

Металлургическое производство

Influencing of the combined termomechanical treatment and alloying of high-carbon steel is studied by a chrome with the lowered maintenance of manganese on structure education and properties of wire rod. Kinetics of disintegration of austenite of alloy high-carbon steel at the continuous cooling. For the steel 80 regressive dependence of influencing of tensile strength on maintenance of chrome and manganese is built.

В. А. ЛУЦЕНКО, ИЧМ НАН Украины, В. А. МАТОЧКИН, Ю. Л. ХУДОЛЕЙ, РУП «БМЗ»,
О. В. ЛУЦЕНКО, ИЧМ НАН Украины, В. И. ЩЕРБАКОВ, РУП «БМЗ»

УДК 669.141.24:620.18:621.771.25

СОВРЕМЕННЫЕ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ ПОДХОДЫ К НАПРАВЛЕННОМУ ФОРМИРОВАНИЮ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ В ВЫСОКОУГЛЕРОДИСТОЙ КАТАНКЕ-ПРОВОЛОКЕ

Введение. 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.

Катанка как сырье для метизной промышленности используется для изготовления крепежа, стальных канатов, металлокорда, пружин 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. Несовершенства 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 наклепанного до статически рекристаллизованного. Комплексное воздействие деформации, нагрева и охлаждения на структуру металла достигается при термомеханической обработке (ТМО).

В ходе горячей прокатки зерна аустенита дробятся и измельчаются и происходит их наклеп, сопровождаемый увеличением плотности дислокаций, что вызывает дополнительное повышение уровня механических свойств проката. Регулируемое ускоренное охлаждение препятствует развитию процессов рекристаллизации аустенита, способствуя наряду с упрочнением сохранению пла-

стичности. Все эти явления типичны для процесса ТМО проката [1].

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 в значительной степени от содержания углерода. Для кордовой стали обычно применяют упрочнение уменьшением межпластиночного расстояния путем повышения содержания углерода и добавки хрома [2]. 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. При использовании хромсодержащей стали требуется более длительное время для обеспечения окончания перлитного превращения.

Методика проведения исследований. Исходным материалом для изучения влияния легирования, в частности хромом и марганцем, на кинетику распада аустенита высокоуглеродистой стали при непрерывном охлаждении служила катанка диаметром 5,5 мм 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 [3].

Для выявления роли хрома и марганца при их различном сочетании на механические свойства катанки использовали метод многокритериальной оптимизации [4].

Результаты исследования. В качестве сравнения использовали данные [5] по кинетике распада аустенита ранее исследованной высокоуглеродистой стали 90 (0,92%С; 0,21%Si; 0,44%Mn; 0,019%Cr).

Результаты исследований превращений аустенита образцов исследуемой легированной высокоуглеродистой стали после нагрева до 950 °С и непрерывных скоростей охлаждения в интервале 0,4–17 °С/с в координатах температура (для наглядности приведен интервал 800–450 °С) – время приведены на рис. 1.

В процессе охлаждения при высоких температурах за счет наличия избыточного углерода из аустенита выделяется вторичный карбид. Ранее в работе [5] было рассмотрено влияние тепла фазового превращения на кинетику распада аустенита в высокоуглеродистой стали, где показано, что в интервале скоростей охлаждения 1,5–10 °С/с наблюдается аномалия. Так, при скорости 10 °С/с температура конца распада выше температуры начала на 30 °С. Из рисунка следует, что регла-

ментированное легирование хромом и марганцем приводит к проявлению указанной выше аномалии при скоростях 4,8 °С/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 0,4–4,8 °С/с температура начала и конца аустенитного превращения повышается на 10 °С. С повышением скорости охлаждения до 17 °С/с за счет тепла фазового превращения происходит разогрев образца и превращение заканчивается на 15 °С выше (при 590 °С), чем начало, и этот температурный интервал (начало-конец) на 10 °С ниже, чем для стали 90.

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, что обусловлено более низким температурным интервалом превращений аустенита. При охлаждении со скоростью 17 °С/с высокоуглеродистой стали с регламентированным содержанием хрома и марганца установлены 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 от 0,1 до 20 °С/с. Анализ кинетики распада аустенита высокоуглеродистой стали с регламентированным содержанием хрома и марганца позволил рекомендовать на второй стадии (транспортер Стелмор) охлаждение проводить со средней скоростью 15 °С/с (рис. 1, пунктирная линия). При такой обработке микроструктура состоит из 90–95% сорбитообразного перлита и мелких участков среднепластинчатого

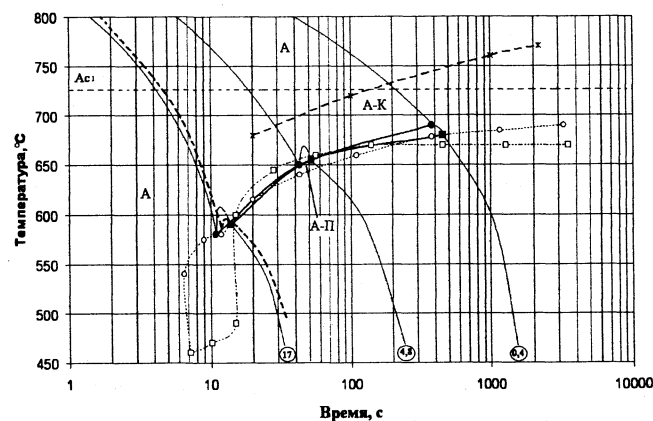


Рис. 1. Изменение температуры начала (● и ○) и конца (■ и □) аустенитного превращения от скорости и времени распада в исследуемой легированной высокоуглеродистой стали (●, ■) и стали 90 [5] (○, □)

* При участии М. Ф. Евсюкова.

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

Уравнение	Уравнение связи	r	f_3
1	$\sigma_B = 447 + 700C + 69,9Si - 153Mn - 349S + 5009P + 557Cr + 42Ni + 153Cu - 404Al + 268Ti - 139Mo + 155N$	0,55	1,88
2	$\psi = 51 - 38C + 63Si + 45Mn - 54,6S - 256P - 34Cr + 4Ni - 17,8Cu + 299Al + 134Ti + 10,8Mo + 817N$	0,43	1,73
3	$\delta = 39,9 - 33,6C + 6Si - 2Mn - 211S + 151P + 22,7Cr + 0,6Ni - 17Cu + 120Al + 159Ti - 13Mo - 206N$	0,44	1,73

Примечание: r – коэффициент корреляции; f_3 – 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_3
1	$\sigma_B = 1012,9 - 277Mn + 919Cr$	0,34	1,65
2	$\psi = 33,8 + 60,6Mn - 46,5Cr$	0,23	0,9
3	$\delta = 14,9 - 1,75Mn + 2,39Cr$	0,02	0,1

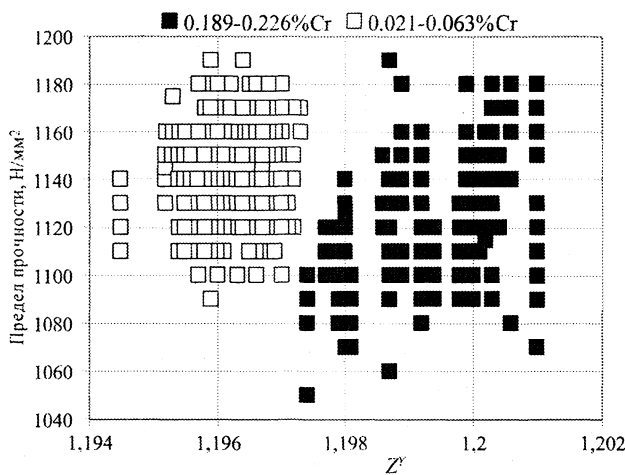


Рис. 2. Зависимость предела прочности катанки из стали 80 от общего химического состава (Z^Y)

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 – содержания марганца и хрома (табл. 2)*.

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

Для изучения влияния хрома и марганца на механические свойства был использован метод многокритериальной оптимизации, поскольку трехмерные картограммы по сравнению с традиционными методами математического моделирования имеют одно из неоспоримых преимуществ – представления сложных нелинейных зависимостей [4].

На рис. 3 показаны картограммы зависимости σ_B , ψ , δ от регламентированного содержания марганца и хрома.

* При участии В. Г. Черниченко и А. С. Козачек.

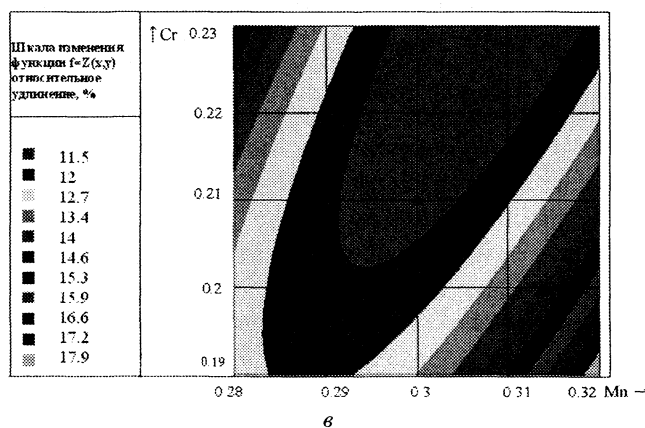
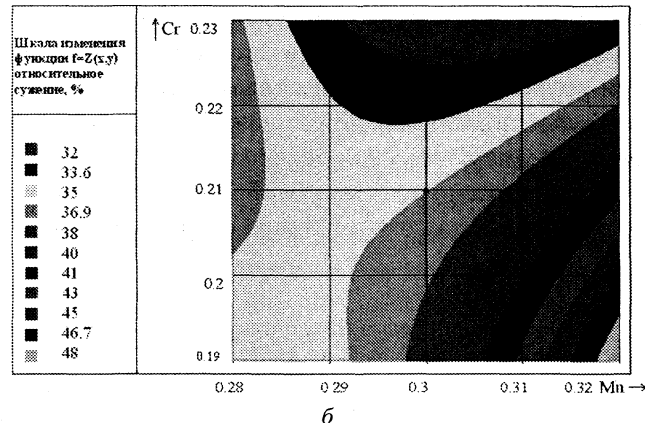
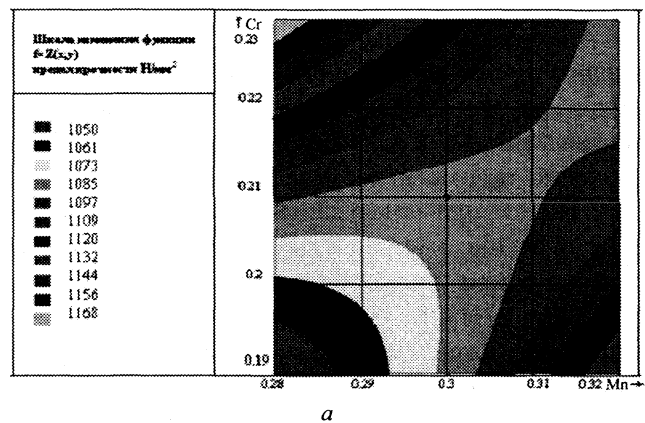


Рис. 3. Изменение предела прочности (а), относительного сужения (б) и относительного удлинения (в) в зависимости от содержания марганца и хрома в стали 80

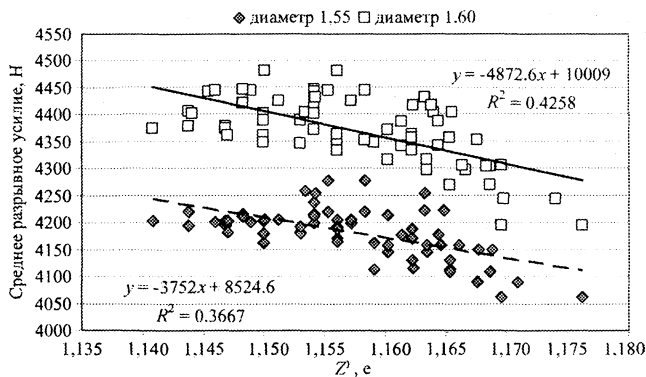


Рис. 4. Зависимость разрывного усилия проволоки диаметром 1,55 и 1,60 мм от интегрального параметра Z^γ (учитывающего содержания углерода, марганца и хрома)

Анализ показывает, что 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 1160 Н/мм²; при максимальных содержаниях Mn и Cr пластические свойства (ψ , δ) имеют низкие значения; при содержании Mn = 0,29% и Cr = 0,225% $\sigma_B = 1132$ Н/мм², $\psi = 35\%$, $\delta = 14\%$, что является достижением требуемой нормативной цели (ЗТУ 840-03-06) для стали 80.

Таким образом, показано, что направленное формирование структуры и свойств в высокоуглеродистой катанке обеспечивается комплексно, путем регламентирования химического состава (углерод, хром и марганец) и режимом комбинированной термомеханической обработки.

Полученную таким способом катанку можно использовать для изготовления сверхвысокопроч-

ной проволоки и металлокорда. Но наиболее рационально использовать ее для производства бортовой бронзированной проволоки диаметром 1,60 и 1,55 мм (рис. 4), так как исходная заготовка (катанка диаметром 5,5 мм) обеспечит необходимый комплекс свойств в готовой проволоке и при такой технологической схеме исключается операция патентирования, что экономически целесообразно.

Выводы. Изучено влияние легирования высокоуглеродистой стали хромом и марганцем на кинетику распада аустенита в интервале скоростей 0,4–17,0 °C/с. Для гарантированного обеспечения формирования структуры сорбитообразного перлита и отсутствия структурно-свободного цемента, а также промежуточных (бейнитных) структур для высокоуглеродистой стали с регламентированным содержанием хрома и марганца предложено в процессе КТМО на второй стадии (транспортер Стелмор) охлаждение производить со средней скоростью до 15 °C/с.

Для катанки из стали 80, обработанной по предложенному режиму, построена регрессионная зависимость влияния предела прочности от содержания хрома и марганца. Методом многокритериальной оптимизации показано, что для стали 80 при содержаниях Mn = 0,28–0,3% и Cr = 0,22–0,23% механические свойства соответствуют нормативной (ЗТУ 840-03-06) цели.

Полученные знания можно использовать для направленного формирования структуры и свойств в высокоуглеродистой катанке для сверхвысокопрочной проволоки и металлокорда.

Литература

1. Особенности термомеханической обработки катанки в потоке стана 150/ В. А. Луценко, В. В. Парусов, Н. В. Андрианов и др. // Сталь. 2004. № 10. С. 68–70.
2. T o s h i m i Т. Microstructure control and strengthening of steel cord // Ferrum. 2006. Vol. 11. N 12. P. 791–797.
3. П р и х о д ь к о Э. В. Эффективность комплексного легирования стали и сплавов. Киев: Наукова думка, 1995.
4. 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.
5. 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.