



УДК 669.

Поступила 15.04.2015

## ОПРЕДЕЛЕНИЕ ГРАНИЦ ДВУХФАЗНОЙ ЗОНЫ УГЛЕРОДИСТЫХ И ЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ

## DEFINING THE BOUNDARIES OF THE TWO-PHASE ZONE OF CARBON AND ALLOY STEELS

*С. М. КАБИШОВ, И. А. ТРУСОВА, П. Э. РАТНИКОВ, С. В. КОРНЕЕВ, Белорусский национальный технический университет, г. Минск, Беларусь*

*S. M. KABISHOV, I. A. TRUSOVA, P. Je. RATNIKOV, S. V. KORNEEV, Belarusian National Technical University, Minsk, Belarus*

*В работе выполнен анализ существующих методик расчета температуры ликвидуса сталей, на основании которого выбран вариант, обеспечивающий получение результатов с минимальной погрешностью относительно экспериментальных данных. С целью определения металлургической длины слитка, разливаемого в условиях машины непрерывного литья заготовок, и времени полного затвердевания металла предложена методика оценки температуры солидуса, где учитывается наличие в расплаве кластеров и ликвация примесей в процессе кристаллизации.*

*In the article analysis of the existing methods of calculation of temperature of a steel liquidus is made on the basis of which the option providing results with the minimum error of experimental data is chosen. To define the metallurgical length of the ingot spilled in the conditions of the of continuous casting machine and time of full solidification of a metal new assessment technique is offered; existence of clusters in liquid melt and a liquidation of impurities in the course of crystallization is taken into consideration.*

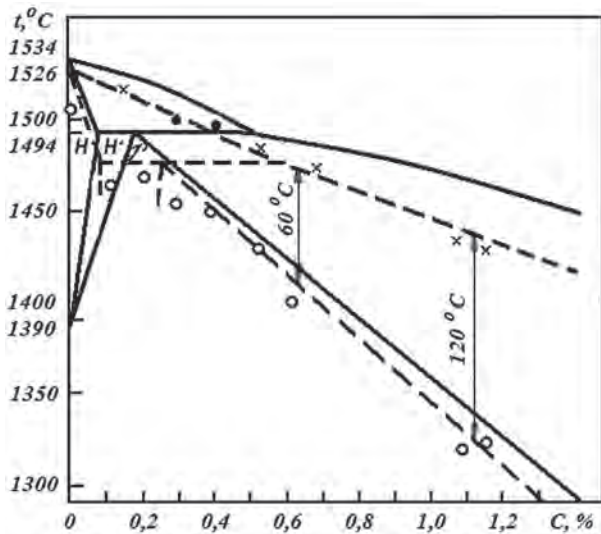
**Ключевые слова.** Кристаллизация, методика, двухфазная зона, температура, ликвидус, солидус, расплав, кластер, ликвация, макроструктура.

**Keywords.** Crystallization, technique, two-phase zone, temperature, liquidus, solidus, melt, cluster, segregation, macrostructure.

Обеспечение качества готовой металлопродукции в условиях электрометаллургических производств и цехов во многом определяется выбором рациональных режимов разливки металла в условиях МНЛЗ. В связи с этим при моделировании процесса затвердевания непрерывнолитой заготовки особое внимание следует уделять рассмотрению процессов, протекающих в двухфазной зоне, так как именно здесь происходит формирование макроструктуры литого металла и во многом определяются качественные параметры производимого металлопроката. Важную роль при решении задачи кристаллизации играет корректность определения границ двухфазной зоны и свойств металла в данной области. При этом по мере увеличения диапазона кристаллизации сталей (например, для высокоуглеродистых и некоторых легированных марок) важность решения указанной задачи возрастает.

Известно, что практически все элементы, содержащиеся в расплаве стали, оказывают влияние на температуры фазового перехода. В реальных процессах кристаллизации расплавов, в том числе и в условиях МНЛЗ, состав металла даже в масштабе отдельно взятой дендритной ячейки неоднороден. Причем незначительные колебания концентрации некоторых примесей вызывают весьма существенные изменения температурных границ двухфазной зоны. Например, в работе [1] приведены результаты испытаний образцов из углеродистых сталей для определения реальных значений температур их солидуса и ликвидуса. Сравнение полученных данных с бинарной диаграммой «Fe–C» показано на рисунке. Из рисунка видно, что за счет наличия других примесей (помимо углерода) фактические границы фазового перехода углеродистых сталей находятся несколько ниже, чем линии диаграммы «железо-углерод».

В [1] для расчета температур ликвидуса и солидуса предлагается использовать зависимость, согласно которой снижение точки плавления железа под влиянием примесей равно:



Расчетные линии ликвидуса и солидуса углеродистых сталей на диаграмме «железо-углерод» [1] и фактические значения температур для исследованных марок стали: × – ликвидус; o – солидус

ответствии с большей частью известных рекомендаций  $T_{Fe} = 1539 \text{ }^\circ\text{C}$ );  $a_0$  – коэффициент приведения температуры плавления чистого железа (вводится в случае принятия значения температуры плавления железа, отличного от приведенного выше);  $a_1$  и  $a_2$  – коэффициенты значимости 1-го и 2-го порядка для соответствующего элемента  $i$ , содержащегося в стали данной марки;  $[i]$  – содержание элемента  $i$  в стали данной марки, %.

Следует отметить, что формулу (2) использовали при определении температур фазового перехода сталей многие исследователи [3–11]. Как правило, коэффициенты  $a_1$  и  $a_2$  определяются эмпирически по результатам экспериментов и в различных работах не одинаковы. На величину получаемых значений оказывают влияние множество факторов, таких, как начальная температура расплава, условия его затвердевания во время проведения эксперимента, способ выплавки, концентрация растворенных газов, способ и точность измерения температуры расплава и т. д. Как следствие, применение различных рекомендаций [3–11] приводит иногда к существенной погрешности расчетных значений по сравнению с экспериментальными данными.

Авторы [12] выполнили анализ точности, достигаемой при расчете температуры ликвидус с применением различных значений коэффициентов  $a_0$ ,  $a_1$  и  $a_2$ . Было установлено, что среднеквадратичное отклонение результатов для углеродистых сталей составляет в среднем от 1,6 до 5 °C. Но в абсолютном выражении отличие расчетных температур ликвидуса в некоторых случаях достигает 57 °C [12]. Для легированных сталей, у которых диапазон кристаллизации шире, а состав сложнее, погрешность существенно выше: среднеквадратичное отклонение составляет 10,5–22,8 °C, а абсолютная погрешность иногда превышает 80 °C.

Согласно данным [12], наиболее высокой точностью при расчете температуры ликвидус углеродистой стали с повышенным содержанием хрома, марганца и других элементов обладают методики, приведенные в [7, 10]. При расчете температуры ликвидус для стали ШХ15СГ (химический состав приведен ниже) с применением коэффициентов, согласно рекомендациям [7, 10], получены следующие результаты:

$$T_L = 1385,89 \text{ }^\circ\text{C} [7],$$

$$T_L = 1432,42 \text{ }^\circ\text{C} [10].$$

Элемент	C	Si	Cr	Mn	Ni	Cu	P	S
Содержание, %	1,0	0,55	1,45	1,0	0,2	0,2	0,022	0,015

По данным [13, 14], температура ликвидуса шарикоподшипниковой стали ШХ15СГ равна 1450 °C. Как видим, методика [10] позволяет получить результаты, достаточно близкие к экспериментальным.

$$\Delta T = \frac{(1 - k_0) N_L R T_{Fe}^2}{L}, \quad (1)$$

где  $N_L$  – мольная доля примесного элемента в железе;  $R$  – газовая постоянная:  $R = 8,319 \text{ Дж}/(\text{моль}\cdot\text{К})$ ;  $T_{Fe}$  – температура плавления чистого железа, К;  $L$  – мольная скрытая теплота затвердевания ( $L = 1,53655 \cdot 10^4 \text{ Дж}/\text{моль}$ ).

Коэффициент  $k_0$  для каждого элемента при расчете температур ликвидуса и солидуса определяется с помощью соответствующей бинарной диаграммы. Но применение значений  $k_0$ , которые используются в работе [1] для расчета границ фазового превращения углеродистых и легированных марок стали, приводит к существенным погрешностям.

В работе [2] для расчета температур ликвидуса сталей применяется эмпирическая зависимость:

$$T_L = T_{Fe} - (\Sigma(a_0 + a_1 [i] + a_2 [i]^2)), \quad (2)$$

где  $T_{Fe}$  – температура плавления чистого железа (в со-

Погрешность относительно действительной температуры ликвидус стали ШХ15СГ составляет чуть более 1 % и может объясняться тем, что состав стали ШХ15СГ, который использовался в расчетах, отличается от того, что рассматривался в работах [13, 14]. Но так как эта температура определяет верхнюю границу двухфазной зоны, а температурный диапазон кристаллизации шарикоподшипниковой стали по разным данным составляет около 120–200 °С в зависимости от химического состава, погрешность относительно данной цифры уже достигнет 8,8–14,7 %.

Таким образом, применение обеих методик приводит к значительной ошибке. Следовательно, их использование при решении задачи кристаллизации, где требуется более точный учет изменения свойств расплава и параметров двухфазной зоны, нецелесообразно.

Расчет температуры ликвидуса по формуле (2) с применением коэффициентов, предложенных авторами работы [15] и приведенных в табл. 1, дает более точные результаты. Так, для стали ШХ15СГ, имеющей состав, приведенный выше,  $T_L = 1451,7$  °С. Высокая точность при расчете температуры ликвидуса в соответствии с рекомендациями [15] обеспечивается также и для других марок стали, что будет показано далее.

Т а б л и ц а 1. Понижение температуры плавления металла ( $\Delta t$ ) при введении 1% элемента и коэффициенты ликвации ( $K$ ) примесей в железе [15]

Элемент	$\Delta t$ , °С	$K$		
		$\delta$ -Fe	$\delta$ -Fe	$\gamma$ -Fe
S	30	0,02	0,98	0,98
O	65	0,02	0,98	0,98
B	90	0,05	0,95	0,96
P	28	0,13	0,87	0,94
C	73	0,13	0,87	0,64
Ti	18	0,14	0,86	0,93
N	–	0,28	0,72	0,46
H	–	0,32	0,68	0,55
Cu	7	0,56	0,44	0,12
Si	12	0,66	0,34	0,50
Mo	2	0,80	0,20	0,40
Ni	3,5	0,80	0,20	0,05
Mn	3	0,84	0,16	0,05
Co	1,8	0,90	0,10	0,05
Y	2	0,90	0,1	–
Al	3	0,92	0,08	–
W		0,95	0,05	0,5
Cr	1	0,95	0,05	0,15

Учитывая сказанное, при решении задачи затвердевания, например, шарикоподшипниковой стали и других легированных сталей с широким интервалом кристаллизации, разливаемых в условиях МНЛЗ, для расчета температуры ликвидуса представляется целесообразным применение формулы (2) с коэффициентами, приведенными в работе [15].

Очевидно, что информации о верхней границе двухфазной зоны недостаточно для того, чтобы оценить металлургическую длину непрерывнолитой заготовки. Не менее важны точные данные о температуре солидуса. Следует отметить, что выражений для расчета нижней границы двухфазной зоны (температуры солидуса) в технической литературе представлено мало. Также недостаточно экспериментальных данных об измерении нижней границы фазового перехода большинства легированных сталей. Часто приведенные в технической литературе значения температуры солидуса некоторых сталей вызывают сомнения в их достоверности.

Например, информация о температуре солидуса шарикоподшипниковых сталей ШХ15 и ШХ15СГ разноречива: работ авторы [13] считают, что кристаллизация стали ШХ15 заканчивается при 1230 °С, а авторы [14] используют в расчетах значение  $T_S = 1340$  °С. Согласно экспериментальным данным [16], температура солидуса стали ШХ15СГ составляет 1317 °С, а стали ШХ15 – 1331 °С.

Расчет по методике [15], согласно которой влияние различных элементов на температуру кристаллизации определяют по диаграммам состояния для каждого элемента, дает результат  $T_S = 1370$  °С.

В то же время испытания, проведенные проф. А. В. Милениным в лаборатории Ченстоховского политехнического института (Республика Польша), показали, что при температуре 1350 °С образец стали ШХ15СГ, произведенный на ОАО «БМЗ», находился частично в двухфазном состоянии.

Экспериментальные данные о границах кристаллизации некоторых сталей, в том числе ШХ15 и ШХ15СГ, приведены в табл. 2.

Т а б л и ц а 2. Температуры ликвидуса и солидуса некоторых марок стали [16]

Марка стали	$T_L$ , °С	$T_S$ , °С
14ХН3МА	1506	1470
20ХН3А	1508	1470
45ХН2МФА	1491	1431
12Х13	1504	1470
30Х13	1499	1450
12Х17	1507	1485
Х25Т	1487	1424
12Х18Н10Т	1459	1403
10Х18Н9ТЛ	1457	1405
Р6АМ5	1435	1220
Р18	1454	1312
Р18*	1454	1301
ШХ15	1457	1331
ШХ15СГ	1451	1317

П р и м е ч а н и е. В стали Р18 содержалось 0,79 % С, 0,007 % S и 0,025 % Р, в стали Р18\* – 0,84 % С, 0,019 % S и 0,012 % Р.

Понятно, что точный анализ представленных значений требует знания химического состава сталей, характеристики которых приведены в табл. 2. Тем не менее, применительно к стали ШХ15СГ можно с высокой долей вероятности предположить, что процесс ее кристаллизации завершается при температуре около 1315–1320 °С.

Анализ кристаллической структуры большинства сплавов показывает, что она формируется в условиях, близких к равновесным. Следовательно, при переходе металла из жидкой фазы в твердую успевают протекать процессы ликвации примесей. В конечном итоге, в последней порции кристаллизующейся жидкости в пределах дендритной ячейки концентрация примесей будет близка к максимально возможной: исходная концентрация + доля, выделившаяся из затвердевшей фазы в результате ликвации. Тогда целесообразно воспользоваться справочной информацией о коэффициентах ликвации элементов для расчета температуры завершения кристаллизации (солидуса) многокомпонентных сплавов. С учетом данной гипотезы запишем:

$$T_S = T_L - \sum(a_0 + a_1 [i] (1 + k_{l,i})), \quad (3)$$

где  $k_{l,i}$  – коэффициент распределения  $i$ -го элемента между твердой и жидкой фазой при равновесной кристаллизации ( $k_l = 1 - K$ ; см. табл. 1).

С целью проверки гипотезы выполним расчеты температур ликвидуса и солидуса некоторых сталей (табл. 2). Полученные расчетные значения приведены в табл. 3.

Т а б л и ц а 3. Расчетные и экспериментальные [16] значения температур ликвидуса и солидуса сталей

Марка стали		ШХ15СГ	Р18	Р18*	20ХН3А	12Х13
$T_L$	расчет*	1451,78	1450,91	1448,38	1509,18	1507,94
	эксперимент	1451	1454	1454	1508	1504
$T_S$	расчет**	1312,96	1313,09	1306,54	1468,24	1465,29
	эксперимент	1317	1312	1301	1470	1470

\* Расчет температуры ликвидуса выполняли по формуле (2) с учетом коэффициентов, приведенных в табл. 1 (согласно рекомендациям авторов работы [15]). \*\* Расчет температуры солидуса выполняли в соответствии с формулой (3) с учетом коэффициентов ликвации, приведенных в табл. 1.

Сравнение полученных результатов и опытных данных [16] показывает достаточно высокую точность предложенной методики. Так, для стали ШХ15СГ измеренные температуры ликвидуса и солидуса равны 1451 и 1317 °С соответственно, а расчетные – 1451,78 и 1312,96 °С. Полученные расхождения объясняются тем, что в расчетах принимали усредненный состав стали, который, вероятнее всего, отличается от экспериментального.

Для углеродистых сталей предлагаемая методика также дает точные результаты. Так, например, для стали 20  $T_L = 1516,14$  °С;  $T_S = 1480,62$  °С. Эти результаты практически совпадают с данными, приведенными в работе [1] и на рисунке.

Вместе с тем, применение данной методики для легированных сталей с более высоким содержанием компонентов, например для стали 12Х18Н10Т, приводит к значительным погрешностям в значении температуры солидуса:  $T_S = 1345,39$  °С, а экспериментальное значение равно 1403 °С. Вероятнее всего, при определении границ двухфазной зоны сталей со значительной долей легирующих компонентов требуется обязательный учет возможных физико-химических взаимодействий между элементами, входящими в их состав, а также первоначальной неравномерности распределения легирующих и примесей по объему.

К сказанному выше можно добавить соображения относительно кристаллизации многокомпонентных сплавов и связи этих процессов с начальной неоднородностью расплава по химическому составу. Как указывают многие исследователи, металлический расплав представляет собой смесь из кластеров и межкластерной разупорядоченной зоны. Причем структура кластеров (ближний порядок) близка к структуре твердой фазы. Следуя данной логике, можно предположить, что в жидкости возникают отдельные микрообъемы, которые не только по структуре, но и по составу будут близки к металлу в кристаллическом состоянии. Следовательно, в объеме отдельно взятого кластера могут протекать процессы диффузии, которые аналогичны ликвационным процессам, приводящим к «выдавливанию» некоторой доли примесей в жидкую фазу при переходе в твердое состояние. Если температура расплава выше температуры фазового перехода, то такие кластеры будут разрушаться и возникать вновь, т. е. будут нестабильны. Но минимальное содержание примеси, которое будет содержаться в отдельно взятом кластере, будет соответствовать концентрации этой примеси в твердой фазе, образующейся при равновесной кристаллизации. При переохлаждении ниже линии ликвидуса стабильность микрообъемов с составом и структурой кристаллита будет возрастать. Кроме того, при низких температурах создаются условия для возникновения группировок кластеров, когда некоторые микрообъемы расплава граничат с жидкостью, в которой концентрация ликватов близка к равновесной. При переходе в твердую фазу в пределах такой группировки также могут протекать процессы ликвации.

Учитывая сказанное, определим температуры фазового перехода для кластеров, которые, вероятно, могут возникнуть вблизи температуры ликвидуса в расплаве сталей ШХ15СГ, Р18 и стали 70. Содержание элементов в кластере определялось как разность между первоначальной концентрацией и долей, которая выделилась бы при равновесной кристаллизации в жидкую фазу:  $[i_{кл}] = [i] (1 - k_{l,i})$ . Результаты приведены в табл. 4.

Т а б л и ц а 4. Значения температур ликвидуса гомогенного расплава и кластеров в нем

Марка стали		ШХ15СГ	Р18*	Сталь 70
$T_L$	гомогенный расплав	1451	1454	1488
	кластер	1503	1499	1519
$T_S$	гомогенный расплав	1317	1301	1405
	кластер	1449	1439	1487

Как видно из таблицы, температуры солидуса кластеров в трех рассмотренных сталях близки либо несколько ниже, чем температуры ликвидуса для гомогенных расплавов. Так как устойчивые зародыши твердой фазы возникают в расплаве при некотором переохлаждении ниже температуры ликвидуса, то можно предположить, что природа их возникновения объясняется именно вероятным появлением в жидкости кластеров, имеющих состав, близкий к составу твердой фазы, образующейся при равновесной кристаллизации. Причем ориентировочно такие кластеры начинают возникать в жидкости при температуре, близкой к расчетным значениям ликвидуса для кластеров (табл. 4). Состав этих зародышей идентичен составу металла, из которого состоят первичные стволы дендритов. По мере обогащения межден-

дритного пространства ликватами значения температур, при которых возможно формирование устойчивого зародыша твердой фазы на поверхности уже затвердевшего металла, будут изменяться. Решая совместно задачи теплопроводности и диффузии в масштабе дендритной ячейки, представляется возможным определить распределение примесей по объему ветвей дендритов в зависимости от температурного состояния расплава в процессе кристаллизации, а добавив уравнение фильтрации расплава в междендритном пространстве, оценить, каким образом на дендритную ликвацию влияет интенсивность движения жидкости вдоль фронта кристаллизации.

### Выводы

Необходимо отметить, что учет процессов ликвации примесей при определении границ двухфазной зоны позволит более корректно решить задачу затвердевания стальной заготовки в условиях МНЛЗ, а при переходе на мезоуровень – оценить неравномерность состава дендрита. Применение формул (2) и (3) для расчета температур ликвидуса и солидуса расплава особенно важно при рассмотрении процессов формирования макроструктуры сталей с широким температурным интервалом кристаллизации. Значительная разность между ликвидусом и солидусом приводит к увеличению толщины двухфазной зоны, а это, в свою очередь, к возникновению дендритной ликвации, выделению примесей на границах зерен, образованию карбидной сетки и других дефектов.

### Литература

1. Ш м р г а, Л. Затвердевание и кристаллизация стальных слитков. М.: Metallurgy, 1985. 248 с.
2. З а д у м к и н, С. Н. Приближенная оценка критических температур металлических жидкостей. М.: Metallurgy, 1960. 63 с.
3. К а w a k a m i, К. / K. Kawakami, T. Kitagava, Y. Miyashita et al. // II Nippon Kokan Technical Report. Overseas. 1982. Vol. 36. P. 26–27.
4. S c h r e w e H. II Verlag Stakleisen mbH. Dusseldorf, 1987. S. 104.
5. Deuxieme Conference Mondial des Founders a models perdus. Dusseldorf, 1–4 June, 1960.
6. A y m a r d J. P., D e t r e z P. II Fonderie 330. Janvier. 1974. P. 11–24.
7. H i r a i M., K a n a m r u K., M o r i H. II Tetsu to Hagane 52. 1969. P. 85.
8. R o e s e r W m. R., W e n s e l H. T. Freezing Temperatures of High-Purity Iron and Some Steels // Journal of Research of the National Bureau of Standards. 1941. Vol. 26. P. 273–287.
9. K a g a v a A., O k a m o t a T. Influence of alloying elements on temperature and composition for peritectic reaction in plain carbon steel // Material science and technology. October 1986. Vol. 2. N 10. P. 997–1008.
10. A n d r e w s K. W. Solidification ranges of steel // A note submitted to the alloy phase diagram date Committee of the Metals Society. 1981. P. 1–8.
11. Wolf M. Zurich. 1982. S. 37–49.
12. С м и р н о в, А. Н. Расчет температуры ликвидус стали / А. Н. Смирнов, Л. Неделькович, М. Джурджевич, Т. В. Чернобаева, З. Оданович // Сталь. 1996. № 3. С. 15–19.
13. T o e f a u t e W., S p o n h e u e r A., B e n n e k H. Archive f. d. Eisenhüttenwesen, 1935(May). H. 11.
14. Х а с и н Г. А., Д љ а к о н о в а Л. В. Теплофизические и электрические характеристики ряда легированных сталей и сплавов при высоких температурах // Проблемы стального слитка. Санкт-Петербург, 1969. Т. 4. С. 71–85.
15. С м и р н о в, А. Н. Крупный слиток / А. Н. Смирнов, С. Л. Макуров, В. М. Сафонов, А. Ю. Цупрун. Донецк: Вебер. 2009. 279 с.
16. Б а л а н д и н Г. Ф. Основы теории формирования отливки. М.: Машиностроение, 1976. 328 с.

### References

1. S h m r g a L. *Zatverdevanie i kristallizacija stal'nyh slitkov* [Solidification and crystallization of steel ingots]. Moscow, Metallurgy Publ., 1985. 248 p.
2. Z a d u m k i n S. N. *Priblizhennaja ocenka kriticheskikh temperatur metallicheskih zhidkostej* [An approximate estimate of the critical temperatures of metal liquids]. Moscow, Metallurgy Publ., 1960. 63 p.
3. K a w a k a m i K., K i t a g a v a T., M i y a s h i t a Y. et al. II Nippon Kokan Technical Report. Overseas, 1982, vol. 36, pp. 26–27.
4. S c h r e w e H. II Verlag Stakleisen mbH. Dusseldorf. 1987, p. 104.
5. Deuxieme Conference Mondial des Founders a models perdus. Dusseldorf, 1–4 June, 1960.
6. A y m a r d J. P., D e t r e z P. II Fonderie 330. Janvier, 1974. P. 11–24.
7. H i r a i M., K a n a m r u K., M o r i H. II Tetsu to Hagane 52. 1969, pp. 85.
8. R o e s e r W m. R., W e n s e l H. T. Freezing Temperatures of High-Purity Iron and Some Steels. *Journal of Research of the National Bureau of Standards*. 1941. Vol. 26, pp. 273–287.
9. K a g a v a A., O k a m o t a T. Influence of alloying elements on temperature and composition for peritectic reaction in plain carbon steel. *Material science and technology*. October 1986. Vol. 2. no. 10. pp. 997–1008.
10. A n d r e w s K. W. Solidification ranges of steel. *A note submitted to the alloy phase diagram date Committee of the Metals Society*. 1981, pp. 1–8.
11. W o l f M. Zurich, 1982, pp. 37–49.

12. Smirnov A. N., Nedel'kovich J. L., Dzhurdzhevich M., Chernobaeva T. V., Odanovich Z. Raschet temperatury likvidus stali [The calculation of the liquidus temperature of steel]. *Stal' – Steel*, 1996, no. 3, pp.15–19.
13. То е f a u t e W., S p o n h e u e r A., B e n n e k H. Archive f. d. Eisenhüttenwesen, 1935(May). H. 11.
14. H a s i n G. A., D ' j a k o n o v a L. V. Teplofizicheskie i jelektricheskie harakteristiki rjada legirovannyh stalej i splavov pri vysokih temperaturah [Thermal and electrical characteristics of a number of alloyed steels and alloys at high temperatures]. *Problemy stal'nogo slitka*. Saint Petersburg, 1969, vol. 4, pp. 71–85.
15. Smirnov A. N., Makurov S. L., Safonov V. M., Cuprun A. Ju. *Krupnyj slitek*. [Large ingot]. Donetsk, Veber Publ., 2009, 279 p.
16. B a l a n d i n G. F. *Osnovy teorii formirovaniya otlivki* [Fundamentals of the theory of formation of casting]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 1976, 328 p.

### Сведения об авторах

*Кабешов Сергей Михайлович*, канд. техн. наук, Белорусский национальный технический университет, Беларусь, г. Минск, пр. Независимости, 65. E-mail: boxsmk@gmail.com. Тел. моб. +375 29 768-17-78. *Трусова Ирина Александровна*, д-р техн. наук, проф., зав. кафедрой «Металлургические технологии», *Ратников Павел Энгелевич*, канд. техн. наук, *Корнеев Сергей Владимирович*, канд. техн. наук, Белорусский национальный технический университет, Беларусь, г. Минск, пр. Независимости, 65.

### Information about the authors

*Kabishov Sergey*, Ph. D in Engineering, Belarusian National Technical University, 65, Nezavisimosti ave., Minsk, Belarus. E-mail: boxsmk@gmail.com. Тел.: +375 29 768-17-78. *Trusova Irina*, Doctor of Engineering Sciences, Professor, Head of the Department chair «Metallurgical Technologies», *Ratnikov Pavel*, Ph. D in Engineering, *Korneev Sergey*, Ph. D in Engineering, Belarusian National Technical University, 65, Nezavisimosti ave., Minsk, Belarus.