

УДК 669.017:669.15-194.3:669.26

**ОСОБЕННОСТИ ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ  
В ВЫСОКОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ, ЛЕГИРОВАННОЙ ХРОМОМ**

**В. А. Луценко, М. Ф. Евсюков, О. В. Луценко, Т. Н. Панфилова**  
*Институт черной металлургии им. З.И. Некрасова НАН Украины*

При производстве катанки для сверхвысокопрочной 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.

Одним из способов получения высоких прочностных характеристик в металле является термомеханическая обработка (ТМО) [1].

Знание кинетики превращений и процессов структурообразования переохлажденного аустенита является основой для разработки новых процессов термической обработки.

Исходным материалом для изучения влияния легирования, в частности хромом, на кинетику распада аустенита высокоуглеродистой стали послужила катанка диаметром 5,5 мм из непрерывнолитой электростали. Химический состав исследуемых сталей представлен в таблице 1.

Таблица 1

Химический состав исследуемых сталей, % масс.

№ стали	C	Mn	Si	P	S	Cu	Cr	Ni	Al	N <sub>2</sub>
1	0,92	0,44	0,21	0,005	0,009	0,017	0,019*	0,011	0,001	0,004
2	0,87	0,30	0,23	0,006	0,008	0,003	<b>0,236</b>	0,02	0,001	0,005

\* – остаточное значение.

Превращения аустенита высокоуглеродистой стали, легированной хромом и без него, изучали на основании совместного анализа дилатограмм, микроструктурных и дюрOMETрических исследований.

Результаты исследований кинетики фазовых превращений аустенита высокоуглеродистой стали (состав № 1, табл. 1) при изотермических условиях и непрерывном охлаждении представлены на рисунке 1.

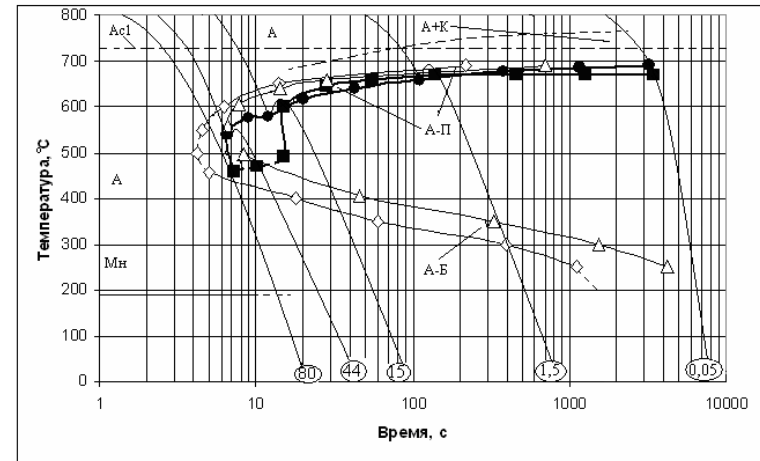


Рис. 1. Совмещенная диаграмма превращений аустенита высокоуглеродистой стали с химическим составом № 1 (см.табл. 1):  
 - при непрерывном охлаждении: начало (-●-) и конец (-■-);  
 - при изотермических условиях: начало (-◇-) и конец (-△-).

Результаты исследований кинетики фазовых превращений аустенита высокоуглеродистых сталей (состав №1 и №2, таблица 1) после различных скоростей охлаждения представлены на рисунке 2.

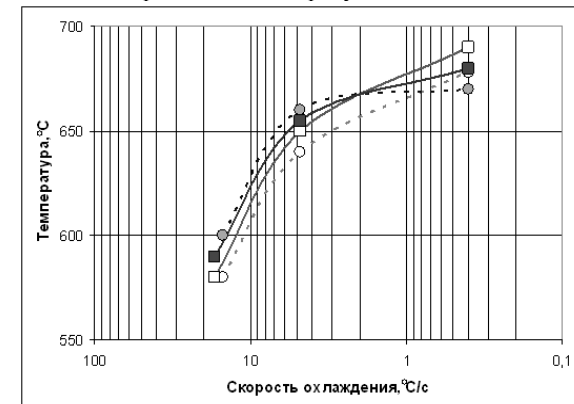


Рис. 2. Изменение температуры начала (-○- и -□-) и конца (-●- и -■-) аустенитного превращения от скорости непрерывного охлаждения исследуемых высокоуглеродистых сталей (см. табл. 1) легированной хромом (состав № 2 -□-, -■-) и без легирования (состав № 1 -○-, -●-).

Дилатометрическими исследованиями установлено, что в высокоуглеродистой стали легирование хромом повышает температуру как начала, так и конца аустенитного превращения на  $10\text{ }^{\circ}\text{C}$ . В высокоуглеродистой стали (состав № 1) в интервале скоростей охлаждения  $15 - 4,8\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$  температура конца распада выше температуры начала на  $20 - 30\text{ }^{\circ}\text{C}$ . Легирование стали хромом (состав № 2) приводит к смещению начала выше описанного аномального проявления в область повышенных скоростей с  $0,8$  до  $2\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$ . За счет тепла рекалесценции в исследуемых сталях наблюдается аномальное явление.

Микроструктурными исследованиями выявлено, что в морфологии продуктов распада высокоуглеродистой стали с добавлением хрома и без добавления в исследуемом интервале скоростей охлаждения  $15 - 4,8\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$  особых отличий не обнаружено. Однако легирование хромом повышает дисперсность перлита, так, при скоростях непрерывного охлаждения  $15-17\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$  в образцах из стали, легированной хромом, межпластиночное расстояние составляет  $0,1365\text{ }\mu\text{м}$ , а без легирования  $0,1554\text{ }\mu\text{м}$  (рис. 3).

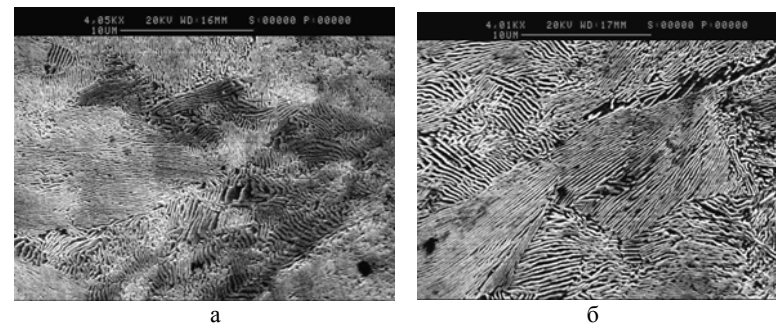


Рис. 3. Микроструктура высокоуглеродистой стали, легированной хромом (а), и без легирования (б) после аустенитизации и последующего непрерывного охлаждения со скоростью  $15...17\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$ .

ДюрOMETрические исследования показали, что в высокоуглеродистой стали, легированной хромом, микротвердость имеет более высокие значения, в сравнении с обычной, без дополнительного легирования. Так при скоростях непрерывного охлаждения  $15-17\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$  в образцах из стали, легированной хромом, среднее значение микротвердости составило  $3900\text{ Н}/\text{мм}^2$ , а без легирования  $3550\text{ Н}/\text{мм}^2$  (рис.4).

Проведенные исследования влияния дополнительного легирования высокоуглеродистой стали хромом на кинетику распада аустенита в процессе патентирования показали, что при температуре  $550\text{ }^{\circ}\text{C}$  (с минимальной устойчивостью аустенита) дополнительное легирование хромом приводит к увеличению на  $20\text{ }\%$  времени полного распада аустенита. В процессе распада температура образца за счет тепла фазового превращения повысилась на  $50\text{ }^{\circ}\text{C}$ . Сравнительные исследования показали, что хром не только увеличивает время

изотермического распада аустенита, но и повышает на 25 % значения микротвердости (рис. 4).

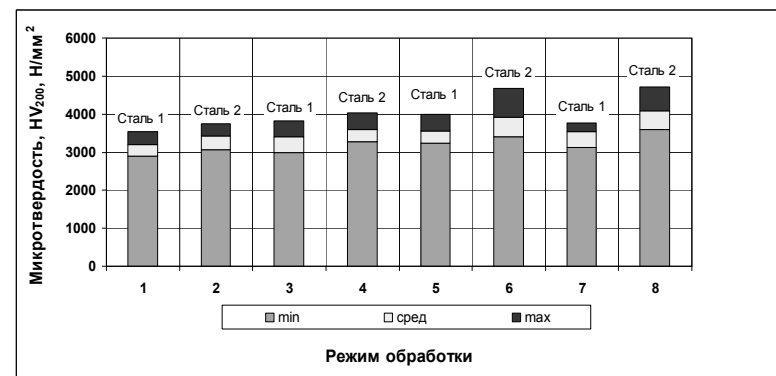


Рис. 4. Микротвердость высокоуглеродистой стали, легированной хромом (состав стали № 2), и без легирования (состав стали № 1) после аустенитизации с последующим режимом обработки: непрерывное охлаждение с различной скоростью (1, 2 – 0,4 °C/c, 3, 4 – 4,8 °C/c, 5 – 15 °C/c, 6 – 17 °C/c); изотермическая выдержка при 550 °C (7, 8).

Известно [2], 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 100 Н/мм<sup>2</sup>. Можно предположить, что в стали составом № 2 из-за более низкого содержания углерода и марганца сравнительные значения микротвердости несколько занижены.

#### ВЫВОДЫ

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 °C.

Наиболее рационально использовать высокоуглеродистую сталь, легированную хромом, для изготовления бортовой сверхвысокопрочной проволоки, так как исходная заготовка (катанка диам. 5,5 мм) будет иметь более высокий уровень механических и технологических свойств, что позволяет исключить операцию патентирования.

### Литература

1. Бернштейн М.Л., Займовский В.А., Капуткина Л.М. Термомеханическая обработка стали. – М.: Металлургия, 1983. – 480 с.
2. Влияние режима патентирования на структуру и механические свойства катанки из высокоуглеродистой стали /П. Функе, Г. Краутмахер, Р. Кольгрюбер // Черные металлы. – 1982. – № 2. – С.28–35.

УДК 621.771.23.01-97:620.18:669.15-194.018.26.001.5

### ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ПАРАМЕТРОВ ГОРЯЧЕЙ ПРОКАТКИ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА УЛЬТРАНИЗКОУГЛЕРОДИСТОЙ АВТОЛИСТОВОЙ СТАЛИ

А. Ю. Путники, В. Т. Тилик, В. З. Куцова\* ,  
Т. В. Котова\*, В. Г. Иванченко\*\*

*ОАО Запорожский МК «Запорожсталь»,*

*\*Национальная металлургическая академия Украины,*

*\*\*Институт черной металлургии им. З.И. Некрасова НАНУ*

Несколько десятков лет считалось, что стальной листовой прокат толщиной менее 2 мм, используемый в автомобильной промышленности, целесообразно получать холодной прокаткой. Однако, в связи с тем, что на мировом рынке для одинаковых макропрофилеразмеров разница в цене горячекатаного и холоднокатаного листового проката достигает 25 %, даже частичное использование потребителем горячекатаного листового проката взамен холоднокатаного дает значительный экономический эффект. По этой причине в последние годы резко возросла потребность в горячекатаном тонколистовом прокате, используемом в том числе и взамен холоднокатаного [1].

В зависимости от способности к вытяжке холоднокатаных листов для глубокой вытяжки допускается различие в величине зерна, не превышающее двух-трех номеров. Неодинаковая величина зерен вызывает неравномерную деформацию металла при глубокой вытяжке, что может привести к образованию трещин.

При прокатке особотонких полос толщиной менее 2 мм из низкоуглеродистых сталей не удастся выдержать требуемый температурный режим окончания горячей прокатки. Для получения наилучшей микроструктуры необходимо, чтобы в конце прокатки металл находился в области температур однофазной аустенитной структуры (выше температуры  $A_{г3}$ ). При температуре выше  $A_{г3}$  структура металла после прокатки полос всегда однородна и состоит из зерен феррита 7–9-го номеров. Прокатку особотонких полос из низкоуглеродистой стали из-за больших тепловых потерь оканчивают в области двухфазной структуры аустенита и феррита ( $A_{г3} - A_{г1}$ ), что приводит к образованию структуры со смешанной величиной зерна, которая иногда находится в пределах 2–9-го номера [2].

Как показывает практика, решить эту проблему удастся за счет использования при прокатке особотонких полос ультранизкоуглеродистой