

УДК 669.017: 621.771.25: 621.785

Луценко О. В.
Нестеренко А. М.
Черниченко В. Г.
Козачек А. С.

ВЛИЯНИЕ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА ВЫСОКОУГЛЕРОДИСТОЙ КАТАНКИ

В последние годы большое внимание уделяется вопросу создания материалов, снижающих металлоемкость автомобилей, в частности, уменьшение массы шин за счет использования высокопрочной бортовой проволоки и металлокорда с сохранением эксплуатационных характеристик, что позволяет повысить топливную экономичность. Поэтому вместо бортовой проволоки нормальной прочности $\varnothing 2,0$ мм целесообразно использовать высокопрочную проволоку $\varnothing 1,6$ мм.

Известно, что в процессе термомеханической обработки (ТМО) ускоренное охлаждение с прокатного нагрева препятствует развитию процессов рекристаллизации аустенита, способствуя упрочнению и наряду с этим сохранению пластичности [1–3]. Следует учитывать, что в стали с высоким содержанием углерода может образовываться цементитная сетка, а чрезмерное легирование хромом увеличивает длительность распада аустенита [4, 5].

Целью работы является совершенствование химического состава и режимов ТМО, направленных на формирование необходимой структуры и свойств в катанке для высокопрочной бортовой проволоки.

Для определения наиболее рациональных режимов ускоренного охлаждения ранее была изучена кинетика распада аустенита высокоуглеродистой стали в определенном скоростном интервале, наиболее приближенном к технологическим возможностям Стелмор-процесса [6]. В потоке высокоскоростного проволочного стана в процессе ТМО высокоуглеродистую катанку $\varnothing 5,5$ мм после чистового блока подвергали регулируемому ускоренному охлаждению, включающему охлаждение водой до температур, выше A_{c3} , с последующим интенсивным охлаждением на транспортере.

Химический состав и механические свойства катанки из высокоуглеродистой стали 80 различного химического состава приведены в табл. 1.

Таблица 1

Химический состав (% масс) и механические свойства катанки $\varnothing 5,5$ мм из высокоуглеродистой стали 80

Состав	C	Mn	Si	P	S	Cu	Cr	Ni	Al	N	Механические свойства		
											σ_B , Н/мм ²	Ψ , %	δ , %
1	0,83	0,54	0,20	0,006	0,01	0,03	0,03	0,02	0,001	0,004	1100–1190	32–41	12–15
2	0,81	0,31	0,22	0,004	0,013	0,08	0,21	0,04	0,001	0,004	1090–1170	36–43	14–18
Требования НТД	0,81–0,85	0,45–0,70	не более							не менее			
			0,30	0,016	0,016	0,12	0,10	0,12	0,005	0,005	1090–1210	30	10

Катанка нового состава 2 отличалась от нормативного повышенным содержанием хрома и пониженным марганца. Механические свойства катанки состава 1 и 2 соответствовали нормативным требованиям. Микроструктурный анализ показал, что видимый обезуглероженный слой по периметру катанки состава 1 и 2 распределен равномерно, максимальные значения глубины распространения не превышают 0,07 мм (рис. 1, а, б), величина действительного зерна составляет 7–9 номер.

Важнейшим параметром микроструктуры высокоуглеродистой стали, определяющим сопротивление пластической деформации и разрушению, является дисперсность перлита, определяемая по межпластиночным расстояниям. Основу микроструктуры катанки состава 1 и 2, подвергнутой ТМО, составляет сорбитообразный перлит более 90 % (рис. 1, в, г), структурно свободный цементит, и промежуточные структуры отсутствуют. Среднее межпластиночное расстояние перлита (рис. 1, д, е) в катанке стали состава 1 составляло 0,16 мкм, для состава 2–0,14 мкм, а толщина цементитных пластин 0,012 и 0,008 мкм, соответственно.

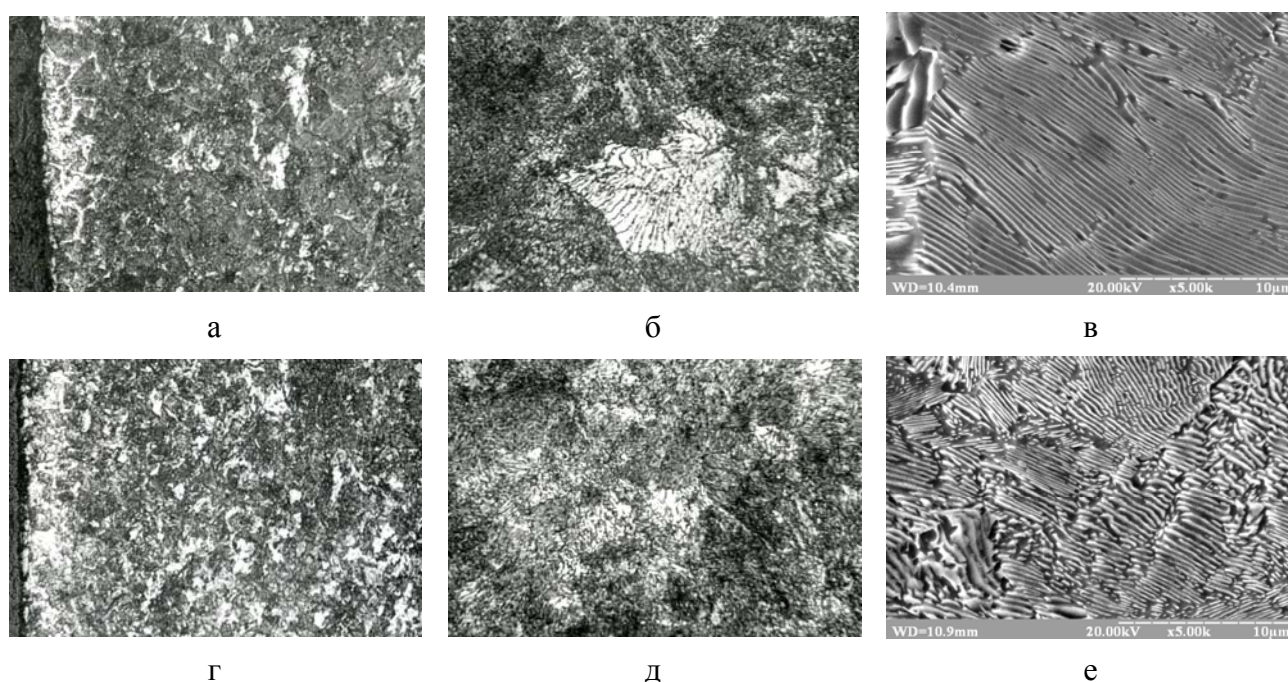


Рис. 1. Микроструктура поверхности (а, г – $\times 500$) и центра (б, д – $\times 1600$; в, е – $\times 5000$) катанки $\text{Ø}5,5$ мм стали 80 состава 1 (а, б, в) и 2 (г, д, е), подвергнутой ТМО

Для определения среднего межпластиночного расстояния и толщины цементитной пластины использовали специально созданную компьютерную программу. Методика данной программы заключается в цифровой обработке фотоснимков структур, сделанных с помощью электронного микроскопа. Программой рассчитывалось фактическое увеличение с последующим расчетом межпластиночного расстояния методом секущих.

Изготовленная из катанки прямым волочением (без промежуточной термообработки) высокопрочная бортовая проволока $\text{Ø}1,6$ мм из стали состава 1 при испытании на скручивание в отдельных случаях расслаивалась, а из стали состава 2 была без расслоений. Фактические данные испытаний высокопрочной бортовой проволоки приведены в табл. 2.

Методом аппроксимации профилей рентгеновских интерференций исследовали тонкую кристаллическую структуру α -фазы (феррита) в проволоке $\text{Ø}1,6$ мм. Профили рентгеновских интерференций (110) и (211) α -фазы (феррита) исследованных образцов получали на дифрактометре ДРОН-2,0 в монохроматизированном $\text{CuK}\alpha$ -излучении (в качестве эталона использовался образец карбонильного железа).

Таблица 2

Фактические данные испытаний высокопрочной бортовой проволоки Ø1,6 мм

Сталь состава (см. табл. 1)	Разрывное усилие, Н	Количество скручиваний	Характер разрушений
1	4200–4700	28–35	с расслоением
2	4250–4500	30–35	без расслоения
Требования НТД	4450 ± 270	Не менее 25	без расслоения

Из табл. 3 следует, что полученные значения отношений физических уширений интерференций α -фазы в исследованных образцах проволоки β_{211}/β_{110} находятся между отношениями $1,23 < \beta_{211}/\beta_{110} < 2,13$; согласно положениям используемого метода [7] это значит, что уширение интерференций β определяется как измельчением блоков (субзерен) D_{HKL} , так и микронапряжениями решетки α -фазы $\frac{\Delta a}{a}$.

Таблица 3

Параметры тонкой структуры α -фазы в высокоуглеродистой проволоке Ø1,6 мм

Сталь состава	Интерференция	β , мрад.	β_{211}/β_{110}	$\rho_{D_{HKL}} \times 10^{-3}$, нм ⁻²	$\rho_{\frac{\Delta a}{a}} \times 10^{-3}$, нм ⁻²	$\rho \times 10^{-3}$, нм ⁻²
1	(110)	4,54	1,35	2,078	0,015	2,093
	(211)	6,14				
2	(110)	4,09	1,92	0,129	0,413	0,542
	(211)	7,87				

Общее значение ρ рассчитывали путем суммирования $\rho_{D_{HKL}}$ и $\rho_{\frac{\Delta a}{a}}$, полученных с учетом дисперсности блоков и микронапряжений по соотношениям (1) и (2):

$$\rho = \frac{3}{D_{HKL}^2}; \quad (1)$$

$$\rho = 1,3 \cdot \left(\frac{\Delta a}{a}\right)^2 \cdot 10^{16} \text{ нм}^{-2}. \quad (2)$$

На основании проведенных исследований установлено, что плотность дислокаций α -фазы в холодноволокоченной проволоке, изготовленной из термомеханически обработанной катанки с повышенным содержанием хрома и пониженным марганца (состава 2), почти в 4 раза ниже, чем в стандартной стали состава 1. Это может служить одним из существенных факторов, обуславливающих наблюдаемую устойчивость к расслоению проволоки.

Для выявления связи между механическими свойствами катанки и химическим составом стали использовали известную металлохимическую модель межатомного взаимодействия элементов [8]. Согласно этой методике в качестве «свертки» химического состава стали вводится интегральный параметр Z^Y – физико-химический эквивалент. На основе регрессионного анализа на массиве плавок получили зависимости механических свойств катанки стали 80 от общего химического состава (σ_s , ψ , δ):

$$\sigma_B = 309 + 835C - 34Si + 51Mn + 349Cr + 47Ni + 143Cu - 1198Al + 2936Ti - 148Mo + 4757N + 753S + 5119P, \quad r = 0,65;$$

$$\psi = 55 - 44C + 66Si + 37Mn - 15Cr + 4Ni - 22Cu + 303Al + 73Ti + 6Mo + 892N - 89S - 300P, \quad r = 0,7;$$

$$\delta = 43 - 36C + 6Si - 8Mn + 35Cr - 0,5Ni - 13Cu + 148Al + 270Ti - 12Mo - 657N - 236S + 195P, \quad r = 0,8;$$

$$Z^Y = 1,14 + 0,06C + 0,04Si + 0,02Mn + 0,03Cr + 0,004Ni + 0,01Cu + 0,04Al - 0,009Ti + 0,02Mo + 0,04N + 0,02S + 0,006P, \quad r = 0,99.$$

Для обеспечения выполнения требований к высокопрочной проволоке по разрывному усилию физико-химический эквивалент Z^Y должен быть в пределах 1,216–1,218.

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 – представление сложных нелинейных зависимостей [9]. На рис. 2 приведены картограммы зависимости σ_B , ψ , δ – шкалы изменения функции $f = Z(x, y)$ – от регламентированного содержания хрома и марганца.

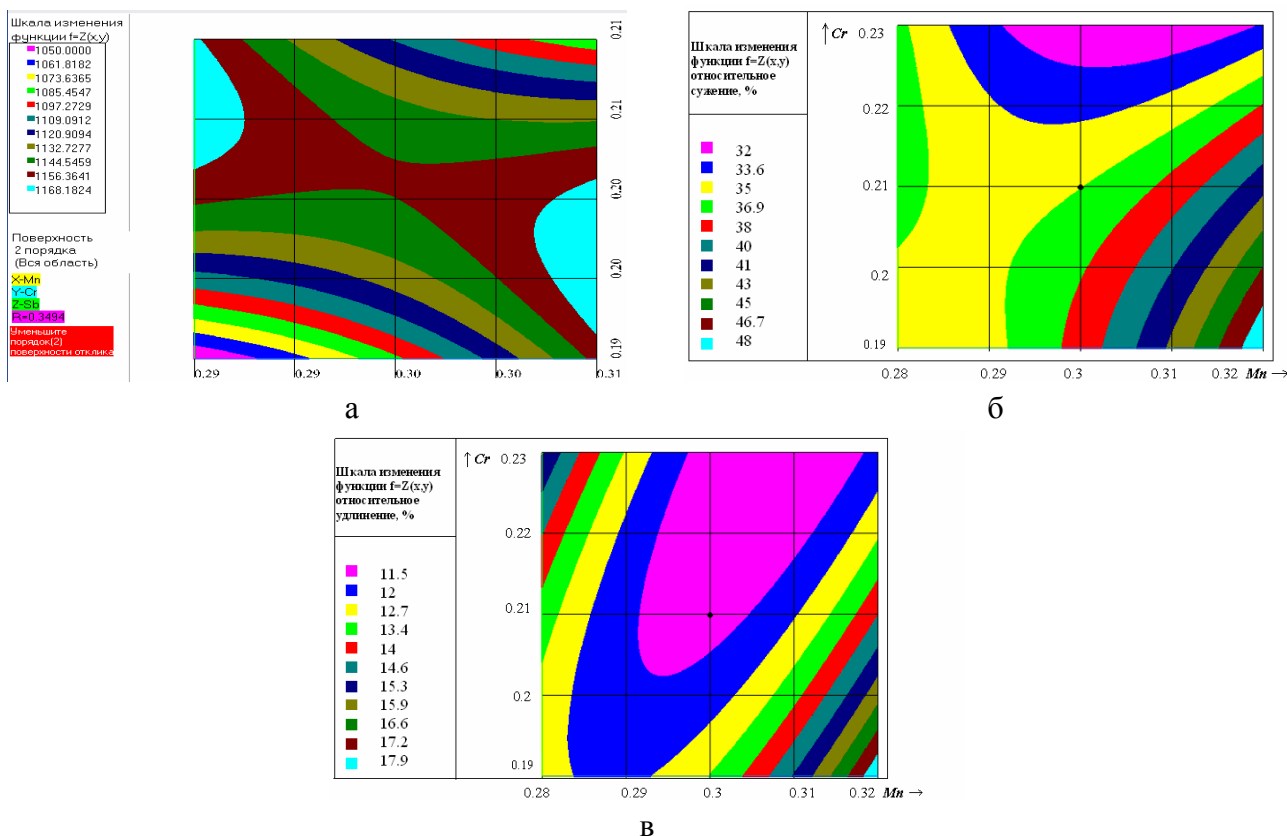


Рис. 2. Изменение предела прочности (а), относительного сужения (б) и относительного удлинения (в) в зависимости от содержания хрома и марганца в стали 80

Анализ представленных данных показывает следующее: при одновременном увеличении содержания Mn и Cr значения σ_B возрастают; при максимальном содержании Mn и Cr пластические свойства (ψ , δ) имеют низкие значения; при 0,30 % Mn и 0,20 % Cr достигается требуемая норма для катанки стали 80: $\sigma_B = 1132 \text{ Н/мм}^2$; $\psi = 35 \%$; $\delta = 14 \%$.

Таким образом, показано, что формирование заданной структуры и уровень свойств высокоуглеродистой катанки для высокопрочной бортовой проволоки обеспечиваются комплексно путем регламентирования химического состава (по углероду, хрому и марганцу) и режимом термомеханической обработки.

ВЫВОДЫ

Показано, что при скручивании проволоки диаметром 1,6 мм, произведенной прямым волочением (без промежуточной термообработки) из термомеханически обработанной катанки диаметром 5,5 мм стали 80, расслоение металла полностью устраняется при дополнительном введении в сталь хрома в количестве $0,2 \pm 0,03$ % и снижении марганца до $0,3 \pm 0,03$ %. Устранение расслоения связано с повышением дисперсности перлита и образованием более совершенной субструктуры в феррите перлита.

Методом многокритериальной оптимизации показано, что для стали 80 при физико-химическом эквиваленте Z^Y в пределах 1,214–1,224 механические свойства катанки после термомеханической обработки соответствуют нормативным требованиям, которые обеспечивают прямым волочением (без промежуточной термической обработки) технологичность и сдаточные характеристики высокопрочной бортовой проволоки диаметром 1,6 мм.

ЛИТЕРАТУРА

1. Бернштейн М. Л. Термомеханическая обработка стали / М. Л. Бернштейн, В. А. Займовский, Л. М. Капуткина. – М. : Металлургия, 1983. – 480 с.
2. 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.
3. 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.
4. Гудремон Э. Специальные стали / Э. Гудремон; пер. с нем. – М. : Металлургия, 1966. – 250 с.
5. Toshimi T. Microstructure control and strengthening of steel cord // *Ferrum*. – 2006. – № 11–12. – P. 791–797.
6. Луценко О. В. Исследование кинетики фазовых превращений в высокоуглеродистой стали, легированной хромом / О. В. Луценко, М. Ф. Евсюков, В. А. Луценко // *Металлофизика и новейшие технологии*. – 2008. – Том 30. – С. 721–725.
7. Горелик С. С. Рентгенографический и электроннооптический анализ / С. С. Горелик, Л. Н. Расторгуев, Ю. А. Скаков. – М. : Металлургия, 1970. – 366 с.
8. Приходько Э. В. Эффективность комплексного легирования стали и сплавов / Э. В. Приходько. – К. : Наукова думка, 1995. – 292 с.
9. 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.

Луценко О. В. – аспирант ИЧМ НАНУ;

Нестеренко А. М. – канд. техн. наук, ст. науч. сотрудник ИЧМ НАНУ;

Черниченко В. Г. – канд. техн. наук, науч. сотрудник ИЧМ НАНУ;

Козачек А. С. – мл. науч. сотрудник ИЧМ НАНУ.

ИЧМ НАНУ – Институт черной металлургии им. З. И. Некрасова Национальной академии наук Украины, г. Днепропетровск.