

DOI: 10.15593/2224-9877/2015.4.10

УДК 669.14-154: 52-334.4

**В.С. Цепелев, Ю.С. Давыдов, А.И. Латыпова,
А.И. Таушканова, В.И. Лихтенштейн**

Уральский федеральный университет им. первого Президента России
Б.Н. Ельцина, г. Екатеринбург, Россия

НЕКОТОРЫЕ ОСОБЕННОСТИ ПОЛИТЕРМ ВЯЗКОСТИ ПРОМЫШЛЕННЫХ РАСПЛАВОВ: АНОМАЛИИ, ГИСТЕРЕЗИС, КРИТИЧЕСКИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ

Представлены виды политерм кинематической вязкости промышленных сталей и условия их появления в эксперименте. Показано, что нагрев расплава выше критической температуры приводит к ветвлению политерм. Политермы свойств многокомпонентных расплавов резко отличаются от политерм чистых металлов. Они почти никогда не бывают монотонными, а тем более линейными. Для каждой марки сплава температурные зависимости свойств имеют собственный характерный вид с особенностями, вызванными составом, исходными материалами и спецификой производства. Приведены температуры аномальных участков температурных зависимостей кинематической вязкости и критические температуры. Выявлена существенная роль углерода в формировании структуры не только твердого, но и жидкого состояния. Показана роль основных легирующих элементов. Среди основных легирующих элементов особо выделяется хром, оказывающий неоднозначное влияние на вид политерм вязкости в зависимости от содержания углерода в стали. Увеличение концентрации хрома в низко- и среднеуглеродистых сталях приводит к исчезновению аномалии на политерме нагрева, а в высокоуглеродистых сталях, наоборот, к более яркому ее проявлению. Это можно объяснить тем, что хром в низко- и среднеуглеродистых сталях проявляет себя в основном как элемент, который легирует матрицу и способствует перестройке ее решетки в ОЦК-структуру. При более высоком содержании углерода в стали хром уже выступает в качестве основного карбидообразующего элемента. Для некоторых сталей и сплавов, например с большим содержанием марганца, наблюдается отрицательный гистерезис вязкости, т.е. ветвь охлаждения находится ниже ветви нагрева. Изучено влияние кислорода и азота на характер температурных зависимостей вязкости. Так, при повышении концентрации этих элементов критическая температура сдвигается в область более высоких значений. Представленная технология термовременной подготовки расплава чугуна повышает эффективность модифицирования и позволяет экономить модификаторы.

Ключевые слова: политерма, кинематическая вязкость, аномалия, перегиб, немонотонность, критическая температура, равновесное состояние, термовременная подготовка, состав шихты, модификатор, структура.

V.S. Tsepelev, Iu.S. Davydov, A.I. Latypova,

A.I. Taushkanova, V.I. Likhtenshtein

Ural Federal University named after the first President of Russia B.N. Yeltsin,
Ekaterinburg, Russian Federation

SOME FEATURES OF POLITERMS VISCOSITY INDUSTRIAL MELTS: ANOMALY, HYSTERESIS, THE CRITICAL TEMPERATURE

Are types of the polyterm of kinematic viscosity of industrial steels and their conditions of emergence in the experiment. It is shown that heating of the melt above the critical temperature leads to the branching polyterm. Politerm properties of multicomponent melts sharply different from polyterm pure metals. They are almost never monotone, and even more linear. For each type of alloy the temperature dependence of the properties have their own distinctive look with the peculiarities caused by the composition of source materials and production specifics. Given the anomalous temperature plots temperature dependences of kinematic viscosity and critical temperature. Revealed a significant role of carbon in the formation of the structure not only solid but also liquid states. Shows the role of the main alloying elements. Among the main alloying elements chromium highlights, providing an ambiguous impact on type polyterm viscosity depending on the carbon content of the steel. The increase in the concentration of chromium in low- and medium-carbon steels leads to the disappearance of anomalies in polyterm heating, and high-carbon steels on the contrary – to a more prominent manifestation. This can be explained by the fact that chromium in low and medium carbon steels it manifests itself mostly as an element that legeret matrix and contributes to reconstruction of her lattice in the BCC structure. For some steels and alloys, for example, with a high content of manganese, has had a negative hysteresis of the viscosity, i.e. the branch is below the cooling branch of the heat. The influence of oxygen and nitrogen on the temperature dependences of viscosity. So when the concentration of these elements the critical temperature is shifted to higher values. Technology of termotime-preparation has been presented the pig iron improves the efficiency of the modification and saves the modifiers.

Keywords: politerm, kinematic viscosity, anomaly, bend, monotonicity, critical temperature, equilibrium, termotime-preparation, composition of the charge, modifier, structure.

Благодаря фундаментальным исследованиям свойств и строения металлических расплавов возникло новое прикладное направление – разработка рекомендаций по приведению многокомпонентных металлических расплавов в состояние равновесия с целью повышения и стабилизации качества металлопродукции [1–3].

У хорошо подготовленного расплава должны отсутствовать всякие следы предыстории, он должен быть равновесным, т.е. в данных условиях максимально однородным. Присущая такому расплаву микронеоднородность определяется только лишь различиями в энергиях взаимодействия составляющих его частиц, иными словами, природой

последних. Для научно обоснованной подготовки равновесного расплава нужно прежде всего установить температурный режим выплавки. Это делается на основе изучения температурных зависимостей нескольких свойств жидкого сплава [4].

Политермы свойств многокомпонентных расплавов резко отличаются от политерм чистых металлов. Они почти никогда не бывают монотонными, а тем более линейными. Для каждой марки сплава температурные зависимости свойств имеют собственный характерный вид с особенностями, вызванными составом, исходными материалами и спецификой производства.

Основные черты политерм свойств промышленных расплавов – это *гистерезис* (несовпадение ветвей нагрева и охлаждения) и *перегибы* (скачки производной свойства по температуре). Наличие гистерезиса свидетельствует об исчезновении неравновесных неоднородностей, унаследованных от шихтовых материалов, и о необратимости этих процессов. Перегибы говорят о немонотонности, иногда скачкообразности процессов перехода системы к равновесию. В связи с этим перевод расплава в равновесное состояние осуществляют чаще всего нагревом до определенных температур, названных *критическими*. По их достижении энергия теплового движения частиц расплава становится соизмеримой с энергией разрыва наиболее прочных межатомных взаимодействий в неравновесных атомных ассоциациях [5]. Тепловое движение разрушает их, и расплав теряет свою наследственность.

Режим выплавки, основанный на изучении закономерностей изменения физико-химических свойств жидких сплавов при нагреве, обеспечивающий формирование однородной структуры расплава и, соответственно, стабильность улучшенных характеристик твердого металла от плавки к плавке, носит название *термовременной обработки* (ТВО) [2]. Этот режим включает в себя нагрев металла до критических температур, его выдержку в течение определенного времени, охлаждение до температур разливки, выдержку металла вблизи температуры разливки. Как правило, изменениям подвергаются процессы раскисления, легирования, модифицирования и др.

Остановимся подробнее на одном из типов гистерезиса вязкости промышленных расплавов и так называемой критической температуре, нагрев до которой обеспечивает возникновение гистерезиса.

Как следует из графиков, нагрев расплава ниже критической температуры t_k не приводит к ветвлению политермы (кривая *I* на рисунке).

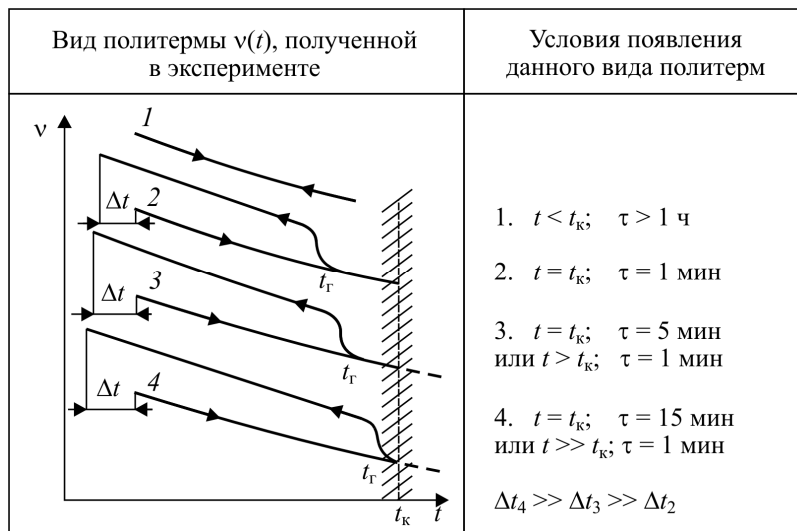


Рис. Вид политерм вязкости v сталей типа Р6М5, 08Х20Н9Г7Т и условия их появления в эксперименте: t_k – критическая температура, нагрев до которой приводит к ветвлению политерм; t_G – температура начала ветвления; τ – продолжительность выдержки при максимальной температуре расплава; Δt – температурный интервал переохлаждения; цифры у кривых – номер политермы

Лишь по достижении t_k в ходе последующего охлаждения расплава при температуре начала гистерезиса t_G наблюдается скачкообразное возрастание вязкости (кривая 2 на рисунке). В дальнейшем ветвь охлаждения не совпадает с ветвью нагрева. Повышение значений v вблизи температуры плавления составляет около 10 %, что существенно превышает относительную погрешность измерений, равную 0,7 %. Отличительной особенностью расплава, нагретого до t_k , является высокая степень переохлаждения Δt , достигающая 100 °С и более. Необходимо отметить, что значение t_k не является строго фиксированным. Имеется в виду область температур $(t_k \pm 10)$ °С. Увеличение времени выдержки τ при $t = t_k$ эквивалентно повышению температуры выше t_k (кривые 3 и 4 на рисунке). Перевод расплава в равновесное состояние осуществляют чаще всего нагревом до критических температур. По их достижении энергия теплового движения частиц расплава становится соизмеримой с энергией разрыва наиболее прочных межатомных взаимодействий в неравновесных атомных ассоциациях. Тепловое движение разрушает их, расплав теряет свою наследственность.

К сказанному о гистерезисе необходимо добавить следующее:

1. Иногда в результате нагрева расплава выше критической температуры наблюдается еще одно скачкообразное увеличение раскрытия гистерезиса. Температура, нагрев до которой приводит к этому эффекту, названа второй критической – $t_{к2}$. По-видимому, при $t_{к2}$ происходит второе интенсивное изменение структуры расплава, вызванное, например, распадом наиболее прочных атомных ассоциаций типа карбидов, силицидов и им подобных. В этом случае первая критическая температура обозначается как $t_{к1}$.

2. Для некоторых сталей и сплавов, например с большим содержанием марганца (сталь 110Г13Л), наблюдается отрицательный гистерезис вязкости, т.е. ветвь охлаждения находится ниже ветви нагрева. Обнаруженное, по-видимому, объясняется какими-то своеобразными особенностями в строении данного расплава. Аналогичные типы отрицательного гистерезиса встречаются и при исследовании некоторых марок чугуна.

3. Процесс перевода расплава в равновесное состояние в случае использования температурного фактора при минимальном времени выдержки (кривая 2 на рисунке) более эффективен, чем при нагреве до $t < t_k$, но при длительной выдержке расплава.

4. Подчеркнем влияние на характер температурных зависимостей вязкости кислорода и азота. Так, при повышении концентрации этих элементов критическая температура сдвигается в область более высоких значений. Например, на политерме вязкости стали Р6М5 при увеличении концентрации азота до 0,04 мас. % (марка Р6АМ5) не обнаруживаются ни аномалии, ни гистерезис. Увеличение содержания кислорода в стали 08Х20Н9Г7Т с 0,045 до 0,1 мас. % приводит к увеличению критической температуры t_k с 1790 до 1840 °С.

Итак, расплавы промышленных композиций, шихта которых, как правило, имеет сложный фазовый состав, представляют собой неравновесные системы [6]. В настоящей работе на основе большого экспериментального материала о характере политерм вязкости сталей предпринята попытка установить зависимость температуры аномалии $t_{ан}$ и температуры интенсивного перехода расплава в равновесное состояние t_k от состава металла.

Оказалось, что удобно разделить все стали по содержанию в них углерода, а именно разбить на три группы (таблица).

Температуры аномальных участков политерм вязкости $t_{ан}$ и критические температуры $t_{к}$, установленные на образцах сталей по результатам исследования физических свойств

| Марка стали | $t_{ан}, ^\circ\text{C}$ | $t_{к1}, t_{к2}, ^\circ\text{C}^{**}$ |
|-------------------------------------|--------------------------|---------------------------------------|
| Содержание углерода менее 0,1 % | | |
| 000X18H12 | – | 1850* |
| 04X25H5M2 | – | 1840 |
| Жаропрочные никелевые сплавы | 1430 | 1520, 1820 |
| Аморфный сплав типа Finemet | 1300 | 1520 |
| 07X25H13 | – | 1820 |
| X20H80 | – | 1800 |
| X18H10T | – | 1840 |
| 08X20H9Г7Т (0,045 % [O]) | – | 1790 |
| (0,1 % [O]) | – | 1840 |
| 10X23H18 | – | 1620, 1800 |
| X28 | – | 1800 |
| X25 | 1750 | 1760 |
| 52H | 1600 | 1650, 1700 |
| Содержание углерода от 0,1 до 0,4 % | | |
| 08X20H9Г7Т (0,0016 % В) | 1660 | 1710 |
| 08X14H7МЛ | – | 1750 |
| 12X18H12М3ТЛ | – | 1760 |
| 14X18H4Г4Л | 1600 | 1650 |
| 18X2H4МА | 1660 | 1730 |
| 2X13 | – | 1750 |
| 23ХГС2МФЛ | – | 1720 |
| 25X2Г2ФЛ | 1660 | 1720 |
| 38ХН3МФЛ | 1630 | 1670, 1720 |
| ХН38ВТ | – | 1730 |
| ХН20ЮС | 1700 | 1720, 1750 |
| 32НКД | 1675 | 1690, 1760 |
| 30ХГСА | – | 1680, 1800* |
| Жаропрочный сплав ЖС6У | 1480 | 1550, 1680 |
| Высокоуглеродистые стали и сплавы | | |
| P18 | 1530 | 1800 |
| P6M5 (азот 0,002 %) | 1520 | 1720 |
| P6M5 (азот 0,04 %), т.е. P6AM5 | – | 1870* |
| P6M5Ф3 | 1520 | 1580 |
| 10P6M5 | – | 1720 |
| 12P0M5ФСЮ | 1560 | 1580 |
| Чугуны СЧ18-СЧ20 | 1375–1425 | 1490–1520 |
| 80X20HC | 1580 | 1700 |
| 110Г13Л | 1570 | 1700 |
| X12 | 1570 | 1650 |
| ШХ15 | – | 1750 |

* При данной температуре не достигли $t_{к}$ (одна из причин этого – высокое содержание кислорода или азота). ** В зависимости от состава исходных материалов и условий их сплавления указанные в таблице температуры могут изменяться.

Первая группа характеризуется низким содержанием углерода ($[C] < 0,1 \%$ ¹). Кроме того, для нее характерна высокая концентрация хрома. Перед плавлением в широком температурном интервале металлическая матрица сплава имеет ОЦК-структуру. При переходе в жидкое состояние металл этой группы наследует черты структуры твердой стали в виде неравновесных микрообластей, состав которых, вероятно, связан с интерметаллидами типа FeCr. Переход в равновесие осуществляется при критических температурах, чаще всего близких к 1800 °С или даже превышающих эту отметку. Следует заметить, что политермы вязкости при нагреве низкоуглеродистых сталей имеют экспоненциальный характер, без аномалий.

Во второй группе сталей содержание углерода ограничено пределами $0,1 < [C, \%] < 0,4$. На политермах вязкости в процессе нагрева, как правило, наблюдается аномалия в области 1600–1660 °С. Температуры, при которых стали этой группы переходят в равновесное состояние, находятся обычно в интервале 1670–1750 °С.

К третьей группе относятся высокоуглеродистые сложнолегированные стали. С ростом температуры политермы их вязкости характеризуются, как правило, резким увеличением значений ν в узком температурном интервале. Аномалия на политермах проявляется при 1520–1580 °С. Температура t_k , как правило, не превышает $t_{ан}$ более чем на 80 °С. Подчеркнем, что чем выше содержание углерода в стали, тем ярче проявляется аномалия, а температура ее оказывается ниже. Для третьей группы сплавов аномалия на 50–150 °С ниже, чем для второй (см. таблицу). По-видимому, в большинстве случаев эта аномалия связана с перераспределением углерода между карбидоподобными комплексами и металлической матрицей.

Представленный анализ выявляет существенную роль углерода в формировании структуры не только твердого, но и жидкого состояния. Это согласуется с данными о влиянии углерода на температуры полиморфных превращений в сплавах на основе железа [7].

Среди основных легирующих элементов особо выделяется хром, оказывающий неоднозначное влияние на вид политерм вязкости в зависимости от содержания углерода в стали. Увеличение концентрации хрома в низко- и среднеуглеродистых сталях приводит к исчезновению

¹ Здесь и ниже имеется в виду мас. % примеси.

аномалии на политерме нагрева, а в высокоуглеродистых сталях, наоборот, к более яркому ее проявлению. Это можно объяснить тем, что хром в низко- и среднеуглеродистых сталях проявляет себя в основном как элемент, который легирует матрицу и способствует перестройке ее решетки в ОЦК-структуру. При более высоком содержании углерода в стали хром уже выступает в качестве основного карбидообразующего элемента.

Термовременная подготовка расплава чугуна, выражающаяся в его нагреве и достаточной выдержке при температуре 1510–1530 °С, повышает эффективность модифицирования и позволяет экономить модификаторы [8, 9].

Нагрев над ликвидусом осуществлялся до критической температуры, определяемой путем лабораторных исследований температурных зависимостей свойств расплава. Критической является та минимальная температура, нагрев до которой ликвидирует все неравновесные структурные микробразовании в чугуне, унаследованные от исходных шихтовых материалов. Подобный нагрев и выдержка не только ликвидируют влияние предыстории, но и, главное, обеспечивают формирование истинного раствора углерода и других элементов в железе [10].

Введение модификаторов в такой подготовленный раствор приводит к стабильным результатам качества [11].

Изучение особенностей политерм физических свойств многокомпонентных промышленных расплавов: аномалий, перегибов и гистерезиса – позволяет анализировать процессы изменения структуры расплава при его нагреве и охлаждении, а главное – разрабатывать мероприятия по формированию однородной, стабильной равновесной структуры.

Накопленные к настоящему времени сведения о свойствах жидких сталей и сплавов показали, что вид политерм и значения температур интенсивных структурных перестроек в расплаве зависят, прежде всего, от содержания углерода в металле, а кроме того, от концентрации легирующих элементов, состава шихты и условий ведения плавки.

Работа была поддержана в рамках научных исследований высших учебных заведений Российской Федерации по государственному заданию № 2014/236.

Список литературы

1. Баум Б.А. Металлические жидкости. – М.: Наука, 1979. – 120 с.
2. Жидкая сталь / Б.А. Баум, Г.А. Хасин, Г.В. Тягунов, Е.А. Клименков, Ю.А. Базин, Л.В. Коваленко, В.Б. Михайлов, Г.А. Распопова. – М.: Металлургия, 1984. – 208 с.
3. Равновесные и неравновесные состояния металлических расплавов / Б.А. Баум, Г.В. Тягунов, Е.Е. Барышев, В.С. Цепелев // Фундаментальные исследования физикохимии металлических расплавов. – М.: Академкнига, 2002. – С. 214–228.
4. Вертман А.А., Самарин А.М. Методы исследования свойств металлических расплавов. – М.: Металлургия, 1978. – 198 с.
5. Полухин В.А., Ватолин Н.А. Стабильность и термическая эволюция кластеров переходных металлов и кремния // Успехи химии. – 2015. – Т. 84, № 5. – С. 498–539.
6. Пригожин И.Р. От существующего к возникающему. – М.: Наука, 1985. – 315 с.
7. Управление структурообразованием Fe–C сплавов путем использования ферросплавов и модификаторов, полученных различными способами / О.Ю. Шешугов, В.П. Ермакова, В.Г. Смирнова, В.В. Катаев, Л.А. Маршук, В.В. Конашков, А.Б. Шубин, Л.А. Овчинникова, Е.А. Вязникова, И.В. Некрасов, М.В. Лапин, В.С. Цепелев // Физическая химия и технология в металлургии: сб. трудов Ин-та металлургии УрО РАН. – Челябинск: Юж.-Урал. кн. изд-во, 2015. – С. 281–293.
8. Шешуков О.Ю., Вязникова Е.А., Смирнова В.Г. Влияние структуры модификатора на механические свойства чугуна // Расплавы. – 2012. – № 3. – С. 68–72.
9. Гольдштейн Я.И., Мизин В.Г. Модифицирование и микролегирование чугуна и стали. – М.: Металлургия, 1986. – 272 с.
10. Ермакова В.П., Шешуков О.Ю., Маршук Л.А. Влияние состава и скоростей охлаждения жидкого металла на структуру сплавов системы Fe–Al // МиТОМ. – 2010. – № 8. – С. 3–7.
11. Влияние алюмосодержащих добавок на гомогенность расплава и структуру алюминиевого чугуна / В.П. Ермакова, В.Г. Смирнова, В.В. Катаев, О.Ю. Шешуков, В.В. Конашков, Л.А. Овчинникова, Л.А. Маршук // МиТОМ. – 2014. – № 3. – С. 7–11.

References

1. Baum B.A. Metallicheskie zhidkosti [Metal liquid]. Moscow: Nauka, 1979. 120 p.
2. Baum B.A., Khasin G.A., G.V. Tiagunov G.A., Klimenkov E.A., Bazin Iu.A., Kovalenko L.V., Mikhailov V.B., Raspopova G.A. Zhidkaia stal' [Liquid steel]. Moscow: Metallurgii, 1984. 208 p.
3. Baum B.A., Tiagunov G.V., Baryshev E.E., Tsepelev V.S. Ravnovesnye i neravnovesnye sostoianiia metallicheskih rasplavov [Equilibrium and nonequilibrium states of metal melts]. *Fundamental'nye issledovaniia fizikokhimii metallicheskih rasplavov*. Moscow: Akademkniga, 2002, pp. 214-228.
4. Vertman A.A., Samarin A.M. Metody issledovaniia svoistv metallicheskih rasplavov [Methods of study of the properties of metal melts]. Moscow: Metallurgii, 1978. 198 p.
5. Polukhin V.A., Vatolin N.A. Stabil'nost' i termicheskaia evoliutsiia klasterov perekhodnykh metallov i kremniia [Stability and thermal evolution of clusters of transition metals and silicon]. *Uspekhi khimii*, 2015, vol. 84, no. 5, pp. 498-539.
6. Prigozhin I.R. Ot sushchestvuiushchego k voznikaiushchemu [From being to becoming]. Moscow: Nauka, 1985. 315 p.
7. Sheshugov O.Iu., Ermakova V.P., Smirnova V.G., Kataev V.V., Marshuk L.A., Konashkov V.V., Shubin A.B., Ovchinnikova L.A., Viaznikova E.A., Nekrasov I.V., Lapin M.V., Tsepelev V.S. Upravlenie strukturoobrazovaniem Fe–C splavov putem ispol'zovaniia ferrosplavov i modifikatorov, poluchennykh razlichnymi sposobami [Management structure formation Fe-C alloys by the use of ferro-alloys and inoculants, obtained by different methods]. *Sbornik trudov Instituta metallurgii Ural'skogo oddeleniia Rossiiskoi akademii nauk "Fizicheskaiia khimiia i tekhnologiia v metallurgii"*. Cheliabinsk: Iuzhno-Ural'skoe knizhnoe izdatel'stvo, 2015, pp. 281-293.
8. Sheshukov O.Iu., Viaznikova E.A., Smirnova V.G. Vliianie struktury modifikatora na mekhanicheskie svoistva chuguna [Effect structure modifier on the mechanical properties of cast iron]. *Rasplavy*, 2012, no. 3, pp. 68-72.
9. Gol'dshtein Ia.I., Mizin V.G. Modifitsirovanie i mikrolegirovanie chuguna i stali [Modification and microalloying of iron and steel]. Moscow: Metallurgii, 1986. 272 p.
10. Ermakova V.P., Sheshukov O.Iu., Marshuk L.A. Vliianie sostava i skorostei okhlazhdeniia zhidkogo metalla na strukturu splavov sistemy Fe–Al

[Influence of the composition and the cooling rate of the molten metal in the structure of the alloys of the Fe-Al]. *Metallovedenie i termicheskaiia obrabotka metallov*, 2010, no. 8, pp. 3-7.

11. Ermakova V.P., Smirnova V.G., Kataev V.V., Sheshukov O.Iu, Konashkov V.V., Ovchinnikova L.A., Marshuk L.A. Vliianie aliumosoderzhashchikh dobavok na gomogennost' rasplava i strukturu aliuminieвого чугуна [Effect of aluminum-containing additives on the homogeneity of the melt and cast aluminum structure]. *Metallovedenie i termicheskaiia obrabotka metallov*, 2014, no. 3, pp. 7-11.

Получено 5.11.2015

Сведения об авторах

Цепелев Владимир Степанович (Екатеринбург, Россия) – доктор технических наук, профессор, директор Исследовательского центра физики металлических жидкостей Уральского федерального университета им. первого Президента России Б.Н. Ельцина; e-mail: v.s.tsepelev@urfu.ru.

Давыдов Юрий Сергеевич (Екатеринбург, Россия) – кандидат технических наук, доцент кафедры «Технология сварочного производства» Уральского федерального университета им. первого Президента России Б.Н. Ельцина; e-mail: yu.s.davydov@urfu.ru.

Латыпова Анна Игоревна (Екатеринбург, Россия) – аспирантка Исследовательского центра физики металлических жидкостей Уральского федерального университета им. первого Президента России Б.Н. Ельцина; e-mail: a.i.latylova@urfu.ru.

Таушканова Алиса Игоревна (Екатеринбург, Россия) – аспирантка кафедры «Безопасность жизнедеятельности» Уральского федерального университета им. первого Президента России Б.Н. Ельцина; e-mail: a.i.taushkanova@urfu.ru.

Лихтенштейн Владимир Иосифович (Екатеринбург, Россия) – кандидат педагогических наук, доцент кафедры «Безопасность жизнедеятельности» Уральского федерального университета им. первого Президента России Б.Н. Ельцина; e-mail: v.i.lihtenshtein@urfu.ru.

About the authors

Vladimir S. Tsepelev (Ekaterinburg, Russian Federation) – Doctor of Technical Sciences, Professor, Director of Research Center of Liquid Metal Physics, Ural Federal University named after the First President of Russia B.N. Yeltsin; e-mail: v.s.tsepelev@urfu.ru.

Iurii S. Davydov (Ekaterinburg, Russian Federation) – Ph. D. in Technical Sciences, Associate Professor, Department “Welding Technology”, Ural Federal University named after the first President of Russia B.N. Yeltsin; e-mail: yu.s.davydov@urfu.ru.

Anna I. Latypova (Ekaterinburg, Russian Federation) – Postgraduate Student, Research Center of Liquid Metal Physics, Ural Federal University named after the first President of Russia B.N. Yeltsin; e-mail: a.i.latypova@urfu.ru.

Alisa I. Taushkanova (Ekaterinburg, Russian Federation) – Postgraduate Student, Department “Life Safety”, Ural Federal University named after the first President of Russia B.N. Yeltsin; e-mail: a.i.taushkanova@urfu.ru.

Vladimir I. Likhtenshtein (Ekaterinburg, Russian Federation) – Ph. D. in Pedagogical Sciences, Associate Professor, Department “Life Safety”, Ural Federal University named after the first President of Russia B.N. Yeltsin; e-mail: v.i.lihtenshtein@urfu.ru.