

УДК 669.15-196:669.13

МИКРОЛИКВАЦИЯ КРЕМНИЯ В ЧУГУНАХ

Баженов В.Е., к.т.н., доцент кафедры «Литейные технологии
и художественная обработка материалов» (v.e.bagenov@gmail.com)

Пикунов М.В., д.т.н., профессор кафедры «Литейные технологии
и художественная обработка материалов»

Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»
(119049, Россия, Москва, Ленинский пр., 4)

Аннотация. В литературе представлены противоречивые данные о ликвации кремния в чугунах. Авторы ранее опубликованных работ изучали микроликвацию кремния в дендритной ячейке, состоящей из первичного аустенита и нарастающего на поверхности первичного аустенита эвтектического аустенита. Поскольку содержание кремния в аустените влияет на температуру и полноту протекания фазовых превращений в процессе охлаждения и термообработки, отсутствие данных о ликвации кремния не позволяет правильно предсказывать возможную микроструктуру чугуна в литом состоянии и после термообработки. Методами микрорентгеноспектрального анализа и расчетами неравновесной кристаллизации в программе Thermo-Calc изучена микроликвация кремния в сером чугуне состава Fe + 3,11 % C + 1,6 % Si + 0,4 % Mn. Экспериментально обнаружить микроликвацию кремния в первичном аустените чугуна не удалось. Содержание кремния в первичном аустените изучаемого чугуна составило $\approx 2\%$ и оказалось выше, чем в эвтектическом аустените $\approx 1,5\%$. По результатам расчетов неравновесной кристаллизации в указанных чугунах ликвация кремния в первичном аустените незначительна. Путем расчетов неравновесной кристаллизации тройных сплавов железо – кремний – углерод [Fe + 1,5 % Si + X % C], где X = 1,5; 2,8; 3,7 показано, что при 1,5 % C кристаллизуется только первичный аустенит и микроликвация будет прямой (содержание кремния в центре дендритных ячеек меньше, чем на их периферии). В сплаве, содержащем 2,8 % C, микроликвация кремния в первичном аустените также будет прямой, но при кристаллизации аустенитно-графитной эвтектики на кристаллах первичного аустенита будет нарастать эвтектический аустенит, в котором содержание кремния будет снижаться, т. е. наблюдаться так называемая двойная ликвация с образованием ободка (максимальное содержание кремния – на границе между первичным и эвтектическим аустенитом). При содержании углерода 3,7 % доля первичных кристаллов аустенита в сплаве будет незначительной, поэтому большая часть дендритной ячейки будет состоять из эвтектического аустенита, содержание кремния в котором по ходу кристаллизации будет снижаться. В этом случае должна наблюдаться так называемая обратная микроликвация кремния.

Ключевые слова: микроликвация кремния, серый чугун, белый чугун, неравновесная кристаллизация, Thermo-Calc.

DOI: 10.17073/0368-0797-2018-3-230-236

Работы по изучению микроликвации кремния в чугунах ведутся более 60 лет. Однако единого мнения по этому вопросу до сих пор нет [1 – 14]. В ранних работах с помощью травления пикратом натрия и частичной аустенизации структуры образцов и позже с применением микрорентгеноспектрального анализа было показано, что в серых чугунах и некоторых сталях наблюдается обратная микроликвация кремния, при которой содержание кремния в центре дендритных ячеек больше, чем по границам этих ячеек [1 – 8]. Термин обратная микроликвация введен для противопоставления прямой микроликвации кремния в сталях, где содержание кремния в центре дендритных ячеек меньше, чем на их периферии. Позже в чугунах была обнаружена двойная ликвация кремния, выражающаяся в наличии в периферийных (по диаметру) участках дендритных ветвей высококремнистого ободка, при этом в центре ветви и в аустените графитной эвтектики содержание кремния пониженное [4, 5, 8, 15].

На тип микроликвации кремния основное влияние оказывает общее содержание этого элемента. В сталях имеет место прямая микроликвация Si, в малоуглеро-

дистых чугунах ($< 2,8 - 3\%$ C)¹ выявляется двойная микроликвация Si, в высокоуглеродистых чугунах ($> 3\%$ C) обратная микроликвация Si [4]. Такую сложную картину микроликвации кремния в сплавах системы Fe–C–Si связывают с коэффициентом распределения кремния. Утверждается, что в ходе первичной кристаллизации аустенита коэффициент распределения кремния меняет свой знак с $k_{Si} < 1$ на $k_{Si} > 1$ [7, 16].

В белых чугунах наблюдается прямая микроликвация кремния, т. е. центральные участки дендритных ветвей аустенита обеднены, а аустенит эвтектических колоний обогащен кремнием [5]. Такое различие в кристаллизации белых и серых чугунов связывают с различием коэффициентов распределения кремния между жидкостью и аустенитом в стабильной ($k_{Si} > 1$) и метастабильной ($k_{Si} < 1$) диаграмме Fe–C–Si [16 – 18].

В современных работах с помощью термодинамических расчетов показано, что в серых чугунах содержание кремния в центральных участках дендритных

¹ Здесь и далее, если не указано иное, соотношение фаз в сплавах выражено в массовых долях, а содержание элементов в массовых процентах.

ветвей первичного аустенита меньше, чем в периферийных, т. е. непосредственно в дендритной ячейке должна наблюдаться прямая ликвация [13, 14].

Представленные в литературе расчетные и экспериментальные данные не позволяют однозначно сказать о направлении ликвации кремния в чугунах. Известно, что содержание кремния в аустените влияет на температуру и полноту протекания фазовых превращений в процессе охлаждения и термообработки. Это означает, что отсутствие данных о ликвации кремния не позволяет правильно предсказывать возможную микроструктуру чугуна в литом состоянии и после термообработки.

Цель данной работы заключается в попытке выработать точку зрения на микроликвацию кремния в чугунах, основываясь на ранее полученных и опубликованных экспериментальных результатах, собственных экспериментальных исследованиях и термодинамических расчетах в программе Thermo-Calc.

Выплавку чугуна производили в индукционной печи с магнетитовой набивной футеровкой. Расплав заливали в формы из шамота-легковеса для обеспечения малой скорости охлаждения. Получали отливку диаметром 50 мм и высотой 80 мм. Из геометрического центра отливки вырезали образец для химического и микрорентгеноспектрального анализа.

Химический анализ сплава проводили методом атомно-эмиссионной спектроскопии на спектрометре QSN 750 фирмы OBLF (Германия). Содержание серы и углерода определяли методом ИК-спектроскопии с помощью газоанализатора LECO CS144 (США). Химический состав выплавленного чугуна представлен в табл. 1.

Металлографический и микрорентгеноспектральный анализ проводили с помощью сканирующего электронного микроскопа Tescan Vega 3 SBH (Чехия) с приставкой энергодисперсионного микроанализа Oxford (США).

Расчеты неравновесной кристаллизации по Шейлю производили в программе Thermo-Calc [19] с использованием термодинамической базы TCFe7 (база данных сталей и сплавов на основе железа версии 7) [20].

Коэффициенты диффузии элементов в аустените при температуре 1000 °С представлены в табл. 2. Видно, что коэффициент диффузии углерода на 2 – 5 порядков выше, чем коэффициент диффузии остальных элемен-

тов, входящих в состав чугуна. Расчет неравновесной кристаллизации в программе Thermo-Calc позволяет задать равновесные условия кристаллизации для элементов с высоким коэффициентом диффузии. В работе таким элементом считали углерод, т. е. коэффициент диффузии углерода как в твердой, так и в жидкой фазе стремится к бесконечности, а коэффициент диффузии остальных элементов в твердой фазе принят равным нулю.

Для экспериментально выплавленного чугуна, состав которого представлен в табл. 1, была рассчитана кривая неравновесной кристаллизации (рис. 1). Видно, что первично кристаллизуется аустенит γ . Доля первичного аустенита в выплавленном чугуне составляет $f_\gamma = 0,28$. При понижении температуры вместе с аустенитом по эвтектической реакции начинает образовыв-

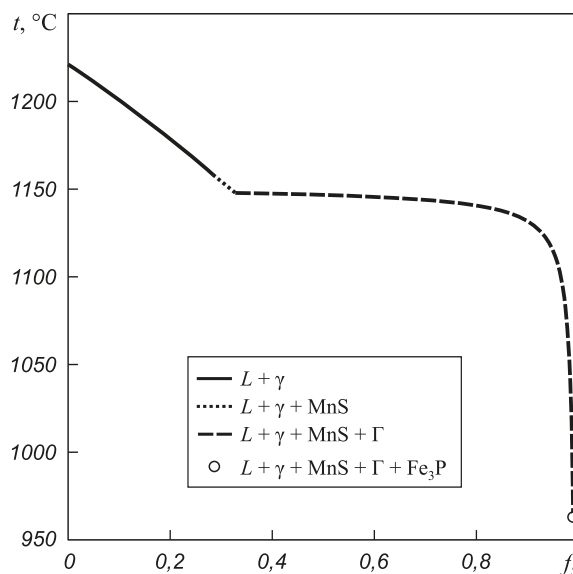


Рис. 1. Кривая неравновесной кристаллизации выплавленного чугуна, рассчитанная в программе Thermo-Calc, f_s – доля твердой фазы

Fig. 1. Nonequilibrium solidification pathway of the melted cast iron, calculated in Thermo-Calc Software, f_s – fraction of solid

Таблица 2

**Коэффициенты диффузии Fe, C, Si, Mn, S, P
в аустените при 1000 °С**

Table 2. Diffusion coefficients of Fe, C, Si, Mn, S, P in austenite at 1000 °C

Элемент	Q , Дж/моль	D_0 , см ² /с	D^{1000} , см ² /с	Источник
Fe	0,18	269 000	$1,6 \cdot 10^{-12}$	[21]
C	0,15	135 000	$4,3 \cdot 10^{-7}$	[21]
Si	–	–	$8,7 \cdot 10^{-12}$	[22]
Mn	0,497	276 329	$2,3 \cdot 10^{-12}$	[23]
S	1,35	202 000	$6,9 \cdot 10^{-9}$	[21]
P	28,3	293 000	$2,7 \cdot 10^{-11}$	[21]

Таблица 1

Содержание элементов в выплавленном чугуне

Table 1. Concentration of elements in melted cast iron

Легирующие элементы, %				Примеси, %	
Fe	C	Si	Mn	P	S
Остальное	3,11	1,60	0,40	0,11	0,08

ваться сульфид марганца MnS . При $1150\text{ }^{\circ}\text{C}$ начинается кристаллизация тройной эвтектики ($\gamma + MnS + \Gamma$). Ниже $963\text{ }^{\circ}\text{C}$ по другой эвтектической реакции образуется фосфид железа Fe_3P .

Содержание элементов в аустените при расчете неравновесной кристаллизации выплавленного чугуна представлено на рис. 2. Горизонтальными пунктирными линиями обозначены границы фазовых областей. В ходе первичной кристаллизации аустенита (область $L + \gamma$), начинающейся выше $1200\text{ }^{\circ}\text{C}$, содержание углерода и кремния в нем увеличивается, а марганца и фосфора практически не изменяется. Содержание кремния в центре дендритной ячейки составляет $1,54\%$ (точка m), а на ее границе $1,78\%$ (точка n). Соответственно содержание углерода возрастает с $1,35\%$ (точка o) до $1,66\%$ (точка p). Кристаллизация эвтектики ($\gamma + MnS$) приводит к увеличению содержания кремния в аустените до $1,81\%$ (точка w) и углерода до $1,72\%$ (точка v). При кристаллизации эвтектики ($\gamma + MnS + \Gamma$) в интервале $1150 - 963\text{ }^{\circ}\text{C}$ содержание марганца в аустените, как и при первичной кристаллизации аустенита, не изменяется. Содержание фосфора в аустените при этой эвтектической реакции повышается до $0,60\%$ (точка r), а углерода и кремния снижается до $1,15\%$ (точка q) и до $0,62\%$ (точка u) соответственно. Заканчивается неравновесная кристаллизация чугуна ниже $963\text{ }^{\circ}\text{C}$ эвтектической реакцией в очень узком температурном интервале.

Микроструктура выплавленного чугуна и карта распределения элементов представлены на рис. 3, где видна дендритная ячейка аустенита, окруженная эвтек-

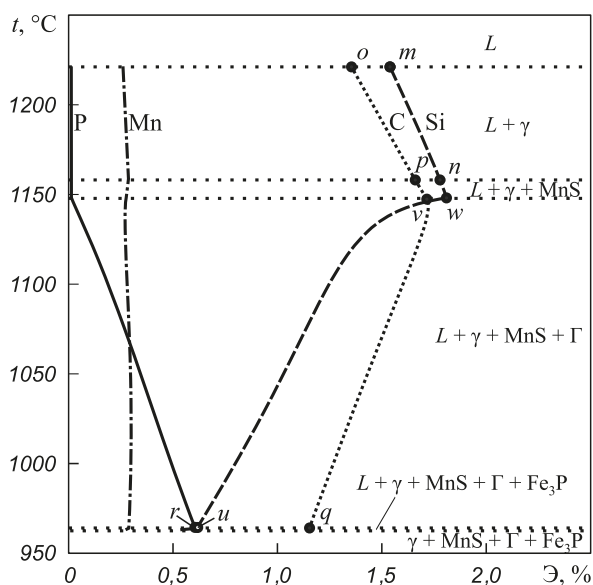


Рис. 2. Содержание элементов Э [C, Si, Mn, P, S] в аустените при неравновесной кристаллизации выплавленного чугуна, рассчитанное в программе Thermo-Calc по стабильной диаграмме

Fig. 2. Concentration of elements El [C, Si, Mn, P, S] in austenite during solidification of melted cast iron, calculated in Thermo-Calc using stable phase diagram

тикой. Эвтектика представляет собой смесь аустенита, графита, MnS и Fe_3P . В микроструктуре чугуна присутствуют все фазы, предопределенные расчетом по модели Шейля.

Чтобы оценить распределение элементов в микроструктуре выплавленного чугуна количественно, был построен профиль распределения кремния и фосфора

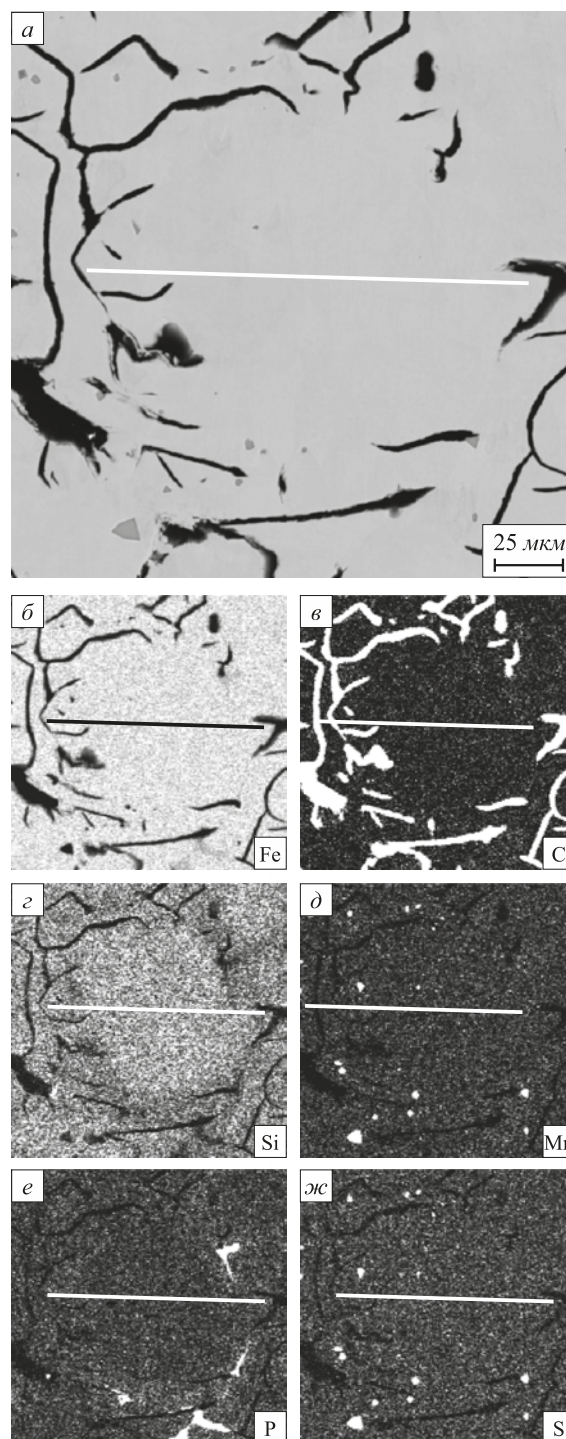


Рис. 3. Микроструктура выплавленного чугуна (а) и карты распределения Fe (б), C (в), Si (з), Mn (д), P (е), S (ж)

Fig. 3. Microstructure of the melted cast iron (a) and EDS maps of Fe (b), C (в), Si (з), Mn (д), P (е), S (ж)

по дендритной ячейке. Местоположение профиля на карте распределения элементов (рис. 3) показано линией. На рис. 4 представлено распределение кремния в микроструктуре выплавленного чугуна. Видно, что его содержание в первичном аустените составляет $\approx 2\%$, а в эвтектическом $\approx 1,5\%$. Содержание фосфора в первичном аустените составляет $\approx 0,05\%$, а в эвтектическом $\approx 0,2\%$. Хорошо видно, что вблизи линии профиля отсутствует фосфидная эвтектика ($\gamma + \text{Fe}_3\text{P}$) и повышенное содержание фосфора в эвтектическом аустените не связано с наличием фазы Fe_3P .

Полученные экспериментальные результаты не позволяют точно сказать о направлении микроликвации кремния в первичном аустените. Однако они дают возможность по-иному трактовать экспериментальные данные опубликованных работ.

В данном исследовании сделана попытка разграничить первичный и эвтектический аустенит путем сопоставления содержания элементов и привлечения термодинамических расчетов. Показано, что в исследованном сером чугуне содержание кремния по сечению дендритной ячейки первичного аустенита практически не меняется. Содержание кремния в эвтектическом аустените меньше, чем в первичном, что подтверждено экспериментальными и расчетными методами. Также удалось разграничить первичный и эвтектический аустенит по содержанию в нем фосфора. Содержание фосфора в первичном аустените меньше, чем в эвтектическом.

В программе Thermo-Calc рассчитана неравновесная кристаллизация сплавов с одинаковым содержа-

нием Si (1,5 %) при разном содержании углерода (1,5; 2,8; 3,7 %): Fe + 1,5 % C + 1,5 % Si (1,5 C), Fe + 2,8 % C + 1,5 % Si (2,8 C) и Fe + 3,7 % C + 1,5 % Si (3,7 C) по стабильной диаграмме состояния (в скобках указано обозначение сплавов).

В сплаве 1,5 C кристаллизуется только аустенит (рис. 5, а). В сплавах 2,8 C и 3,7 C после первичной кристаллизации аустенита происходит эвтектическое превращение с образованием графита. На рис. 5, б представлено изменение содержания кремния в аустените в зависимости от температуры в сплавах 1,5 C, 2,8 C и 3,7 C. Видно, что при понижении температуры при первичной кристаллизации сплава 1,5 C содержание кремния в аустените растет. В сплаве 2,8 C содержание кремния в первичном аустените также увеличивается с понижением температуры, но после начала эвтектического превращения ($L \rightarrow \gamma + \Gamma$) при 1155°C содержание кремния в эвтектическом аустените снижается. Следует отметить, что в данной системе эта эвтектическая реакция является моновариантной и протекает в интервале температур $1155 - 1154^\circ\text{C}$. В сплаве 3,7 C содержание кремния в первичных кристаллах аустенита при снижении температуры практически не меняется, а в эвтектическом аустените снижается также значительно, как в сплаве 2,8 C.

На рис. 5, в видно, что условиях неравновесной кристаллизации по Шейлю при доле твердой фазы, равной нулю, график показывает содержание кремния в центре дендритной ячейки аустенита, а при доле твердой фазы, равной единице, содержание кремния на границе этой ячейки или в случае реализации эвтектического превращения на границе аустенита в эвтектической колонии. Видно, что в сплаве 1,5 C содержание кремния в центре ячейки аустенита меньше, чем на границе ячейки. Это случай прямой микроликвации, характерной для сталей.

В сплаве 3,7 C (рис. 5, в), по своему составу, соответствующему эвтектическому чугуну, содержание кремния в первичном аустените, доля которого невелика, остается практически постоянным, а при кристаллизации эвтектики содержание кремния в эвтектическом аустените снижается. По всей видимости, при кристаллизации эвтектический аустенит нарастает на дендритах первичного аустенита и наблюдаемая в таком случае ячейка из первичного и эвтектического аустенита будет иметь тип микроликвации, который в работе [4] назван обратным.

Возникновение двойной микроликвации кремния, наблюдаемой в малоуглеродистых чугунах, можно объяснить следующим образом. В этом случае в центрах дендритных ячеек кремния мало, на периферии дендритных ячеек кремния много (так называемый «ободок» [4]), а в эвтектическом аустените (металлической матрице графитной эвтектики) концентрация кремния снова снижается [4]. Такой результат полностью соответствует результатам расчета, представ-

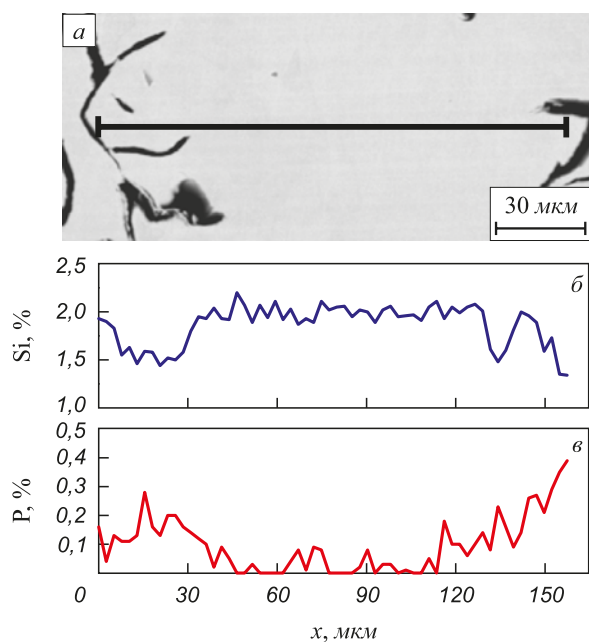


Рис. 4. Участок микроструктуры выплавленного чугуна (а) и распределение Si (б) и P (в) по линии

Fig. 4. Melted cast iron microstructure region (a) and distribution of Si (b) and P (c) along the line

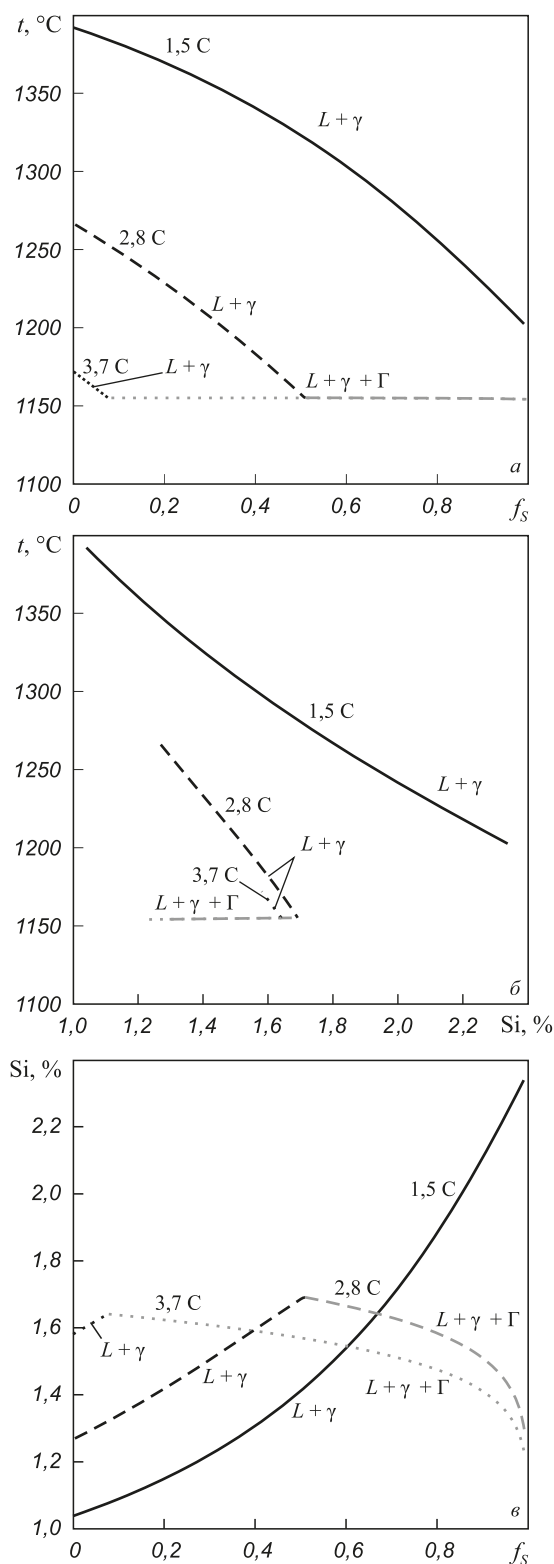


Рис. 5. Изменение массовой доли твердой фазы (а), содержания кремния в аустените в зависимости от температуры в сплавах 1,5 С, 2,8 С, 3,7 С (б), зависимость содержания кремния в аустените от доли твердой фазы в тех же сплавах при неравновесной кристаллизации по стабильной диаграмме состояния (в)

Fig. 5. Change of the solid fraction (a), Si content in austenite according to the temperature in alloys 1.5 C, 2.8 C, 3.7 C (b), relation between Si concentration in austenite and solid fraction in that alloys during non-equilibrium solidification calculated using stable phase diagram (c)

ленным на рис. 5, в для сплава 2,8 С. Как видно, по ходу первичной кристаллизации этого сплава содержание кремния в аустените увеличивается. В этом сплаве доли первичных кристаллов и эвтектики практически одинаковы. Прямая микроликвация в первичном аустените приводит к увеличению содержания кремния на границе дендритной ячейки, а последующая кристаллизация эвтектического аустенита вызывает снижение содержания кремния, в результате чего возникает максимум содержания кремния на границе раздела первичного и эвтектического аустенита, так называемый «ободок».

Авторы работы [8] связывают изменение направления ликвации кремния с изменением коэффициента распределения кремния с $k_{\text{Si}} < 1$ для сплавов с прямой микроликвацией, до $k_{\text{Si}} > 1$ для сплавов с обратной микроликвацией. Рассмотрим неравновесную кристаллизацию сплава 2,8 С (Fe – 2,8 % С – 1,5 % Si) по стабильной диаграмме состояния более подробно. На рис. 6 представлены кривые изменения содержания кремния в жидкой фазе (1), аустените (2), а также значение коэффициента распределения (3). В начале первичной кристаллизации содержание кремния в жидкой фазе превышает содержание кремния в аустените, и, следовательно, коэффициент распределения кремния меньше единицы ($k_{\text{Si}} < 1$). По ходу первичной кристаллизации содержание кремния в аустените значительно увеличивается, а в жидкости меняется значительно меньше, и при этом проходит через небольшой максимум. При температуре 1194 °С содержание кремния в жидкости и в аустените сравнивается, в этот момент

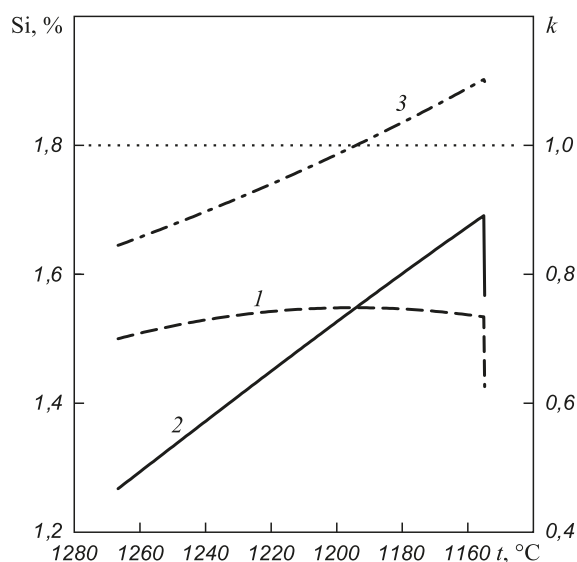


Рис. 6. Изменение содержания кремния в жидкой фазе (1) и аустените (2), а также вычисленный коэффициент распределения кремния k_{Si} (3) при неравновесной кристаллизации сплава 2,8 С (Fe – 2,8 % С – 1,5 % Si) по стабильной диаграмме состояния

Fig. 6. Change of Si concentration in the liquid phase (1) and austenite (2), and silicon partition coefficient k_{Si} (3) at non-equilibrium solidification of the alloy 2.8 C (Fe – 2.8 % C – 1.5 % Si) calculated using stable phase diagram

коэффициент распределения кремния равен единице ($k_{Si} = 1$). Ниже 1194 °C содержание кремния в аустените превышает содержание кремния в жидкости и $k_{Si} > 1$. При эвтектической кристаллизации происходит значительное снижение содержания кремния как в жидкой фазе, так и в аустените эвтектики, при этом коэффициент распределения $k_{Si} > 1$ (в данном случае речь идет не о всей твердой фазе, а только об аустените). Как было показано ранее (рис. 5, б), при таком ходе кристаллизации в дендритах первичного аустенита будет наблюдаться прямая микроликвация кремния. При нарастании на дендритах первичного аустенита кристаллов эвтектического аустенита микроанализ будет выявлять так называемый ободок с повышенным содержанием кремния. Следует подчеркнуть, что прохождение коэффициента распределения кремния через единицу не приводит к изменению направления микроликвации этого элемента в первичных кристаллах, хотя такое возможно и было обнаружено авторами в системе Cu–Ni–Mn [24].

Выводы. Методом микрорентгеноспектрального анализа исследована микроликвация кремния в сером чугунах и показано, что содержание кремния по сечению дендритной ячейки аустенита практически не изменяется. Понижение содержания кремния по границам дендритных ячеек связано с кристаллизацией эвтектического аустенита на поверхности дендритов первичного аустенита.

Расчетами неравновесной кристаллизации в программе Thermo-Calc показано, что микроликвация кремния в первичном аустените чугунов может быть только прямой (содержание кремния в центрах дендритных ячеек ниже, чем на границах дендритных ячеек).

Обнаруживаемая рядом авторов обратная и двойная микроликвация кремния в серых чугунах по всей видимости связана с тем, что авторы этих работ наблюдали дендритную ячейку, в которой, помимо первичного аустенита, был эвтектический аустенит, обедненный кремнием.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Малиночка Я.Н. Фазовые состояния и внутрикристаллическая ликвация в Fe-C-Si сплавах // Литейное производство. 1957. № 10. С. 19 – 22.
2. Малиночка Я.Н. Дендритная ликвация кремния в сталях // Сталь. 1958. № 12. С. 1130 – 1132.
3. Малиночка Я.Н. О внутрикристаллической ликвации кремния в сером чугуне // Литейное производство. 1959. № 1. С. 32 – 36.
4. Малиночка Я.Н. Характер микроликвации кремния в сталях и чугунах // Изв. вуз. Черная металлургия. 1962. № 7. С. 165 – 171.
5. Малиночка Я.Н., Масленков С.Б., Егоршина Т.В. Исследование микроликвации в чугуне с помощью электронного зонда // Литейное производство. 1963. № 1. С. 22 – 25.
6. Жуков А.А. Ликвация кремния в магниевом чугуне // Металловедение и термическая обработка металлов. 1968. № 5. С. 54 – 56.
7. Жуков А.А. Геометрическая термодинамика сплавов железа. – 2-е изд., перераб. – М.: Металлургия, 1979. – 232 с.
8. Костылева Л.В., Ильинский В.А. Ликвация кремния в сплавах Fe-C // Металловедение и термическая обработка металлов. 1989. № 12. С. 39 – 43.
9. Jiyang Z. Colour metallography of cast iron // China foundry. 2009. Vol. 6. No. 4. P. 336 – 374.
10. Owahdi A., Hedjazi J., Davami P. etc. Microsegregation of manganese and silicon in high manganese ductile iron // Materials science and technology. 1997. Vol. 13. No.10. P. 813 – 817.
11. Pietrowski S., Gumienny G. Microsegregation in nodular cast iron with carbides // Archives of Foundry Engineering. 2012. Vol. 12. No. 4. P. 127 – 134.
12. Zhukov A.A. Thermodynamics of microsegregation and influence of elements on structure of unalloyed and alloyed cast iron // Metal Science. 1978. Vol. 12. No. 11. P. 521 – 524.
13. Lacaze J. Solidification of spheroidal graphite cast irons: III. Microsegregation related effects // Acta mater. 1999. Vol. 47. No. 14. P. 3779 – 3792.
14. Selig C., Lacaze A. Study of microsegregation buildup during solidification of spheroidal graphite cast iron // Metallurgical and Materials Transactions B. 2000. Vol. 31. No. 4. P. 827 – 836.
15. Swindells N., Burke J. Silicon microsegregation and first stag graphitization in white cast irons // Metallurgical Transactions. 1971. Vol. 2. P. 3257 – 3263.
16. Kagawa A., Okamoto T. Coefficients for equilibrium partition of a third element between solid and liquid in iron-carbon base ternary alloys and their relation to graphitization during iron-carbon eutectic solidification // Journal of materials science. 1984. Vol. 19. No. 7. P. 2306 – 2318.
17. Kagawa A., Iwata K., Nofal A.A., Okamoto T. Theoretical evaluation of equilibrium partition coefficients of solute elements in Fe-C-base quaternary and multicomponent systems // Materials Science and Technology. 1985. Vol. 1. P. 678 – 683.
18. Kagawa A., Okamoto T. Partition of silicon during eutectic solidification of iron-carbon-silicon alloy // Metal Science. 1980. Vol. 14. No. 11. P. 519 – 524.
19. Andersson J.O., Helander T., Höglund L. etc. Thermo-Calc and DICTRA, Computational tools for materials science // CALPHAD. 2002. Vol. 26. P. 273 – 312.
20. Thermo-Calc Software TCFE7 Steels/Fe-alloys database version 7.
21. Bhadeshia H., Honeycomb R. Steels: Microstructure and Properties. 3rd Edition. Oxford: Butterworth-Heinemann, 2006. – 360 p.
22. Song E.-J. High Temperature Oxidation of Si-Containing Steel: Master thesis. Pohang: Pohang University of Science and Technology, 2011.
23. Герцикен С.Д., Дехтяр И.Я. Диффузия в металлах и сплавах в твердой фазе. – М.: ФИЗМАТГИЗ, 1960. – 564 с.
24. Bazhenov V.E., Pikunov M.V., Cheverikin V.V. The partition coefficients of components in Cu-Ni-Mn alloys // Metallurgical and Materials Transactions A. 2015. Vol. 46. Issue 2. P. 843 – 850.

Поступила 16 января 2017 г.

MICROSEGREGATION OF SILICON IN CAST IRON

V.E. Bazhenov, M.V. Pikunov

National University of Science and Technology “MISIS” (MISIS),
Moscow, Russia

Abstract. The literature presents contradictory data on the microsegregation of silicon in cast iron. Authors of the previous works have investigated silicon microsegregation in dendritic cell consisting both of primary austenite and eutectic austenite that grows on the primary austenite dendrites. Since the silicon content in austenite affects the temperature and completeness of the phase transitions during cooling and heat treatment, the absence of data on silicon microsegregation do not allow to predict the microstructure of cast iron in the as-cast condition and after heat treatment. The silicon microsegregation in gray cast iron with composition Fe + 3.11 % C + 1.6 % Si + 0.4 % Mn by the energy dispersive X-ray spectroscopy and calculation of the nonequilibrium solidification in the Thermo-Calc software were investigated. The silicon microsegregation in the primary austenite is not observed. The silicon content in the primary austenite was $\approx 2\%$ that is higher than silicon content in the eutectic austenite $\approx 1.5\%$. Due to the calculations results the microsegregation of silicon in primary austenite are negligible. By calculation the non-equilibrium solidification of ternary alloys Fe–Si–C [Fe + 1.5 % Si + X % C], at X = 1.5; 2.8; 3.7 it was shown that the only primary austenite solidified at 1.5 % C and microsegregation of silicon are positive (Si content in the center of the dendritic cells is lower than on its boundaries). For the alloy with 2.8 % C, the microsegregation of Si in the primary austenite is also positive, however the silicon content in the eutectic austenite, growing on the primary austenite during the austenite-graphite eutectic formation, will be lower and the “rim effect” (maximum Si content at the boundary between primary and eutectic austenite) should appear. At the 3.7 % of C in alloys the primary dendrites amount should be limited, so the major part of the dendritic cell should consist of the eutectic austenite, the Si content in which should be decreasing during the solidification. In this case the so-called negative microsegregation should occur.

Keywords: silicon microsegregation, gray cast iron, white cast iron, non-equilibrium solidification, Thermo-Calc.

DOI: 10.17073/0368-0797-2018-3-230-236

REFERENCES

1. Malinochka Ya.N. Phase conditions and microsegregation in Fe–C–Si alloys. *Liteinoe proizvodstvo*. 1957, no. 10, pp. 19–22. (In Russ.).
2. Malinochka Ya.N. Dendritic microsegregation of silicon in steels. *Stal'*. 1958, no. 12, pp. 1130–1132. (In Russ.).
3. Malinochka Ya.N. On silicon microsegregation in gray cast iron. *Liteinoe proizvodstvo*. 1959, no. 1, pp. 32–36. (In Russ.).
4. Malinochka Ya.N. Silicon microsegregation pattern in steels and cast irons. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 1962, no. 7, pp. 165–171. (In Russ.).
5. Malinochka Ya.N., Maslenkov S.B., Egorshina T.V. Investigation of microsegregation in cast iron using electron microprobe. *Liteinoe proizvodstvo*. 1963, no. 1, pp. 22–25. (In Russ.).
6. Zhukov A.A. Microsegregation of silicon in magnesium cast iron. *Metal Science and Heat Treatment*. 1968, vol. 10, no. 5, pp. 382–385.
7. Zhukov A.A. *Geometricheskaya termodinamika splavov zheleza* [Geometrical thermodynamics of ferrous alloys]. Moscow: Metallurgiya, 1979, 232 p. (In Russ.).
8. Kostyleva L.V., Il'inskii V.A. Microsegregation of silicon in Fe–C alloys. *Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov*. 1989, no. 12, pp. 39–43. (In Russ.).
9. Jiyang Z. Colour metallography of cast iron. *China foundry*. 2009, vol. 6, no. 4, pp. 336–374.
10. Owahdi A., Hedjazi J., Davami P., Fazli M., Shabestari J.M. Microsegregation of manganese and silicon in high manganese ductile iron. *Materials science and technology*. 1997, vol. 13, no. 10, pp. 813–817.
11. Pietrowski S., Gumienny G. Microsegregation in nodular cast iron with carbides. *Archives of Foundry Engineering*. 2012, vol. 12, no. 4, pp. 127–134.
12. Zhukov A.A. Thermodynamics of microsegregation and influence of elements on structure of unalloyed and alloyed cast iron. *Metal Science*. 1978, vol. 12, no. 11, pp. 521–524.
13. Lacaze J. Solidification of spheroidal graphite cast irons: III. Microsegregation related effects. *Acta mater*. 1999, vol. 47, no. 14, pp. 3779–3792.
14. Selig C., Lacaze A. Study of microsegregation buildup during solidification of spheroidal graphite cast iron. *Metallurgical and Materials Transactions B*. 2000, vol. 31, no. 4, pp. 827–836.
15. Swindells N., Burke J. Silicon Microsegregation and First Stag Graphitization in White Cast Irons. *Metallurgical Transactions*. 1971, vol. 2, pp. 3257–3263.
16. Kagawa A., Okamoto T. Coefficients for equilibrium partition of a third element between solid and liquid in iron-carbon base ternary alloys and their relation to graphitization during iron-carbon eutectic solidification. *Journal of materials science*. 1984, vol. 19, no. 7, pp. 2306–2318.
17. Kagawa A., Iwata K., Nofal A.A., Okamoto T. Theoretical evaluation of equilibrium partition coefficients of solute elements in Fe–C–base quaternary and multicomponent systems. *Materials Science and Technology*. 1985, vol. 1, pp. 678–683.
18. Kagawa A., Okamoto T. Partition of silicon during eutectic solidification of iron–carbon–silicon alloy. *Metal Science*. 1980, vol. 14, no. 11, pp. 519–524.
19. Andersson J.O., Helander T., Höglund L., Shi P.F., Sundman B. *Thermo-Calc and DICTRA, Computational tools for materials science*. CALPHAD. 2002, vol. 26, pp. 273–312.
20. *Thermo-Calc Software TCFE7 Steels/Fe-alloys database version 7*.
21. Bhadeshia H., Honeycomb R. *Steels: Microstructure and Properties*. 3rd Ed. Oxford: Butterworth-Heinemann, 2006, 360 p.
22. Song E.-J. *High Temperature Oxidation of Si-Containing Steel: Master thesis*. Pohang: Pohang University of Science and Technology, 2011.
23. Gertsriken S.D., Dekhtyar I.Ya. *Diffuziya v metallakh i splavakh v tverdoi faze* [Solid phase diffusion in metals and alloys]. Moscow: FIZMATGIZ, 1960, 564 p. (In Russ.).
24. Bazhenov V.E., Pikunov M.V., Cheverikin V.V. The partition coefficients of components in Cu–Ni–Mn alloys. *Metallurgical and Materials Transactions A*. 2015, vol. 46, Issue 2, pp. 843–850.

Information about the authors:

V.E. Bazhenov, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor of the Chair “Foundry technology and art processing of materials”
(v.e.bagenov@gmail.com)

M.V. Pikunov, Dr. Sci. (Eng.), Professor of the Chair “Foundry technology and art processing of materials”

Received January 16, 2017