

УДК 669.15-194.3:620.18

В.А.Луценко, В.А.Маточкин*, О.В.Луценко, М.Ф.Евсюков,
В.Г.Черниченко, А.С.Козачек, В.И.Щербаков*

СОВРЕМЕННЫЕ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ ПОДХОДЫ К НАПРАВЛЕННОМУ ФОРМИРОВАНИЮ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ ВЫСОКОУГЛЕРОДИСТОЙ КАТАНКИ

Институт черной металлургии им.З.И.Некрасова НАН Украины

**РУП «Белорусский металлургический завод»*

Исследована кинетика распада аустенита высокоуглеродистой стали 80 с регламентированным содержанием хрома и марганца при непрерывном охлаждении в интервале скоростей 0,4...17,0⁰С/с. Установлено, что при скоростях охлаждения 0,4–4,8⁰С/с температура начала и конца аустенитного превращения в этой стали повышается на 10⁰С. Для стали 80 выявлена регрессионная зависимость предела прочности от содержания хрома и марганца. Полученные результаты можно использовать для направленного формирования структуры и свойств в высокоуглеродистой катанке, предназначенной для изготовления сверхвысокопрочной проволоки и металлокорда.

высокоуглеродистая сталь, катанка, термомеханическая обработка, скорость охлаждения, аустенитное превращение, структура, свойства, металлокорд

В последние годы большое внимание уделяется вопросу создания материалов, снижающих металлоемкость изделий, в частности, уменьшение массы шин с сохранением прочностных и эксплуатационных характеристик, что позволяет повысить топливную экономичность автомобилей. Высокоуглеродистая катанка, как сырье для метизной промышленности, используется для изготовления пружин, стальных канатов, металлокорда и других изделий. В частности, производство высоко- и сверхвысокопрочной проволоки и металлокорда представляет собой сложный наукоемкий технологический процесс с высоким расходным коэффициентом металла.

Состояние вопроса. Особенности строения реальных кристаллов во многом определяют механизм и кинетику фазовых и структурных превращений при термической обработке металлов и сплавов. В горячекатаном металле может наблюдаться широкий спектр структурных состояний: от деформированного до статически рекристаллизованного. Комплексное воздействие деформации, нагрева и охлаждения на структуру металла достигается при термомеханической обработке (ТМО) [1]. В ходе горячей прокатки зерна аустенита дробятся, измельчаются и наклепываются, что сопровождается увеличением плотности дислокаций, вызывающей дополнительное повышение уровня механических свойств проката. Регулируемое ускоренное охлаждение препятствует развитию процессов рекристаллизации аустенита, способствуя наряду с упрочнением сохранению пластичности. Все эти явления типичны для процесса ТМО проката [2].

Использование разновидностей ТМО, в частности, высокотемпературной термомеханической обработки (ВТМО), в производственных условиях затруднено из-за наличия мартенситной структуры, которая плохо деформируется и трудно поддается механической обработке. Для преодоления этих затруднений и распространения технологических возможностей использования ТМО в прокатном производстве были предложены разновидности комбинированной термомеханической обработки (КТМО), при которых охлаждение катанки до среднемассовой температуры происходит без образования мартенситной структуры и поэтому соответствующие технологии вписываются в существующие схемы прокатного производства. С теоретической точки зрения, для улучшения структурной однородности высокоуглеродистого проката необходимо снижать температуру фазовых превращений при охлаждении за счет повышения устойчивости переохлажденного аустенита путем легирования или увеличения скорости охлаждения.

Прочность перлитных сталей зависит не только от измельчения зерна, но и, в значительной степени, от содержания углерода. Для кордовой стали обычно используют способ упрочнения, реализующийся путем уменьшения межпластиночного расстояния при повышении содержания углерода и добавки хрома [3,4]. Аустенитообразующие элементы, такие, как марганец, снижают температуру эвтектоидного распада аустенита и способствуют увеличению межпластиночного расстояния в перлите. Следует учитывать, что в стали с высоким содержанием углерода может образовываться цементитная сетка, что приводит к обрывам проволоки при волочении и свивке. Кроме этого, при переработке катанки из хромсодержащей стали на метизном переделе могут наблюдаться технологические затруднения, связанные с тем, что в такой стали для обеспечения окончания перлитного превращения требуется более длительное время.

Целью настоящего исследования было изучение влияния легирования хромом высокоуглеродистой стали и комбинированной термомеханической обработки на структурообразование и свойства изготавливаемой из нее катанки.

Методика проведения исследований. Исходным материалом для изучения влияния легирования, в частности хромом, на кинетику распада аустенита высокоуглеродистой стали при непрерывном охлаждении служила катанка диаметром 5,5мм из непрерывнолитой электростали с химическим составом: 0,87%С; 0,23%Si; 0,30%Mn; 0,236%Cr; 0,02%Ni; 0,006%P; 0,008%S. Кинетика превращения аустенита после отдельного нагрева в интервале скоростей охлаждения 0,4...17°С/с изучалась на dilatометре МД-83 конструкции ИЧМ. Превращения аустенита изучали на основании совместного анализа dilatограмм и микроструктурных исследований. Для установления связи между механическими свойствами катанки и химическим составом стали была использована известная металлохимическая модель межатомного взаимодействия элементов [5]. Для выявления влияния хрома и марганца при их различном сочетании на механические свойства катанки использовали метод многокритериальной оптимизации [6,7]. В качестве базы сравнения использовали

данные [8] по кинетике распада аустенита ранее исследованной высокоуглеродистой стали 90 (0,92%С; 0,21%Si; 0,44%Mn; 0,019%Cr).

Результаты исследования. Результаты исследований превращений аустенита образцов исследуемой легированной высокоуглеродистой стали после нагрева до 950°C и непрерывных скоростей охлаждения в интервале $0,4 \dots 17^{\circ}\text{C}/\text{с}$, в координатах температура (для наглядности приведен интервал $800 \dots 450^{\circ}\text{C}$) – время, представлены на рис. 1.

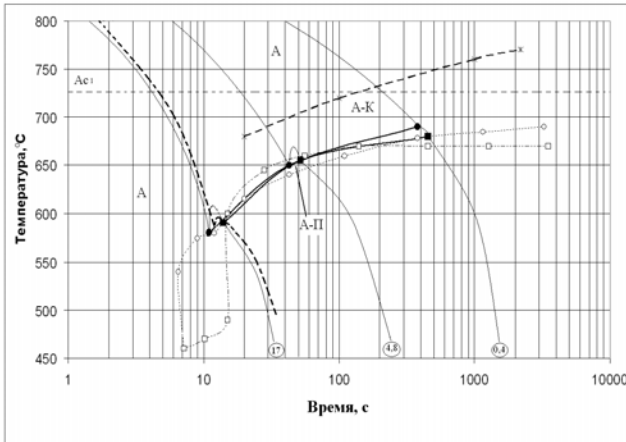


Рис.1 Изменение температуры начала (●— и —○—) и конца (—■— и —□—) аустенитного превращения от скорости и времени распада в исследуемой легированной высокоуглеродистой стали (—●—, —■—) и сравнительной стали 90 [8] (—○—, —□—)

В процессе охлаждения при высоких температурах за счет наличия избыточного углерода из аустенита выделяется вторичный карбид. Ранее в работе [8] было рассмотрено влияние тепла фазового превращения на кинетику распада аустенита в высокоуглеродистой стали, где показано, что в интервале скоростей охлаждения $1,5 \dots 10^{\circ}\text{C}/\text{с}$ наблюдается ее аномалия, поскольку при скорости $10^{\circ}\text{C}/\text{с}$ температура конца распада выше температуры начала на 30°C . Из рис.1 следует, что регламентированное содержание хрома и марганца приводит к проявлению такой аномалии при скоростях $4,8^{\circ}\text{C}/\text{с}$ и выше. Увеличение содержания хрома до 0,236% и снижение марганца до 0,3% приводит к уравниванию системы. В связи с этим установлено, что при скоростях охлаждения $0,4 \text{--} 4,8^{\circ}\text{C}/\text{с}$ температура начала и конца аустенитного превращения повышается на 10°C . С повышением скорости охлаждения до $17^{\circ}\text{C}/\text{с}$ за счет тепла фазового превращения происходит разогрев образца и превращение заканчивается на 15°C выше (при 590°C), чем начало, и этот температурный интервал (начало–конец) на 10°C ниже, чем для сравнительной стали 90 [8].

Металлографическими исследованиями выявлено, что при одинаковых термокинетических условиях в высокоуглеродистой стали с регламентированным содержанием хрома и марганца образуется более дисперсная структура перлита, чем в стали 90 [8], что обусловлено более низким температурным интервалом превращений аустенита. При охлаждении со скоростью $17^{\circ}\text{C}/\text{с}$ высокоуглеродистой стали с регламентированным содержанием хрома и мар-

ганца выявлены участки бейнита, образовавшиеся за счет ликвации элементов.

В потоке высокоскоростного проволочного стана 150 РУП «БМЗ» в процессе КТМО охлаждение витков катанки на транспортере Стелмор может варьироваться в интервале от 0,1 до 20⁰С/с. Анализ кинетики распада аустенита высокоуглеродистой стали с регламентированным содержанием хрома и марганца позволил рекомендовать на второй стадии (транспортер Стелмор) охлаждение производить со средней скоростью 15⁰С/с (рис.1, пунктирная линия). При такой обработке микроструктура состоит из 90...95% сорбитообразного перлита и мелких участков среднепластинчатого перлита, структурно свободный цементит и промежуточные структуры при данной обработке отсутствуют.

На основе регрессионного анализа были получены зависимости механических свойств (σ_B , ψ , δ), входящих в состав стали (марки 80), от общего химического состава (табл.1), и комбинации химических элементов – содержащий марганца и хрома (табл.2).

Таблица 1. Зависимость механических свойств катанки (σ_B , ψ , δ) от общего химического состава

Уравнение	Уравнение связи	r	f ₃
1	$\sigma_B = 447 + 700 \cdot C + 69,9 \cdot Si - 153 \cdot Mn - 349 \cdot S + 5009 \cdot P + 557 \cdot Cr + 42 \cdot Ni + 153 \cdot Cu - 404 \cdot Al + 268 \cdot Ti - 139 \cdot Mo + 155 \cdot N$	0,55	1,88
2	$\psi = 51 - 38 \cdot C + 63 \cdot Si + 45 \cdot Mn - 54,6 \cdot S - 256 \cdot P - 34 \cdot Cr + 4 \cdot Ni - 17,8 \cdot Cu + 299 \cdot Al + 134 \cdot Ti + 10,8 \cdot Mo + 817 \cdot N$	0,43	1,73
3	$\delta = 39,9 - 33,6 \cdot C + 6 \cdot Si - 2 \cdot Mn - 211 \cdot S + 151 \cdot P + 22,7 \cdot Cr + 0,6 \cdot Ni - 17 \cdot Cu + 120 \cdot Al + 159 \cdot Ti - 13 \cdot Mo - 206 \cdot N$	0,44	1,73

Примечание: r – коэффициент корреляции; f₃ – критерий оценки значимости множественной связи

Таблица 2. Зависимость механических свойств катанки (σ_B , ψ , δ) от содержания Mn и Cr

Уравнение	Уравнение связи	r	f ₂
1	$\sigma_B = 1012,9 - 277 \cdot Mn + 919 \cdot Cr$	0,34	1,65
2	$\psi = 33,8 + 60,6 \cdot Mn - 46,5 \cdot Cr$	0,23	0,9
3	$\delta = 14,9 - 1,75 \cdot Mn + 2,39 \cdot Cr$	0,02	0,1

На рис.2 приведена зависимость предела прочности от общего химического состава (Z^Y) стали 80 традиционного состава (Mn=0,4–0,7%; Cr≤0,10%) и регламентированного (Mn=0,28–0,32%; Cr= 0,189–0,23%).

Поскольку трехмерные картограммы по сравнению с традиционными методами математического моделирования имеют одно из неоспоримых преимуществ – представления сложных нелинейных зависимостей [6,7], то для изучения влияния хрома и марганца на механические свойства как раз и был использован метод многокритериальной оптимизации.

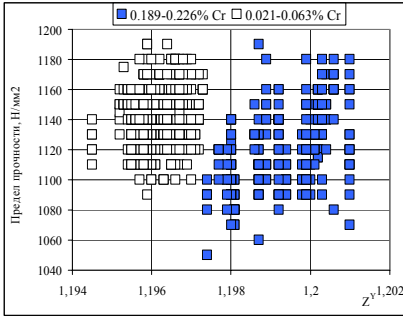


Рис.2. Зависимость предела прочности катанки из стали 80 от общего химического состава (Z^Y)

На рис.3 приведены картограммы зависимости σ_B , ψ , δ от регламентированных содержаний марганца и хрома.

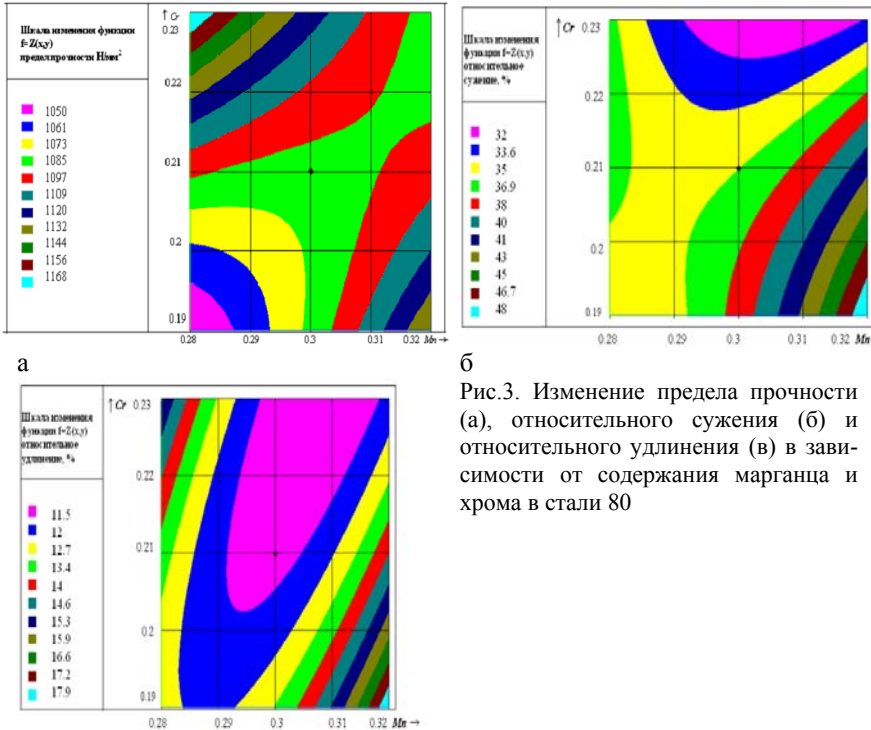


Рис.3. Изменение предела прочности (а), относительного сужения (б) и относительного удлинения (в) в зависимости от содержания марганца и хрома в стали 80

В

Проведенный анализ показал следующее:

- при одновременном увеличении содержания марганца и хрома, значения σ_B увеличиваются;
- при минимальном содержании $Mn=0,28\%$ и максимальном $Cr=0,23\%$ значение σ_B достигает максимума и составляет $1160N/mm^2$;
- при максимальных содержаниях Mn и Cr пластические свойства (ψ , δ) низкие;

– при содержании $Mn=0,315\%$ и $Cr=0,195\%$ достигаемый уровень $\sigma_B=1125Н/мм^2$, $\psi=46\%$, $\delta=17\%$, соответствует нормативным требованиям ЗТУ 840–03–06 для стали 80.

Из приведенных результатов следует, что направленное формирование структуры и свойств в высокоуглеродистой катанке обеспечивается комплексно, путем регламентирования химического состава (углерод, хром и марганец) и применения разработанного режима КТМО. Полученную таким способом катанку можно использовать для изготовления сверхвысокопрочной проволоки и металлокорда. Но более рациональным представляется ее использование для производства бортовой бронзированной проволоки, так как исходная катанка диам. 5,5 мм обеспечит необходимый комплекс свойств в готовой проволоке и при такой технологической схеме исключается операция патентирования, это экономически целесообразно.

Заключение. Изучено влияние легирования высокоуглеродистой стали хромом на кинетику распада аустенита в интервале скоростей 0,4–17,0⁰С/с.

Сравнением с условиями распада аустенита в высокоуглеродистой стали без дополнительного легирования установлено, что при скоростях охлаждения 0,4–4,8⁰С/с температура начала и конца аустенитного превращения повышается на 10⁰С.

При повышении скорости охлаждения высокоуглеродистой стали до 17⁰С/с за счет выделения тепла фазового превращения происходит ее разогрев, поэтому наблюдается кинетическая аномалия, при которой температура конца превращения выше начала на 15⁰С (590⁰С), а легирование стали хромом приводит к снижению температурного интервала превращения на 10⁰С.

Установлено, что дополнительное легирование высокоуглеродистой стали хромом приводит к смещению проявления начала кинетической аномалии в область повышенных скоростей охлаждения с 0,8 до 2⁰С/с.

Для гарантированного обеспечения формирования структуры сорбитообразного перлита и отсутствия структурно–свободного цементита а также промежуточных (бейнитных) структур в высокоуглеродистой стали с регламентированным содержанием хрома и марганца предложено в процессе КТМО на второй стадии (транспортёр Стелмор) охлаждение производить со средней скоростью до 15⁰С/с. Для катанки из стали 80, обработанной по предложенному режиму, установлена регрессионная зависимость предела прочности от содержания хрома и марганца.

Методом многокритериальной оптимизации показано, что для стали 80 при содержаниях $Mn=0,315\%$ и $Cr=0,195\%$ механические свойства соответствуют цели нормативных (ЗТУ 840–03–06) требований.

Полученные результаты составляют основу для разработки вариантов легирования и режимов КТМО, обеспечивающих направленное формирование структуры и свойств в высокоуглеродистой катанке, предназначенной для изготовления сверхвысокопрочной проволоки и металлокорда.

1. *Бернштейн М.Л., Займовский В.А., Капуткина Л.М.* Термомеханическая обработка стали. – М.: Металлургия, 1983. – 480с.

2. *Особенности термомеханической обработки катанки в потоке стана 150/ В.А.Луценко, В.В.Парусов, Н.В.Андреанов и др. // Сталь. – 2004.– №10.– С.68–70.*
3. *Гудремон Э.* Специальные стали. Пер.с нем. – М.: Металлургия, 1966.
4. *Toshimi T.* Microstructure control and strengthening of steel cord // *Ferrum.* – 2006. – 11. №12. – P.791–797.
5. *Приходько Э.В.* Эффективность комплексного легирования стали и сплавов. – К.: Наукова думка, 1995. – 292с.
6. *Тогобицкая Д.Н.* Система анализа и выбор рациональных режимов работы металлургических агрегатов на ЭВМ // *Черная металлургия. Наука – Технология – Производство. МЧС СССР.* – М.: Металлургия, 1989. – С.384–390.
7. *Выбор оптимального состава доменного шлака на основе многокритериальной оптимизации /Д.Н.Тогобицкая, А.Ф.Хамхотько, Н.М.Можаренко и др. // Теория и практика металлургии. – 2004. – №3–4. – С.36–39.*
8. *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.*

*Статья рекомендована к печати:
ответственный редактор
раздела «Металловедение и материаловедение»
докт.техн.наук, проф. Г.В.Левченко
рецензент к.т.н, с.н.с А.М.Нестеренко*

***В.А.Луценко, В.А.Маточкин, О.В.Луценко, М.Ф.Евсюков, В.Г.Черніченко,
О.С.Козачек, В.І.Щербаков***

Сучасні технологічні підходи до направленої формування структури і властивостей високовуглецевої катанки

Метою дослідження є вивчення впливу легування хромом високовуглецевої сталі та комбінованої термомеханічної обробки на формування структури і властивостей катанки. Досліджено кінетику розпаду аустеніту високовуглецевої сталі 80 з регламентованим вмістом хрому і марганцю при безперервному охолодженні в інтервалі швидкостей $0,4 \dots 17,0^{\circ}\text{C}/\text{с}$. Встановлено, що в цій сталі при швидкостях охолодження $0,4 \text{--} 4,8^{\circ}\text{C}/\text{с}$ температури початку і кінця аустенітного перетворення підвищуються на 10°C . Для сталі 80 виявлено регресійна залежність рівня міцності від вмісту хрому і марганцю. Одержані результати є змога використовувати для направленої формування структури і властивостей високовуглецевої катанки, що призначена для виготовлення надвисокоміцного дроту і металокорду.