

УДК 669.017:621.771.25:669.14

Парусов¹ Э.В., к.т.н., с.н.с.; Сычков² А.Б., д.т.н., проф.; Губенко³ С.И., д.т.н., проф.; Долгий⁴ С.В., Сагура¹ Л.В., к.т.н.
 1 – Институт черной металлургии им. З. И. Некрасова НАНУ, Днепропетровск, Украина; 2 – Магнитогорский государственный технический университет им. Г. И. Носова, Магнитогорск, Россия; 3 – ГВУЗ «Металлургическая академия Украины», Днепропетровск, Украина; 4 – ОАО «Молдавский металлургический завод», Рыбница, Молдова

ОБОСНОВАНИЕ ПАРАМЕТРОВ РЕГУЛИРУЕМОГО ОХЛАЖДЕНИЯ БУНТОВОГО ПРОКАТА ИЗ ВЫСОКОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ В ПОТОКЕ ПРОВОЛОЧНОГО СТАНА 320/150 ОАО «ММЗ»

Parusov¹ E., Sychkov² A., Gubenko³ S., Dolgiy⁴ S., Sahura¹ L.

1 – Nekrasov Iron and Steel Institute of the National academy of sciences of Ukraine, Dnipropetrovsk, Ukraine; 2 – Nosov Magnitogorsk State Technical University, Magnitogorsk, Russia; 3 – National metallurgical academy of Ukraine, Dnipropetrovsk, Ukraine; 4 – JSC Moldova Steel Works, Rybnitsa, Moldova (slv_metal@mail.ru)

RATIONALE FOR CONTROLLED COOLING PARAMETERS HIGH CARBON ROLLED STEEL IN WIRE MILL STREAM 320/150 JSC «MSW»

Цель. Обоснование и разработка температурно-скоростного регламента в процессе непрерывного охлаждения бунтового проката различных диаметров на линии Стелмор.

Методика. При производстве проката контроль температуры металла выполняли при помощи стационарных контрольно-измерительных приборов, а также портативных лазерных пирометров. Металлографический контроль производили с помощью оптических световых микроскопов «OLYMPUS IX70» и «Axiovert 200 M MAT». Фазовый состав образующейся окалины на поверхности проката определяли при помощи рентгеновского дифрактометра ДРОН-3М.

Результаты. Разработан способ регулируемого двухступенчатого воздушного охлаждения бунтового проката из высокоуглеродистых марок стали, который позволяет обеспечить формирование эффективной микроструктуры металла с повышенными показателями качества.

Научная новизна. Установлено, что воздушное охлаждение бунтового проката в интервале температур $(950 \pm 10) \dots (560 \dots 540)$ °С должно осуществляться со скоростью $V_1 = (7,1 \div 25,5) \times (F:\Pi)$, далее со скоростью $V_2 = (1,5 \div 6,0) \times (F:\Pi)$, что способствует формированию перлитной структуры с высокой степенью дисперсности при незначительном выделении структурно-свободного феррита (~ 2...3 %) для сталей доэвтектоидного состава и почти полном отсутствии структурно-свободного цементита (следы цементитной сетки) для заэвтектоидных сталей.

Практическая значимость. Промышленный выпуск партий металла характеризовался снижением разброса механических свойств по длине витка бунтового проката из стали С70Д2: $\Delta\sigma_b = 50 \dots 55$ МПа, $\Delta\psi \leq 4$ %, $\Delta\delta_{10} \leq 2$ %.

Ключевые слова: бунтовой прокат; регулируемое охлаждение; высокоуглеродистая сталь; микроструктура; механические свойства

Введение

Металлографические исследования особенностей формирования структуры высокоуглеродистых сталей показали, что одним из основных критериев оценки качества бунтового проката в состоянии поставки, который обеспечивает хорошую технологическую пластичность при переработке металла на метизном переделе, является равномерность распределения количества и степени дисперсности перлита (по баллам) в поперечном сечении проката.

Основными факторами, влияющими на степень дисперсности перлита в высокоуглеродистых сталях, являются: химический состав стали и режимы деформационно-термической обработки (ДТО) проката в потоке проволочного стана. В свою очередь выбор рационального режима ДТО должен базироваться на особенностях кинетики распада метастабильного аустенита при непрерывном охлаждении исследуемой марки стали, а температура виткообразования в производственных условиях должна в максимальной степени соответствовать температуре аустенитизации, при которой проводились исследования. Однако, в этом случае необходимо помнить о возможности возникновения различия в (номерах) балла действительного зерна аустенита в стали, подвергнутой охлаждению с прокатного и отдельного нагретов [1].

При прочих равных условиях, температура виткообразования бунтового проката, как показывают исследования, проведенные в работах [1-3] является одним из основных технологических параметров режима ДТО, отвечающего за формирование необходимого структурного состояния и комплекса механических

свойств. Температура виткообразования и последующая скорость воздушного охлаждения оказывают решающее влияние, как на структурообразование, так и на формирование других качественных показателей (механические свойства, глубина обезуглероженного слоя, масса окалины и др.) бунтового проката [4].

При производстве бунтового проката из высокоуглеродистых марок стали, используются проволочные станы, оснащенные скоростными блоками чистовых клетей и линиями двухстадийного водо-воздушного охлаждения Стелмор. После выхода проката из последней клетки чистового проволочного блока происходит его охлаждение водой, затем при помощи виткоукладчика производят раскладку металла витками на транспортер и осуществляют его окончательное охлаждение при помощи интенсивной подачи воздуха через дутьевые вентиляционные системы. Воздушное охлаждение проката на транспортере линии Стелмор состоит из двух стадий: ускоренного (теплоизоляционные крышки открыты) и замедленного (крышки закрыты).

Интенсивность стадий водяного и воздушного охлаждений металла, которые, в основном и определяют не только количество, но и степень дисперсности перлита, должны быть выбрана таким образом, чтобы исключить появление в поверхностных слоях бунтового проката отпущенных закалочных структур (сорбита отпуска). По данным работ [5-7] формирование сорбита отпуска в поверхностных слоях бунтового проката снижает его технологическую пластичность при волочении на метизном переделе, ввиду того что максимальные напряжения при деформации металла через систему монолитных волок сосредоточены на поверхности [8].

На металлургических предприятиях постсоветского пространства технология двухстадийного охлаждения бунтового проката из высокоуглеродистых марок стали заключается в водяном охлаждении металла до температур 880...900 °С при помощи специальных форсуночных устройств после выхода металла из последней чистовой клетки проволочного стана при температуре 1100...1150 °С. Вследствие возникающего градиента температур между поверхностной и осевой зонами проката, который может достигать ~ 270 °С, происходит выравнивание температуры по сечению металла. В горячекатаном металле процессы рекристаллизации наиболее полно протекают на участке: конец водяного охлаждения – начало ускоренного воздушного охлаждения. Вследствие возникающего градиента температур между поверхностной и осевой зонами процессы рекристаллизации проходят с различной интенсивностью: в поверхностной зоне проката они замедляются, а в осевой – интенсифицируются. Такая особенность протекания процессов рекристаллизации способствует формированию неоднородной структуры перлита (в баллах) по сечению бунтового проката и имеет тенденцию к усугублению при повышении диаметра бунтового проката.

Следовательно, основной проблемой при разработке режимов высокотемпературной ДТО проката из высокоуглеродистых сталей является реализация рационального температурно-скоростного регламента охлаждения металла на стадиях водяного и воздушного охлаждения с учетом масштабного фактора – изменения площади поперечного сечения бунтового проката. Применение такого подхода позволит обеспечить формирование эффективного комплекса качественных показателей бунтового проката различных диаметров, изготовленного с использованием разработанных режимов ДТО.

Цель работы – обоснование и разработка температурно-скоростного регламента в процессе непрерывного охлаждения бунтового проката различных диаметров на линии Стелмор.

Материал и методики исследований. В качестве материала для проведения исследований в потоке проволочного стана 320/150 ОАО «ММЗ» (г. Рыбница, Молдова) на линии Стелмор (рис. 1) использовались промышленные партии бунтового проката из стали марки С70D2, изготовленные по стандарту EN 10016-4:1994 (табл. 1).

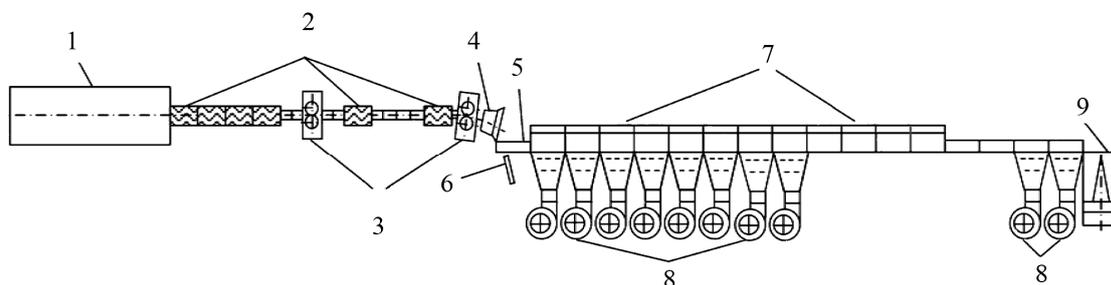


Рис. 1. Принципиальная схема участка водо-воздушного охлаждения бунтового проката на линии Стелмор проволочного стана 320/150 ОАО «ММЗ»: 1 – проволочный прокатный блок; 2 – участок водяного охлаждения; 3 – трайбаппараты; 4 – виткообразователь; 5 – приемный стол витков проката; 6 – пирометр; 7 – участок регулируемого воздушного охлаждения с роликовым транспортером и теплоизоляционными крышками; 8 – дутьевые воздушные вентиляторы (6 шт. мощностью по 160 кВт и 4 шт. по 55 кВт); 9 – шахта виткосборника

Прокат диаметром 5,5...14,0 мм подвергали охлаждению с различными скоростями от температур виткообразования $(850...950) \pm 10$ °С. При производстве проката контроль температуры металла на различных технологических участках выполняли при помощи стационарных контрольно-измерительных приборов, а

также портативных лазерных пирометров с диапазоном измерений до 1300 °С (погрешность измерения $\pm 0,5$ %). Металлографический контроль производили с помощью оптических световых микроскопов «OLYMPUS IX70» и «Axiovert 200 M MAT» с автоматическим анализатором изображения IA-3001. Фазовый состав образующейся окалины на поверхности проката определяли при помощи рентгеновского дифрактометра ДРОН-3М.

Таблица 1

Химический состав сталей бунтового проката

№ плавки	Химический состав стали, % (масс.)							
	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Cu
1	0,71	0,50	0,22	0,010	0,002	0,12	0,04	0,13
2	0,72	0,55	0,18	0,009	0,003	0,05	0,06	0,19
3	0,73	0,59	0,16	0,009	0,001	0,04	0,12	0,14

Исследование

Горячая пластическая деформация металла осуществлялась в системе калибров прокатных клетей проволочной линии стана 320/150 ОАО «ММЗ» при температурах не более 1100 °С. При выходе проката из чистовой клетки проволочного блока при температурах $\sim 1130...1150$ °С при помощи форсуночных устройств металл охлаждали водой до различных температур виткообразования, после раскладки витками на транспортер и выдержки в течение 4,0...6,0 с (для развития процессов статической рекристаллизации) осуществляли воздушное охлаждение с различной интенсивностью до температур ниже A_1 . Скорость перемещения витков проката по транспортеру изменяли в диапазоне скоростей 0,40...0,60 м/с. Регулирование температурно-скоростного регламента воздушного охлаждения производили при помощи изменения количества подаваемого воздуха за счет варьирования частоты вращения дутьевых вентиляторных систем, их количества и положения теплоизоляционных крышек. Интенсивность воздушного охлаждения определяли в зависимости от диаметра бунтового проката. Воздушное охлаждение металла состояло из двух стадий: ускоренного (первая стадия) от температуры виткообразования 950...850 °С до 560...450 °С, все теплоизоляционные крышки открыты и замедленного (вторая стадия) от температур 560...450 °С до 150...90 °С, с различным положением теплоизоляционных крышек.

Образцы, отобранные от готового бунтового проката, подвергали металлографическому анализу, фазовый состав окалины определяли при помощи рентгеноструктурного анализа с автоматической расшифровкой данных.

Результаты экспериментов, которые поясняют их суть, частично представлены в табл. 2 и табл. 3.

Таблица 2

Параметры регулируемого воздушного охлаждения бунтового проката из стали С70D2

№ режима охлаждения проката	Температура виткообразования, °С	Диаметр проката, мм	Показатель $(F : P)^*$, мм	Температура металла, °С		Средняя скорость воздушного охлаждения, °С/с	
				1 стадия	2 стадия	V_1	V_2
1	950 \pm 10	5,5	1,38	540	130	21,7	5,0
2	930 \pm 10	6,5	1,63	500	150	19,6	3,7
3	950 \pm 10	6,0	1,50	450	90	27,0	7,2
4	930 \pm 10	5,5	2,00	510	100	15,5	5,5
5	910 \pm 10	8,0	1,38	590	120	13,8	9,1
7	850 \pm 10	10,0	2,50	450	150	6,8	1,6
8	930 \pm 10	12,0	3,00	480	120	8,8	2,2

* F – площадь поперечного сечения проката, мм², P – периметр поперечного сечения проката, мм.

В функциональной зависимости, которая определяет скорость воздушного охлаждения бунтового проката на первой и второй стадиях в виде аргумента используется отношение объема металла к его поверхности на единицу длины, что равнозначно отношению площади поперечного сечения металла к периметру. Это позволяет при выборе рационального температурно-скоростного регламента охлаждения бунтового проката различных диаметров учитывать изменение масштабного фактора.

Статистическая обработка результатов экспериментов позволила установить эмпирические зависимости влияния регулируемого воздушного охлаждения, изменяющегося по длине транспортера в зависимости от диаметра проката, на особенности формирования его эффективной микроструктуры. При температуре виткообразования 950 °С и до температур 560...540 °С охлаждение проката (первая стадия) должно осуществляться со скоростью, которая определяется следующим эмпирическим выражением:

$$V_1 = (7,1 \div 25,5) \cdot (F \div \Pi) \quad (1)$$

где V_1 – средняя скорость воздушного охлаждения проката на первой стадии, °C/c; F – площадь поперечного сечения проката, мм², Π – периметр поперечного сечения проката, мм.

Таблица 3

Влияние скорости воздушного охлаждения на формирование структуры и фазового состава окарины в бунтовом прокате из стали С70D2

№ режима охлаждения проката	Качественные показатели проката после охлаждения
1	Количество сорбитообразного перлита ~ 88 %; структурно свободного феррита ~ 2 %; вюстита в окарине ~ 88 %
2	Количество сорбитообразного перлита ~ 82 %; структурно свободного феррита ~ 3%; вюстита в окарине ~ 80 %
3	Количество сорбитообразного перлита ~ 90 %; бейнито-мартенситные участки ~ 5 %; структурно свободного феррита ~ 2 %; наличие бейнито-мартенситных участков вюстита в окарине ~ 90 %
4	Количество сорбитообразного перлит ~ 80 %; структурно свободного феррита ~ 3 %; вюстита в окарине ~ 86 %
5	Количество сорбитообразного перлита ~ 70 %; структурно свободного феррита ~ 3 %; вюстита в окарине ~ 80 %
7	Количество сорбитообразного перлита ~ 42 %; структурно свободно феррита ~ 6 %; вюстита в окарине ~ 62 %; присутствие гематита на поверхности
8	Сорбитообразный перлит ~ 54 %; структурно свободного феррита ~ 5 %; вюстита в окарине ~ 65 %, присутствие гематита на поверхности

Последующее охлаждение проката от температур ~ 560...540 °C и до температур формирования бунта (вторая стадия) должно выполняться со скоростью:

$$V_2 = (1,5 \div 6,0) \cdot (F \div \Pi) \quad (2)$$

где V_2 – средняя скорость воздушного охлаждения проката на второй стадии, °C/c;

В процессе водяного охлаждения (см. рис. 1, поз. 2), непосредственно после выхода металла из последней чистовой клетки проволочного блока поверхностные слои металла значительно переохлаждаются. При дальнейшем движении проката к участку воздушного охлаждения, температурное поле по сечению металла выравнивается, а поверхностные слои проката самоподогреваются за счет тепла сердцевины. После раскладки проката витками на транспортер, осуществляется выдержка (4,0...6,0 с), в результате чего происходит рост аустенитного зерна (статическая собирательная рекристаллизация) и (настают) реализуются условия для формирования более дисперсной перлитной структуры в процессе последующего непрерывного охлаждения [2, 3].

Охлаждение бунтового проката до температур 560...540 °C со скоростью, определяемой выражением (1), обеспечивает формирование сорбитообразного перлита с межпластиночным расстоянием менее 0,20 мкм (ГОСТ 8233-56) и минимальным содержанием избыточной фазы (структурно свободного феррита). При этом за счет быстрого прохождения температурного интервала ~ 570...450 °C удастся избежать нежелательного распада вюстита, который легко удаляется с поверхности проката, как механическим, так и кислотным способами [8].

Числовые диапазоны в эмпирических выражениях (1)-(2), разработанных авторами настоящей статьи, являются передаточными коэффициентами, при которых система выходит на границу устойчивости, т.е. обеспечивается получение требуемого структурного состояния при заданной скорости воздушного охлаждения. В графическом виде изменение передаточных коэффициентов для бунтового проката в зависимости от изменения диаметра и скорости воздушного охлаждения на первой и второй стадиях представлено на рис. 2 и рис. 3 соответственно. Анализируя данные рис.2 и рис.3 можно сделать вывод о том, что передаточные коэффициенты как на первой так и на второй стадиях воздушного охлаждения с повышением диаметра проката уменьшаются.

Анализ полученных зависимостей позволяет сделать вывод о том, что при охлаждении бунтового проката на первой стадии со скоростью 10 °C/c и значениях передаточного коэффициента менее 7,1 необходимое структурное состояние металла не достигается. Верхнее значение передаточного коэффициента ограничено при этом значением не более 22, ввиду целесообразности снижения тепловой нагрузки на роликовый транспортер линии Стелмор. Аналогичная зависимость передаточных коэффициентов характерна и для второй стадии воздушного охлаждения, однако необходимо понимать существующее отличие, V_1 – обеспечивает требуемое структурное состояние металла, а температурно-скоростной регламент охлаждения на второй стадии (V_2)

отвечает за получение оптимального фазового состава окалина, которая должна состоять преимущественно из вюстита.

Промышленная реализация двухступенчатого режима регулируемого охлаждения бунтового проката из стали С70D2 обеспечила формирование сорбитообразного перлита в структуре металла, а дифференцированный подвод воздушных потоков по ширине транспортера линии Стелмор способствовал получению равномерных прочностных ($\Delta\sigma_b = 50...55$ МПа) и пластических показателей ($\Delta\psi \leq 4\%$; $\Delta\delta_{10} \leq 2\%$) по длине витка бунтового проката.

С учетом того, что эмпирические выражения (1)-(2) получены при опробовании промышленной технологии на типовом оборудовании, состоящем из линии водо-воздушного охлаждения Стелмор в составе проволочного стана 320/150, а экспериментальные данные обработаны стандартными методами статистической обработки, то разработанный способ регулируемого воздушного охлаждения бунтового проката может быть использован в условиях других металлургических предприятий.

При повышении температуры виткообразования металла, с последующей выдержкой проката, разложенного витками на транспортер, происходит рост аустенитного зерна, вследствие чего повышается устойчивость аустенита, а в процессе последующего непрерывного воздушного охлаждения линия начала диффузионного $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения (A_{r1} на термокинетической диаграмме) смещается в область более низких температур, тем самым обеспечивая термодинамический стимул для формирования более дисперсной перлитной структуры металла [3].

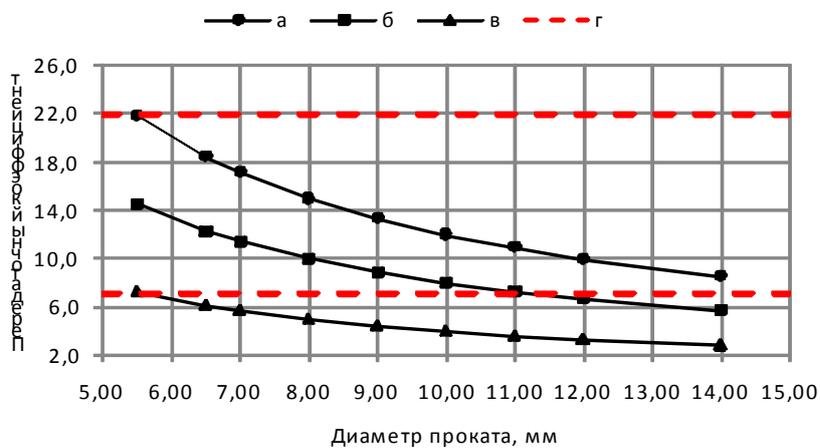


Рис. 2. Изменение передаточного коэффициента на первой стадии воздушного охлаждения бунтового проката из стали марки С70D2: а – скорость охлаждения 30 °C/c; б – скорость охлаждения 20 °C/c; в – скорость охлаждения 10 °C/c; г – нижнее и верхнее граничное значение диапазона передаточных коэффициентов

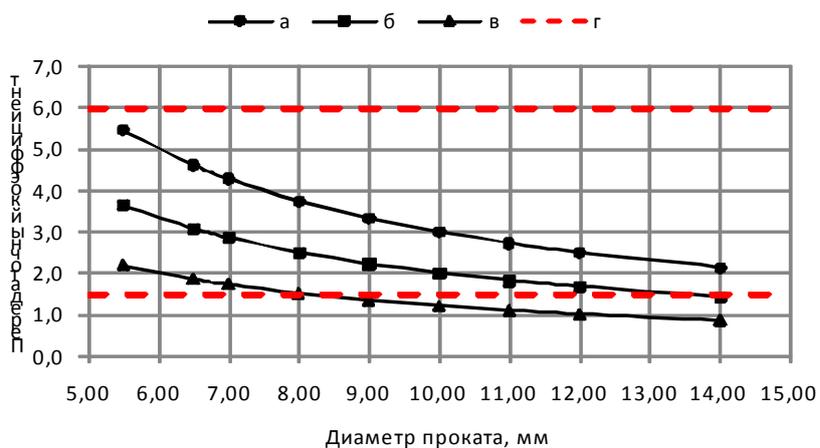


Рис. 3. Изменение передаточного коэффициента на второй стадии воздушного охлаждения бунтового проката из стали марки С70D2: а – скорость охлаждения 7,5 °C/c; б – скорость охлаждения 5 °C/c; в – скорость охлаждения 3 °C/c; г – нижнее и верхнее граничное значение диапазона передаточных коэффициентов

Снижение температуры виткообразования проката до 880...900 °C тормозит развитие статической собирательной рекристаллизации по условным зонам поперечного сечения проката (особенно для проката

больших диаметров, когда повышается градиент температур), размер аустенитного зерна при этом уменьшается, что вызывает увеличение протяженности зеренных границ и, следовательно, термодинамического потенциала системы. Это влечет за собой понижение устойчивости охлаждаемого аустенита в процессе дальнейшего непрерывного охлаждения, поскольку линия начала диффузионного $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения (A_{c1}) сдвигается в область более высоких температур, при этом степень дисперсности перлитной структуры металла уменьшается.

Необходимо отметить, что при охлаждении металла от более высоких температур виткообразования 950...970 °С до 560...540 °С (первая стадия охлаждения) со скоростью, определяемой выражением (1), фактическая скорость охлаждения бунтового проката возрастает [9]. Тем самым обеспечивая формирование сорбитообразной перлитной структуры металла с межпластиночным расстоянием менее 0,20 мкм по ГОСТ 8233-56) и минимальным количеством избыточной фазы – структурно свободного феррита.

В целом, полученные результаты свидетельствуют о том, что ускоренное воздушное охлаждение металла в интервале температур (950 ± 10)...(560...540) °С со скоростью V_1 по режимам № 1...5 обеспечивает формирование сорбитообразной перлитной структуры при незначительном количестве избыточной фазы – структурно свободного феррита (~ 2...3 %). Повышение скорости охлаждения на второй стадии (V_2) оказывает влияние на формирование оптимального фазового состава окалины, состоящей в основном из вюстита (~ 80...90 %). Понижение скоростей воздушного охлаждения V_1 и V_2 приводит не только к уменьшению количества сорбитообразного перлита в бунтовом прокате, но и к появлению в структуре металла участков грубодисперсного перлита (рис. 4, а, б). При этом количество вюстита в окалине также снижается (на поверхности металла появляются следы гематита), а выделение структурно-свободного феррита возрастает ~ в 2 раза (режимы охлаждения № 7, 8)

Для режима охлаждения № 3 характерным является понижение температуры окончания воздушного охлаждения проката на первой стадии до 450 °С, что вызывает образование в структуре металла бейнито-мартенситных участков (рис. 4, в), снижающих пластические показатели металла и являющихся, согласно требованиям нормативной документации, браковочным признаком.

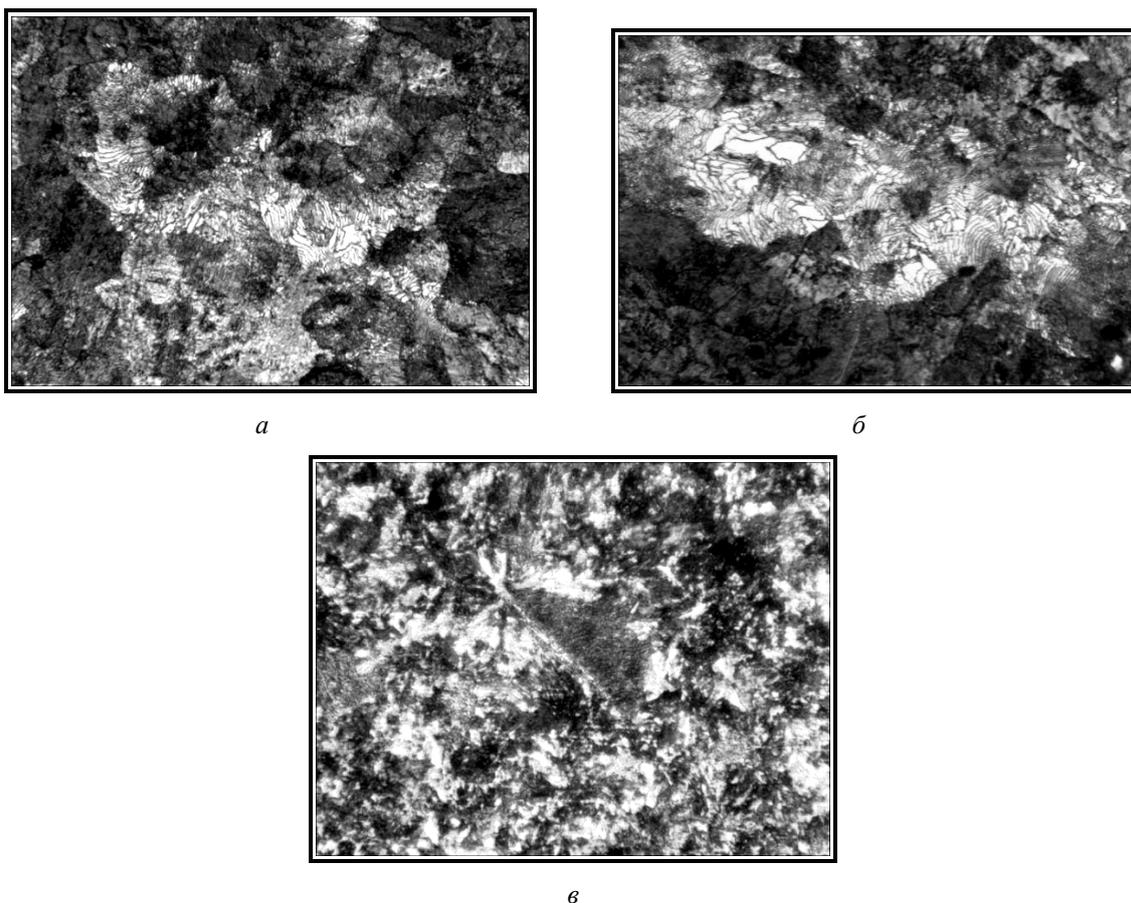


Рис. 4. Структура ($\times 500$) бунтового проката из стали S70D2, охлажденного с различными скоростями на первой стадии: а – $V_1 = 6,8$ °С/с, пластинчатый перлит 1...6 баллов; б – $V_1 = 8,8$ °С/с, пластинчатый перлит 1...5 баллов; в – $V_1 = 27$ °С/с, сорбитообразный перлит 1 балла с бейнито-мартенситными участками

Режим охолодження № 5, характеризується підвищенням температури закінчення повітряного охолодження прокату на першій стадії, при цьому кількість сорбітообразного перліта незначально знижується, а підвищення швидкості повітряного охолодження прокату на другій стадії, коли фазові перетворення в металі, по суті, завершилися, призводить до необґрунтованого витрату повітря, при цьому швидкість охолодження вже не впливає на окислювальне утворення.

Режими охолодження № 7 і 8, при яких використані низькі швидкості повітряного охолодження на другій стадії, супроводжуються формуванням на поверхні металу гематиту, видалення якого дуже складно навіть при використанні кислотного травлення в процесі підготовки поверхні бунтового прокату до волочіння на метизному переделі.

Розроблений спосіб регульованого двохступінчатого повітряного охолодження при виробництві бунтового прокату з високоуглеродистого сталі С70D2 в потоці неперервного проволочного стану 320/150 ОАО «ММЗ» визнано інтелектуальною власністю [10], отримано патент України № 82255 «Спосіб виготовлення прокату з вуглецевої сталі».

В заключенні необхідно відзначити, що аналогічні особливості в закономірностях структуроутворення спостерігалися при опробуванні розробленого способу охолодження в бунтовому прокаті з вмістом вуглецю 0,70...0,84 % з сталей марок С72D2, С76D2, С80D2 і С82D2 (EN 10016-4:1994). Правильно вибрана швидкість повітряного охолодження (V_1) в залежності від діаметра бунтового прокату, поряд з формуванням потрібного структурного стану дозволяє мінімізувати виділення структурно-вільного ферриту (для доэвтектоїдних сталей) і повністю виключити появу структурно-вільного цементиту в формі сітки по границях зерен (для заэвтектоїдних сталей).

В роботі [11] розглянуто інноваційний підхід до режимів деформационно-термічної обробки бунтового прокату, заснований на розробленому способі двохступінчатого повітряного охолодження металу, суть якого полягає в повному виключенні стадії водяного охолодження і наступної розкладки металу витками на транспортер при температурі не менше 1030 °С. Такі технологічні особливості сприяють прискоренню проходження статическої збиральної рекристалізації в час післядеформационної паузи (вирізки), а при наступному повітряному охолодженні прокату зі швидкістю V_1 дозволяють вирішити актуальну науково-технічну проблему – отримати рівномірно розподілену сорбітну структуру по сеченню металу. В цьому випадку, металопрокат має підвищені міцнісні характеристики при збереженні достатньо високого рівня пластичності, що особливо важливо для прокату великих діаметрів (8,0...14,0 мм), який піддається значущим ступеням деформації при волочінні на метизному переделі (більше 80 %).

Висновки

1. Розроблено спосіб регульованого двохступінчатого повітряного охолодження бунтового прокату з високоуглеродистих марок сталі, який дозволяє забезпечити формування ефективної мікроструктури металу з підвищеними показателями якості.

2. Встановлено, що повітряне охолодження в залежності від діаметра бунтового прокату в інтервалі температур (950±10)...(560...540) °С повинно здійснюватися зі швидкістю $V_1 = (7,1 \div 25,5) \times (F:П)$, далі зі швидкістю $V_2 = (1,5 \div 6,0) \times (F:П)$, що сприяє формуванню сорбітообразної перлітної структури з високою ступенню дисперсності (міжпластиночне відстань не менше 0,20 мкм по ГОСТ 8233-56) при незначальному виділенні структурно-вільного ферриту (~ 2...3 %) для сталей доэвтектоїдного складу і майже повному відсутстві структурно-вільного цементиту (сліди цементитної сітки) для заэвтектоїдних сталей.

3. Показано, що швидкість повітряного охолодження V_1 має суттєвий вплив на процеси структуроутворення, що відбуваються при розпаді метастабільного аустеніта. Після завершення фазових перетворень швидкість повітряного охолодження V_2 забезпечує формування потрібного фазового складу окислини, переважно з вуглецю (~ до 90 %), яку легко видаляють механічними, так і кислотними способами видалення.

4. Промисловий випуск партій металу в відповідності з розробленим температурно-швидкісним регламентом охолодження при забезпеченні диференційованого підводу повітряних потоків по ширині транспортера лінії Стелмор, забезпечив зниження розкиду механічних властивостей по довжині витка бунтового прокату з сталі С70D2: $\Delta\sigma_b = 50...55$ МПа, $\Delta\psi \leq 4$ %, $\Delta\delta_{10} \leq 2$ %.

Анотація. *Мета.* Обґрунтування і розробка температурно-швидкісного регламенту в процесі неперервного охолодження бунтового прокату різних діаметрів на лінії Стелмор.

Методика. При виробництві прокату контроль температури металу виконували за допомогою стаціонарних контрольних вимірювальних приладів, а також портативних лазерних пірометрів. Металографічний контроль виконували за допомогою оптичних світлових мікроскопів «OLYMPUS IX70» і «Axiovert 200 M MAT». Фазовий склад окислини, яку утворюється на поверхні прокату визначали за допомогою рентгенівського дифрактометра ДРОН-3М.

Результати. Розроблено спосіб регульованого двоступеневого повітряного охолодження бунтового прокату з високовуглецевих марок сталі, який дозволяє забезпечити формування ефективної мікроструктури металу з підвищеними показниками якості.

Наукова новизна. Встановлено, що повітряне охолодження бунтового прокату в інтервалі температур $(950 \pm 10) \dots (560 \dots 540)$ °C має здійснюватися зі швидкістю $V_1 = (7,1 \div 25,5) \times (F:P)$, що сприяє формуванню перлітної структури з високим ступенем дисперсності при незначному виділенні структурно вільного фериту (~ 2...3 %) для сталей доєвтектоїдного складу і майже повній відсутності структурно-вільного цементиту (сліди цементитної сітки) для заєвтектоїдних сталей.

Практична значимість. Промисловий випуск партій металу характеризувався зниженням розкиду механічних властивостей по довжині витка бунтового прокату зі сталі C70D2: $\Delta\sigma_s = 50 \dots 55$ МПа, $\Delta\psi \leq 4$ %, $\Delta\delta_{10} \leq 2$ %.

Ключові слова: бунтовий прокат; регульоване охолодження; високовуглецева сталь; мікроструктура; механічні властивості

Abstract. Purpose. Justification and development of temperature and speed regulation during continuous cooling rolled steel of various diameters on Stelmor line.

Methodology. In the production of rolled steel metal temperature control performed using stationary instrumentation and portable laser pyrometers. Metallographic examination was performed by means of optical light microscopes «OLYMPUS IX70» and «Axiovert 200 M MAT». The phase composition of the resulting scale on the rolling surface was determined by X-ray diffractometer DRON-3M.

Results. A method for the controlled two-stage air-cooled rolled steel of high-carbon steels was designed, which allows for the formation of an effective metal microstructure with high quality performance.

Scientific novelty. It is found that the air cooling rolled steel in the temperature range $(950 \pm 10) \dots (560 \dots 540)$ °C must be carried out at a rate $V_1 = (7,1 \div 25,5) \times (F:P)$, then $V_2 = (1,5 \div 6,0) \times (F:P)$, which promotes the formation of pearlite structure with a high degree of dispersion with a slight separation of structurally free ferrite (~ 2...3 %) for the pro-eutectoid steel composition and the almost complete absence of structural-free cementite (traces cementite network) for hypereutectoid steels.

Practical importance. Industrial metal release party was characterized by a decrease in the spread of mechanical properties along the length of the coil rolled steel grade C70D2: $\Delta\sigma_s = 50 \dots 55$ МПа, $\Delta\psi \leq 4$ %, $\Delta\delta_{10} \leq 2$ %.

Keywords: rolled steel; controlled cooling; high-carbon steel; microstructure; mechanical properties

Библиографический список использованной литературы

1. Влияние вида обработки на величину аустенитного зерна высокоуглеродистой стали / Э. В. Парусов, В. В. Парусов, Л. В. Сагура [и др.] // Фундаментальные и прикладные проблемы черной металлургии : Сб. научн. тр. – Днепропетровск : Візіон, 2014. – Вып.28. – С.296-299.
2. Влияние режимов охлаждения на превращения аустенита в перлит / Э. В. Парусов, В. В. Парусов, Л. В. Сагура, А. И. Сивак // Строительство, материаловедение, машиностроение: Сб. научн. тр. – Днепропетровск: ПГАСА, 2011. – Вып. 58. – С. 527-531.
3. Влияние величины зерна и других факторов на дисперсность перлита углеродистых сталей / Э. В. Парусов, В. В. Парусов, Л. В. Сагура [и др.] // Строительство, материаловедение, машиностроение : Сб. научн. тр. – Днепропетровск: ПГАСА, 2014. – Вып. 73. – С.186-190.
4. Современные требования к качественным показателям катанки различного назначения / Парусов Э. В., Чуйко И. Н., Сагура Л. В. [и др.] // XIX Международная научно-практическая конференция «Металлургия: технологии, инновации, качество», 15-16 декабря 2015 г. Российская Федерация, Новокузнецк. // Материалы конференции. – 2015 г. – С.90-96.
5. Сычков А. Б. Оптимизация качественных характеристик углеродистой катанки из непрерывнолитой заготовки малого сечения / А. Б. Сычков, В. Ю. Костыря, Э. В. Парусов // Строительство, материаловедение, машиностроение : Сб. научн. тр. – Днепропетровск : ПГАСА, 2003. – Вып. 22. – Ч.1. – С. 100-104.
6. Влияние регулируемого охлаждения на качественные показатели катанки различного назначения / В. А. Луценко, В. В. Парусов, Э. В. Парусов, [и др.] // Фундаментальные и прикладные проблемы черной металлургии: Сб. научн. тр. – Днепропетровск : Візіон, 2004. – Вып. 9. – С. 142-148.
7. Чернов П. П. Влияние условий смотки и ускоренного охлаждения на фазовый состав и свойства прокатной окалины / П. П. Чернов, Ю. И. Ларин, В. Н. Поляков // Производство проката. – 2001. – № 12 – С. 35-38.
8. Стальная проволока / Х. Н. Белалов, А. А. Клековкин, Н. А. Клековкина [и др.]. – Магнит.: Магн. госуд. техн. универ. им. Г. И. Носова. – 2011. – 689 с.
9. Парусов Э. В. Влияние температуры аустенитизации на дисперсность перлита углеродистой стали / Э. В. Парусов, В. В. Парусов, Л. В. Сагура // МиТОМ. – 2015. – № 2. – С. 14-18.
10. Пат. № 82255, Україна, МПК C21D 1/02, C21D 8/06, C21D 9/52, B21B 1/16. Спосіб виготовлення прокату з вуглецевої сталі / [Парусов В. В., Парусов Е. В., Парусов О. В. та ін.], заявник і патентовласник Інститут чорної металургії ім. З. І. Некрасова НАН України, товариство з обмеженою відповідальністю «Спецпромсталь». – № а200603205; заявл. 27.03.2006; опубл. 25.03.2008, Бюл. № 6 – 10 с.
11. Разработка режима термомеханической обработки катанки из стали 85, микролегированной бором, на основе закономерностей превращений аустенита при непрерывном охлаждении / Э. В. Парусов, В. В. Парусов, Л. В. Сагура [и др.] // Металлургическая и горнорудная промышленность. – 2015. – № 3. – С. 54-58.

References

1. Parusov, E.V., Parusov, V.V., Sahura, L.V. and dr. (2014), "Influence of the type of treatment the value of the austenite grain high carbon steel", *Vlijanie vida obrabotki na velichinu austenitnogo zerna vysokouglerodistoj stali*, *Fundamental'nye i prikladnye problemy chernoj metallurgii*, Sb. nauchn. tr., Vizion, Dnepropetrovsk, no. 28, pp. 296-299.
2. Parusov, E.V., Parusov, V.V., Sahura, L.V. and Sivak, A.I. (2011), "Effect of cooling conditions on the transformation of austenite to pearlite", *Vlijanie rezhimov ohlazhdenija na prevrashhenija austenita v perlit*, *Stroitel'stvo, materialovedenie, mashinostroenie*, Sb. nauchn. tr., PGASA, Dnepropetrovsk, no. 58, pp. 527-531.
3. Parusov, E.V., Parusov, V.V. and Sahura, L.V. (2014), "The effect of grain size and other factors on the dispersibility of carbon steels perlite", *Vlijanie velichiny zerna i drugih faktorov na dispersnost' perlita uglerodistykh stalej*, *Stroitel'stvo, materialovedenie, mashinostroenie*, Sb. nauchn. tr., PGASA, Dnepropetrovsk, no. 73, pp.186-190.
4. Parusov, E.V., Chujko, I.N. and Sahura, L.V. (2015), "Modern requirements for quality indicators of rods for different purposes" *Sovremennye trebovanija k kachestvennym pokazateljam katanki razlichnogo naznachenija*, *HIH Mezhdunarodnaja nauchno-prakticheskaja konferencija "Metallurgija: tehnologii, innovacii, kachestvo"*, 15-16 December 2015. Materialy konferencii, Novokuzneck, Russia, pp. 90-96.
5. Sychkov, A.B., Kostyrja, V.Ju. and Parusov, E.V. (2003), "Optimization of the quality characteristics of the carbon wire rod continuous casting of small section", *Optimizacija kachestvennyh harakteristik uglerodistoj katanki iz nepreryvnolitoj zagotovki malogo sechenija*, *Stroitel'stvo, materialovedenie, mashinostroenie*, Sb. nauchn. tr., PGASA, Dnepropetrovsk, no. 22(1), pp. 100-104.
6. Lucenko, V.A., Parusov, V.V. and Parusov, E.V. (2004), "Effect of controlled cooling on wire rod quality indicators for different purposes" *Vlijanie reguliruemogo ohlazhdenija na kachestvennye pokazateli katanki razlichnogo naznachenija*, *Fundamental'nye i prikladnye problemy chernoj metallurgii*, Sb. nauchn. tr., Vizion, Dnepropetrovsk, no. 9, pp. 142-148.
7. Chernov, P.P., Larin, Ju.I. and Poljakov, V.N. (2001), "Influence of conditions of winding and fast cooling on the phase composition and properties of the mill scale" *Vlijanie uslovij smotki i uskorennoho ohlazhdenija na fazovyj sostav i svojstva prokatnoj okaliny*, *Proizvodstvo prokata*, no. 12, pp. 35-38.
8. Belalov, H.N., Klekovkin, A.A. and Klekovkina, N. A. (2011), "Steel wire" *Stal'naja provoloka*, Magn. gosud. tehn. univer. im. G.I. Nosova. Magnitogorsk, Russia.
9. Parusov, E.V., Parusov, V.V. and Sahura, L.V. (2015), "Influence of austenitizing temperature on the dispersion of carbon steel pearlite", *Vlijanie temperatury austenitizacii na dispersnost' perlita uglerodistoj stali*, MITOM, no. 2, pp. 14-18.
10. Parusov, V.V., Parusov, E.V., Parusov, O.V. and dr. "Rolled carbon steel manufacturing method", An owner – Nekrasov Iron and Steel Institute of the National academy of sciences of Ukraine, LTD «Specpromstal'». (03.2006), application number – a200603205, published – 25.03.2008, bulletin no 6-10, Patent of Ukraine № 82255 MPK C21D 1/02, C21D 8/06, C21D 9/52, B21B 1/16.
11. Parusov, E. V., Parusov, V.V. and Sagura, L.V. (2015), "The development of steel thermomechanical processing mode of rod 85, micro-alloyed with boron, based on the laws of transformation of austenite under continuous cooling", *Razrabotka rezhima termomechanicheskoj obrabotki katanki iz stali 85, mikrolegirovannoj borom, na osnove zakonomernostej prevrashhenij austenita pri nepreryvnom ohlazhdenii*, *Metallurgicheskaja i gornorudnaja promyshlennost'*, no. 3, pp. 54-58.

Подана до редакції 15.07.2016