

УДК 669-147

Чубуков М.Ю., Руцкий Д.В., Зюбан Н.А., Агарков А.Ю.

МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ ЗАТВЕРДЕВАНИЯ ОТЛИВОК ИЗ НИЗКОУГЛЕРОДИСТЫХ ТРУБНЫХ МАРОК СТАЛЕЙ

Аннотация. В настоящей работе проведены исследования зависимости химического состава низкоуглеродистых трубных сталей на скорость продвижения твердой фазы. В программном комплексе Poligon Soft проведено моделирование затвердевания четырех химических составов сталей в медном кокиле Ø410 мм, имеющем геометрические параметры гильзы кристаллизатора зоны первичного охлаждения установки непрерывной разливки стали. Производилась оценка температурного поля и толщины твердой фазы отливок через определенные временные промежутки до 320 с, что соответствовало среднему времени нахождения жидкой стали в медном кристаллизаторе в процессе непрерывной разливки сталей. Оценка температурных полей показала, что с увеличением содержания углерода в стали в первоначальный момент времени температура поверхности отливок возле стенок медного кокиля снижается. Снижение составляет до 13° при увеличении углерода от 0,07 до 0,20% в стали. Кроме того, проведенные исследования показали некоторые различия в характере продвижения твердой фазы. Установлено, что исследуемые стали имеют различные скорости затвердевания, обусловленные химическим составом. Стали с наименьшим содержанием углерода имеют наибольшую скорость продвижения твердой фазы. При этом их скорость затвердевания сопоставима. Наименьшую скорость затвердевания имеет сталь с наибольшим содержанием углерода.

Ключевые слова: кристаллизация, затвердевание, моделирование, твердая фаза, низкоуглеродистые стали, двухфазная зона.

С учетом известных преимуществ способа производства стальных заготовок на машинах непрерывной разливки стали [1], интенсифицируются работы, направленные на изучение процессов затвердевания жидкой стали в медном кристаллизаторе. Данные работы направлены на снижение уровня дефектности заготовок, а также физической и химической неоднородности непрерывнолитых заготовок. При этом не достаточно внимания уделяется области исследований, заключающихся в повышении качества непрерывнолитых заготовок за счет изменения химического состава. Низкая популярность исследований в данной области связана в первую очередь с невозможностью корректировки в рамках требуемых, нормированных пределов химических составов сталей. Однако в металлургической промышленности есть и области, где корректировка химических составов не запрещена стандартами и может являться дополнительным, а зачастую и единственным, рычагом воздействия на качественные показатели НЛЗ. Изменение химического состава в сталях наряду с введением микролегирующих элементов, обеспечивающих прогрессивные механизмы упрочнения стали и измельчение зерна, и другими мерами воздействия представляется современным способом обеспечения требуемых качественных показателей непрерывнолитых заготовок.

Многими исследованиями показано, что степень развития осевой пористости непрерывнолитых заготовок в значительной степени зависит от кинетики и равномерности фронта затвердевания [2 - 5].

Известно, что ширина двухфазной зоны, т.е.

температурный интервал, в котором наряду с жидким расплавом имеет место наличие закристиализовавшегося дендритного остова, оказывает влияние на процесс питания заготовки, формирование ликвационной неоднородности и горячих трещин [6, 9]. При этом чем шире двухфазная зона, тем более развиты дефекты, связанные с физической и химической неоднородностью. Температурный интервал затвердевания зависит от нескольких факторов, основным из которых является химический состав стали.

Кроме того, как известно, химический состав стали оказывает непосредственное влияние на кинетику выделения карбидных и карбонитридных фаз при затвердевании непрерывнолитых заготовок, а также определяет температурные интервалы существования основных фазовых составляющих.

Целью настоящей работы являлось изучение влияния химического состава стали на особенности затвердевания заготовок.

Предметом исследований были 4 химических состава низкоуглеродистых низколегированных сталей с различным содержанием углерода – 06ГФБА, 09Г2С, 13ГФА и 20ФА. В программе Poligon Soft производилось моделирование динамики затвердевания рассматриваемых химических составов сталей. Параметры моделирования задавались максимально приближенными к условиям затвердевания непрерывнолитых заготовок в зоне первичного охлаждения (ЗПО) - медном кристаллизаторе установки непрерывного литья заготовок со следующими допущениями:

– верхняя и нижняя точки модели были заданы с нулевыми границами для исключения воздействия на результаты моделирования;

– образование лунки жидкого металла при кристаллизации в ЗПО не было учтено, т.е. процесс рассматривался как релаксационный;

– рассмотрению подвергались только процессы, происходящие в ЗПО без учета зоны вторичного охлаждения.

Указанные допущения в полной мере позволяют оценить продвижение фронта кристаллизации, ширину двухфазной зоны и другие параметры кристаллизации в зависимости от заданного химического состава.

Основные параметры моделирования (граничные условия) принимались следующие:

сечение кристаллизатора: круглое, диаметр $\varnothing 410$ мм;

высота медного кристаллизатора: 800 мм;

толщина стенки медного кристаллизатора: 15 мм;

температура внутренней поверхности кристаллизатора: 150°C ;

температура ликвидус: $1514\text{--}1520^{\circ}\text{C}$;

температура заливки металла: $1541\text{--}1554^{\circ}\text{C}$;

теплофизические свойства рассчитывались для каждой конкретной стали.

В результате моделирования были получены модели цилиндрических слитков на различных стадиях процесса кристаллизации и затвердевания, что позволяло оценить продвижение фронта кристаллизации и сопоставить скорости затвердевания отливок с различным химическим составом.

Производилась оценка температурного поля отливок из рассматриваемых марок сталей после 10 с, соответствующих началу процесса затвердевания в медном кристаллизаторе, и 320 с, соответствующих реальному времени прохождения НЛЗ через медный кристаллизатор (рис. 1).

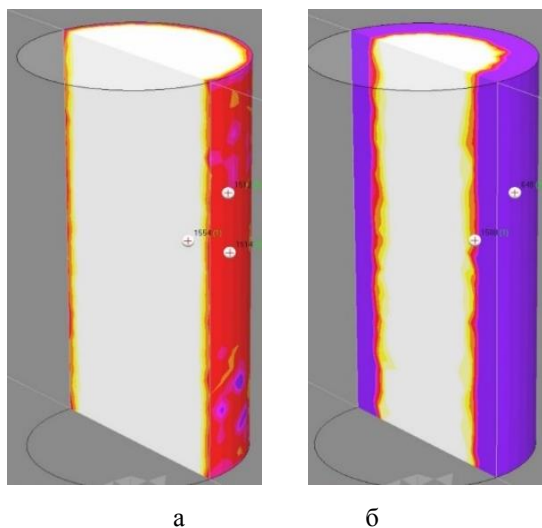


Рис. 1. Пример визуализации температурных полей (а) и твердой фазы (б) отливок

На первом этапе производилась оценка температурного поля отливок из рассматриваемых марок сталей после 10 с, соответствующих началу процесса за-

твердевания в медном кристаллизаторе, и 320 с, соответствующих реальному времени прохождения НЛЗ через медный кристаллизатор (рис. 2).

На рис. 3 приведены результаты оценки температуры на наружной поверхности отливок и двухфазной зоны в зависимости от времени затвердевания.

Температура наружной поверхности металла после 10 с затвердевания наиболее высокая на стали 06ГФБА. Для сталей 09Г2С, 13ГФА и 20ФА температура поверхности снижается с увеличением содержания углерода в марке стали. Наиболее низкая температура поверхности наблюдается на стали 20ФА, разница между сталью 06ГФБА и 20ФА по температуре поверхности после 10 с затвердевания составляет 17°C . Разница в температуре наружной поверхности металла может быть объяснена только различными теплофизическими параметрами марок сталей и процессами фазовых превращений, происходящих при кристаллизации.

После 320 с затвердевания общая картина изменения температуры наружной поверхности металла не изменяется. При этом между сталью 06ГФБА и 20ФА разница в температуре поверхности после 320 с снизилась (по сравнению с 10 с затвердевания) и составила 13°C . Между сталью 06ГФБА и промежуточными марками 09Г2С и 13ГФА разница увеличилась с 5°C (после 5 с затвердевания) до 7°C после 320 с затвердевания.

Несколько иная картина наблюдается при рассмотрении температуры двухфазной области. В данном случае после 10 с затвердевания двухфазная область имеет температуру, близкую к температуре заливки, в связи с чем на гистограмме отмечается распределение по параболическому закону. После 320 с затвердевания температура двухфазной области снижается тем сильнее, чем меньше в стали углерода. Так, разница в температуре двухфазной области между сталью 06ГФБА и 09Г2С составляет 5°C , 06ГФБА и 13ГФА – 10°C , а для 06ГФБА и стали 20ФА – 32°C .

Согласно диаграмме железо-углерод при температурах двухфазной области сталь 06ГФБА (1508°C) имеет фазу высокотемпературного δ -феррита, сталь 09Г2С и 13ГФА (1503°C и 1498°C) – жидкость+ δ -феррит, сталь 20ФА (1476°C) – высокотемпературный δ -феррит+аустенит.

На втором этапе производилась оценка продвижения фронта кристаллизации и двухфазной зоны для каждого из исследуемых химических составов. С интервалом времени 50 с (от 16 до 650 с) на полученных моделях производились замеры толщины твердой фазы (от поверхности до солидуса) и двухфазной зоны (от солидуса до ликвидуса). На рис. 4 приведен пример расчета ширины зон.

На рис. 5 и 6 приведены результаты замера толщины двухфазной зоны, а также скорость продвижения твердой фазы исследуемых марок сталей.

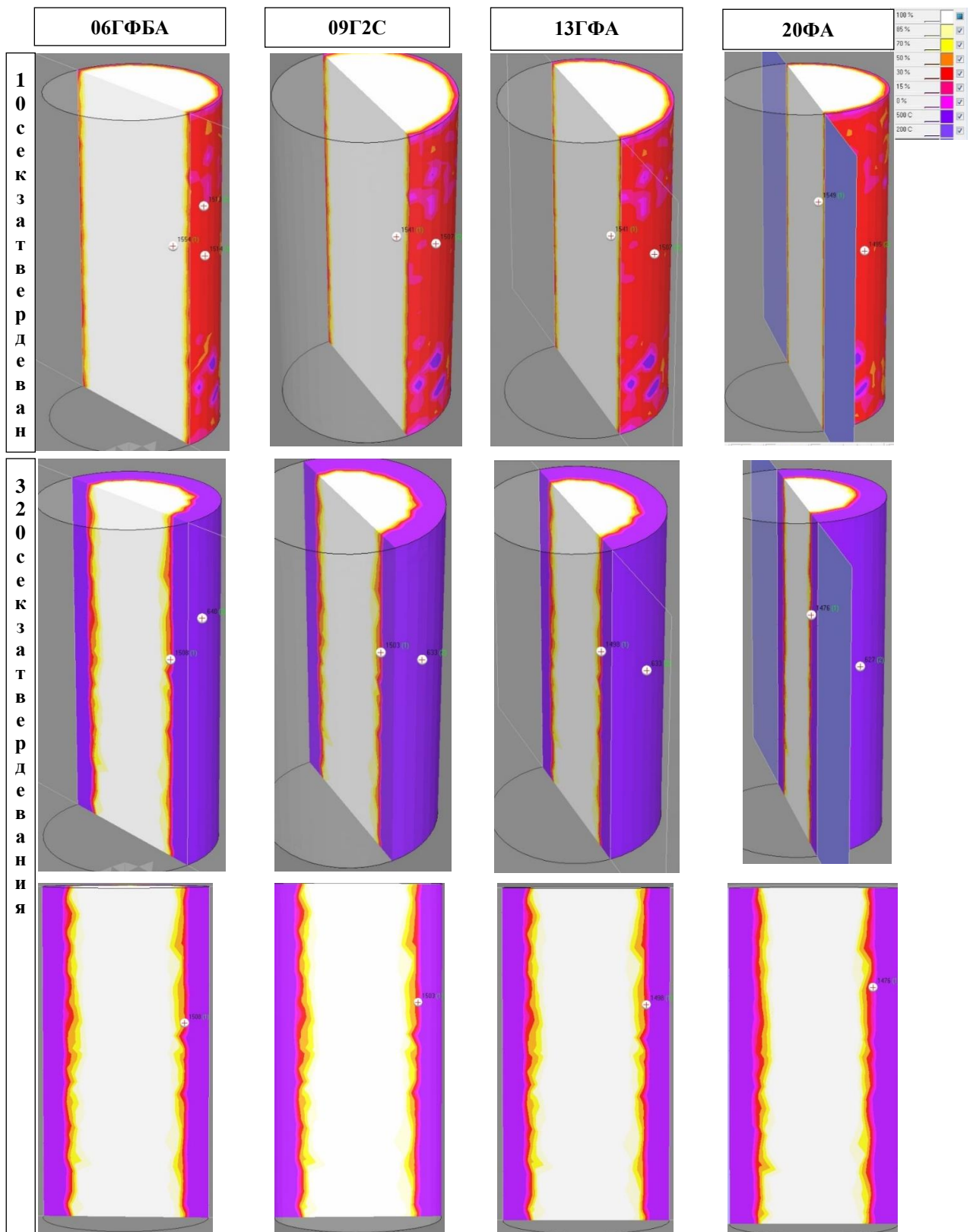


Рис. 2. Результаты моделирования по оценке температурного поля отливок

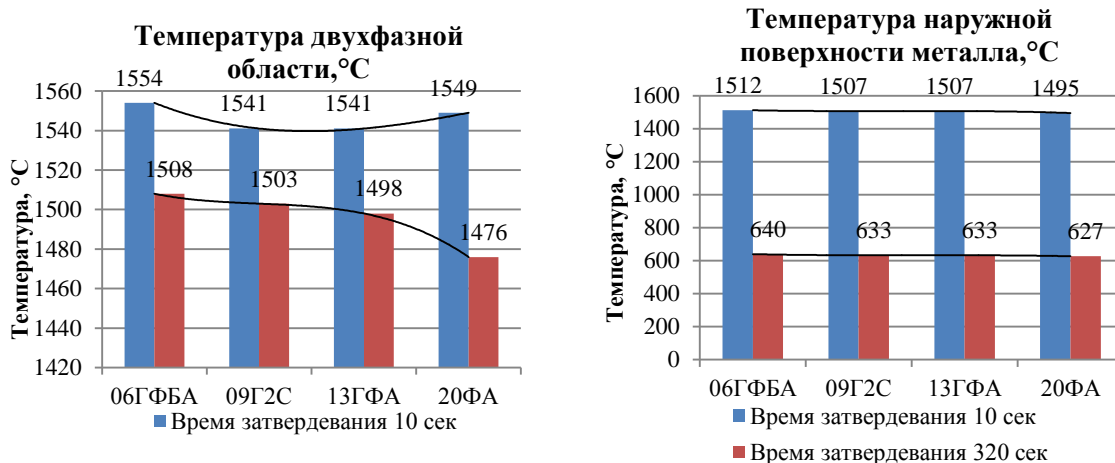


Рис. 3. Температура на наружной поверхности отливок и двухфазной зоны в зависимости от времени затвердевания

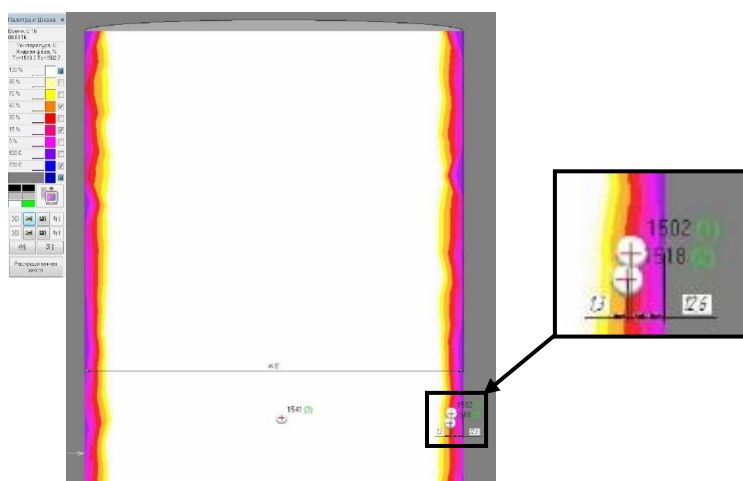


Рис. 4. Пример замера ширины зон на построенных моделях

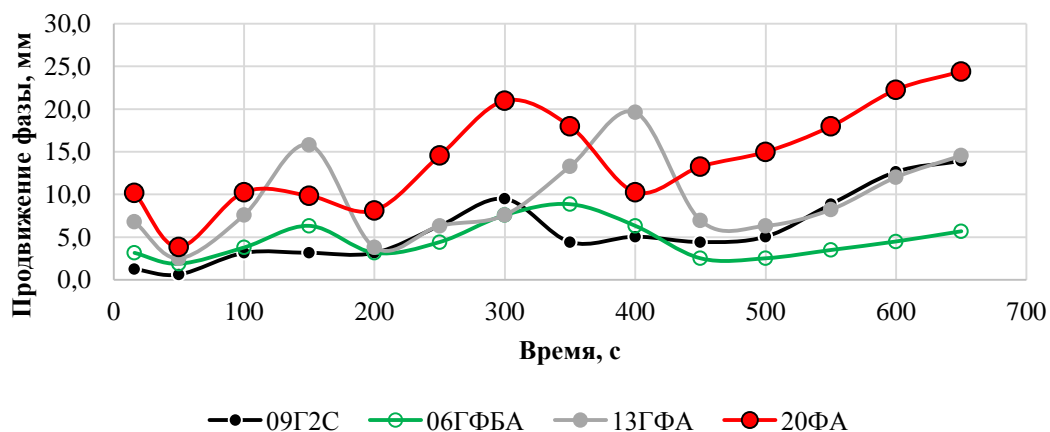


Рис. 5. Результаты замеров продвижения двухфазной зоны

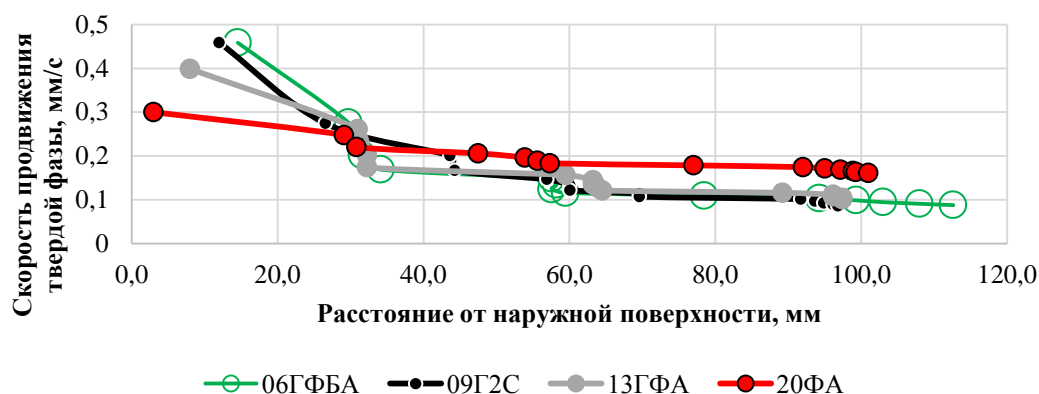


Рис. 6. Скорость продвижения твердой фазы для исследуемых марок сталей

Анализ полученных результатов моделирования показал, что стали 06ГФБА и 09Г2С с наименьшим содержанием углерода имеют наибольшую скорость продвижения твердой фазы. При этом их скорость затвердевания сопоставима. Наименьшую скорость затвердевания имеет сталь 20ФА с наибольшим содержанием углерода, сталь 7 с содержанием углерода 0,13% имеет промежуточное значение.

Характер изменения скорости затвердевания для сталей 3, 6, 7 сопоставим – на начальном этапе (16 с) скорость максимальна и составляет от 0,45 до 0,4 мм/мин. Через 50 с происходит плавное снижение скорости, для всех марок сталей она составляет от 0,26 до 0,27 мм/мин. Далее, по мере продвижения фронта затвердевания скорость убывает и составляет 0,12-0,13 мм/с через 300 с и 0,08-0,10 мм/с через 650 с.

Необходимо отметить, что скорость продвижения твердой фазы стали 20ФА несколько отличается от остальных сталей, а именно начальная скорость составляет 0,3 мм/мин, что на 30-33% ниже начальной скорости затвердевания сталей 06ГФБА, 09Г2С и 13ГФА. Однако начиная со 100 с (с момента заливки металла) скорость продвижения твердой фазы стали 8 на 15-50% превышает скорость затвердевания оставшихся трех исследуемых сталей.

Выводы

Полученные в результате моделирования в программном комплексе Polygon Soft данные говорят о том, что увеличение углерода в стали приводит к снижению интенсивности процесса теплообмена между поверхностью непрерывнолитой заготовки и стенками кристаллизатора. При этом для сталей с содержанием углерода 0,13-0,20% процесс затвердевания в большей степени сдвигается в зону вторичного охлаждения, тогда как для низкоуглеродистых сталей интенсивный отвод тепла в первые секунды позволяет сформировать качественный полноценный корковый слой, способный противостоять деформациям и термоциклированию в ЗВО, уже на выходе из кристаллизатора.

Список литературы

1. Information on <http://www.stahl-online.de/index.php/statistiken>
2. Гуцин В.Н., Ульянов В.А. Исследование влияния неравномерности фронта затвердевания на осевую пористость непрерывнолитых сортовых заготовок // Черные металлы. 2016 №12 С. 21-24.
3. Ульянов В.А., Гуцин В.Н. Исследование влияния условий затвердевания на образование трещин в непрерывнолитых заготовках // Черные металлы. 2012. №6. С. 13-16.
4. Гуцин В.Н., Ульянов В.А. Математическое и физическое моделирование теплофизических процессов в металлургии. Нижний Новгород: НГТУ, 2014. 157 с.
5. Braun A., Warzecha M., Pfeifer H. Numerical and physical modelling steel flow in two-stand tundish for different casting conditions //Metallurgical and Materials Transactions. 2010. Vol. 41, №3. P. 549-559.
6. Чернышов Е.А. Особенности формирования двухфазной зоны в тонкостенных металлооболочковых формах // Современные проблемы науки и образования. 2009. № 6-1.
7. Vicent Guyot, J.F. Martin, A. Ruelle e.a. Control of surface Quality of 0,08%<C<0,12% Steel Slabs in Continuous Casting //ISIJ International. Vol. 36. 1996. Supplement P. S227-S230.
8. Jacobi H., Dr.-Ing.Habil. thesis jf TU Clausthal (Germany), June 1991.
9. Носоченко А.О. Исследование влияния углерода на центральную химическую и структурную неоднородность и комплекс свойств низколегированных трубных сталей: Дис. ... канд. техн. наук. 2003. С. 39.
10. Mostafa Omar El-Bealy. Li Mold Thermo-Mechanical Rigidity Criterion for Surface Quality of Continuous Casting of Steel. //Materials Sciences and applications. 2013. Vol. 3. P. 39-51.
11. Mintz B. The Influence of Composition on the hot Ductility of Steel and to the problem of Transverse cracking // ISIJ International. 1999. Vol.39. P.833-855.

Сведения об авторах

Чубуков Михаил Юрьевич – преподаватель, кафедра «Технология материалов» ВолгГТУ, Волжский, Россия. E-mail: Miha1c4@ya.ru.

Руцкий Дмитрий Владимирович – канд. техн. наук, доцент, кафедра «Технология материалов» ВолгГТУ. Волгоград, Россия. E-mail: tecmat@vstu.ru

Зюбан Николай Александрович - доктор технических наук, профессор, заведующий кафедрой «Технология материалов» ВолгГТУ, Волгоград, Россия. E-mail: tecmat49@vstu.ru

Агарков Артем Юрьевич - аспирант, кафедры «Технология материалов» ВолгГТУ

INFORMATION ABOUT THE PAPER IN ENGLISH

MODELING OF SOLIFICATION PROCESSES OF CASTINGS OF LOW-CARBON PIPE STEELS

Chubukov Michael Yurievich – Lectuer, department «Technology of Materials», Volgograd State Technical University, Volzhskiy, Russia. E-mail: Miha1c4@ya.ru

Rutskii Dmitry Vladinovich – Cand. Sci.(Eng.), Associate professor, department «Technology of Materials», Volgograd State Technical University, Volgograd, Russia. E-mail: tecmat@vstu.ru

Zyuban Nikolay Aleksandrovich – Dr.Sci. (Eng.), professor, chief of department « Technology of Materials». Volgograd State Technical University , Volgograd,Russia. E-mail: tecmat49@vstu.ru

Agarkov Artem Yurevich – postgraduate, of department « Technology of Materials». Volgograd State Technical University, Volgograd,Russia. E-mail: tecmat@vstu.ru

Abstract. *The results of a study of the dependence of the chemical composition of low-carbon pipe steels on the rate of advancement of the solid phase are presented. Modelling of solidification by virtue of the Poligon Soft software package of four chemical compositions of steels in a Ø410 mm copper chill mold having the geometric parameters of the mold core of the primary cooling zone of a continuous casting plant are shown. The temperature field and the thickness of the solid phase of the castings were estimated at specific time intervals of up to 320 sec, which corresponded to the average residence time of liquid steel in a copper crystallizer during the continuous casting of steels. An assessment of the temperature fields showed that increasing the carbon content in steel at the initial time, the surface temperature of the castings near the walls of the copper chill mold decreases. The decrease reaches up to 13 ° with increasing carbon from 0.07 to 0.20% in steel. In addition, studies have shown some differences in the nature of the promotion of the solid phase. It was established that steels have different solidification rates due to the chemical composition. Steels with the lowest carbon content have the highest rate of advancement of the solid phase. Moreover, their solidification rate is comparable. Steel with the highest carbon content has the lowest solidification rate.*

Keywords: *Crystallization, solidification, solid phase modeling, low carbon steels, two-phase zone.*

Ссылка на статью:

Чубуков М.Ю., Руцкий Д.В., Зюбан Н.А., Агарков А.Ю. Моделирование процессов затвердевания отливок из низкоуглеродистых трубных марок сталей // Теория и технология металлургического производства. 2019. №4(31). С. 26-31.
Chubukov M.Yu., Rutskii D.V., Zuyban N.A., Agarkov A.Yu. Modeling of solification processes of castings of low-carbon pipe steels *Teoria i tehnologia metallurgiceskogo proizvodstva*. [The theory and process engineering of metallurgical production]. 2019, vol. 31, no. 4, pp.26-31.