

УДК 621.771.237

ИССЛЕДОВАНИЕ ВОЗМОЖНОСТИ ПОЛУЧЕНИЯ АВТОЛИСТОВОЙ ДВУХФАЗНОЙ СТАЛИ ПРИ ОДНОСТУПЕНЧАТОМ ОХЛАЖДЕНИИ НА ОТВОДЯЩЕМ РОЛЬГАНГЕ НЕПРЕРЫВНОГО ШИРОКОПОЛОСНОГО СТАНА 2000 ОАО «НЛМК»

Татару А.С.¹, аспирант кафедры «Пластическая деформация специальных сталей и сплавов» (tataru_as@list.ru)

Потёмкин В.К.¹, к.т.н., профессор кафедры «Пластическая деформация специальных сталей и сплавов»

Кавалла Р.¹, к.т.н., профессор кафедры «Пластическая деформация специальных сталей и сплавов»

Лукин А.С.², к.т.н., начальник отдела прокатных технологий Технического центра

Долгов А.В.², начальник лаборатории технологий горячей прокатки Технического центра

¹Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»

(Россия, 119049, Москва, Ленинский пр-т, д. 4)

²ОАО «Новолипецкий металлургический комбинат»

(Россия, 398040, г. Липецк, пл. Металлургов, д. 2)

Аннотация. Целью данных исследований являлся поиск возможности обеспечения механических свойств горячекатаной двухфазной стали в диапазоне класса прочности DP 450 – 600 в условиях Новолипецкого металлургического комбината (НЛМК). При этом решающую роль в процессе формирования конечной структуры и свойств приобретает одноступенчатая стратегия охлаждения полосы на отводящем рольганге непрерывного широкополосного стана (НШПС) 2000. Проведены лабораторные исследования влияния параметров горячей прокатки на формирование структуры и механических свойств стали SPRC440R, используемой на НЛМК в качестве горячего подката при производстве холоднокатаных двухфазных сталей. С целью проведения опытной прокатки, на математической модели рассчитаны температурно-скоростные параметры ускоренного охлаждения на отводящем рольганге НШПС 2000 НЛМК. Полученные результаты лабораторных исследований и проведенных расчетов использованы при разработке и реализации режимов опытно-промышленной прокатки. В данной работе авторы дают рекомендации по возможности обеспечения механических свойств горячекатаной двухфазной стали в диапазоне класса прочности DP 450 – 600.

Ключевые слова: горячая прокатка, автолист, двухфазная сталь, одноступенчатая стратегия охлаждения, структурообразование, механические свойства.

В последние годы прогресс мирового автомобилестроения ставит новые задачи перед автомобилестроителями и, соответственно, перед металлургами. Расширение применения сталей повышенной прочности является одной из главных тенденций в данной области [1]. Большое внимание уделяется освоению технологии производства автолистовых двухфазных феррито-мартенситных сталей (ДФМС). Практический интерес к ДФМС обусловлен возможностью сочетания высокой прочности и достаточно высокой пластичности. Это позволяет эффективно применять ДФМС для изготовления деталей автомобиля методами холодной штамповки. [2]. Микроструктура ДФМС состоит из двух основных фаз: ферритной мягкой и пластичной, которая определяет относительно невысокий предел текучести, и мартенситной твердой, придающей этой стали необходимую прочность. В структуре стали также возможно наличие бейнитной составляющей, следов остаточного аустенита с ТРИП-эффектом и следов феррита с повышенным содержанием углерода, обеспечивающего ВН-эффект [3].

Производство холоднокатаной листовой ДФМС в полной мере освоено на ряде отечественных металлургических предприятий и не требует существенных

изменений в технологии. При этом в настоящее время возникла необходимость в разработке технологии производства горячекатаных ДФМС, которая позволит расширить сортамент данного типа сталей и повысить энергоэффективность их производства. Таким образом, тема настоящих исследований стала актуальной для Новолипецкого металлургического комбината (НЛМК).

Получение штампуемых горячекатаных ДФМС осуществляется на непрерывных широкополосных станах (НШПС). Подход к выбору составов и режимов прокатки при получении горячекатаной ДФМС, содержащей 15 – 20 % мартенсита, основывается на совмещении термокинетической диаграммы анизотермического превращения аустенита данной стали с реальными параметрами охлаждения после горячей прокатки на НШПС [4, 5].

В большинстве опубликованных работ предлагается двухступенчатая схема охлаждения на отводящем рольганге широкополосных станов, включающая дополнительную воздушную паузу в области ферритного превращения. Конструктивные особенности отводящего рольганга НШПС 2000 НЛМК не позволяют реализовать двухступенчатый режим охлаждения, поэтому в настоящей работе рассматривается возможность про-

изводства горячекатаных ДФМС при одноступенчатой схеме охлаждения (см. рис. 1).

Работа состоит из трех частей:

- предварительный выбор химического состава;
- физическое моделирование процессов структурообразования;
- проведение опытно-промышленных исследований в производственных условиях стана 2000.

Предварительный выбор химического состава

В первой части произведен обзор открытой литературы на предмет используемых в мире программ легирования, позволяющих обеспечить при определенных температурно-скоростных условиях горячей прокатки структуру и свойства ДФМС. Состав стали для получения горячекатаной ДФМС должен иметь такие параметры превращения γ -фазы, которые соответствуют термокинетическим диаграммам сразу двух сталей: низколегированной с ранним началом ферритного превращения и высокоуглеродистой с температурным

зазором между перлитным и бейнитным превращением [4]. В табл. 1 приведен состав ДФМС, производимых с прокатного нагрева [6 – 10].

Отличительной особенностью химического состава приведенных сталей является низкое содержание углерода (0,1 – 0,06 %), однако любой предлагаемый в литературе химический состав для получения ДФМС, в особенности из тех, что были разработаны на зарубежных промышленных комплексах, необходимо корректировать с учетом технологических и конструктивных особенностей отечественных НШПС, в частности НШПС 2000 НЛМК.

Особое внимание необходимо обратить на стратегию охлаждения после чистовой прокатки при производстве горячекатаных двухфазных сталей. Изменение интенсивности охлаждения и температуры смотки дает возможность управлять изменением структуры во время превращения в широком диапазоне. Для двухфазных сталей скорость охлаждения на первом этапе должна быть достаточно низкой, чтобы обеспечить превращение около 80 % аустенита в феррит, что связано с обогащением аустенита углеродом. На втором этапе необходима высокая скорость охлаждения, чтобы предотвратить образование перлита, не допустить значительного выделения бейнита и обеспечить формирование мартенсита при низкой температуре смотки около 250 – 350 °С.

В работе [11] проведены расчеты с использованием разработанной в НИТУ «МИСиС» математической модели структурообразования [12] по влиянию параметров режима ускоренного охлаждения на формирование структуры и механические свойства низколегированной стали 06ХГС. Выбранному химическому составу стали 06ХГС соответствовал состав стали SPRC440R, используемой для производства холоднокатаной ДФМС в условиях НЛМК.

Проведенные расчеты позволили выявить основные параметры управления процессом структурообразования и их взаимосвязь с механическими свойствами. Такими параметрами являются: температура конца

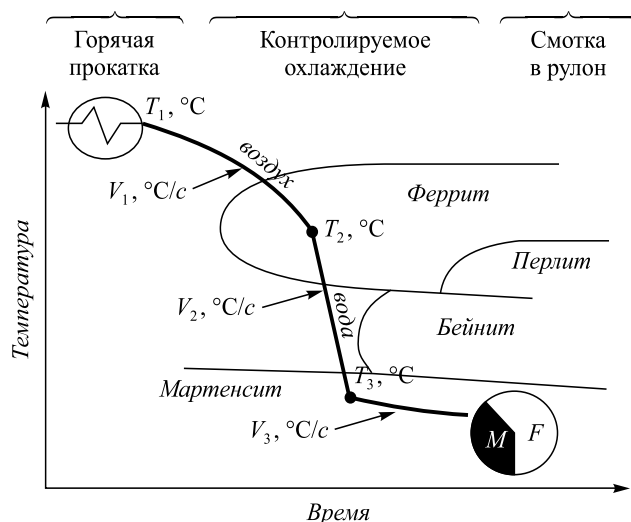


Рис. 1. Технология получения горячекатаной ДФМС по одноступенчатой схеме охлаждения

Таблица 1

Химический состав горячекатаных ДФМС, % (по массе)

Источник	C	Si	Mn	Al	Cr + Mo	P	S	Ti + Nb	N
[6]	0,06 – 0,09	–	0,6 – 1,4	0,02 – 0,06	0,2 – 0,8	<0,04	<0,01	<0,03	<0,006
	0,07 – 0,10	–	0,8 – 1,6	0,02 – 0,06	0,4 – 1,0	<0,06	<0,01	<0,03	<0,006
	0,06 – 0,09	–	0,8 – 1,6	0,02 – 0,06	0,4 – 1,0	<0,04	<0,01	<0,03	<0,006
	0,07 – 0,10	–	1,0 – 1,8	0,02 – 0,06	0,6 – 1,2	<0,06	<0,01	<0,03	<0,006
[7]	≤0,14	≤2,0	≤2,0	≤0,015	≤1,0	≤0,08	≤0,015	–	–
[8]	0,10	0,2	0,7	0,04	–	0,05	0,01	–	0,0045
[9]	0,12	0,4	1,5	–	–	–	–	0,02 Nb	–
[10]	0,07 – 0,10	<0,2	0,8 – 1,6	–	0,4 – 1,0	–	–	–	–
	0,06 – 0,09	<0,2	0,8 – 1,6	–	0,4 – 1,0	–	–	–	–

прокатки, время выдержки перед началом ускоренного охлаждения, температура смотки, скорость охлаждения и скорость прокатки в последней клетке. Варьирование этих параметров при ступенчатом охлаждении позволяет в широком диапазоне изменять соотношение ферритной и бейнито-мартенситной структур.

Химический состав стали SPRC440R был выбран для проведения последующих лабораторных и промышленных исследований.

Физическое моделирование процессов структурообразования

Во второй части выполняемой работы для проведения лабораторных исследований были отобраны карты металла, прокатанного на стане 2000 НЛМК из стали SPRC440R.

Методика дилатометрических исследований включала: нагрев цилиндрического образца со скоростью $5\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$ до температуры $1150\text{ }^{\circ}\text{C}$, выдержка 5 мин при данной температуре, последующее охлаждение до температуры $920\text{ }^{\circ}\text{C}$, деформация 40 % и последующее охлаждение со скоростями 0,5; 1; 3; 5; 10; 20; $50\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$ до комнатной температуры.

Термокинетическая диаграмма (ТКД) фазовых и структурных превращений стали SPRC440R построена на основании анализа полученных дилатометрических кривых, металлографических исследований структуры, а также результатов измерения микротвердости каждого из испытанных образцов (см. рис. 2).

На основании проведенных исследований необходимо отметить следующие особенности фазовых и структурных превращений, протекающих в стали SPRC440R:

- с увеличением скорости охлаждения уменьшается количество перлита и феррита, при этом увеличивается количество бейнита;

- появление бейнита и прекращение образования перлита происходит при скоростях охлаждения выше $3 - 5\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$;

- при повышении скорости охлаждения от $5\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$ и выше прослеживается значительное увеличение бейнита в стали, что подтверждается возрастанием микротвердости от 127 (феррито-перлитная структура) до 245 (бейнитная структура) ед по Викерсу.

Судя по результатам анализа дилатограмм и металлографии, реакция мартенситного превращения протекает неоднозначно в рассмотренном диапазоне скоростей охлаждения (не была определена линия M_n на ТКД) и в незначительной степени (объемная доля мартенсита не превышает 5 %).

Исследование с использованием комплекса физического моделирования Gleeble 3800 включало следующие этапы: имитацию термомеханических условий горячей прокатки в линии стана 2000 НЛМК; металлографический анализ с использованием нескольких технологий травления для выявления в структуре мартенсита и феррита; измерение микротвердости.

Согласно выбранной схеме термомеханической обработки осуществлялось моделирование наиболее важных этапов деформационного режима на стадиях черновой (первая ступень при температуре $1050\text{ }^{\circ}\text{C}$) и чистовой (вторая и третья ступень при температуре 920 , 880 , $850\text{ }^{\circ}\text{C}$) прокатки. Температуру конца прокатки и время паузы перед включением секций душирования на отводящем рольганге реального НШПС варьировали путем изменения температуры ($T_{\text{кл}}$) перед началом охлаждения и воздушной паузы (τ_n) после заключительного обжатия. Режим ступенчатого охлаждения после заключительного обжатия образца представляет собой произвольное охлаждение на воздухе, затем ускоренное охлаждение образца посредством подачи сжатого воздуха под давлением.

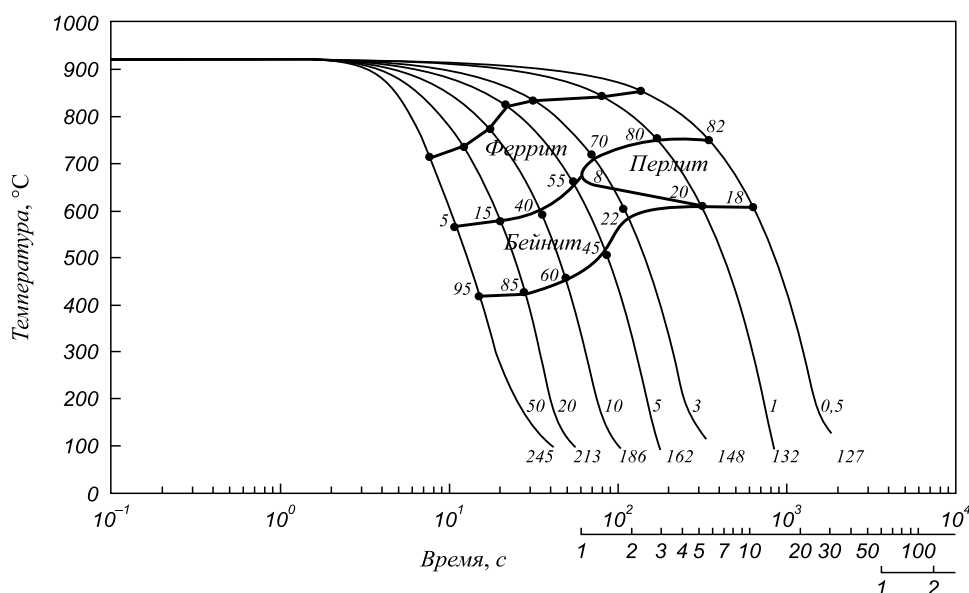


Рис. 2. Термокинетическая диаграмма стали SPRC440R

ем из имеющихся в камере форсунок до температуры 210 – 250 °С, после которой форсунки отключаются и образец продолжает охлаждаться в воздушной среде до комнатной температуры.

В результате проведенных исследований на комплексе Gleeble 3800 выявлены следующие основные закономерности:

- увеличение воздушной паузы (τ_n) приводит к увеличению образования объемной доли феррита (v_ϕ) за счет уменьшения доли бейнитной составляющей (табл. 2);

- объемная доля мартенсита (v_m) во всем интервале изменения воздушной паузы (τ_n) и температуры конца деформации ($T_{кп}$) не превышает 7 %, либо находится в пределах ошибки (рис. 3);

- с увеличением температуры конца деформации (T_3) объемная доля феррита (v_ϕ) в стали уменьшается, при этом прослеживается увеличение твердости;

- максимальное количество феррита зафиксировано при $T_{кп} = 850$ °С и $\tau_n = 20$ с (см. табл. 2 и рис. 3).

По результатам проведенных лабораторных исследований были сформулированы рекомендации для проведения производственного эксперимента на стане 2000 НЛМК. Для достижения оптимально возможного соотношения ферритной и бейнито-мартенситной структур в исследуемой стали в производственных условиях необходимо обеспечить температуру конца прокатки 840 (± 10) °С, при этом температура начала ускоренного охлаждения и температура смотки не должны превышать 730 (± 10) и 300 (± 20) °С соответственно.

Проведение опытно-промышленных исследований в производственных условиях стана 2000

В третьей части исследований стояла задача воспроизвести температурно-скоростные условия лабора-

торных исследований при прокатке на промышленном оборудовании стана 2000. Для этого были выполнены расчеты с использованием математической модели [13] по определению скорости транспортировки полосы по отводящему рольгангу, которая должна обеспечить необходимую скорость ступенчатого охлаждения и температуру смотки. При этом определяли количество и последовательность включения секций душирующей установки.

Варьировались следующие параметры прокатки: время паузы перед началом ускоренного охлаждения (τ_n) в интервале от 5 до 20 с и соответственно температура смотки ($T_{см}$), тогда как температура конца прокатки ($T_{кп}$) была постоянной и составляла 840 °С.

При расчетах на математической модели параметров, описывающих условия ускоренного охлаждения полосы заданного типоразмера 6×1500 мм, предусматривалось использование трех значений скорости транспортировки в качестве базовых: 4, 5 и 6 м/с. Различные температуры смотки обеспечивались путем изменения числа включенных секций.

По результатам совместного анализа рассчитанных кривых и термокинетической диаграммы стали SPRC440R (см. рис. 2) установлено, что наибольшей степенью свободы с точки зрения возможностей варьирования параметров τ_n и $T_{см}$ обладает скорость транспортировки 4 м/с. Уменьшение скорости транспортировки для достижения более низких значений параметров $T_{см}$ и τ_n не представлялось возможным вследствие соответствующего изменения температуры конца прокатки.

Последовательность производственного эксперимента включала два этапа:

- на первом этапе обеспечивается максимальное время паузы $\tau_n^{\max} = 15 - 20$ с при верхней границе температуры смотки $T_{см} = 400 - 450$ °С;

Таблица 2

Обобщенные результаты анализа влияния параметров ускоренного охлаждения на формирование структуры и свойств исследуемой стали

T_3 , °С	τ_n , с	$T_{нуо}$, °С	v_ϕ , %	v_m , %	HV , ед
850	5	794	50	≤ 5	160_{157}^{163}
	10	750	55	7	155_{153}^{156}
	15	730	60	7	153_{150}^{156}
	20	704	68	7	148_{146}^{150}
880	5	827	47	≤ 5	162_{155}^{168}
	10	767	52	≤ 5	160_{157}^{162}
	15	738	56	≤ 5	158_{156}^{159}
	20	716	66	6	156_{153}^{158}
920	5	848	43	≤ 5	167_{165}^{169}
	10	792	48	≤ 5	163_{160}^{165}
	15	756	53	6	160_{157}^{162}

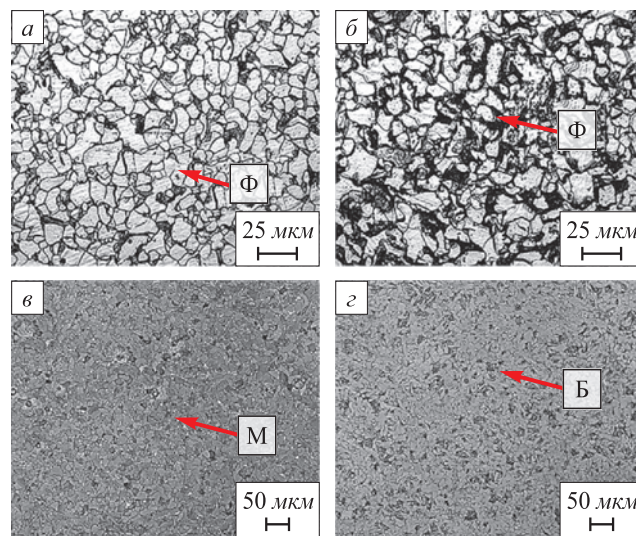


Рис. 3. Металлографические снимки, полученные по двум технологиям травления на феррит (а, б) и мартенсит (в, з).

а, в: $T_3 = 850$ °С, $\tau_n = 20$; б, з: $T_3 = 850$ °С, $\tau_n = 5$.

Ф – феррит, Б – бейнит, М – мартенсит

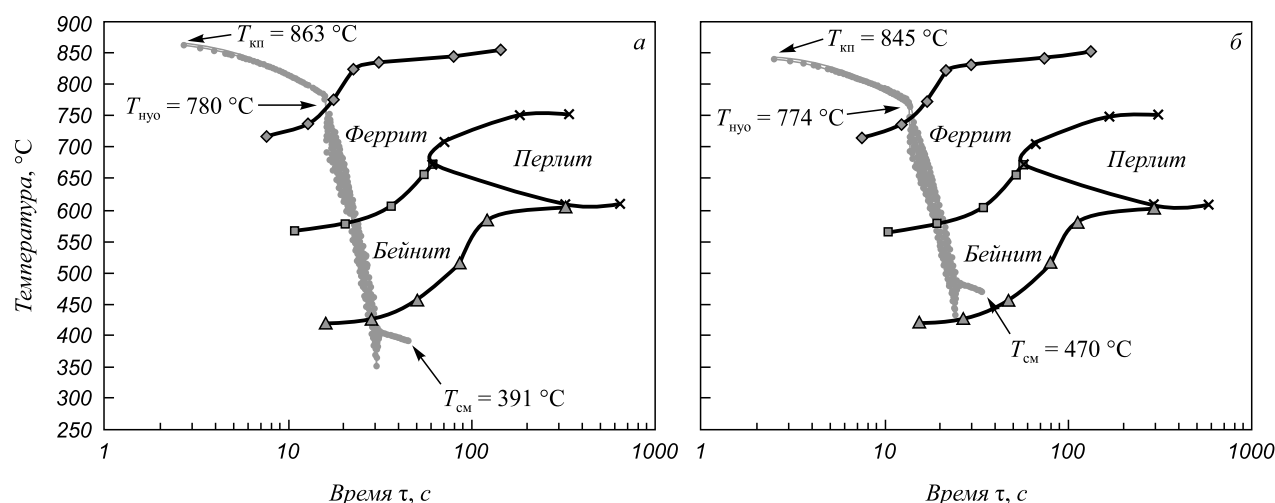


Рис. 4. Сопоставительный анализ кривых охлаждения в головной (а) и хвостовой (б) части полосы с ТКД: $T_{кп}$ – температура конца прокатки; $T_{нюо}$ – температура начала ускоренного охлаждения; $T_{см}$ – температура смотки

– на втором этапе обеспечивается минимальное время паузы $\tau_{п}^{min} = 5 - 10$ с при нижней границе температуры смотки $T_{см} = 200 - 250$ °С.

Всего на проведение опытно-промышленной прокатки было отобрано два слэба, поэтому заведомо ожидалось нестабильное распределение температуры по длине полосы во время охлаждения на отводящем рольганге (нестандартные режимы охлаждения для системы автоматики стана требуют большего количества экспериментов). Но именно нестабильность распределения температуры позволила комплексно исследовать влияние параметров ступенчатого охлаждения на структуру и свойства ДФМС по длине полосы.

Фактический режим ступенчатого охлаждения, полученный на первом этапе производственного эксперимента с наложением на термокинетическую диаграмму

в головной и хвостовой части полосы, представлен на рис. 4.

Металлографический анализ указывает на наличие в стали по всей длине полосы ферритно-бейнитной структуры (рис. 5), мартенсит не обнаружен. При этом количество феррита не превышает 50 % (± 5), доля бейнита в стали возрастает от головы к хвосту, что связано с повышением температуры смотки с 391 до 470 °С и последующим остыванием рулона в области бейнитного превращения (см. рис. 4, 5).

Измеренная твердость по длине полосы показана в табл. 3. Особенность полученных результатов объясняется согласно изменению по длине полосы температуры начала ускоренного охлаждения ($T_{нюо}$). Значения $T_{нюо}$ от головной части (№ 1, 2) к середине (№ 3) полосы уменьшаются, что способствует образованию феррита в стали, а значит понижению твердости. От середины к хвостовой части (№ 4, 5) полосы значения параметра $T_{нюо}$ вновь повышаются, тем самым обеспечивая рост твердости стали в хвостовой части полосы.

Таблица 3

Результаты измерения твердости по Виккерсу, $HV^{1кН}$, образцов, отобранных по длине полосы

Номер образца*	$T_{нюо}, ^\circ\text{C}$	Направление прокатки		Среднее HV , ед
		вдоль HV , ед	поперек HV , ед	
1	780	155	158	157
2		178	172	175
3	767	156	159	158
4	774	159	162	161
5		167	170	169

* Нумерация образцов велась, начиная от головной части полосы и заканчивая хвостовой частью полосы.

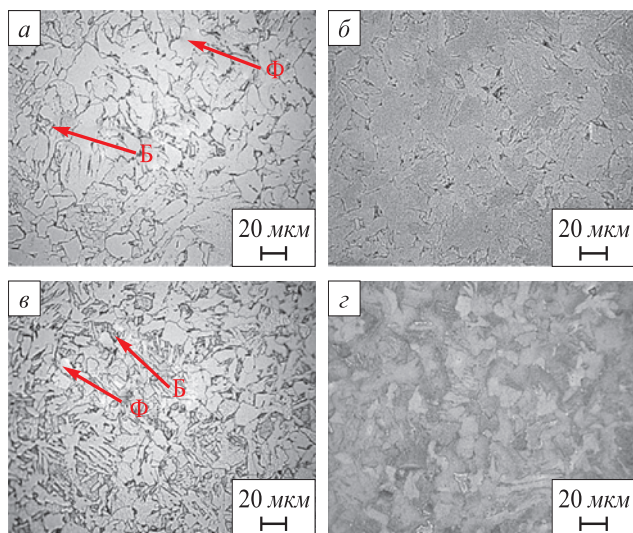


Рис. 5. Металлографические снимки, полученные по двум технологиям травления на феррит (а, в) и мартенсит (б, г): а, б – головная часть рулона; в, г – хвостовая часть рулона; Ф – феррит, Б – бейнит

Испытания механических свойств проката были проведены в хвостовой части полосы, полученные результаты ($\sigma_T = 304 - 315$ МПа, $\sigma_B = 440$ МПа, $\delta = 41$ %) удовлетворяют требованиям, предъявляемым техническими условиями стандарта [14] для стали НСТ450Х, за небольшим отклонением по пределу прочности (σ_B), который должен составлять 450 МПа.

Фактические результаты параметров ступенчатого охлаждения по длине полосы на втором этапе производственного эксперимента представлены в табл. 4. Видно, что в средней части полосы был реализован режим, наиболее близкий к ранее рекомендованному.

На рис. 6 показаны режимы одноступенчатого охлаждения для средней и хвостовой частей полосы, наложенные на ТКД исследуемой марки стали. Значительное снижение температуры конца ускоренного охлаждения и снижение температуры смотки полосы в рулон относительно нижней границы бейнитной области (см. рис. 6, а) послужит увеличению в структуре стали объемной доли полигонального феррита и появлению островков мартенсита.

Результаты металлографического анализа для средней части полосы представлены на рис. 7. Структура

проката, помимо ферритной матрицы (65 ± 5 %), включает бейнитные пакеты (25 ± 5 %), а также островки мартенсита (7 ± 5 %). Такой структурный состав и соотношение компонентов можно считать удовлетворительными. Результаты механических свойств металла (табл. 5), отобранного из середины полосы, подтверждают количественную оценку структурных компонентов. Механические свойства проката соответствуют стали НДТ580Х согласно стандарту [Горячекатаный и холоднокатаный прокат без покрытия из многофазной стали для холодной штамповки. Технические условия поставки. 2008.] для горячекатаной продукции по всем показателям, за исключением предела прочности (фактическое значение находится в среднем ниже требуемой на 20 МПа). Для увеличения предела прочности при сохранении остальных показателей в норме необходимо увеличить объемную долю мартенсита в структуре стали на 7 – 8 % вместо бейнитной составляющей. Результаты механических испытаний в хвостовой части полосы, которые также приведены в табл. 5, свидетельствуют об анизотропии свойств. Значения прочностных характеристик и пластичности оказались в 1,5 – 2 раза ниже предъявляемых для стали НДТ580Х.

Таблица 4

Параметры ступенчатого охлаждения по длине полосы

Участок по длине полосы	Параметры ступенчатого охлаждения				
	температура, °С			скорость прокатки за 12-й клетью, м/с	время воздушной выдержки, с
	конца прокатки	начала ускоренного охлаждения	смотки		
Головной	824	773	100	3,8	12
Середина	810	765	197	4,0	11
Хвостовой	801	761	360	4,2	10

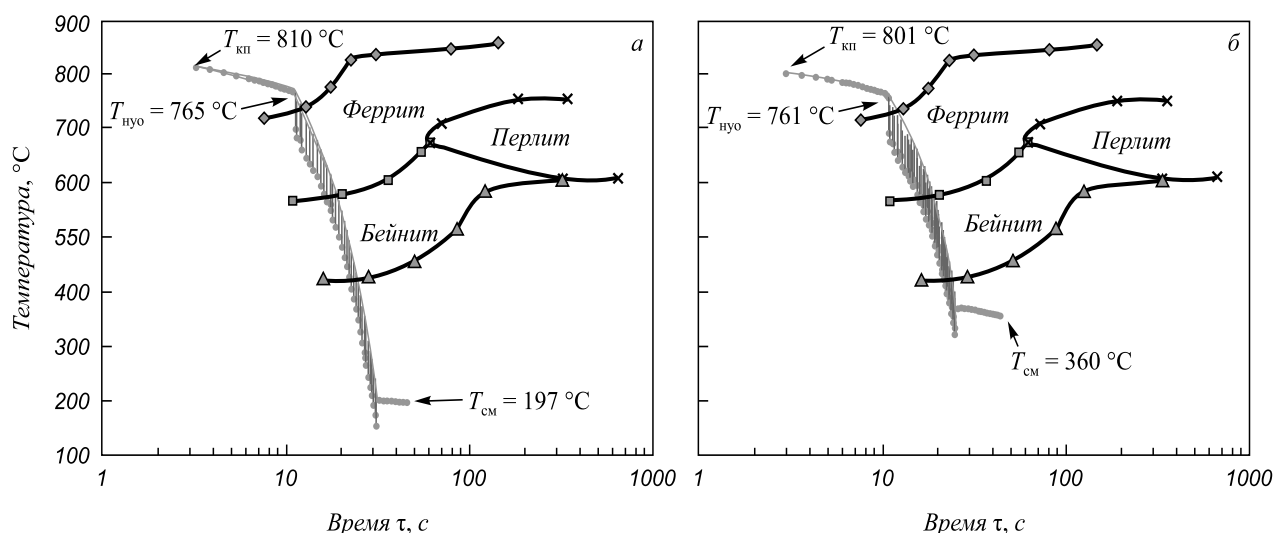


Рис. 6. Сопоставительный анализ кривых охлаждения в средней (а) и хвостовой (б) части полосы с ТКД: T_{kp} – температура конца прокатки; $T_{нуо}$ – температура начала ускоренного охлаждения; $T_{см}$ – температура смотки

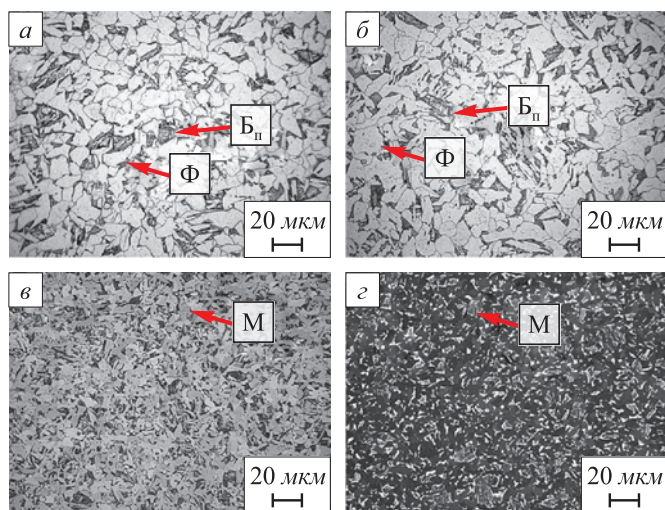


Рис. 7. Металлографические снимки, полученные по двум технологиям травления на феррит (а, б) и мартенсит (в, з):
а, в – вдоль направления прокатки;
б, з – поперек направления прокатки.
Ф – феррит, Б – бейнит, М – мартенсит

Как показал производственный эксперимент, при определенных температурно-скоростных условиях горячей прокатки стратегия одноступенчатого охлаждения на отводящем рольганге НШПС 2000 НЛМК позволяет обеспечить уровень механических свойств, предъявляемый в стандарте для холоднокатаной двухфазной стали НСТ450Х и горячекатаной двухфазной стали НДТ580Х.

Разрешение задачи получения двухфазной структуры с исследованным химическим составом (SPRC440R) заключается в следующем: во-первых, необходимо увеличивать время паузы для получения нужного количества феррита; во-вторых, необходимо снижать температуру скотки, т. е. увеличивать количество включенных секций для получения нужного объема бейнито-мартенситной структуры. Проблема состоит в том, что первая и вторая рекомендации противоречат друг другу, т.е. увеличение длительности паузы снижает количество включенных секций, тем самым повышая температуру скотки. Это противоречие можно разрешить добавкой в сталь легирующих (Si, Al, Cr, Mn), либо микролегирующих (Nb, P, Ti, C) элементов, способных сдвинуть на термокинетической диаграмме исследуемого химического состава

ферритный «нос» вверх и влево, а начало мартенситного превращения вверх, при этом не допустив увеличения перлитной и бейнитной областей. Тем самым (на начальном этапе охлаждения) можно добиться увеличения длительности пребывания в ферритной области и при повышенных температурах (350 – 400 °С) обеспечить попадание в мартенситную область на момент скотки полосы в рулон.

Выводы. Полученные результаты производственного эксперимента в первую очередь подтверждают корректность выбранной стратегии одноступенчатого охлаждения в условиях стана 2000 НЛМК. Во-вторых, указывают на правильность выполненных ранее лабораторных исследований. В-третьих, определяют необходимость лишь корректировки выбранного химического состава с целью повышения технологичности процесса охлаждения, который позволит получить стабильный комплекс свойств по всей длине полосы из заданного диапазона класса прочности DP 450-600. Комплекс лабораторных и полупромышленных исследований позволил разработать технологию производства горячекатаной двухфазной стали НДТ580Х по одноступенчатой стратегии охлаждения для ее последующей отработки в промышленных масштабах НЛМК.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Шахпазов Е.Х. и др. // Проблемы черной металлургии и материаловедения. 2007. № 1. С. 47 – 52.
2. Колбасников Н.Г., Безобразов Ю.А., Наумов А.А. // Сталь. 2013 № 7. С. 73 – 77.
3. Беляковский М.А., Масленников В.А. Автолистовая сталь и тонкий лист. Череповец.: Изд. дом «Череповец», 2007. – 640 с.
4. Голованенко С.А., Фонштейн Н.М. Двухфазные низколегированные стали. – М.: Металлургия, 1986. – 207 с.
5. Bleck W., Phiu-On K. Microalloying for New Steel Processes and Applications. Switzerland, 2005. P. 97 – 114.
6. Pichler. A. etc. // 40th Mechanical working and steel processing. Pittsburgh, 25 – 28.10.1998. P. 259 – 274.
7. Papamantellos K. // Dissertation RWTH. Aachen, Shaker Verlag. 1999.
8. Bleck W. etc. // Anforderungen an Karosseriewerkstoffe Stahl und Eisen. 1 – 15.04.1995. P. 55 – 63.
9. Hulka K. // 41st Mechanical Working and Steel Processing Conference Proceedings. Vol. XXXVII. Baltimore, 24 – 27.10.1999.
10. Traint S., Werner E., Pichler A., Stiaszny P. // 41st Mechanical Working and Steel Processing Conference Proceedings. Vol. XXXVII. Baltimore, 24 – 27.10.1999.

Таблица 5

Результаты механических испытаний для среднего и хвостового участков полосы

Место отбора проб по длине полосы	Механические свойства						Твердость	
	σ_T , МПа		σ_B , МПа		δ , %		HV, ед	
	вдоль	поперек	вдоль	поперек	вдоль	поперек	вдоль	поперек
Средняя часть	372 – 374	382 – 384	561 – 575	551 – 552	31 – 36	31 – 34	167	166
Хвостовая часть	326 – 329	342 – 346	447 – 448	448 – 452	25 – 27	14 – 15	133	131
НДТ580Х (EN10338)	330 – 460		580		19		–	

11. Потемкин В.К., Татару А.С., Хлыбов О.С. // Изв. вуз. Черная металлургия. 2011. № 11. С. 43 – 49.
12. Хлыбов О. С. Разработка и применение математической модели прогнозирования механических свойств стали для назначения технологических режимов широкополосовой горячей прокатки. Дис... канд. техн. наук. – М, 1995.
13. Макаров Е. Исследование и разработка режимов горячей прокатки полос с применением систем принудительного охлаждения. Дисс. . . канд. техн. наук. – М, 2013.

© 2014 г. Татару А.С., Потёмкин В.К.,
Кавалла Р., Лукин А.С., Долгов А.В.
Поступила 30 апреля 2014 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA – FERROUS METALLURGY. 2014. No. 7. Vol. 57, pp. 26–33.

THE PRODUCTION OPPORTUNITIES OF THE HOT-ROLLED DUAL-PHASE STEEL WITH SINGLE-STAGE COOLING ON THE RUNOFF TABLE OF HOT-ROLLING MILL 2000 AT JSC “NLMK”

Tataru A.S.¹, *Postgraduate of the Chair of Plastic deformation of special alloys (tataru_as@list.ru)*

Potemkin V.K.¹, *Cand. Sci. (Eng.), Prof. of the Chair of Plastic deformation of special alloys*

Kavalla R.¹, *Cand. Sci. (Eng.), Prof. of the Chair of Plastic deformation of special alloys*

Lukin A.S.², *Cand. Sci. (Eng.), Head of Rolling Technology Department of the Technical Center*

Dolgov A.V.², *Head of the Laboratory of Hot Rolling Technology of the Technical Center*

¹ National Research Technological University MISIS (Leninskii pr., 4, Moscow, 119049, Russia)

² JSC “Novolipetskii Metallurgical Plant” (Metallurgov sq., 2, Lipetsk, 398040, Russia)

Abstract. The purpose of these studies was to find opportunities to provide the mechanical properties of hot-rolled dual-phase steel in the range of strength class DP 450–600 at “NLMK”. In this case decisive role in the formation of the final structure and properties acquires a one-stage cooling strip strategy on the run-out table in the conditions of hot rolling mill 2000 at “NLMK”. The laboratory investigations have been conducted on the influence of hot rolling parameters on the structure and mechanical properties of steel grade SPRC440R, used by “NLMK” for the production of cold-rolled dual-phase steels. The temperature-speed parameters of accelerated cooling on the run-out table of hot-rolling mill 2000 at “NLMK” were calculated by mathematical model in order to realize the rolling experiment. The results of laboratory investigations and the carried out calculations were used for the development and implementation at experimental-industrial rolling conditions. In this article authors give recommendations for the possibility of providing the mechanical properties of hot-rolled dual-phase steel in the range of strength class DP 450–600.

Keywords: hot rolling, automobile body sheet, dual-phase steel, one-stage cooling strategy, structuring, mechanical properties.

REFERENCES

1. Shakhpazov E.Kh. etc. Development of high-strength rolled products for the automotive industry. *Problemy Chernoi metallurgii i materialovedeniya*. 2007. No.1, pp. 47–52. (In Russ.).
2. Kolbasnikov N.G., Bezobrazov Yu.A., Naumov A.A.. Evolution of the structure of high-strength dual-phase steel during hot rolling. *Stal' - Steel in Translation*. 2013. No.7, pp. 73–79. (In Russ.).
3. Benyakovskii M.A., Maslennikov V.A. *Avtolistovaya stal' i tonkii list* [Automobile body steel and thin sheet]. Cherepovets: Izd. dom «Cherepovets», 2007. 640 p. (In Russ.).
4. Golovanenko S.A., Fonshtein N.M. *Dvukhfaznye nizkolegirovannye stali* [Two-phase low-alloyed steels]. Moscow: Metallurgiya, 1986, 207 p. (In Russ.).
5. Bleck W., Phiu-On K. Microalloying of Cold-Formable Multi Phase Steel Grades, in *Microalloying for New Steel Processes and Applications*. Switzerland. 2005, pp.97-114.
6. Pichler A. etc. TRIP Steels with Reduced Si content Iron and steel society. *Conference: 40th Mechanical working and steel processing, Pittsburgh 25–28.10.1998*, pp. 259–274.
7. Papamantellos K. Umwandlungsverhalten und mechanisch-technologische Eigenschaften von niedriglegierten TRIP-Stählen. *Dissertation RWTH Aachen*, Shaker Verlag. 1999.
8. Bleck W. etc. Anforderungen an Karosseriewerkstoffe. *Stahl und Eisen*. 1–15.04.1995, pp. 55–63.
9. Hulka K. Relationship Between Heat Treatment Conditions, Microstructure and Properties of Niobium Microalloyed TRIP Steel. *41st Mechanical Working and Steel Processing Conference Proceedings*. Vol. XXXVII, Baltimore 24–27.10.1999.
10. Taint S., Werner E.A., Pichler A., Stiaszny P. Microstructure-Property Relationship for Dual-Phase and Multiphase Steel Strip. *41st Mechanical Working and Steel Processing Conference Proceedings*. Vol. XXXVII, Baltimore 24–27.10.1999.
11. Potemkin V.K., Tataru A.S., Khlybov O.S. Study of the formation of structure and properties of dual phase steel with stepwise cooling after hot rolling strip mill 2000 “Severstal”. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya – Ferrous Metallurgy*. 2011, No. 11, pp. 43–49. (In Russ.).
12. Khlybov O.S. *Razrabotka i primeneniye matematicheskoi modeli prognozirovaniya mekhanicheskikh svoystv stali dlya naznacheniya tekhnologicheskikh rezhimov shirokopolosovoi goryachei prokatki*. Dissert. na soiskanie uchenoi stepeni kand. tekhn. nauk [Development and application of a mathematical model for prediction of mechanical properties of steel for the purpose of technological regimes of hot strip rolling. Cand. Tech. Sci. diss.]. Moscow: 1995. (In Russ.).
13. Makarov E. *Issledovanie i razrabotka rezhimov goryachei prokatki polos s primeneniem sistem prinuditel'nogo okhlazhdeniya*. Dissert. na soiskanie uchenoi stepeni kand. tekhn. nauk. [Research and development modes of hot strip rolling using forced cooling systems. Cand. Tech. Sci. diss.]. Moscow: 2013. (In Russ.).

Received April 30, 2014