

УДК 621. 77.04

О ТЕХНОЛОГИИ ПОЛУЧЕНИЯ ГОРЯЧЕКАТАНОГО ЛИСТА ЗАДАННОГО КАЧЕСТВА С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ НОВОЙ ТЕХНОЛОГИИ РАЗЛИВКИ СЛЯБОВ БОЛЬШОГО ПОПЕРЕЧНОГО СЕЧЕНИЯ

Стулов В.В., д.т.н., профессор кафедры «Технологии и оборудование прокатки» (stuvv@inbox.ru)

Алдунин А.В., д.т.н., профессор кафедры «Технологии и оборудование прокатки»

Московский государственный технический университет имени Н.Э. Баумана (МГТУ им. Баумана)
(105005, Россия, Москва, 2-я Бауманская, д. 5, стр. 1)

Аннотация. Разработка новых методов получения непрерывнолитых слябовых заготовок не может базироваться на равновесных процессах кристаллизации стали, идущих с малой скоростью. Использование подачи расплава в пристеночные слои стенок кристаллизатора через напорную конструкцию погружного стакана с эксцентричными выходными отверстиями позволяет при разливке слябов добиться существенного увеличения скорости кристаллизации стали. Приведены основные результаты разливки слябов большого поперечного сечения по новой технологии, обеспечивающей улучшение их качества. При разливке стали через опытный стакан наблюдается значительное уменьшение ширины зоны столбчатых кристаллов и увеличение зоны разориентированных кристаллов, а также уменьшение балла осевой ликвации. При разливке по новой технологии теплообмен в кристаллизаторе увеличивается на 10 – 12 %. При испытании на ударную вязкость выявлен ряд качественных характеристик металла, которые не улавливаются при других видах испытаний. Основные закономерности формирования структуры металла в условиях непрерывной чистовой группы непрерывного широкополосного стана (НШС) и последующего охлаждения изучали с использованием метода физического моделирования. Клиновидные образцы из низкоуглеродистой стали промышленной плавки, отобранные от охлажденного на промежуточном рольганге НШС подката, прокатывали в один и два прохода на двухвалковом скоростном лабораторном стане с обводным устройством. При этом соблюдали геометрическое и кинематическое подобие процесса прокатки. Прокатанные образцы после фиксированных выдержек на воздухе сбрасывались специальным устройством на боковое ребро для частичной закалки в охлаждающем растворе. По длине образца получали набор относительных обжатий, а по его ширине – набор скоростей охлаждения. По результатам физического моделирования установлены основные закономерности формирования структуры низкоуглеродистой стали при прокатке и ускоренном охлаждении полос на непрерывном широкополосном стане. С использованием данных закономерностей и уравнения Холла-Петча можно обеспечивать заданные структуру и предел текучести материала готового горячекатаного листа. За счет исключения дополнительного нагрева слябов под прокатку и повышения качества проката может быть получен значительный экономический эффект.

Ключевые слова: непрерывная разливка, кристаллизация, сляб, непрерывный широкополосный стан, физическое моделирование, низкоуглеродистая сталь, структура, теплообмен.

DOI: 10.17073/0368-0797-2017-10-798-803

В настоящее время в нашей стране и за рубежом большое внимание уделяется строительству мини-заводов, включающих литейно-прокатные агрегаты (ЛПА), для разливки тонких слябов и сортовых заготовок с последующей их непрерывной прокаткой, а также совершенствованию технологий и используемого оборудования [1 – 4].

На отечественных металлургических комбинатах (АО «Северсталь», «ММК», «НЛМК» и др.), построенных в 60 – 70-х годах прошлого века и выпускающих стальные слябовые заготовки больших поперечных сечений (200 – 350)×(1600–2500) мм, используется технология, включающая отдельные операции получения слябов, их остывание и нагрев для последующей прокатки.

Вопросу качества получаемых слябов, в частности причинам образования продольных и поперечных трещин, уделяется значительное внимание [5, 6].

Непосредственно с качеством слябов связаны вопросы теплообмена в кристаллизаторе и охлаждения металла [7, 8], а также состав шлакообразующих смесей [9, 10].

Погружной разливочный стакан, используемый при непрерывной разливке, с позиции качества литой заготовки является одним из важнейших функциональных огнеупорных изделий [11]. В последние годы в области непрерывной разливки, помимо традиционных требований высокого качества продукта и высокой производительности, большое значение приобретает также задача оптимизации потока жидкой стали в кристаллизаторе, решаемая с использованием результатов моделирования [12 – 15].

Известно [1], что разработка новых методов получения непрерывнолитых слябовых заготовок не может базироваться на равновесных процессах кристаллизации стали, идущих с малой скоростью. Использование

новых технологических приемов, заключающихся в подаче расплава в пристеночные слои стенок кристаллизатора через напорную конструкцию погружного стакана с эксцентричными выходными отверстиями, позволяет при разливке слябов добиться существенно-го увеличения (до 50 %) скорости кристаллизации стали на расстоянии до 40 – 50 мм от поверхности заготовки по сравнению с существующей разливкой стали по центру кристаллизатора через безнапорные погружные стаканы [16].

Подача расплава в пристеночные слои кристаллизатора приводит к большему его переохлаждению по сравнению с переохлаждением при подаче расплава в центр кристаллизатора (рис. 1).

На рис. 2 приведены серные отпечатки макроструктуры слябовых заготовок, отлитых через опытный стакан с эксцентричными выходными отверстиями и подачей расплава в пристеночные слои кристаллизатора, а также через существующий стакан с подачей расплава по центру кристаллизатора. Из сравнения серных отпечатков по рис. 2, а, б следует, что при разливке стали через опытный стакан наблюдается значительное уменьшение (более чем в 1,5 раза) ширины зоны столбчатых кристаллов и увеличение зоны разориентированных кристаллов, а также уменьшение на 1,0 – 1,5 балла осевой ликвации. Выявлены зоны конвективного влияния протяженностью 450 – 600 мм по обеим широким граням заготовки, состоящие из разориентированных мелких кристаллов с длиной осей 2 – 10 мм [17]. Описанная картина относится ко всем разливаемым сталям.

При разливке стали по новой технологии теплообмен в кристаллизаторе увеличивается на 10 – 12 % [18]. Средние значения ударной вязкости (KCU , Па/с) в стальном прокате на 11 – 31 % превышают значения для стального проката, полученного из слябов, разлитых по традиционной технологии [16, 19].

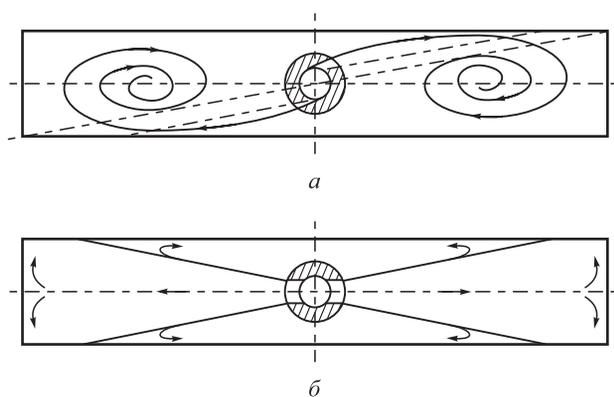


Рис. 1. Схема течения жидкой стали в горизонтальной плоскости кристаллизатора:

а – разливка через новый напорный стакан с эксцентричными выходными отверстиями; б – разливка через существующий стакан

Fig. 1. Liquid steel flow diagram in horizontal plane of the crystallizer: а – casting through a new head nozzle with eccentric outlets; б – casting through an existing glass

Испытанием на ударную вязкость выявляется ряд качественных характеристик металла (степень разнородности, отпускная хрупкость и др.), которые не удастся определить при других видах испытаний. Ударная вязкость является наиболее распространенной характеристикой сопротивления металла при жестких условиях динамического нагружения. Однако улучшения структуры непрерывнолитого сляба еще недостаточно для обеспечения высокого качества готового горячекатаного листа. В процессе прокатки на современном непрерывном широкополосном стане (НШС) и ЛПА существенное влияние на структуру и физико-механические свойства металла оказывают условия прокатки в непрерывной чистовой группе и последующего охлаждения полосы [20 – 25].

В последние годы все большее значение придается методам физического моделирования условий структурообразования стали при дробной горячей деформации применительно к условиям НШС. В работах [26 – 28] и других с помощью скоростных пластометров сделаны попытки изучения процессов разупрочнения и структурообразования при неоднократном растяжении, осадке или скручивании стальных образцов при высоких температурах. Такие эксперименты моделируют силовые условия прокатки полос, но не позволяют изучать структуру из-за медленного охлаждения образцов большого сечения, отсутствия подобий схемы напряженно-деформированного состояния, условий внешнего трения и теплообмена с рабочим инструментом. Многие же лабораторные прокатные станы не обеспечивают достаточно высокую для моделирования скорость деформации (около 100 с^{-1}) образцов и не позволяют производить прокатку в несколько проходов с паузами между ними менее 3 с [29].

Основные закономерности формирования структуры металла в условиях непрерывной чистовой группы НШС и последующего охлаждения изучали с использованием метода физического моделирования [30].

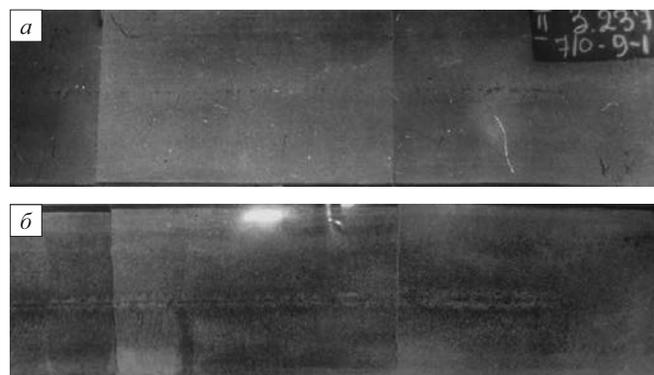


Рис. 2. Поперечные темплеты слябовых заготовок сечением $0,3 \times 1,85 \text{ м}$:

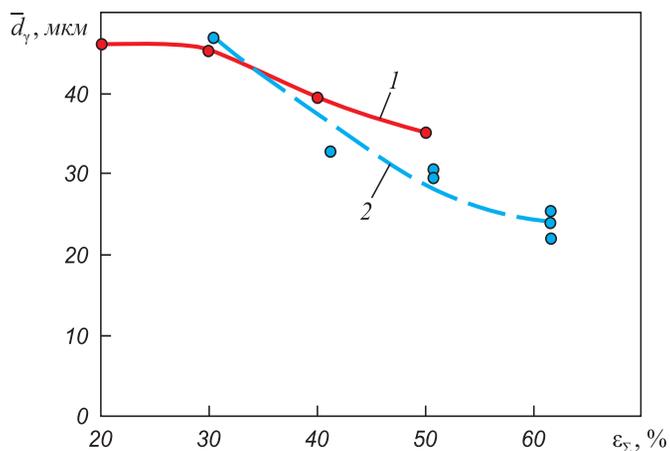
а – по опытной технологии; б – по действующей технологии

Fig. 2. Transverse templates of slab blanks with a section of $0.3 \times 1.85 \text{ m}$: а – using experimental technology; б – using current technology

Клиновидные образцы низкоуглеродистой стали СтЗсп промышленной плавки, отобранные от охлажденного на промежуточном рольганге стана 2000 НЛМК подката, прокатывали в один и два прохода на двухвалковом скоростном лабораторном стане с обводным устройством при температурах 880 – 1070 °С. При этом соблюдали геометрическое и кинематическое подобие процесса прокатки. Для исключения влияния температуры нагрева на размер зерна аустенита перед прокаткой все образцы подвергали аустенитизации в печи при температуре 1100 °С. Прокатанные образцы после фиксированных выдержек на воздухе сбрасывались специальным устройством на боковое ребро для частичной закалки в охлаждающем растворе. По длине образца получали набор относительных обжатий от 0 до 50 %, а по его ширине – набор скоростей охлаждения от 10 до 1000 °С/с.

В поперечных сечениях прокатанных образцов через каждые 10 % обжатия травлением у закаленного ребра выявлено бывшее зерно аустенита, а на остальной части – зерна феррита и перлита. Размер зерен измеряли методом отрезков (по 200 – 250 хорд на сечение). Из полученных гистограмм определяли среднюю величину хорды \bar{d} , вариацию распределения хорд v_d , их среднеквадратические отклонения $S_{\bar{d}}$ и S_{v_d} , доверительные интервалы $\pm \Delta \bar{d}$ для вероятности $P = 0,99$.

По результатам исследований для стали СтЗсп в координатах относительное обжатие ε – температура t – время τ были установлены области состояния структуры аустенита: *A* – инкубационного периода первичной рекристаллизации; *B* – первичной рекристаллизации; *C* – инкубационного периода собирательной рекристаллизации; *D* – собирательной рекристаллизации. Для области *B*, где протекает первичная рекристаллизация, характерна повышенная разноразмерность. В момент



завершения первичной рекристаллизации получается мелкое зерно с минимальной разноразмерностью. При этом с увеличением относительного обжатия после одного и двух проходов наблюдается плавное уменьшение размера зерна аустенита (рис. 3). При прокатке в два прохода рекристаллизация между обжатиями протекала полностью.

Установленные закономерности структурообразования следует учитывать при разработке режимов горячей прокатки низкоуглеродистой стали [31]. Оптимизировать режим прокатки можно, используя критерий оптимизации процесса по структуре металла [32].

По результатам металлографических исследований для скоростей охлаждения в области фазовых превращений $W_{\gamma \rightarrow \alpha} = 2 \div 37$ °С/с при $\bar{d}_{\gamma} = 19,5 \div 34,5$ мкм была также установлена взаимосвязь зерна аустенита \bar{d}_{γ} с зерном феррита \bar{d}_{α} (рис. 4). При больших скоростях охлаждения (19 °С/с и более) размер получаемого зерна феррита не зависит от размера зерна аустенита, а определяется только скоростью охлаждения.

Зная средний размер зерна феррита низкоуглеродистой стали, можно с помощью уравнения Холла-Петча [33, 34] определить ее предел текучести:

$$\sigma_T = \sigma_0 + k\bar{d}_{\alpha}^{-1/2},$$

где значение σ_0 регулируется твердорастворным упрочнением, дисперсионным твердением и количеством

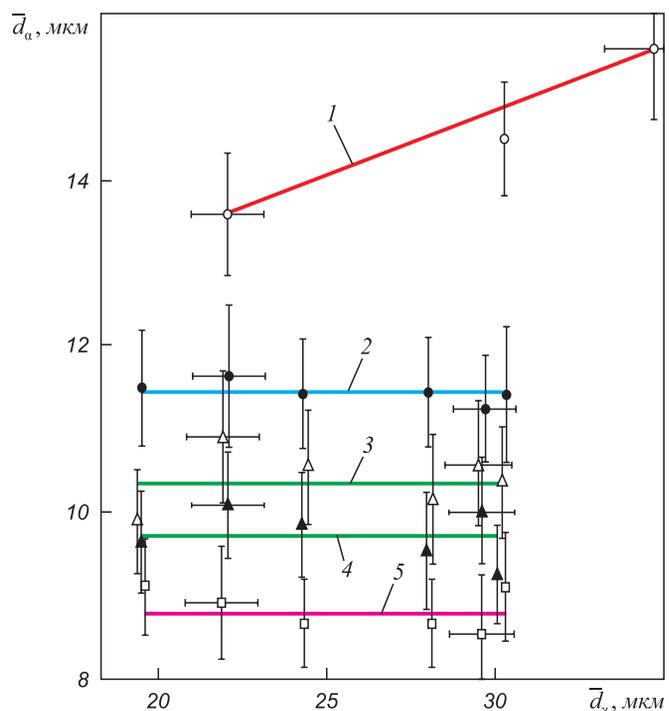


Рис. 4. Взаимосвязь зерна аустенита и феррита горячекатаной стали СтЗсп для скоростей охлаждения $W_{\gamma \rightarrow \alpha}$, °С/с: 1 – 2; 2 – 19; 3 – 26; 4 – 33; 5 – 37

Fig. 4. Interrelation of austenite grain and ferrite in St3sp hot-rolled steel for cooling rates $W_{\gamma \rightarrow \alpha}$ at °С/s: 1 – 2; 2 – 19; 3 – 26; 4 – 33; 5 – 37

Рис. 3. Зависимость размера зерна аустенита стали СтЗсп от суммарного относительного обжатия ε_{Σ} : 1 – после одного прохода; 2 – после двух проходов

Fig. 3. Dependence of austenite grain size of St3sp steel on the total percent reduction ε_{Σ} : 1 – after one pass; 2 – after two passes

перлита; \bar{d}_α – средний размер зерна феррита; k – константа.

Непосредственное использование горячих слябов для горячей прокатки полос при среднем годовом производстве 1 млн. т стали позволяет сэкономить более $350 \cdot 10^{12}$ Дж тепла.

При средней теплоте сгорания природного газа 35 МДж/м^3 [35] необходимый расход газа в год с учетом коэффициента полезного действия нагревательных устройств 92 % равняется $V = 10,9 \cdot 10^6 \text{ м}^3$. С учетом средней цены 1 м^3 природного газа 4 руб/м^3 [Приказ № 217 – Э/2 Федеральной службы по тарифам РФ от 08.06.2015 г.] экономия за счет исключения дополнительного нагрева слябов под прокатку составит более 44 млн. руб/год.

Принимая во внимание цену производимого по ГОСТ 14637–89 горячекатаного листа из стали СтЗсп 4-ой категории качества 36 000 руб/т, перевод 100 тыс. т проката в год в более высокую 5-ю категорию качества (с увеличением цены на 5 %) даст экономический эффект более 180 млн. руб/год. Общий экономический эффект превысит 220 млн. руб/год.

Выводы. Новая технология разлива стали в кристаллизатор и конструкция погружного стакана позволяют при разливе слябов низкоуглеродистой стали увеличить до 50 % скорость кристаллизации стали в приповерхностном слое заготовки. Это способствует измельчению кристаллической структуры металла за счет уменьшения более чем в 1,5 раза ширины зоны столбчатых кристаллов и увеличения зоны разориентированных кристаллов. Заданные структура и механические свойства горячекатаного листа могут быть получены с использованием установленных закономерностей структурообразования при последующей горячей прокатке полос на непрерывном широкополосном стане. Экономический эффект при производстве горячекатаных листов низкоуглеродистой стали 1 млн. т/год составит более 220 млн. рублей.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Протасов А.В., Пасечник Н.В., Сивак Б.А. Электрометаллургические мини-заводы. – М.: Metallurgizdat, 2013. – 420 с.
2. Тонкослябовые литейно-прокатные агрегаты для производства стальных полос: Учеб. пособие / В.М. Салганик, И.Г. Гун, А.С. Карандаев, А.А. Радионов. – М.: МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2003. – 506 с.
3. Ламухин А.М., Дубинин И.В. Пуск литейно-прокатного комплекса и освоение производства высококачественного проката для электросварных труб // *Металлург*. 2010. № 1. С. 38 – 44.
4. Vedani M., Ripamonti D., Mannucci A., Dellasega D. Hot ductility of microalloyed steels // *La Metallurgia Italiana*. 2008. Is. 5. P. 19 – 24.
5. Sun H., Su Y., Wu C. et al. The improvement of transverse crack on slab for plate products // *AISTech 2014 Proceedings*. 2014. P. 2923 – 2930.
6. Tian L., Chen S. The surface quality of casting defect detection system // *AISTech 2014 Proceedings*. 2014. P. 1747 – 1757.
7. Kim S.Y., Choi Y.S., Hwang J.Y., Lee S.H. Mold Heat Transfer Behavior at Hing Casting Speed Over 7 m/minute in the CEM, POSCO // *Iron Steel Technology*. 2016. Vol. 13. No. 7. P. 47 – 56.
8. Raudensky M., Tseng A.A., Horsky J., Kominek J. Recent developments of water and mist spray cooling in continuous casting of steels // *Metallurgical Research Technology*. 2016. Vol. 113. No. 5. P. 509.
9. Hanao M., Kawamoto M., Yamanaka A. Influence of mold flux on initial solidification of hypo-peritectic steel in a continuous casting mold // *Tetsu-to-Hagane = Journal of the Iron and Steel Institute of Japan*. 2014. Vol. 100. No. 4. P. 581 – 590.
10. Kania H., Nowacki K., Lis T. Impact of the density of the mould powder on thickness of the layer of liquid slag in the continuous caster mould // *Metallurgija*. 2013. Vol. 52. No. 2. P. 204 – 206.
11. Jouji Kurisu, Arito Mizobe, Hiroki Furukawa, Takahiro Kuroda. The flow optimization design of the SEN for medium-thin slab CC Taikabutsu = *Refractories*. 2014. Vol. 66. No. 8. P. 385 – 391.
12. Furumai K., Miki Y. Molten Steel Flow Control Technology for Decreasing Slab Defects // *JFE Giho*. 2016. No. 38. P. 36 – 41.
13. Kratzsch Ch., Timmel K., Eckert S., Schwarze R. URANS Simulation of Continuous Casting Mold Flow: Assessment of Revised Turbulence Models // *Steel Research International*. 2015. Vol. 87. No. 4. P. 400 – 410.
14. Sengupta J., Yavuz M. Metin. Nozzle design for ArcelorMittal Dofasco's no. 1 continuous caster for minimizing sliver defects // *Iron and Steel Technology*. 2011. No. 7. P. 39 – 47.
15. Lee P.B., Ramirez-Lopez P.E., Mills K.C. et al. Review: the “butterfly effect” in continuous casting // *Ironmaking and Steelmaking*. 2012. Vol. 39. No. 4. P. 244 – 253.
16. Стулов В.В., Одинокоев В.И., Новикова Т.В., Чистяков И.В. О процессе кристаллизации слябовых заготовок // *Изв. вуз. Черная металлургия*. 2010. № 8. С. 15 – 17.
17. Разработка нового способа разлива слябовых заготовок на МНЛЗ / В.В. Стулов, В.А. Матыськ, Т.В. Новикова и др. – Комсомольск-на-Амуре: ИМиМ ДВОРАН, 2008. – 158 с.
18. Стулов В.В. Совершенствование процесса непрерывной разлива стали на основе исследования гидродинамики и теплообмена в кристаллизаторе. Автореф. дис. канд. техн. наук. – М.: МИСиС, 1992. – 17 с.
19. Стулов В.В., Одинокоев В.И., Новикова Т.В., Староверов А.Д. Влияние деформации слябов и технологии их разлива на механические свойства получаемого проката // *Металлург*. 2010. № 1. С. 53 – 55.
20. Горелик С.С., Добаткин С.В., Капуткина Л.М. Рекристаллизация металлов и сплавов. 3-е изд. – М.: МИСиС, 2005. – 430 с.
21. Дубровский Б.А., Никифоров Б.А., Радионова Л.В. Исследование влияния технологических параметров горячей прокатки на структуру низкоуглеродистых и низколегированных марок стали // *Производство проката*. 2006. № 10. С. 13 – 16.
22. Olasolo M., Uranga P., Rodriguez-Ibabe J.M., Lopez B. Effect of austenite deformation microstructure and cooling rate on transformation characteristics in a low carbon Nb-V microalloyed steel // *Materials Science and Engineering A*. 2011. No. 528. P. 2559 – 2569.
23. Янковский А.В., Левченко Г.В., Воробей С.А., Карнаух А.И., Клименко А.П. Влияние температурно-деформационных параметров прокатки тонколистовой низкоуглеродистой стали на кинетику распада аустенита // *Фундаментальные и прикладные проблемы черной металлургии*. 2004. № 8. С. 269 – 274.
24. Li Y., Growther D.N., Mitchell P.S., Baker T.N. The evolution of microstructure during thin slab direct rolling processing in vanadium microalloyed steels // *ISIJ International*. 2002. Vol. 42. P. 636 – 644.
25. Hulka K., Gray J.M., Heisterkamp F. High temperature thermo-mechanical processing of pipe-line steels: Proc. Of the Intern. Symp. Niobium 2001 (Orlando, Florida, USA. December 2 – 5, 2001).
26. Bo Xu Yun, Mei Yu Yong, Liang Xiao Bao, Yu Liu Zhen, Dong Wang Guo. Modelling of microstructure evolution during hot rolling of a high-Nb HSLA steel // *Journal of Materials Science*. 2010. Vol. 45. No. 10. P. 2580 – 2590.

27. Рудской А.И., Колбасников Н.Г., Зотов О.Г. и др. Исследование структуры и свойств TRIP-сталей на комплексе Gleeble-3800 // Черные металлы. 2010. № 2. С. 8 – 14.
28. Futch D.B., Speer J.G., Findley K.O., Thomas G.A. Thermomechanical simulation of hot rolled Q&P sheet steels // Iron and Steel Technology. 2012. No. 12. P. 101 – 106.
29. Моделирование термомеханической прокатки – путь к снижению затрат при создании новой продукции // Металлург. 2010. № 1. С. 3.
30. Алдунин А.В., Русаков А.Д., Трайно А.И. Исследование и разработка технологий производства стальных полос. – Saarbrücken: LAP LAMBERT Academic Publishing, 2014. – 170 с.
31. Алдунин А.В. Разработка режимов горячей прокатки низкоуглеродистой стали с использованием закономерностей структурообразования // Производство проката. 2007. № 11. С. 7, 8.
32. Алдунин А.В. Основные принципы оптимизации процессов горячей прокатки полос по структуре и пластичности металла // Изв. вуз. Черная металлургия. 2008. № 5. С. 23 – 26.
33. Hall E.O. The Deformation and Ageing of Mild Steel: III Discussion of Results // The Proceedings of the Physical Society. 1951. Vol. 64. Part 9. No. 381 B. P. 747 – 753.
34. Petch N.J. The Cleavage Strength of Polycrystals // Journal of the Iron and Steel Institute. 1953. Vol. 174. Part 1. P. 25 – 28.
35. Тепло- и массообмен. Теплотехнический эксперимент: Справочник / Е.В. Аметистов, В.А. Григорьев, Б.Т. Емцев и др. – М.: Энергоатомиздат, 1982. – 512 с.

Поступила 20 апреля 2017 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2017. VOL. 60. NO. 10, pp. 798–803.

PRODUCTION TECHNOLOGY OF HOT ROLLED PLATE OF SPECIFIED QUALITY USING NEW TECHNICS OF LARGE SECTION SLABS CASTING

V.V. Stulov, A.V. Aldunin

Bauman Moscow State Technical University (Bauman MSTU), Russia, Moscow

Abstract. Development of new methods for production of continuous cast slab blanks shall not be based on low speed equilibrium crystallization processes in steel. Feeding melt into crystallizer side-wall layers through feed rising construction of submerged nozzle with eccentric outlet holes allows a significant increase in steel crystallization rate during slab casting. The main results of large section slabs casting using new technology providing improvement of their quality are given. When casting steel through an experimental nozzle, considerable decrease in width of columnar crystals zone and increase of disoriented crystals zone are observed, as well as decrease in index of centerline segregation. When casting with a new technology, heat transfer in crystallizer increases by 10 – 12 %. In impact test, a number of qualitative characteristics of metal have been identified that are not captured in other types of tests. The main regularities in metal structure formation in continuous finishing mill group of continuous wide strip mill (CWSM) and subsequent cooling were studied using physical modeling method. Wedge-shaped samples of industrial melted low-carbon steel, withdrawn from semi-finished rolled stock cooled on CWSM intermediate rolling table, were rolled in one and two passes on two-high speed laboratory rolling mill with a bypass device. Geometric and kinematic resemblance of rolling process was observed. Rolled samples, after fixed exposures on air, were dropped by a special device onto the lateral edge for partial hardening in cooling solution. A set of relative reductions were received longwise the sample, a set of cooling rates – edgewise. Based on results of physical modeling, the main formation regularities of low-carbon steel structure during rolling and accelerated cooling of strips on continuous wide strip mill were established. Using these regularities and the Hall-Petch equation, it is possible to provide specified structure and flow limit of the finished hot-rolled plate. By eliminating of additional heating of slabs for rolling and improving quality of rolled products, a significant economic effect can be obtained.

Keywords: continuous casting, crystallization, slab, continuous wide strip mill, physical modeling, low-carbon steel, structure, heat transfer.

DOI: 10.17073/0368-0797-2017-10-798-803

REFERENCES

1. Protasov A.V., Pasechnik N.V., Sivak B.A. *Elektrometallurgicheskie mini-zavody* [Electrometallurgical mini plants]. Moscow: Metallurgizdat, 2013, 420 p. (In Russ.).
2. Salganik V.M., Gun I.G., Karandaev A.S., Radionov A.A. *Tonkoslyabovye liteino-prokatnye agregaty dlya proizvodstva stal'nykh polos: Ucheb. posobie* [Thin slab foundry and rolling aggregates for steel strips production: Manual]. Moscow: MG TU im. N.E. Bauman, 2003, 506 p. (In Russ.).
3. Lamukhin A.M., Dubinin I.V. Startup of a casting-rolling complex and mastery of the production of high-quality rolled products for electric-welded pipe. *Metallurgist*. 2010, vol. 54, no. 1-2, pp. 19–27.
4. Vedani M., Ripamonti D., Mannucci A., Dellasega D. Hot ductility of microalloyed steels. *La Metallurgia Italiana*. 2008, Issue 5, pp. 19–24.
5. Sun H., Su Y., Wu C. etc. The improvement of transverse crack on slab for plate products. *AISTech 2014 Proceedings*. 2014, pp. 2923–2930.
6. Tian L., Chen S. The surface quality of casting defect detection system. *AISTech 2014 Proceedings*. 2014, pp. 1747–1757.
7. Kim S.Y., Choi Y.S., Hwang J.Y., Lee S.H. Mold heat transfer behavior at high casting speed over 7 m/minute in the CEM, POSCO. *Iron Steel Technology*. 2016, vol. 13, no. 7, pp. 47–56.
8. Raudensky M., Tseng A.A., Horsky J., Kominek J. Recent developments of water and mist spray cooling in continuous casting of steels. *Metallurgical Research Technology*. 2016, vol. 113, no. 5, pp. 509.
9. Hanao M., Kawamoto M., Yamanaka A. Influence of mold flux on initial solidification of hypo-peritectic steel in a continuous casting mold. *Tetsu-to-Hagane = Journal of the Iron and Steel Institute of Japan*. 2014, vol. 100, no. 4, pp. 581–590.
10. Kania H., Nowacki K., Lis T. Impact of the density of the mould powder on thickness of the layer of liquid slag in the continuous caster mould. *Metallurgija*. 2013, vol. 52, no. 2, pp. 204–206.
11. Jouji Kurisu, Arito Mizobe, Hiroki Furukawa, Takahiro Kuroda. The flow optimization design of the SEN for medium-thin slab CC. *Taikabutsu = Refractories*. 2014, vol. 66, no. 8, pp. 385–391.
12. Furumai K., Miki Y. Molten steel flow control technology for decreasing slab defects. *JFE Giho*. 2016, no. 38, pp. 36–41.
13. Kratzsch Ch., Timmel K., Eckert S., Schwarze R. URANS simulation of continuous casting mold flow: assessment of revised turbulence models. *Steel Research International*. 2015, vol. 87, no. 4, pp. 400–410.
14. Sengupta J., Yavuz M. Metin. Nozzle design for ArcelorMittal Dofasco's no. 1 continuous caster for minimizing sliver defects. *Iron and Steel Technology*. 2011, no. 7, pp. 39–47.
15. Lee P.B., Ramirez-Lopez P.E., Mills K.C. et al. Review: the “butterfly effect” in continuous casting. *Ironmaking and Steelmaking*. 2012, vol. 39, no. 4, pp. 244–253.

16. Stulov V.V., Odnokov V.I., Novikova T.V., Chistyakov I.V. On slab solidification process. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2010, no. 8, pp. 15–17. (In Russ.).
17. Stulov V.V., Matysik V.A., Novikova T.V. etc. *Razrabotka novogo sposoba razlivki slyabovykh zagotovok na MNLZ* [Development of a new way of casting of slab blanks in continuous casting machine]. Komsomolsk-on-Amur: IMiM DVORAN, 2008, 158 p. (In Russ.).
18. Stulov V.V. *Sovershenstvovanie protsessa nepreryvnoi razlivki stali na osnove issledovaniya gidrodinamiki i teploobmena v kristallizatore. Avtoref. dis. kand. tekhn. nauk* [Improving the process of continuous casting of steel on the basis of the study of hydrodynamics and heat transfer in the crystallizer. Extended Abstract of Cand. Sci. Diss.]. Moscow: MISiS, 1992, 17 p. (In Russ.).
19. Stulov V.V., Odnokov V.I., Novikova T.V., Staroverov A.D. Effect of the deformation of slabs and the technology used to cast them on the mechanical properties of the resulting rolled products. *Metallurgist*. 2010, vol. 54, no. 1-2, pp. 40–44.
20. Gorelik S.S., Dobatkin S.V., Kaputkina L.M. *Rekristallizatsiya metallov i splavov* [Recrystallization of metals and alloys]. 3rd ed. Moscow: MISiS, 2005, 430 p. (In Russ.).
21. Dubrovskii B.A., Nikiforov B.A., Radionova L.V. Investigation of the influence of hot rolling process parameters on the structure of low-carbon and low-alloyed steel. *Proizvodstvo prokata*. 2006, no. 10, pp. 13–16. (In Russ.).
22. Olasolo M., Uranga P., Rodriguez-Ibabe J.M., Lopez B. Effect of austenite deformation microstructure and cooling rate on transformation characteristics in a low carbon Nb-V microalloyed steel. *Materials Science and Engineering A*. 2011, no. 528, pp. 2559–2569.
23. Yankovskii A.V., Levchenko G.V., Vorobei S.A., Karnaukh A.I., Klimenko A.P. Influence of temperature-deformation parameters of rolling of thin-sheet low-carbon steel on kinetics of austenite decomposition. *Fundamental'nye i prikladnye problemy chernoi metallurgii*. 2004, no. 8, pp. 269–274. (In Russ.).
24. Li Y., Growth D.N., Mitchell P.S., Baker T.N. The evolution of microstructure during thin slab direct rolling processing in vanadium microalloyed steels. *ISIJ International*. 2002, vol. 42, pp. 636–644.
25. Hulka K., Gray J.M., Heisterkamp F. High temperature thermomechanical processing of pipe-line steels. In: *Proc. Of the Intern. Symp. Niobium 2001 (Orlando, Florida, USA. December 2-5, 2001)*.
26. Bo Xu Yun, Mei Yu Yong, Liang Xiao Bao, Yu Liu Zhen, Dong Wang Guo. Modelling of microstructure evolution during hot rolling of high-Nb HSLA steel. *Journal of Materials Science*. 2010, vol. 45, no. 10, pp. 2580–2590.
27. Rudskoi A.I., Kolbasnikov N.G., Zotov O.G. etc. Investigation of the structure and properties of TRIP-steels on the Gleeble-3800 complex. *Chernye metally*. 2010, no. 2, pp. 8–14. (In Russ.).
28. Futch D.B., Speer J.G., Findley K.O., Thomas G.A. Thermomechanical simulation of hot rolled Q&P sheet steels. *Iron and Steel Technology*. 2012, no. 12, pp. 101–106.
29. Modeling of thermomechanical rolling – a way to reduce cost of new production. *Metallurg*. 2010, no. 1, pp. 3. (In Russ.).
30. Aldunin A.V., Rusakov A.D., Traino A.I. *Issledovanie i razrabotka tekhnologii proizvodstva stal'nykh polos* [Research and development of steel strip production technologies]. Saarbrücken: LAP LAMBERT Academic Publishing, 2014, 170 p.
31. Aldunin A.V. Development of hot rolling modes for low-carbon steel using the patterns of structure formation. *Proizvodstvo prokata*. 2007, no. 11, pp. 7, 8. (In Russ.).
32. Aldunin A.V. Basic optimizing principles of processes of strips hot rolling by structure and plasticity of metal. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2008, no. 5, pp. 23–26. (In Russ.).
33. Hall E.O. The deformation and ageing of mild steel: III Discussion of Results. *The Proceedings of the Physical Society*. 1951, vol. 64, part 9, no. 381 B, pp. 747–753.
34. Petch N.J. The cleavage strength of polycrystals. *Journal of the Iron and Steel Institute*. 1953, vol. 174, part 1, pp. 25–28.
35. Ametistov E.V., Grigor'ev V.A., Emtsev B.T. etc. *Teplo- i massoobmen. Teplotekhnicheskii eksperiment: Spravochnik* [Heat and mass transfer. Thermotechnical experiment: Handbook]. Moscow: Energoatomizdat, 1982, 512 p. (In Russ.).

Information about the authors:

V.V. Stulov, Dr. Sci. (Eng.), Professor of the Chair “Technologies and Equipment of Rolling” (stuvv@inbox.ru)

A.V. Aldunin, Dr. Sci. (Eng.), Professor of the Chair “Technologies and Equipment of Rolling”

Received April 20, 2017