

Данное значение близко к экспериментальным данным, полученным для глубины азотированного слоя композиции 08X18H10+08X18 [6]. Можно считать, что путь диффузии азота, т.е. глубина, на которой концентрация азота падает в e раз, с достаточной достоверностью характеризует глубину азотирования.

Более точное прогнозирование толщины азотированного слоя в многослойных материалах требует дальнейшего уточнения предложенной модели. В частности, требуется учет различия в скоростях оттока азота от ГС в соседние (граничащие друг с другом) отличающиеся по составу слои. Стали соседних слоев в многослойных материалах имеют существенно разные свойства и структуру. Соответственно диффузионные подвижности азота в этих слоях также будут отличаться, что приведет к неравенству диффузионных потоков в объемы слоев по разные стороны от ГС.

Кроме того, необходимо включить в рассмотрение диффузию по границам зерен внутри самих слоев, обуславливающую наличие дополнительных путей отвода азота от слоевых границ.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Производство слоистых композиционных материалов. / А.Г. Кобелев, В.И. Лисак, В.Н. Чернышов и др. – М.: Интермет-Инжиниринг, 2002. – 496 с.
2. Трыков Ю.П., Гуревич Л.М., Шморгунов В.Г. Слоистые композиты на основе алюминия и его сплавов. – М.: Металлургия, 2004. – 230 с.
3. Карпов М.И., Внуков В.И., Волков К.Г. и др. // Материаловедение. 2004. № 1. С. 48 – 53.
4. Колесников А.Г., Плохих А.И., Комисарчук Ю.С., Михальцев И.Ю. // Металловедение и термическая обработка металлов. 2010. № 6. С. 44 – 49.
5. Колесников А.Г., Плохих А.И. // Вестник МГТУ им. Н.Э.Баумана. Сер. «Приборостроение». 2010. С. 44 – 50.
6. Плохих А.И., Власова Д.В., Ховова О.М., Полянский В.М. // «Наука и образование» – электронное научнотехнич издание. 2011. № 11. Страница размещения: <http://technomag.edu.ru/262116.html>
7. Бокштейн Б.С., Копецкий Ч.В., Швиндлерман Л.С. Термодинамика и кинетика границ зерен в металлах. – М.: Металлургия, 1986. – 224 с.
8. Бокштейн Б.С. Диффузия в металлах. – М.: Металлургия, 1978. – 248 с.

© 2013 г. А.Л. Петелин, А.И. Плохих
Поступила 28 августа 2012 г.

УДК 669.01

В.В. Конашков¹, В.С. Цепелев¹, О.А. Чикова¹, А.В. Белоносев²

¹ Уральский федеральный университет

² Уральский государственный педагогический университет

О ВЛИЯНИИ СПОСОБА ПОЛУЧЕНИЯ НА ВЯЗКОСТЬ ЖИДКОЙ СТАЛИ 100Г13Х2Л

Аннотация. Проведено вискозиметрическое исследование жидкой стали 100Г13Х2Л в режиме нагрева и последующего охлаждения образцов. Образцы для исследования отобраны от слитков, полученных различными способами: методом окисления и путем переплава. По результатам измерений температурных и временных зависимостей кинематической вязкости жидкого металла определен оптимальный режим температурно-временной обработки расплава перед кристаллизацией.

Ключевые слова: вязкость, жидкая сталь, температурно-временная обработка.

THE INFLUENCE OF THE VISCOSITY OF THE PROCESS FOR PRODUCING LIQUID STEEL 100G13H2L

Abstract. Viscometric study conducted liquid steel 100G13H2L in heating and subsequent cooling of the samples. The samples were selected for the study from ingots produced by different methods: the method of oxidation and by remelting. The results of measurements of the temperature and time dependence of the kinematic viscosity of the liquid metal determined optimal time-temperature treatment before the melt crystallization.

Keywords: viscosity, liquid steel, temperature-time processing.

Вопрос о влиянии способа получения на литейные свойства расплавов сталей, которые определяются их структурным состоянием, является актуальным. Известно, что жидкотекучесть расплава предопределяет процесс кристаллизации и механические характеристики готовых стальных изделий [1 – 4].

Авторы настоящей работы предлагают перспективный способ улучшения качества изделий из ста-

ли 100Г13Х2Л – гомогенизирующую термическую обработку металлической жидкости [3]. Этот способ позволяет получить металл с повышенным уровнем механических свойств и не требует высоких скоростей охлаждения [3 – 4]. Идея метода основана на предположении о том, что при температурах выше температуры ликвидус в металлической жидкости в течение длительного времени могут существовать

микронеоднородности, отличные по химическому составу от окружающего расплава. Для их разрушения нужны перегревы жидкого металла до определенной для каждого состава температуры $T_{\text{гом}}$. После такого перегрева расплав необратимо переходит в состояние истинного раствора, что существенно изменяет условия его кристаллизации. Экспериментально установлено, что разрушение микронеоднородной структуры расплавов обычно сопровождается аномалиями температурных зависимостей свойств металлической жидкости, в частности вязкости. Обнаружено расхождение температурных зависимостей вязкости расплава соответствующим режимам нагрева и последующего охлаждения образца. Температуру $T_{\text{гом}}$, отвечающую необратимому переходу расплава в гомогенное состояние, в этом случае определяли по началу высокотемпературного совпадающего участка политем нагрева и охлаждения. В вискозиметрических опытах с микронеоднородными расплавами зафиксирован аномально высокий разброс значений кинематической вязкости. При нагреве до $T_{\text{гом}}$ указанный разброс необратимо уменьшался до значений, соответствующих случайной погрешности измерений.

Работа посвящена исследованию влияния способа получения стального слитка 100Г13Х2Л на структурное состояние жидкой стали. Авторы предлагают научно-обоснованный режим температурно-временной обработки расплава, направленный на улучшение качества готовой металлопродукции. Исследованы температурные и временные зависимости вязкости $\nu(t)$ жидкой стали 100Г13Х2Л. Образцы отобраны от слитков, полученных методами окисления и переплава.

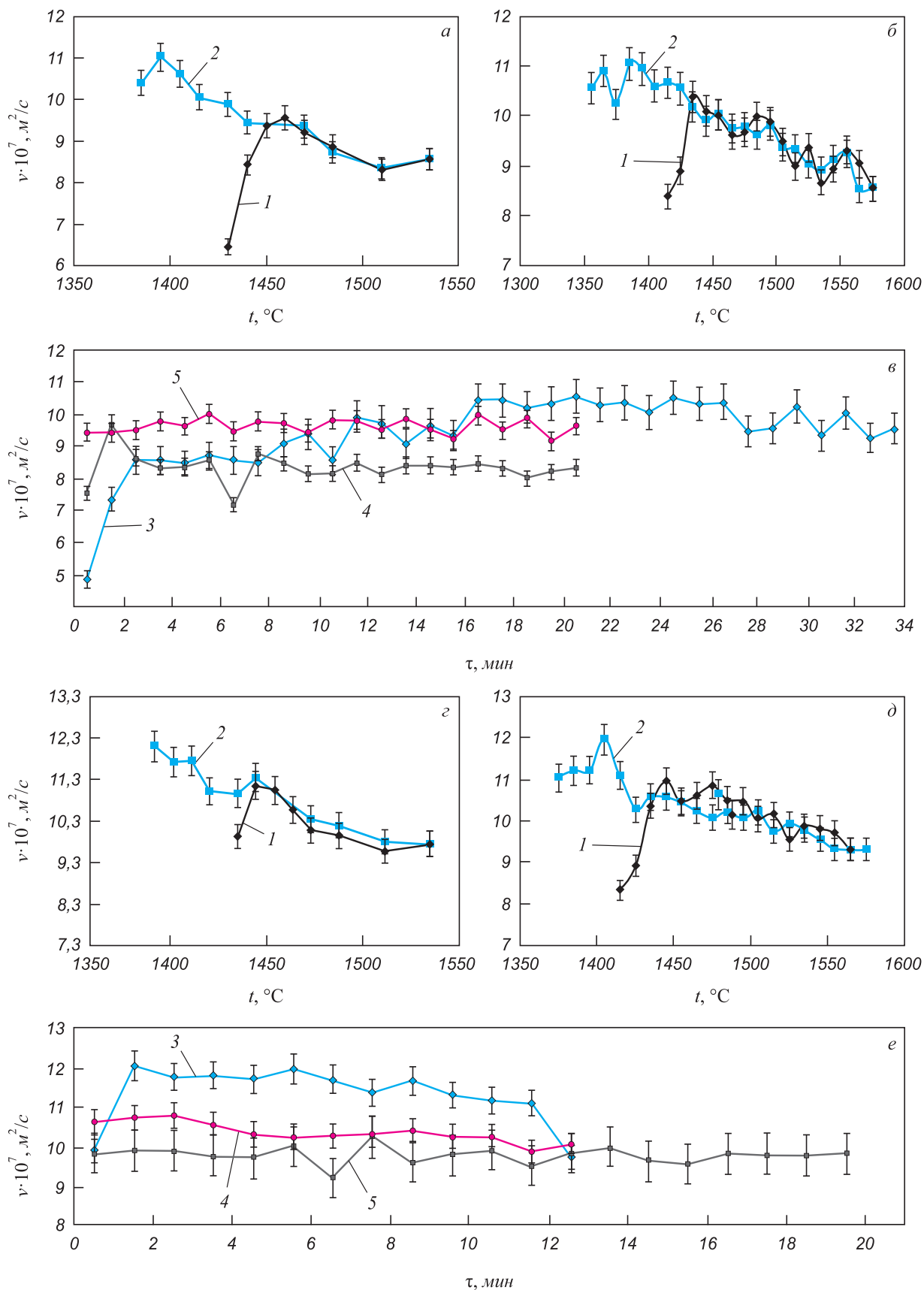
Химический состав стали 100Г13Х2Л включает кремний (не более 1 %), медь (не более 0,3 %), марганец (11,5 – 14,5 %), хром (1,2 – 1,7 %), никель (не более 1 %), фосфор (не более 0,1 %) и серу (не более 0,05 %).

Вязкость ν измеряли методом затухающих крутильных колебаний тигля с расплавом в режиме нагрева и последующего охлаждения образцов в диапазоне температур 1410 – 1575 °С. Измерения температурных зависимостей проводили в режиме изотермических выдержек (не менее 30 мин) со сравнительно малыми (10 – 15 °С) ступенчатыми изменениями температуры. Систематическая погрешность измерения $\nu(T)$ составляла 3 %, а случайная, определяющая разброс точек в ходе одного опыта, при доверительной вероятности $p = 0,95$ не превышала 1,5 %. Измерение временных зависимостей вязкости осуществляли в отдельных экспериментах. При каждой температуре проводили 15 – 40 последовательных отсчетов. Температуру поддерживали на заданном уровне с точностью 1 °С с помощью высокоточного регулятора. При проведении измерений регистрацию параметров колебаний осуществляли оптическим способом с помощью системы фоторегистрации колебаний. Экспериментальная установка,

методика измерений временных и температурных зависимостей кинематической вязкости расплавов и обработки экспериментальных данных подробно описаны в работах [5 – 7]. Во всех опытах использовали тигли из ВеО. Опыты проводили в атмосфере высокочистого гелия под давлением 10^5 Па.

Результаты вискозиметрического исследования жидкой стали 100Г13Х2Л представлены на рисунке. Опыты проведены на двух вискозиметрах аналогичной конструкции для получения более объективной информации о вязкости расплавов. Для всех исследованных расплавов обнаружено переохлаждение металлической жидкости на 40 °С. В надликвидусной области зафиксировано расхождение политем нагрева и охлаждения (гистерезис) – $T_{\text{гом}} = 1435$ °С. Вязкость расплава при нагреве в интервале температур 1410 – 1435 °С повышается с ростом температуры. Данное явление авторы связывают с процессами послеплавления. Для всех образцов при температурах 1445 и 1460 °С в режиме нагрева зафиксирован повышенный (в пределах 10 %) разброс значений кинематической вязкости (см. рисунок). При охлаждении металлической жидкости при температуре 1440 °С разброс значений кинематической вязкости находится в пределах заявленной погрешности эксперимента. Обращает внимание качественное и количественное совпадение результатов измерения вязкости жидкой стали 100Г13Х2Л, полученных с помощью разных вискозиметров. Все вышперечисленные факты свидетельствуют о влиянии температуры расплава на его структурное состояние.

Полученные результаты можно качественно интерпретировать с позиций представлений о микронеоднородном строении металлических расплавов [2 – 3]. Согласно этим представлениям, при плавлении многофазного стального слитка не образуется сразу же однородный на атомном уровне раствор легирующих элементов в железе и в определенном интервале температур продолжает сохраняться микронеоднородное состояние. В той области состояний, где указанная микронеоднородность имеет достаточно крупный масштаб, отмечаются нестабильность фиксируемых значений вязкости. Судя по ветвлению кривых $\nu(T)$, переход расплава в состояние истинного раствора происходит лишь вблизи точек этого ветвления. Температуру $T_{\text{гом}}$, отвечающую необратимому переходу расплава в гомогенное состояние, авторы определили по началу высокотемпературного совпадающего участка политем нагрева и охлаждения. Для жидкой стали 100Г13Х2Л $T_{\text{гом}} = 1435$ °С (см. рисунок). Согласно работам [2, 3], после перегрева выше $T_{\text{гом}}$ расплав стали 100Г13Х2Л необратимо переходит в состояние истинного раствора, что существенно изменяет условия кристаллизации металла даже при промышленных скоростях охлаждения и можно ожидать существенного повышения уровня свойств литого металла. Авторы считают, что для стали 100Г13Х2Л це-



Температурные и временные зависимости вязкости расплавов стали 100Г13Х2Л:

нагрев (1) и охлаждение (2), вискозиметр № 1 (а) и № 2 (б), образцы отобраны от слитков, полученных методом окисления; в – нагрев 1460 °С (3), 1485 °С (4) и охлаждение 1440 °С (5), образцы отобраны от слитков, полученных методом окисления; г – нагрев (1) и охлаждение (2), вискозиметр № 1 (г) и № 2 (д), образцы отобраны от слитков, полученных методом переплава; е – нагрев 1445 °С (3), 1475 °С (4) и охлаждение 1440 °С (5), образцы отобраны от слитков, полученных методом переплава

лесообразно повышать температуру нагрева расплава перед заливкой до 1450 – 1560 °С, т.е. применять гомогенизирующую термическую обработку металлической жидкости.

Выводы. Проведено вискозиметрическое исследование жидкой стали 100Г13Х2Л. Образцы отобраны от слитков, полученных методами окисления и переплава. По результатам измерений сделано заключение о влиянии метода получения на характер температурных и временных зависимостей кинематической вязкости жидкой стали.

Для всех исследованных образцов стали 100Г13Х2 зафиксировано расхождение политерма нагрева и охлаждения (гистерезис) – $T_{\text{гом}} = 1435$ °С и повышенный (в пределах 10 %) разброс значений кинематической вязкости в режиме нагрева металла.

Авторы рекомендуют для стали 100Г13Х2Л повышать температуру нагрева расплава перед заливкой до 1450 – 1560 °С, т.е. применять гомогенизирующую термическую обработку металлической жидкости.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Гольдштейн М.И., Грачев С.В., Векслер Ю.Р. Специальные стали. – М.: МИСИС, 1999. – 408 с.
2. Баум Б.А. Металлические жидкости. – М.: Наука, 1979. – 135 с.
3. Жидкая сталь / Б.А. Баум, Г.А. Хасин, Г.В. Тягунов и др. – М.: Металлургия, 1984. – 208 с.
4. Гельд П.В., Баум Б.А., Петрушевский М.С. Расплавы ферросплавного производства. – М.: Металлургия, 1973. – 288 с.
5. Тягунов Г.В., Цепелев В.С., Кушнир М.Н., Яковлев Г.Н. // Заводская лаборатория. 1980. № 10. С. 919 – 920.
6. Пат. 2386948 РФ. Способ бесконтактного измерения вязкости высокотемпературных металлических расплавов / А.М. Поводатор, В.В. Конашков, В.В. Вьюхин, В.С. Цепелев; опуб. 20.04.2010, бюл. № 11.
7. Пат. 104721 РФ. Устройство для исследования высокотемпературных металлических расплавов / А.М. Поводатор, В.В. Конашков, В.В. Вьюхин, В.С. Цепелев; опуб. 25.05.2011, бюл. № 14А.

© 2013 г. В.В. Конашков, В.С. Цепелев, О.А. Чикова,
А.В. Белоносов
Поступила 22 июля 2013 г.

УДК 621.74:669.15-196

Э.Б. Тен, Е.В. Рожкова, А.И. Конюхова

Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»

ТЕРМОДИНАМИЧЕСКИЕ ПРЕДПОСЫЛКИ ЛЕГИРУЮЩЕГО ЭФФЕКТА ПРИ МОДИФИЦИРОВАНИИ НИЗКОХРОМИСТОГО ЧУГУНА

Аннотация. Изучены термодинамические аспекты легирующего эффекта при модифицировании низкохромистого (3 – 5 % Cr) чугуна Fe–Si–Mg модификатором. Этот эффект проявляется в фазовой трансформации структуры чугуна. Вместо ледебуритной эвтектики с цементитными карбидами Fe_3C и $(\text{Fe}, \text{Cr})_3\text{C}$, формируется эвтектика с карбидом $(\text{Cr}, \text{Fe})_7\text{C}_3$. Такой карбид обычно образуется при содержаниях хрома в чугуне не менее 8 – 9 %. Показано, что это обусловлено квазиравновесным состоянием чугуна при обработке его модификатором. С одной стороны, расплав является неравновесным, потому что в нем присутствует много микрзон с высоким содержанием кремния и магния. Но с другой стороны, состояние расплава внутри микрзон можно рассматривать как квазиравновесное. В этих микрзонах ввиду высокой активности углерода создаются условия для формирования карбида $(\text{Cr}, \text{Fe})_7\text{C}_3$. Такая возможность подтверждена термодинамическими расчетами. Применение выявленного эффекта позволяет без существенных затрат обеспечить заметное повышение свойств чугуна.

Ключевые слова: хромистый чугун, структура, карбидная фаза, модифицирование, трансформация карбидной фазы, термодинамика, легирующий эффект.

THERMODYNAMIC PRECONDITIONS OF ALLOYING EFFECT WHEN MODIFYING LOW-CHROMIC CAST IRON

Abstract. It is studied the thermodynamic aspects of alloying effects during the treatment the low chromium (3 – 5 % Cr) cast iron with Fe–Si–Mg inoculants. This effect is displayed at transformation of phase at cast iron structure. Instead ledeburite eutectic with cementite carbides Fe_3C and $(\text{Fe}, \text{Cr})_3\text{C}$ the eutectic with carbide $(\text{Cr}, \text{Fe})_7\text{C}_3$ is formed. Such carbide usually is formed at Chromium content no less 8 – 9 %. It is showed, what it caused the quasi-equilibrium state of cast iron during of it treatment with inoculants. On one side, the melt is the non equilibrium, because of into it presence the many microzones with higher content of Si and Mg. But on the other side the melt state at the microzones can to consider as quasi-equilibrium. In that microzones because of high carbon activity are created the conditions for carbide $(\text{Cr}, \text{Fe})_7\text{C}_3$ forming. Such possibility it is confirmed by thermodynamic calculations. The application of the exposed effect is cause without the significantly expense to provide the substantial increasing of cast iron properties.

Keywords: chromium cast iron, structure, carbide phase, modifying, transformation carbide phase, thermodynamics, alloying effect.

Хромистые чугуны наиболее широко используются для изготовления литых изделий, работающих в условиях абразивного износа, воздействия повышенных

температур и коррозионно-активных сред. Варьированием содержания хрома можно в широких пределах изменять служебные характеристики чугунов примени-