



*Using of new arrangement of finishing train of block structure with divisibility of deformation and system of inter-block control of the semi-finished rolled products temperature enables to decrease disorder of mechanical properties, to reduce the depth of the decarbonized layer.*

*В. А. ЛУЦЕНКО, ИЧМ НАН Украины, М. А. МУРИКОВ,  
П. А. БОБКОВ, ОАО «БМЗ» – управляющая компания холдинга «БМК»,  
О. В. ЛУЦЕНКО, ИЧМ НАН Украины,  
В. И. ГРИЦАЕНКО, ОАО «БМЗ» – управляющая компания холдинга «БМК»*

УДК 621.771.25.06:621.785:669.14

## **ОСОБЕННОСТИ ВЛИЯНИЯ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ В ПОТОКЕ СТАНА 150 БЕЛОРУССКОГО МЕТАЛЛУРГИЧЕСКОГО ЗАВОДА НА КАЧЕСТВЕННЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ ВЫСОКОУГЛЕРОДИСТОЙ КАТАНКИ**

Формирование свойств и микроструктуры, наиболее пригодной для холодной пластической деформации катанки, можно достичь путем термомеханической обработки (ТМО) катанки в потоке высокоскоростного проволочного стана. При разработке способов ТМО катанки необходимо учитывать влияние высокотемпературной деформации и последующих условий охлаждения на рекристаллизационные процессы, кинетику превращений аустенита, особенности структурообразования на поверхности и в центре катанки.

На существующих высокоскоростных проволочных станах вследствие разогрева за счет выделения тепла пластической деформации температура раската повышается и в конце прокатки находится в пределах 1000–1100 °С. Комбинированная термомеханическая обработка, включающая регулирование температурного режима прокатки с управлением температурой конца прокатки в пределах от 750 до 1100 °С, позволит улучшить качественные характеристики катанки и повысить технологичность ее на последующем метизном переделе.

В конце 2006 г. на Белорусском металлургическом заводе была проведена модернизация хвостовой части стана 150. Схема модернизированной хвостовой части проволочного стана приведена на рис. 1.

После модернизации новое оборудование позволяет при производстве проката применять схему комбинированной термомеханической обработ-

ки (КТМО) с контролируемой температурой прокатки и охлаждения. Технология КТМО включает в себя дробность деформации (использование чистового (ЧБ) и редуционно-калибрующего (РКБ) блоков); линию предварительного охлаждения подката перед ЧБ с секцией водяного охлаждения раската (до температур 900–1000 °С); десятиклетьевой ЧБ; линию водяного контролируемого охлаждения (до среднemasсовых температур 850–950 °С); четырехклетьевой РКБ фирмы «Морган», после которого катанка (скорость до 110 м/с) транспортируется через линию окончательного водяного контролируемого охлаждения и виткообразователь на роликовый транспортер, где осуществляется регулируемое охлаждение воздухом (от 1 до 20 °С/с) с целью получения необходимых свойств в готовой продукции.

Известно, что для кордовой катанки повышение прочностных свойств достигается за счет уменьшения межпластиночного расстояния путем снижения температуры начала превращения, а также увеличения содержания углерода и добавки хрома [1]. Однако следует учитывать, что повышение содержания углерода может привести к образованию цементитной сетки, а добавка хрома – к увеличению времени распада аустенита. Аустенитообразующие элементы, такие, как марганец, снижают температуру эвтектоидного распада аустенита.

Цель работы – исследовать влияние режимов термомеханической обработки на структуру и свойства высокоуглеродистой катанки. При выполне-

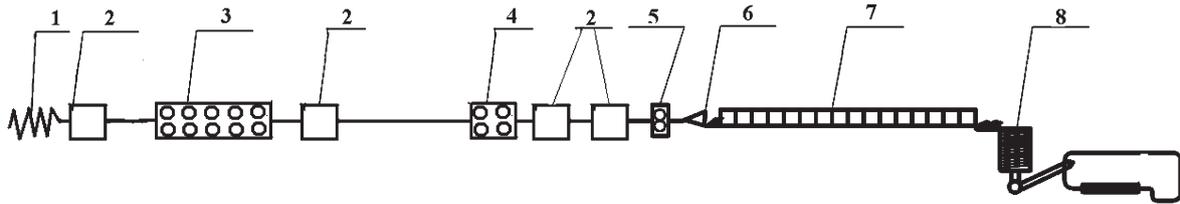


Рис. 1. Схема хвостовой части проволочного стана 150 БМЗ для высокоскоростной комбинированной термомеханической обработки: 1 – горячая прокатка; 2 – секции регулируемого охлаждения раската; 3 – десятиклетевой чистовой блок; 4 – редуционно-калибрующий блок; 5 – трайб-аппарат; 6 – виткообразователь; 7 – рольганг для воздушного охлаждения катанки; 8 – виткосборник

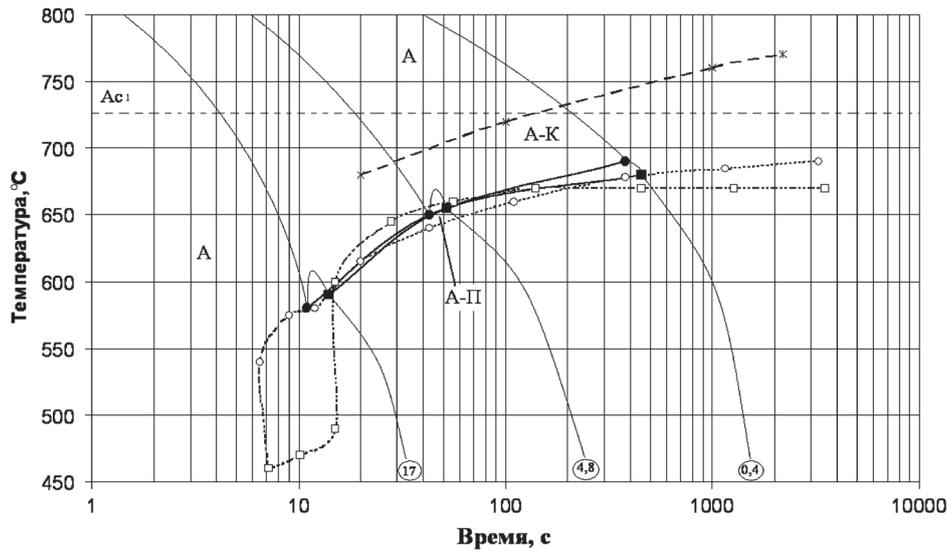


Рис. 2. Изменение температуры начала (●– и ○–) и конца (■– и □–) аустенитного превращения от скорости и времени распада в стали состава № 1 (○–, □–) и состава № 2 (●–, ■–)

нии работы в качестве исследуемого материала использовали катанку диаметром 5,5 мм из высокоуглеродистой стали для производства бортовой проволоки и металлокорда высокой прочности.

Превращения аустенита промышленной высокоуглеродистой стали (табл. 1) изучали в лабораторных условиях на основании совместного анализа дилатограмм и микроструктурных исследований.

Таблица 1. Химический состав исследуемых высокоуглеродистых сталей

Номер состава стали	Химический состав, %								
	C	Si	Mn	Cu	Cr	Ni	S	P	N <sub>2</sub>
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

На кинетику распада переохлажденного аустенита оказывают влияние как скорость охлаждения, так и в процессе самого распада явление рекалесценции, которое проявляется в увеличении температуры при переохлаждении из-за того, что количество тепла, выделяющееся в результате превращения (скрытое тепло кристаллизации), больше отводимого [2].

Сравнительными исследованиями выявлены особенности влияния содержания хрома (увеличения до 0,236%) и марганца (уменьшения до 0,30%) на распад аустенита высокоуглеродистой стали при непрерывном охлаждении в интервале скоростей 0,4–17,0 °C/c, которые являются технологически реальными при контролируемом охлаждении на транспортере Стелмор. Для наглядности распад аустенита приведен в температурном интервале 800–450 °C (рис. 2).

Установлено (рис. 2), что в высокоуглеродистой стали повышенное содержание хрома и пониженное марганца (состава № 2) при скорости охлаждения 0,4 °C/c увеличивает температуру начала и конца аустенитного превращения на 10 °C, а с увеличением скорости непрерывного охлаждения (до 17 °C/c) снижает температуру конца превращения на 10 °C. Во время распада аустенита на перлит в интервале скоростей охлаждения от 4,8 до 17 °C/c температура конца распада выше температуры начала на 10 и 20 °C соответственно, что объясняется выделением за короткий промежуток времени значительного количества тепла при фазовом превращении.

С учетом изученной кинетики распада аустенита высокоуглеродистой стали в потоке высокоско-

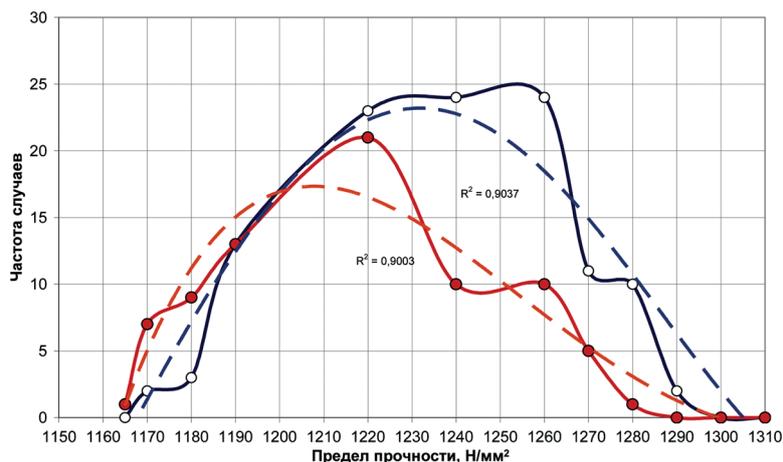


Рис. 3. Распределение относительных частот по пределу прочности катанки диаметром 5,5 мм из стали 90 с использованием КТМО по режиму 1 (—○—) и режиму 2 (—●—)

ростного проволочного стана 150 БМЗ произведена высокоуглеродистая катанка диаметром 5,5 мм, подвергнутая различным режимам КТМО (табл. 2). Охлаждение воздухом производили со скоростью не менее 15 °С/с, при этом скорость транспортирования витков ( $V_{тр}$ ) зависит от скорости прокатки ( $V_{пр}$ ) и должна соответствовать  $V_{тр} = 12 \cdot 10^{-3} \cdot V_{пр}$ .

Т а б л и ц а 2. Режимы КТМО катанки диаметром 5,5 мм из высокоуглеродистой стали

Марка стали	Номер режима КТМО (схема)	Скорость прокатки $V_{пр}$ , м/с	Температура, °С, подката и катанки, ±15 °С			Вентиляторы № 1–9 включенная мощность, %
			перед ЧБ	перед РКБ	на виткообразователе	
90	1 (ЧБ)	90	950	—	850	75–70
90	2 (ЧБ и РКБ)	105	944	918	850	
90	3 (ЧБ и РКБ)		950	920	930	
90Cr			945	917	930	

Анализ показал, что в катанке из высокоуглеродистой стали, подвергнутой КТМО по режимам 2 и 3 с использованием дробности деформации (ЧБ и РКБ) в сравнении с режимом 1 (использование только ЧБ), предел прочности снижается на 20–25 Н/мм<sup>2</sup> (рис. 3), при этом величина действительного зерна уменьшается с № 6–10 до № 8–11 (при разбеге в плавке не более двух номеров), а наличие пластинчатого перлита 2-го балла повышается с 15 до 20%.

Известно [3], что если металл подвергать последеформационным выдержкам при температурах, немного ниже температуры конца горячей деформации, то в нем могут протекать процессы метадинамической рекристаллизации, статической полигонизации или статической (повторной) рекристаллизации, при которых избыточная плотность дислокаций будет ликвидирована в результате миграции большеугловых границ. При КТМО с использованием дробности деформации (ЧБ и РКБ)

при температурах, выше  $A_1$ , в результате частично прошедшей повторной (статической) рекристаллизации происходит уменьшение действительного зерна, дисперсности перлита и предела прочности по сравнению с базовой прокаткой и охлаждением (использование только ЧБ).

Основу микроструктуры сталей 90 и 90Cr, подвергнутых КТМО по режиму 3, составляет сорбитообразный перлит, структурно свободный цементит, промежуточные структуры отсутствуют (рис. 4). Среднее межпластиночное расстояние перлита в катанке, подвергнутой КТМО по режиму 3, составляло для стали 90 – 0,15 мкм, для стали 90Cr – 0,12 мкм при толщине цементитных пластин 0,011 и 0,008 мкм соответственно. Легирование стали хромом повышает дисперсность перлита, снижение содержания марганца приводит к уменьшению дислокационной насыщенности ферритной матрицы перлита, обеспечивая устойчивость металла к расслоению после испытаний на скручивание [4].

При прочих равных условиях основным фактором, влияющим на формирование поверхностных структур, является режим КТМО, при этом глубина распространения структур, формально определяющих частичное обезуглероживание катанки, зависит от температуры виткообразования [5] и в основном формируется по периметру катанки неравномерно (рис. 5, а).

В структуре раската после КТМО при температурах, выше  $A_1$ , наиболее полно проходят процессы повторной рекристаллизации [6], при которой рост аустенитного зерна обуславливает снижение диффузии углерода и уменьшение видимого обезуглероженного слоя. В поверхностных слоях катанки происходит образование эвтектоида с тонкими пластинами и мелкими глобулами цементита. Катанка с такой структурой проявляет

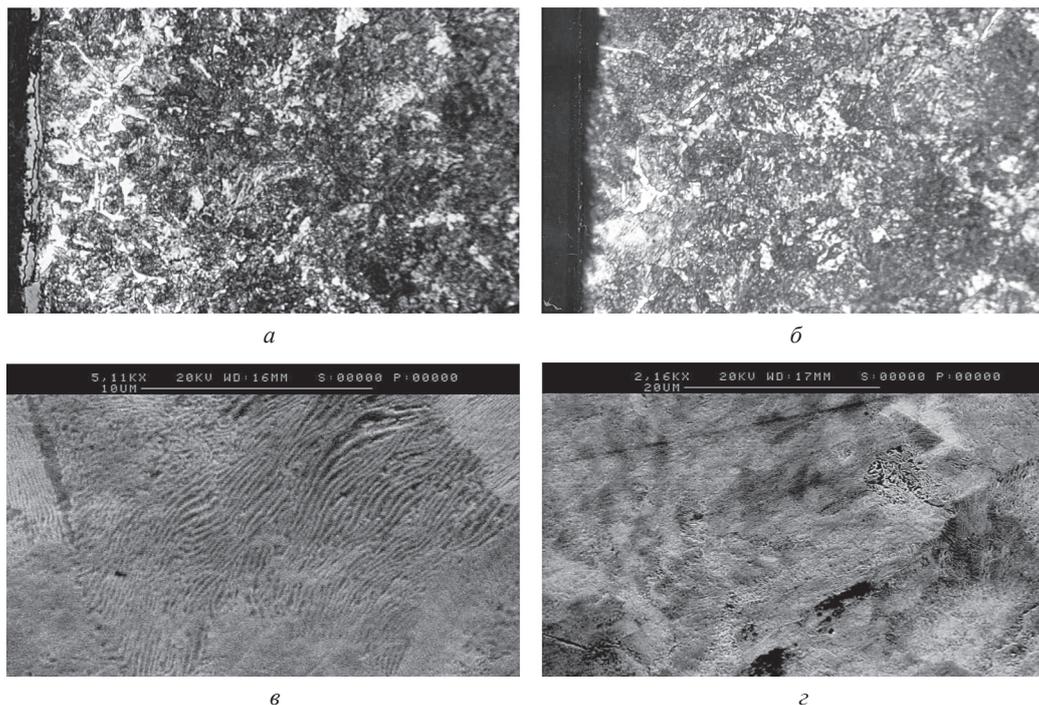


Рис. 4. Микроструктура поверхности (x500 – *a, б*) и центра (*в, г*) катанки диаметром 5,5 мм из сталей 90 (*a, в*) и 90Cr (*б, г*), подвергнутых КТМО по режиму 3



Рис. 5. Распределение глубины видимого обезуглероженного слоя (цифры у соответствующих экспериментальных точек показывают глубину обезуглероживания, мм  $\cdot 10^3$ ) по периметру катанки из стали 90 после КТМО с температурой виткообразования 850 °C (*a*) и 930 °C (*б*)

структурную наследственность, что при скоростном волочении практически исключает образование закалочных структур на ее поверхности.

Распределение видимого обезуглероженного слоя по периметру катанки, подвергнутой в процессе КТМО контролируемому охлаждению с использованием дробности деформации (ЧБ и РКБ), равномерно (рис. 5, *б*), и его глубина уменьшается с повышением температуры на виткообразователе при среднестатистическом значении от 0,10 мм (при 850 °C) до 0,07 мм (при 930 °C).

Предложенные технологические подходы по формированию структуры и свойств в высокоуглеродистой катанке путем легирования и КТМО обеспечили на метизном переделе повышение технологи-

ческой пластичности металла, что позволило освоить на БМЗ производство сверхвысокопрочного металлокорда 3+2x0,35ST и высокопрочной бортовой бронзированной проволоки диаметром 1,83 мм, произведенных прямым волочением без промежуточной термической обработки (патентирования) и, следовательно, при меньших затратах энергоносителей.

### Выводы

1. В результате внедрения в потоке проволочного стана 150 БМЗ новой компоновки чистовой группы клеток блочной конструкции с дробностью деформации и системой междублочного контроля температуры подката повысились качественные характеристики выпускаемой продукции.

2. При легировании стали хромом повышается дисперсность перлита, а снижение содержания марганца приводит к уменьшению дислокационной насыщенности ферритной матрицы перлита и прочностных свойств, обеспечивая устойчивость металла к расслоению после скручивания.

3. Выявлено, что снижение температуры после горячей деформации с 1000–1100 до 850–930 °С приводит к снижению предела прочности высокоуглеродистой стали, которое зависит от дробности деформации и обусловлено уменьшением размера аустенитного зерна и дисперсности перлита.

4. Использование в хвостовой части прокатной чистовой линии дополнительно редуционно-калибрующего блока при производстве высокоуглеродистой катанки, подвергнутой КТМО с температурой на виткообразователе  $930 \pm 15$  °С, позволило снизить разброс механических свойств, уменьшить глубину обезуглероженного слоя с равномерным распределением его в поверхности катанки по периметру, повысить технологическую пластичность на метизном переделе, что является одним из достоинств такой катанки, соответствующей лучшим зарубежным аналогам.

### Литература

1. T o s h i m i T. Microstructure control and strengthening of steel cord // Ferrum. 2006. Vol. 11. № 12. P. 791–797.
2. Металлы и сплавы: Справ. / Ю. П. Солнцев, В. К. Афонин, Б. С. Ермаков и др. СПб.: Профессионал, 2007.
3. Б е р н ш т е й н М. Л., З а й м о в с к и й В. А., К а п у т к и н а Л. М. Термомеханическая обработка стали. М.: Металлургия, 1983.
4. Влияние термомеханической обработки на структуру и свойства высокоуглеродистой катанки / О. В. Луценко, А. М. Нестеренко, В. Г. Черниченко и др. // Обработка материалов давлением. 2010. № 4 (25). С. 182–186.
5. Глубина обезуглероженного слоя на углеродистой катанке различных заводов-изготовителей / В. В. Парусов, В. А. Луценко, А. Б. Сычков и др. // Металлургическая и горнорудная промышленность. 2003. № 5 С. 61–64.
6. 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.