

УДК 669.539.2

## КОМПЬЮТЕРНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ХИМИЧЕСКОЙ НЕОДНОРОДНОСТИ В КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЯХ, ПОЛУЧЕННЫХ СОВМЕЩЕНИЕМ ПРОКАТКИ С НЕПРЕРЫВНЫМ ЛИТЬЕМ (ПО ТЕХНОЛОГИИ “STRIP-CASTING”)

© 2021 г. В. П. Филиппова<sup>1, \*</sup>, Е. Н. Блинова<sup>1</sup>, О. П. Жуков<sup>1</sup>, Е. В. Пименов<sup>1</sup>, А. А. Томчук<sup>1, 2, 3</sup>

<sup>1</sup>Федеральное государственное унитарное предприятие

“Центральный научно-исследовательский институт черной металлургии имени И.П. Бардина”, Москва, Россия

<sup>2</sup>Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего профессионального образования

“Московский государственный технический университет имени Н.Э. Баумана”, Москва, Россия

<sup>3</sup>Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего образования

“Российский химико-технологический университет имени Д.И. Менделеева”, Москва, Россия

\*e-mail: varia.filippova@yandex.ru

Поступила в редакцию 25.01.2021 г.

После доработки 25.02.2021 г.

Принята к публикации 29.03.2021 г.

Методом компьютерного моделирования, основанным на термодинамических расчетах, показано, что температура  $A_{c3}$ , в зависимости от химического состава, может меняться на десятки градусов. Таким образом, химическая неоднородность в макрообъемах проката непрерывнолитых сталей может влиять на механические свойства. Методами Оже-спектроскопии и механических испытаний упрочненного проката двух сталей массового назначения (09Г2С и Ст3) установлено, что послойное изменение предела текучести в стали Ст3 связано с неоднородным составом твердого раствора, а в стали 09Г2С – с неоднородностью фазового состава.

DOI: 10.31857/S0367676521070073

### ВВЕДЕНИЕ

Совмещение процессов непрерывного литья и прокатки в одном неразрывном потоке относится к технологии “стрип-кастинга”. При этом используют литейно-прокатные агрегаты, в которых слитки на выходе из кристаллизатора, не подвергаясь разрезке, проходят печь, где, до поступления в валки прокатного стан, выравнивается температура по сечению. Таким образом, осуществляется процесс кристаллизации и прокатки бесконечного слитка, т.е. непрерывное производство проката из жидкого металла. Основная трудность в развитии этого процесса состоит в относительно низкой скорости выхода слитка из кристаллизатора (1–6 м/мин), что не позволяет в полной мере использовать производственные возможности непрерывного прокатного стана.

Технический прогресс в области “стрип-кастинга” характеризуется, в первую очередь, повышением качества металла, которое обеспечило бы его технологичность и наиболее эффективное использование прокатываемых изделий потребителем. С этой целью прокатываемому изделию придается возможно более рациональная форма, способствующая снижению его массы, расширяется производство экономичных профи-

лей проката, повышается точность его размеров, улучшаются прочностные и др. свойства металла, на его поверхность наносятся эффективные защитные покрытия. Одновременно снижается стоимость производственных затрат путем внедрения непрерывных процессов (от жидкого металла до готового проката), повышения скорости прокатки и автоматизации всех технологических процессов.

Для повышения качества непрерывнолитого стального слитка имеет большое значение предварительная подготовка расплава к разливке [1]. В отечественной и зарубежной практике непрерывного литья принимают в этом плане целые комплексы технологических мер, с помощью которых достигается, в частности: значительное снижение содержания в металле серы, неметаллических включений, газов, а также предупреждение перегрева и выравнивание температуры и состава стали по высоте ковша.

Как отмечается в [1], важность снятия перегрева диктуется появлением высокопроизводительных радиальных и криволинейных установок, возрастанием скорости разливки, усложнением марочного состава стали. Общеизвестно влияние перегрева на развитие осевой ликвации. Установлено, что при перегреве стали на 20°C около 15% темплетов

имеют осевую ликвацию более двух баллов, а с перегревом 30–35°C – около 60%. Получение заданной равномерной температуры стали в объеме и выравнивание ее химического состава по высоте сталеразливочного ковша обеспечивается продувкой жидкого металла инертными газами.

Высокие требования к температурному режиму разлива вызывают необходимость предварительного расчета температуры ликвидуса и снижения погрешности измерения температуры до  $\pm 5^\circ\text{C}$  [2]. На значение температуры ликвидуса оказывает влияние не только концентрация углерода и легирующих элементов, но и неконтролируемые примеси, попадающие со вторичным сырьем (Cu, Zn, Sn и т.п.).

Строгая регламентация методов обработки стали направлена на построение определенной структуры и фазового состава для получения материала с оптимальным сочетанием прочности и пластичности. Разрабатывая новые схемы деформационно-термического обработки (ДТО) при производстве сталей массового назначения, необходимо учитывать множество факторов, оказывающих влияние на материал в зоне деформации. Наиболее важными являются: нагрузка, температура и время воздействия. Влияние перечисленных факторов на послейную неравномерность свойств проката изучено достаточно полно. Однако, на роль химической неоднородности исходной литой заготовки в формировании структуры проката, фазового состава и механических свойств – достаточного внимания не обращалось.

Настоящая работа направлена на исследование влияния исходной химической неоднородности на соотношение фазовых и структурных составляющих в прокате после ДТО. Для этого была разработана компьютерная модель, с использованием термодинамического подхода, которая позволяет рассчитывать изменения температуры фазового превращения в конструкционных сталях при небольших отклонениях химического состава.

## МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

Были исследованы стали следующего состава: 09Г2С (0.076С–0.024S–0.039P–0.53Si–1.4Mn–0.4% Ni–0.14Cr, мас. %) и Ст3 (0.20С–0.27Si–0.46Mn–0.03S–0.03P, мас. %). Исходные слябы изготавливались из непрерывнолитых заготовок. Затем слябы нагревали при температуре 1050°C (1323 К) в течение 10 минут и прокатывали при температуре 900°C (1173 К) для получения листа толщиной 6 мм, после чего резко охлаждали в соленой воде. Относительное уменьшение толщины образцов в результате горячей пластической деформации составило 20%.

Далее, из полученных закаленных горячекатаных листов толщиной 6 мм изготавливали поперечные шлифы для анализа распределения хими-

ческих элементов по толщине проката, и прямоугольные образцы – для механических испытаний. Для изготовления последних, из листов толщиной 6 мм вырезали пластины толщиной 2 мм ( $2 \times 5 \times 50$  мм) с разных расстояний от поверхности (0, 0.25, 0.5 и 2 мм) таким образом, чтобы плоскость  $5 \times 50$  мм была параллельна поверхности листа, а их продольная ось 50 мм – параллельной направлению прокатки.

Механические свойства (предел прочности  $\sigma_B$ , МПа) оценивали с помощью испытательной машины “INSTRON 1195”, по схеме чистый изгиб (ГОСТ 14019–2003), при комнатной температуре.

Распределение химических элементов по толщине проката измеряли на полированных поперечных шлифах методом Оже-спектроскопии с использованием электронного спектрометра “ESCALAB МК-II”. Образцы очищали ионами  $\text{Ar}^+$  в вакуумной камере при давлении около  $10^{-5}$  Па. Таким образом, условия подготовки и исследования образцов исключали их случайное загрязнение. Оже-спектры регистрировались в стационарном режиме пучка (в пятне) с ускоряющим напряжением 3 кВ, постоянным отношением замедления  $\Delta E/E$  и модуляционным напряжением 4 В, при фиксированном увеличении  $3000\times$  в отдельных выбранных точках шлифа, соответствующих различному расстоянию от поверхности проката. Расчеты относительной атомной концентрации проводились по обычной методике: без учета матричных эффектов, как описано в [3]. При этом рассматривали отношение интенсивности характеристической линии каждого компонента стали к интенсивности линии железа (соответствующей энергии связи Оже-электронов – 703 эВ):

$$X_i = \frac{I_i/I_{\text{Fe}}}{\sum_i I_i/I_{\text{Fe}}} \cdot 100\%. \quad (1)$$

Полученную таким образом величину относительной атомной концентрации,  $X_i$ , можно рассматривать как полуколичественную характеристику распределения элементов по толщине проката.

## ТЕРМОДИНАМИЧЕСКАЯ МОДЕЛЬ ВЛИЯНИЯ ХИМИЧЕСКОЙ НЕОДНОРОДНОСТИ НА ТЕМПЕРАТУРУ ФАЗОВОГО ПРЕВРАЩЕНИЯ

Согласно алгоритму, описанному в [4], отклонение температуры  $\Delta T$  для температуры фазового превращения в системе Fe–C с добавлением легирующих элементов, используя концепцию бесконечно разбавленного (слабого) раствора, где пренебрегается взаимодействием растворенных ком-

понентов друг с другом [5], можно представить следующим образом:

$$\Delta T = RT_0^2 \sum_{i=2}^n A_i(T) X_i, \quad (2)$$

где  $T_0$  – температура фазового превращения в системе Fe–C;  $n$  – количество легирующих и примесных элементов в стали;  $R$  – универсальная газовая постоянная;  $X_i$  – концентрация  $i$ -го компонента;  $A_i(T)$  – зависящая от температуры функция, связанная с коэффициентом активности  $Me_i$  в двойном сплаве Fe– $Me_i$ .

Для бесконечно разбавленного раствора функция  $A_i(T)$  может быть определена соотношением Гиббса–Дюгема следующим образом:

$$\Delta G_i^{L-S} = RT \ln(A_i(T)X_i), \quad (3)$$

где  $\Delta G_i^{L-S}$  – изменение химического потенциала  $i$ -го компонента при фазовом превращении  $L-S$  (жидкое → твердое, например).

Функции  $A_i(T)$  для равновесного превращения могут быть определены из двойных фазовых диаграмм Fe– $Me_i$ , представленных в виде функции температуры ( $T$ ), зависящей от концентрации  $X_i$  элемента  $Me_i$ , следующим образом (4):

$$T = T_{Fe} + RT_{Fe}^2 A_i(T) X_i, \quad (4)$$

где  $T_{Fe}$  – температура плавления чистого железа (при  $X_C = 0$ ).

Поскольку функции  $A_i(T)$  в уравнении (4) зависят от температуры, значение  $\Delta T$  не может быть определено прямой подстановкой  $A_i(T)$ . Уравнение (4) решается методом последовательного приближения, суть которого заключается в следующем:

– Выбирается нулевое приближение ( $T_0$ ). В настоящей работе, в качестве нулевого приближения использовали значения  $T_0$  из двойной диаграммы Fe–C, а значения  $A_i(T_0)$  берутся из двойных диаграмм: Fe– $Me_i$ .

– Далее, полученное из уравнения (4) значение  $T$  подставляется в него в качестве следующего приближения.

– С помощью специально разработанной компьютерной программы, решение уравнения (4) относительно  $T$  выполняется до тех пор, пока разница между двумя последовательными приближениями не станет меньше заданной величины (в рассматриваемом случае – менее 0.1 градуса).

Ниже приведен результат аппроксимации линии “солидус” системы Fe–C для равновесия “жидкость + феррит” из [6], где  $T_{Fe} = 1807$  K (1534°C) – температура плавления чистого железа (при  $X_C = 0$ ).

$$\begin{aligned} \text{Солидус : } T &= T_{Fe} - 252X + 249X^2 - 93.5X^3, \quad (5) \\ \Delta T &= 6.2 \text{ K,} \end{aligned}$$

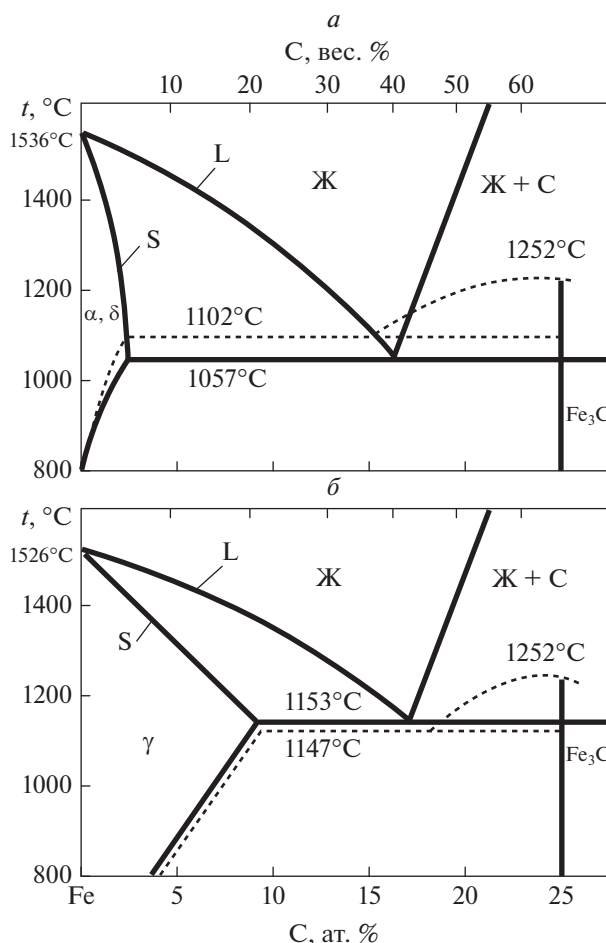


Рис. 1. Диаграмма состояния системы Fe–C из [7]: (а) “стабильное” равновесие в ферритной системе; (б) равновесие аустенита с графитом и цементитом.

Коэффициенты для расчета температурно-концентрационных зависимостей линий “ликвидус” и “солидус” для двойных систем Fe– $Me_i$ , полученные аппроксимацией данных [7], приведены в таблице в следующем виде.

$$\text{Солидус : } T = T_{Fe} - S_1(X_i)^2 - S_2(X_i), \quad (6)$$

$$\text{Ликвидус : } T = T_{Fe} - L_1(X_i)^2 - L_2(X_i), \quad (7)$$

Значения концентраций  $X_i$  в выражениях (1)–(7) подразумеваются в атомных процентах (ат. %).

В настоящей работе рассматривали два варианта равновесия “жидкое–твердое” для системы Fe–C при низких концентрациях углерода: “жидкость + феррит” и “жидкость + аустенит”, предложенных в [7], (рис. 1а, 1б). Температура плавления чистого железа ( $X_C = 0$ ) для равновесия “жидкость + аустенит” (рис. 1б), указанная в [7], определенная на основании термодинамических расчетов, отличается от равновесия “жидкость + феррит” (рис. 1а) на 10 градусов. Вероятнее всего, применимость диаграммы “жидкость +

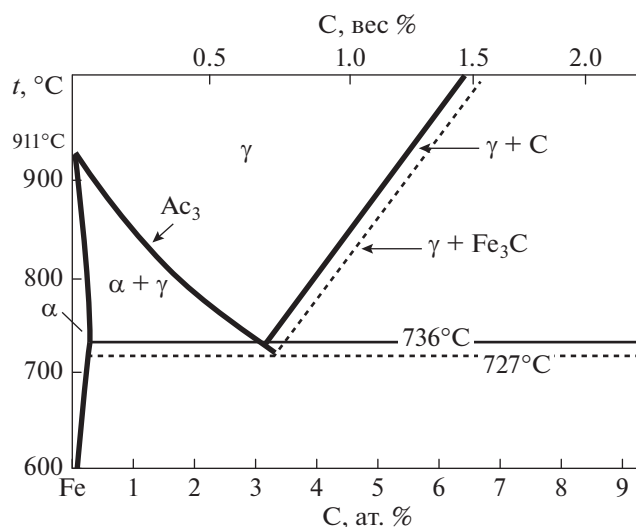


Рис. 2. Участок диаграммы стабильного и метастабильного состояния системы Fe–C [6].

+ аустенит” (рис. 1б) должна наблюдаться в сталях при увеличении концентрации углерода или легирующих элементов, расширяющих область  $\gamma$ -фазы (аустенита). С учетом последнего, приведенные

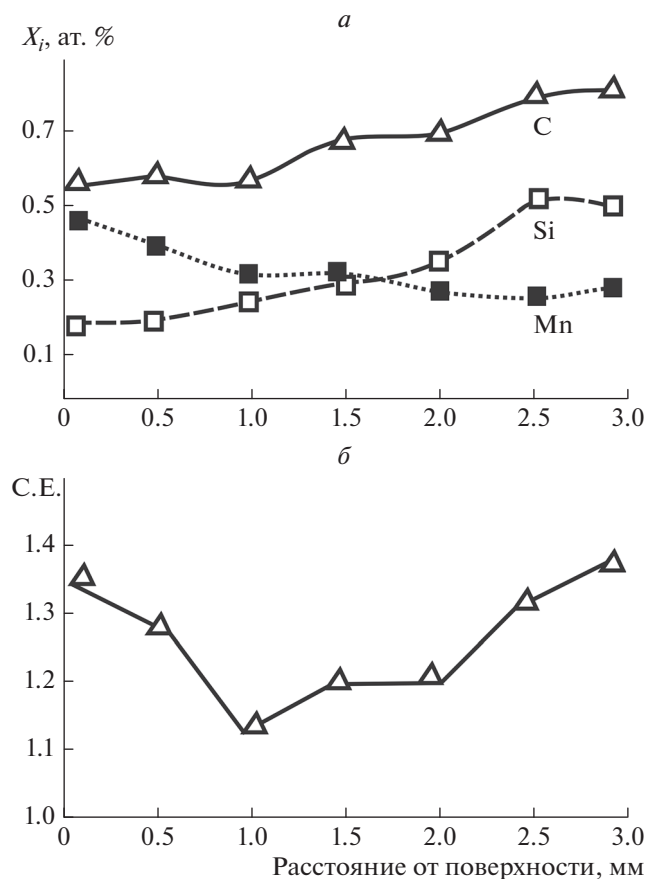
результаты аппроксимации линий “ликвидус” и “солидус” системы Fe–C в табл. 1 – применимы для обоих вариантов равновесия “жидкость + твердое” из [7].

Следует отметить, что при сравнении рассчитанных и экспериментальных значений температур “ликвидус” и “солидус” необходимо учитывать зависимость экспериментальных значений от метода и конкретных условий измерения температуры и химического состава. Поэтому, необходимо сравнивать расчетные и экспериментальные данные для сталей сразу нескольких составов, полученных при одинаковых условиях. Если при этом для какого-либо варианта линии фазового превращения, указанного в таблице, наблюдается постоянный сдвиг:  $\Delta T = \text{const}$ , то для конкретных экспериментальных данных следует ввести поправку ( $T_0 = T_{\text{Fe}} + \Delta T$ ) во все указанные кривые аппроксимации (6, 7).

В [4] описанную выше модель (4) распространили для расчета отклонения температуры фазового превращения  $\alpha + \gamma \rightarrow \gamma$  (температура  $A_{c3}$ , рис. 2). При этом было показано, что данный подход применим для низколегированных сталей с суммарным содержанием основных легирующих компонентов – менее 6% масс (Si < 1%, Mn, Cr, Ni).

Таблица 1. Коэффициенты для расчета значений температуры линий “ликвидус” ( $L_1, L_2$ ) – “солидус” ( $S_1, S_2$ ) для малоуглеродистых сталей

Растворенный элемент	$S_1$	$S_2$	$L_1$	$L_2$	Температурный интервал аппроксимации: $T_{\text{Fe}} - T, ^\circ\text{C}$
Au	5.22	33.2	-0.203	12.197	1535–1431
Be	0.0000485	11.119	–	–	1535–1511
Ce	12.26	1499.5	-0.85186	17.44	1535–1400
Co	-0.00983	2.2835	-0.01087	2.0069	1534–1529
Cr	-0.04647	2.4601	-0.03345	2.1608	1539–1507
Cu	0.51573	4.7535	0.15214	4.7535	1533–1527
Hf	-29.284	151.07	0.9667	15.78	1535–1511
Mn	0	6.5625	0	4.8462	1535–1320
Mo	-0.1275	7.0738	-0.038877	5.0531	1535–1500
Nb	7.5217	37.154	0.3199	11.986	1535–1472
Ni	0.75676	4.3706	0.03602	3.5163	1534–1512
Sc	0.00297	76.5	2.5585	14.196	1535–1200
Si	0.05491	9.707	0.1742	6.057	1528–1350
Ta	0	37.52	0	12.025	1535–1440
Ti	0.09	24.22	0.3125	14.196	1535–1289
V	-0.06087	4.0087	0.03849	3.27	1534–1468
W	-0.3645	3.422	-0.2449	2.895	1535–1527
Y	220.46	154.76	0.81629	15.867	1535–1350
Zn	0.8855	8.9151	0.2	6.0	1535–1420
Zr	2.4862	32.91	0.7594	11.455	1534–1330

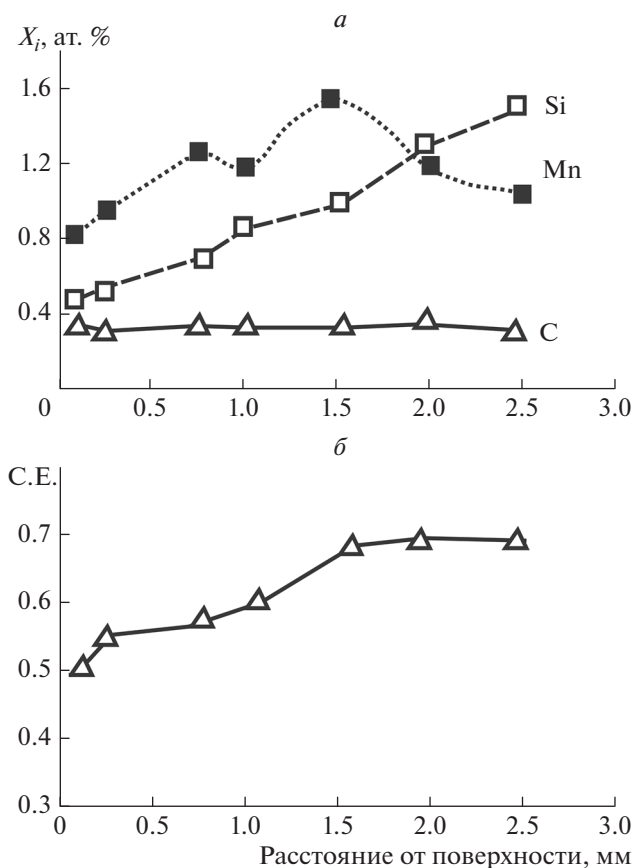


**Рис. 3.** Изменение по расстоянию от поверхности листового проката толщиной 6 мм стали Ст3 (по данным Оже-спектроскопии): (а) – химического состава,  $X_i$ , ат. %; (б) – аналога углеродного эквивалента, С.Е. =  $X_C + (X_{Si} + X_{Mn})/6$ , ат. %.

В настоящей работе, используя описанный выше подход [4], по уравнению (4) рассчитали температуру  $A_{c3}$  для исследуемых сталей (09Г2С и Ст3). При этом, температура превращения  $\gamma \rightarrow \alpha$  для чистого Fe (из [6]) в (4):  $T_{Fe} = 1183 \text{ K}$  ( $910^\circ\text{C}$ ). Расчеты выполнялись с помощью компьютера, по специальной программе, написанной на языке QuikBASIC 4.5, описанном в [8], поддерживаемом операционной системой Windows XP.

## РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Проведенные методом Оже-спектроскопии исследования показали, что послойное распределение химических элементов (C, Mn и Si) в стальном прокатном листе Ст3 толщиной 6 мм – неоднородно. Из рис. 3а видно, что поверхностный слой стали до глубины 1.25 мм обеднен по C и Si, и обогащен по Mn. Зона с пониженным содержанием Si располагается на расстоянии до 2.0 мм от поверхности. Сердцевина проката более обога-



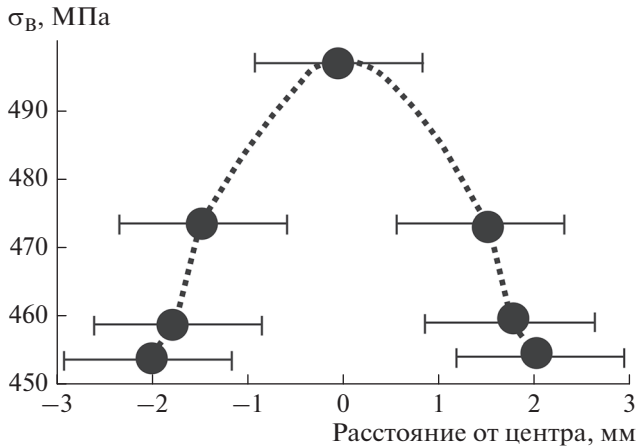
**Рис. 4.** Изменение по расстоянию от поверхности листового проката толщиной 6 мм стали 09Г2С (по данным Оже-спектроскопии): (а) – химического состава,  $X_i$ , ат. %; (б) – аналога углеродного эквивалента, С.Е. =  $X_C + (X_{Si} + X_{Mn})/6$ , ат. %.

щена C и Si, и обеднена Mn, по сравнению с поверхностью.

В образцах стали 09Г2С наблюдается равномерное распределение C по толщине проката; поверхность обеднена Si и Mn до уровня 2 мм. Наблюдается область, обогащенная Mn, на расстоянии 1.5–2.0 мм от поверхности (смотри рис. 4а).

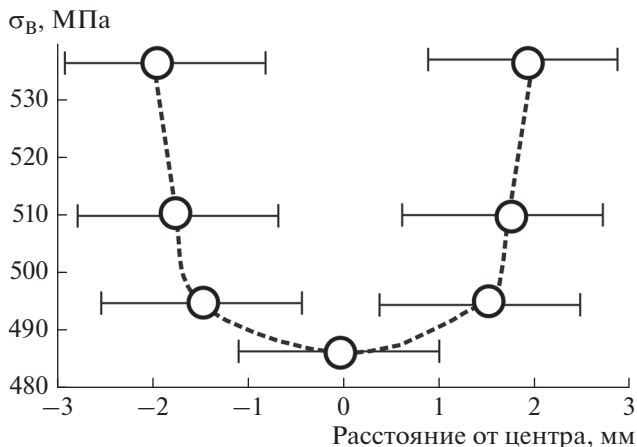
Полученные результаты Оже-спектроскопии по химической неоднородности в обеих сталях подчиняются общему условию (смотри рис. 3б и 4б, где С.Е. – ат. %): постоянная величина рассчитанного аналога углеродного эквивалента для каждого образца:  $\text{С.Е.} = X_C + (X_{Si} + X_{Mn})/6 \approx \text{const}$  ( $\pm 0.2$  ат. %). Химическая неоднородность такого рода наблюдается в непрерывно литых сталях, описанных в работе [2].

Из рис. 5 видно, что значение предела прочности  $\sigma_B$  в сердцевине проката стали Ст3 выше, чем на поверхности. Противоположный эффект наблюдается для проката стали 09Г2С, где величина  $\sigma_B$  в сердцевине ниже, чем на поверхности (рис. 6).



**Рис. 5.** Изменение предела прочности по расстоянию от поверхности листового проката толщиной 6 мм стали Ст3 после 20% деформации при 900°C (1173 К) и охлаждении в соленой воде.

На рис. 7 представлена рассчитанная зависимость температуры  $A_{c3}$  от послойного распределения химических элементов для проката обеих рассматриваемых сталей. Для проката стали Ст3 рассчитанные значения температуры  $A_{c3}$  составляют менее 1144 К (871°C), а ее вариация для различных глубин составляет около 22 градусов. Таким образом, можно утверждать, что прокатка стали при температуре выше 1144 К (871°C) происходит в однофазном поле, при этом, химическая неоднородность не приводит к отклонению фазового состава. Хорошо известно, что С, Мп и Si существенно влияют на критические температурные точки и прокаливаемость стали. С другой стороны, здесь наблюдается своеобразное рас-



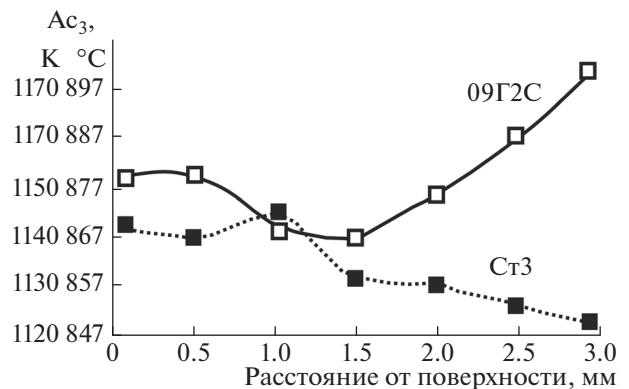
**Рис. 6.** Изменение предела прочности по расстоянию от поверхности листового проката толщиной 6 мм стали 09Г2С после 20% деформации при 900°C (1173 К) и охлаждении в соленой воде.

пределение элементов по сечению проката, проявляющееся обогащением середины проката — Мп, а поверхностных слоев — С и Si, что приводит к равномерному послойному распределению фазового состава проката. Тем не менее, можно увидеть разницу в прочности между поверхностью и сердцевиной стали Ст3. Последнее связано с различием в степени затвердевания раствора в зависимости от неоднородности химического состава, что подтверждается хорошей корреляцией между  $\sigma_B$  и С.Е. (сравните рис. 3б и рис. 5).

Проведенный анализ на основе предложенной модели показывает, что температура  $A_{c3}$  в образцах стали 09Г2С выше 1140 К (867°C), а ее изменение, обусловленное химической неоднородностью, составляет около 36 К (рис. 7). Последнее может существенно влиять на неоднородность фазового состава проката.

Сравнивая результаты расчетов (смотри рис. 7) с результатами механических испытаний, можно предположить, что низкая прочность середины проката стали 09Г2С обусловлена неоднородностью фазового состава. Несмотря на увеличение С.Е. от поверхности к середине проката, прочность сердцевины на 30% ниже, чем на поверхности (сравните рис. 4 с рис. 6). В то же время положение  $A_{c3}$  стали 09Г2С ограничено до температуры деформации 900°C (1173 К) на расстоянии 2–3 мм от поверхности проката. В этих условиях любые отклонения температуры ДТО могут привести к различию фазовых составов вблизи поверхности и сердцевины. По-видимому, для листа толщиной 6 мм это может быть связано с аустенитной структурой на поверхности, и с аустенит-ферритовой — на расстоянии 2–3 мм от поверхности.

Как известно, при прокатке металла существует несколько факторов, одновременно влияющих



**Рис. 7.** Изменение температуры фазового превращения,  $A_{c3}$ , с расстоянием от поверхности листового проката толщиной 6 мм сталей Ст3 и 09Г2С, обусловленное послойной неоднородностью распределения химических элементов (компьютерное моделирование).

на распределение температуры по глубине, что в свою очередь может влиять на структурно-фазовые превращения. В частности, к таким факторам относятся: адиабатический нагрев металла при деформации и охлаждение поверхности проката вследствие контакта с валками [9]. Как показали настоящие исследования, химическая неоднородность непрерывной литой стальной заготовки тоже может привести к неоднородности фазового распределения в прокате. Это явление наблюдается даже при небольших отклонениях химического состава в пределах диапазона марки стали. Для исследуемых сталей отклонение суммарного содержания основных компонентов стали (C, Mn, Si) в микрообъемах может приводить к заметным колебаниям температуры  $A_{c3}$ . Учет этого фактора может быть важен для разработки технологии производства высокопрочных горячекатаных сталей со структурой, включающей бейнит и мартенсит.

### ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Первоначальная химическая неоднородность непрерывно литых заготовок листов сталей 09Г2С и Ст3 после горячей деформации приводит к изменению механических свойств по толщине проката. Предложенная компьютерная термодинамическая модель позволяет качественно оценивать влияние неоднородности химического состава непрерывно литой стали на изменение фазового состава и механических свойств после деформационно-термической обработки. На основе предложенной модели изменение механических свойств исследованных сталей (Ст3 и 09Г2С) может быть объяснено как твердорастворным упрочнением

(температурной зависимостью предела растворимости), так и сдвигом температуры фазового превращения  $A_{c3}$  ( $\gamma \rightarrow \gamma + \alpha$ ). Полученные результаты могут быть использованы для развития технологии деформационно-термической обработки непрерывно литой листовой стали ("strip-casting") для создания новых материалов и сталей массового назначения, обладающих улучшенными конечными потребительскими свойствами.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (проекты № 19-08-00959 и № 20-08-00591).

### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. *Евтеев Д.П., Колыбанов И.Н.* В кн.: *Металлургия: стали, сплавы, процессы.* М.: *Металлургия*, 1982. С. 42.
2. *Engstrom G., Fredriksson H., Rogberg B.* // *Scand. J. Metallurgy.* 1983. No. 12. P. 3.
3. *Сух М.П.* В кн.: *Анализ поверхности методами Оже- и рентгеновской фотоэлектронной спектроскопии.* М.: *Мир*, 1987. 600 с.
4. *Sugden A.A.B., Bhadenshia H.K.D.H.* // *Mater. Sci. Technol.* 1989. V. 5. No. 10. P. 977.
5. *Ландау Л.Д., Лифшиц Е.М.* *Статистическая физика.* Ч. 1. *Теоретическая физика.* М.: *ФИЗМАТЛИТ*, 2013. 620 с.
6. *Гуляев А.П.* *Металловедение.* М.: *Металлургия*, 1986. 544 с.
7. *Кубашевски О.* *Диаграммы состояния двойных систем на основе железа.* М.: *Металлургия*, 1985. 183 с.
8. *Зельднер А.Г.* *QuickBASIC для носорога.* М.: *ABF*, 1994. 480 с.
9. *Никитин Г.С., Галкин М.П., Жихарев П.Ю.* // *Металлургия.* 2012. № 10. С. 61.

## Computer simulation of chemical heterogeneity in structural steels obtained by combining rolling with continuous casting ("strip-casting" technology)

V. P. Filippova<sup>a,\*</sup>, E. N. Blinova<sup>a</sup>, O. P. Zhukov<sup>a</sup>, E. V. Pimenov<sup>a</sup>, A. A. Tomchuk<sup>a,b,c</sup>

<sup>a</sup>*Bardin Central Research Institute of Ferrous Metallurgy, Moscow, 105005 Russia*

<sup>b</sup>*Bauman Moscow State Technical University, Fundamental Science Department, Moscow, 105005 Russia*

<sup>c</sup>*Mendeleev University of Chemical Technology, Moscow, 125480 Russia*

\**e-mail: varia.filippova@yandex.ru*

Computer modeling based on thermodynamic calculations shows that the temperature of  $A_{c3}$ , depending on the chemical composition, can vary by tens of degrees. Thus, chemical heterogeneity in the macro-volumes of rolled continuous cast steels can affect the mechanical properties of rolled products. Auger-spectroscopy and mechanical testing of hardened rolled products of two mass-purpose steels (09G2S and St3) showed that the observed layer-by-layer change in the yield strength in St3 steel is tied with the solid solution heterogeneity, but in 09G2S steel – it is tied with the phase composition heterogeneity.