктуры и дюрOMETРИЧЕСКИХ исследований.

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

Таблица 2. Результаты определения критических точек A_{c1} и M_n исследуемых сталей

Номер образца	$A_{c1}, ^{\circ}\text{C}$	$M_n, ^{\circ}\text{C}$
1	725 – 735	180 – 187
2	730 – 740	183 – 188

Результаты исследований кинетики превращений аустенита образцов из 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°C .

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

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).

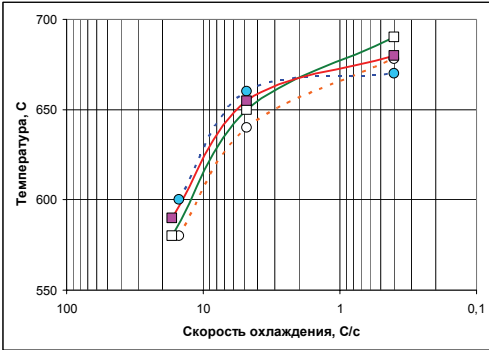
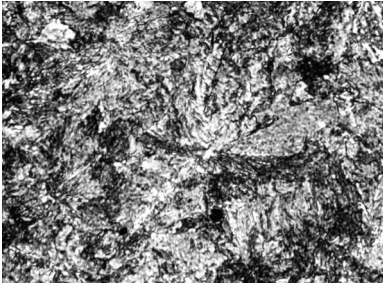
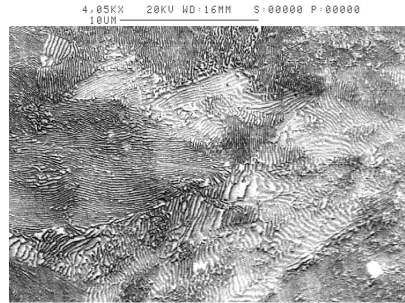


Рис.1. Изменение температуры начала (—○— и —□—) и конца (—●— и —■—) аустенитного превращения от скорости непрерывного охлаждения исследуемых образцов из высокоуглеродистых сталей (см.табл.1) с содержанием хрома 0,236% (2 —□—, —■—) и 0,019% (1 —○—, —●—)



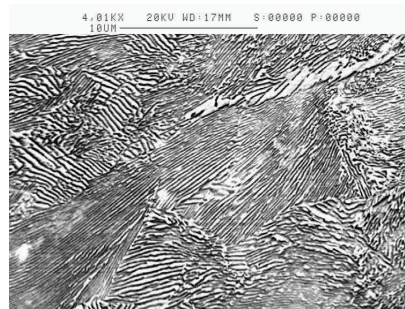
а



б



в



г

Рис.2. Микроструктура (а, в — $\times 800$) высокоуглеродистой стали, легированной хромом (а,б), и без легирования (в,г) после аустенитизации и последующего непрерывного охлаждения со скоростью $15...17^{\circ}\text{C}/\text{с}$.

Однако при использовании электронной микроскопии выявлено, что при скоростях непрерывного охлаждения $15-17^{\circ}\text{C}/\text{с}$ в образцах из стали,

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

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

Исследовано влияние дополнительного легирования высокоуглеродистой стали хромом на кинетику распада аустенита в процессе патентирования. В этом случае образцы после нагрева до 950⁰С переносили в изотермическую ванну с температурой 550⁰С. 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 50⁰С. 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 4710 Н/мм² (рис.3)

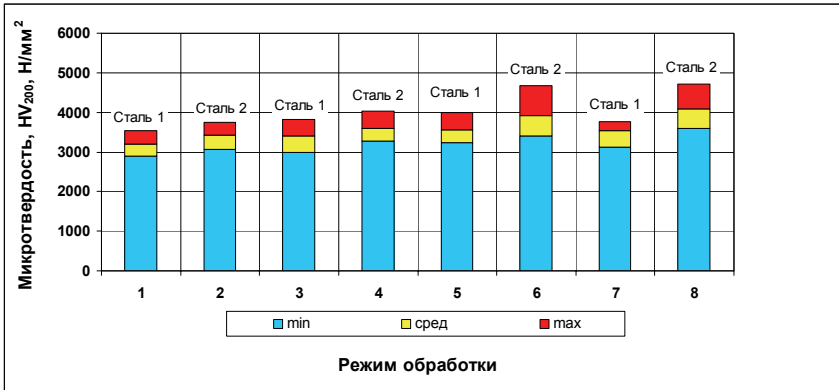


Рис.3. Микротвердость высокоуглеродистой стали, легированной хромом (2, 4, 6, 8), и без легирования (1, 3, 5, 7) после аустенитизации с последующим режимом обработки: непрерывное охлаждение с различной скоростью (1, 2–0,4⁰С/с, 3, 4 – 4,8⁰С/с, 5 – 15⁰С/с, 6 – 17⁰С/с); изотермическая выдержка при 550⁰С (7, 8)

Заключение. Для высокоуглеродистой стали, легированной хромом, исследованы процессы распада аустенита при непрерывном охлаждении и в изотермических условиях. Показано, что в высокоуглеродистой стали легированной хромом (до 0,3%) влияет на температуру начала и конца аустенитного превращения в сравнении с обычной (без дополнительного легирования хромом). Так, при непрерывном охлаждении со скоростью 4,8⁰С/с этот температурный интервал повышается на 10⁰С. С увеличением скорости охлаждения до 4,8⁰С температура начала превращения сравни-

вается, а конца – становится ниже на 10С/с. 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 2⁰С/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.

Полученные знания могут быть использованы при разработке режимов двухстадийного охлаждения катанки и патентирования проволоки для сверхвысокопрочного металлокорда.

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.Анелкин 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*