

В.С.Лучкин, Л.Г.Тубольцев, Н.И.Падун, В.П.Корченко

ВЛИЯНИЕ УГЛЕРОДА НА СТРУКТУРУ Fe-C СПЛАВОВ

Институт черной металлургии НАН Украины

Приведена уточненная методика качественно-количественного определения жидких структур Fe–C сплавов. Показано, что в отличие от ГЦК ячеек γ -Fe, где для растворения атомов углерода достаточно одной элементарной ячейки, для образования растворов внедрения углерода в частицы δ -Fe требуются две смежные ОЦК ячейки. Образующаяся при этом молекула Fe–C сплава состоит из 14 атомов железа. Выполнен анализ влияния температуры на структуру жидких эвтектических стабильных и метастабильных Fe–C сплавов, показаны количественные и качественные изменения составляющих структуру частиц при изменении температуры расплава постоянного химического состава.

Ключевые слова: Fe–C диаграмма, расплав, методика, структура, элементарная ячейка

Постановка задачи. Диаграмма Fe–C состояния является базовой для анализа поведения расплава в процессах металлургического производства. Отражая фазовый состав Fe–C сплавов диаграмма более тщательно изучена для твердого состояния, но имеет, по сути, первичные данные и о структуре жидкого расплава. Любые новые данные, уточняющие состояние жидкого Fe–C расплава являются актуальными и имеют как теоретическую, так и практическую ценность. Актуальным для определения структуры жидкого расплава является также рассмотрение положения октаэдрических и тетраэдрических пор в ОЦК решетке железоуглеродистого расплава и изучение возможности и механизма внедрения в них углерода.

Известно, что раствор углерода в жидком δ -железе осуществляется путем внедрения атома углерода C^{4+} в поры элементарной ячейки (молекулы) Fe_9 . По поводу этих пор в литературе имеются как уже устоявшиеся данные, так и появившиеся в более позднее время и менее обсуждаемые. Структура жидкого раствора углерода в δ -Fe на основе этих пор представляет как теоретический, так и практический интерес, позволяя уточнить диаграмму Fe–C в области жидкого состояния сплава, и выявить механизм поведения углерода в расплаве в процессе его обработки в сталеплавильных агрегатах.

Целью работы является уточнение данных о структуре жидкого δ -железа в присутствии углерода и уточнение Fe–C диаграммы в области жидкого состояния.

Состояние вопроса. Влияние углерода на структуру жидкого железа нами рассматривалось в работе [1]. Для определения структуры расплавов использовалась квазикристаллическая ячеечная модель жидкости и гипотеза

теза о том, что основными структурообразующими частицами Fe–C расплавов являются элементарные ячейки δ - и γ -железа.

При этом структуры, получаемые при эвтектической кристаллизации чугуна, рассчитаны с учетом предельной растворимости углерода в аустените, равной 1,508% масс. Однако указанная концентрация не согласуется с общепринятыми значениями точек E и E' (2,01%С и 2,03%С соответственно), которые принимались ранее за предельную величину растворимости углерода в аустените для существующих стабильной и метастабильной Fe–C диаграмм (рис.1) [2,3]. В этой связи нами в работе [1] показано, что точки E и E' указывают не на растворимость углерода в аустените, а на появление в структуре сплавов стабильной или метастабильной эвтектики. При этом содержание углерода в аустените всегда постоянно и составляет 1,508%(масс).

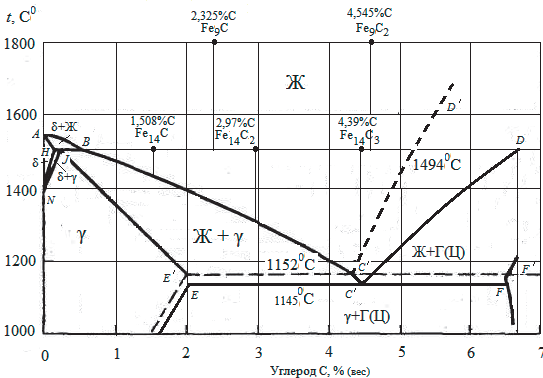


Рис.1. Классическая Fe–C диаграмма.

Теория растворения углерода в железе свидетельствует, что для внедрения атомов углерода в δ -Fe структуру, в ней должны существовать поры, образуемые двумя смежными элементарными ячейками δ -Fe в виде Fe₉, которые вместе образуют молекулу железоуглеродистого расплава в виде Fe₁₄, аналогичную ячейке γ -Fe. Поэтому при определении структуры Fe–C расплава принципиально не имеет значения какую элементарную ячейку (молекулу) железа использовать для расчетов – Fe₉ или Fe₁₄. Таким образом, в процессе полиморфного γ - δ перехода количество входящих в структуру частиц не меняется, а только меняется их ориентация.

При оценке жидкого раствора внедрения углерода в ячейку δ -Fe нами были применены широко использованные в работах [3,4] данные о расположении пор в элементарных ячейках (молекулах) железа. По этим данным оба вида пор (октаэдрические и тетраэдрические) находятся в пределах каждой из элементарных ячеек как для δ -Fe, так и для γ -Fe. Однако более поздние данные [5] показывают, что сказанное справедливо только для γ -ячеек железа в виде Fe₁₄. Что же касается пор в δ -Fe, то они выхо-

дят за пределы одной элементарной ячейки (рис.2, в,г), располагаясь одновременно в двух смежных ОЦК ячейках. При этом, суммарно на эти две ячейки приходится не 18 атомов железа, а 14, поскольку четыре граничных атома являются для этих двух ячеек общими. Таким образом, для δ -Fe создается своего рода квазиячейка, аналогичная γ -Fe, в виде молекулы Fe_{14} , которая имеет ОЦК ориентацию и может быть обозначена как $Fe_{14}(\delta)$.

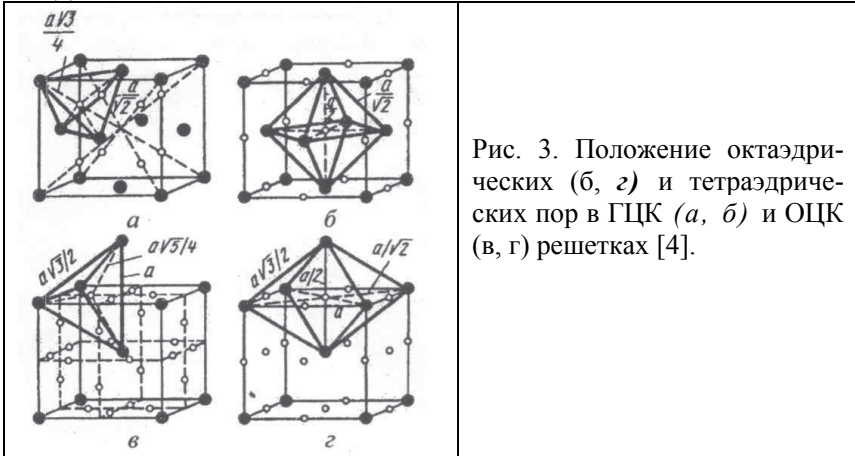


Рис. 3. Положение октаэдрических (б, г) и тетраэдрических пор в ГЦК (а, б) и ОЦК (в, г) решетках [4].

Приведенные данные свидетельствуют, что углерод внедряется в элементарные ячейки (частицы) жидкого железа, имеющие либо вид молекулы Fe_{14} для δ -Fe с ОЦК координацией, либо Fe_{14} для γ -Fe с ГЦК координацией. При этом внедрение первого атома углерода в указанные ячейки приводит к образованию соответственно жидкого δ -феррита или аустенита. Внедрение последующих атомов углерода приводит к образованию промежуточных соединений с определенными степенями ромбичности. В пределе происходит образование цементита Fe_3C для метастабильных условий либо графита для стабильных.

В этом случае, как и для растворов углерода в γ -Fe, растворы углерода в жидком δ -Fe примут вид молекул $Fe_{14}C(\delta)$, $Fe_{14}C_2(\delta)$, $Fe_{14}C_3(\delta)$ с такими же концентрациями углерода, как и $Fe_{14}C$, $Fe_{14}C_2$ и $Fe_{14}C_3$.

В связи с приведенными выкладками проведено уточнение Fe-C диаграммы в области существования δ -жидкости (рис.3). В этой области расплава прямые концентрации для жидких частиц в виде растворов углерода в γ -Fe продолжены в область температур выше $1494^{\circ}C$, характерную для существования растворов углерода в δ -Fe. Следует отметить, что это уточнение никак не сказывается на основных выводах работы [1] по исследованию диаграммы Fe-C состояния и принципиально не изменяет методику качественно-количественного расчета жидких структур Fe-C сплавов, разработанную на базе квазикристаллической ячеечной модели.

Также необходимо отметить, что для расплавов с содержанием углерода до 1,508%(мас) в их жидких структурах, наряду с частицами $\text{Fe}_{14}\text{C}(\delta)$, будут наблюдаться частицы-молекулы чистого $\delta\text{-Fe}$ с формулой Fe_9 .

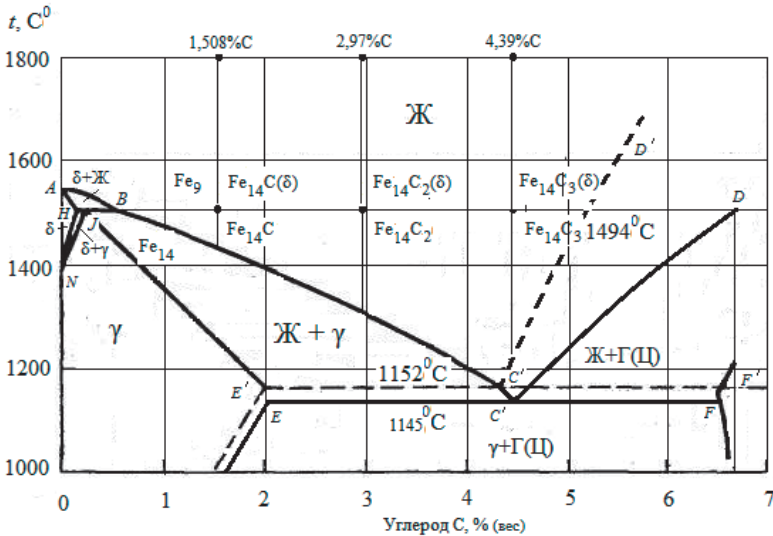


Рис.3. Уточненная Fe–C диаграмма для областей δ –жидкого состояния.

Для расчета качественно-количественных структур жидкого Fe–C расплава сделано предположение о том, что структура жидкого расплава должна состоять одновременно из частиц, характерных для низкоуглеродистой жидкости (Ж^1) и частиц, характерных для высокоуглеродистой жидкости (Ж^2). Составы таких жидкостей находятся на левой ветке линии солидус для (Ж^1) и для (Ж^2) – на правой ветви линии ликвидус Fe–C диаграммы.

С учетом приведенных выше положений методически расчет структуры жидкого расплава остается таким же, как для Fe–C расплавов на основе $\gamma\text{-Fe}$. Покажем это на примере Fe–C сплава с 1%C для стабильного и метастабильного состояния при температуре несколько выше температуры полиморфного превращения $\gamma \leftrightarrow \delta$ ($>1494^\circ\text{C}$). Для качественно-количественного определения структуры указанного сплава стабильного состояния в первую очередь определяем составы и количества низко- (Ж^1) и высокоуглеродистой (Ж^2) жидкостей, которые отвечают за виды и составы частиц, образующих общую структуру исследуемой жидкости с 1%C. Осуществляем это путем проведения изотермы 1494°C до пересечения с линиями солидус и ликвидус. Точка пересечения с линией солидус (0,08%C) указывает на состав Ж^1 , а с линией ликвидус (5,12%C) – на состав Ж^2 . Далее с помощью правил отрезков определяем количества этих жидкостей, а также содержание в них углерода. Правило отрезков пока-

зывает, что из общего количества жидкости (100%) Ж¹ составляет 81,746% и она содержит 0,065%С из 1%С, а количество Ж² составляет 18,254% с содержанием углерода 0,935%С.

С помощью Fe–C диаграммы (рис.3) находим, что 0,08%С (Ж¹) располагаются между 0 и 1,508%С, т.е. жидкость должна состоять из частиц в виде Fe₉ и Fe₁₄C(δ). Аналогично находим, что высокоуглеродистая жидкость (Ж²) состава 5,12%С располагается между 4,39% и 100%С, т.е. состоит из частиц Fe₁₄C₃(δ) и свободного углерода C_{свб}. Остается определить количества частиц указанного качества для Ж¹ и Ж². Исходя из того, что жидкость, состоящая из 100% Fe₁₄C(δ) содержит 1,508%С, жидкость Ж¹, содержащая 0,065%С будет суммарно содержать: (0,065/1,508)*100% = 4,41% таких частиц. Остальная часть жидкости Ж¹ будет представлена частицами чистого δ–Fe в виде элементарных ячеек Fe₉, количество которых составит: (81,746% – 4,41%) = 77,436% от общего количества расплава.

Для нахождения количества частиц Fe₁₄C₃(δ) и свободного углерода C_{свб} в 18,254 высокоуглеродистой жидкости (Ж²) составляем следующую систему уравнений с двумя неизвестными:

$$x + y = 18,254$$

$$4,39x/100 + 100y/100 = 0,935 \quad (1)$$

где x – суммарное количество частиц Fe₁₄C₃(δ); y – суммарное количество частиц в виде свободного углерода; 18,254 – количество Ж² в расплаве, %; 4,39 – содержание углерода в частицах Fe₁₄C₃(δ) в %; 100 в числителе – содержание углерода в C_{свб} в %; 0,935 – содержание углерода в Ж² в %.

Решение системы уравнений (1) определяет содержание частиц Fe₁₄C₃(δ) в Ж², равное 18,114; с общим содержанием углерода 0,795%, а содержание свободного углерода C_{свб} составляет 0,14%.

Определенные таким образом данные позволяют изобразить формулой качественно-количественную структуру исследуемой стали с 1%С при температуре >1494⁰С для стабильного состояния в следующем виде:

$$Ж_{ст} = 77,436\% Fe_9 + 4,31\% Fe_{14}C(\delta) + 18,114\% Fe_{14}C_3(\delta) + 0,14\% C_{свб}$$

Для этого же сплава в метастабильном состоянии качественно-количественная структура может быть представлена в следующем виде:

$$Ж_{мст} = 81,026\% Fe_9 + 4,509\% Fe_{14}C(\delta) + 1,439\% Fe_{14}C_3(\delta) + 13,026\% Fe_3C$$

Представляет интерес исследовать влияние температуры на структуру Fe–C расплава. Более наглядно это сделать для сплава эвтектического состава. Для примера выбран эвтектический стабильный Fe–C сплав с 4,28%С (чугун), качественно-количественная структура которого построена в диапазоне температур 1152–1635⁰С и представлена ниже:

$$Ж_{ст}^{1152} = 64,167\% Fe_{14}C + 33,516\% Fe_{14}C_2 + 2,317\% C_{свб}$$

$$Ж_{ст}^{1200} = 2,534\% Fe_{14}C + 96,078\% Fe_{14}C_2 + 1,388\% C_{свб}$$

$$Ж_{ст}^{1245} = 6,856\% Fe_{14}C + 0,41\% Fe_{14}C_2 + 92,637\% Fe_{14}C_3 + 0,097\% C_{свб}$$

$$Ж_{ст}^{1300} = 9,351\% Fe_{14} + 8,491\% Fe_{14}C + 88,924\% Fe_{14}C_3 + 0,233\% C_{свб}$$

$$Ж_{ст}^{1345} = 3,469\% Fe_{14} + 0,682\% Fe_{14}C + 86,513\% Fe_{14}C_3 + 0,336\% C_{свб}$$

$$Ж_{ст}^{1430} = 9,905\% Fe_{14} + 5,968\% Fe_{14}C + 83,607\% Fe_{14}C_3 + 0,52\% C_{свб}$$

$$Ж_{ст}^{<1494} = 15,805\% Fe_{14} + 0,862\% Fe_{14}C(\delta) + 82,096\% Fe_{14}C_3(\delta) + 0,637\% C_{свб}$$

$$Ж_{ст}^{1543} = 18,688\% Fe_9 + 0,133\% Fe_{14}C(\delta) + 80,432\% Fe_{14}C_3(\delta) + 0,747\% C_{свб}$$

$$Ж_{ст}^{1615} = 21,612\% Fe_9 + 77,511\% Fe_{14}C_3(\delta) + 0,877\% C_{свб}$$

$$Ж_{ст}^{1635} = 22,604\% Fe_9 + 76,474\% Fe_{14}C_3(\delta) + 0,922\% C_{свб}$$

Следует обратить внимание, что образующийся при кристаллизации аустенит имеет предельную насыщенность углерода 1,508%(мас), когда его кристаллическая решетка образована только из частиц-молекул $Fe_{14}C$. В подавляющем большинстве случаев его состав пересыщен углеродом, количество которого составляет 2,01% и 2,03% соответственно для стабильного и метастабильного состояния. Об этом свидетельствуют точки E' и E на Fe–C диаграмме (рис.3). Связано это с тем, что наряду с основными частицами из молекул $Fe_{14}C$ в состав аустенита входят в определенном соотношении и частицы $Fe_{14}C_2$ с более высоким содержанием углерода (2,97%). Распределяясь относительно равномерно между молекулами $Fe_{14}C$, молекулы $Fe_{14}C_2$ создают иллюзию более высокой растворимости углерода в аустените.

Еще более высокому пересыщению аустенита углеродом, отмечаемому рядом экспериментальных данных в литературе, способствует оседание свободного углерода $C_{свб}$ и кластеров цементита в дефектах-ловушках кристаллической решетки аустенита.

Следует также отметить возможное образование «недонасыщенного» углеродом аустенита, когда наряду с основными частицами в виде $Fe_{14}C$ в составе аустенита присутствуют при определенном соотношении частицы чистого γ -Fe (Fe_{14}). Однако и в этом случае указанные частицы свободного углерода или цементита создают иллюзию более высокой растворимости углерода в аустените. Наличие таких высокоуглеродистых частиц в структуре высокотемпературного твердого аустенита, очевидно, может служить подложкой для выделения вторичного, эвтектоидного и третичного графита или цементита при охлаждении аустенита до комнатной температуры, а также при образовании мартенсита при закалке.

Аналогичные формулы при тех же температурах рассчитаны и для метастабильного состояния (в работе не приведены). Общим для полученных структурных формул является то, что с изменением температуры жидкости с постоянным содержанием углерода они выявляют количественные и качественные изменения составляющих их частиц. В частности,

с повышением температуры происходит перемещение углерода в более высокоуглеродистые частицы, на смену частицам Fe_{14}C_2 приходят частицы чистого железа. Наибольшие изменения происходят с высокоуглеродистыми частицами (рис.4). Увеличивается и количество свободного углерода $\text{C}_{\text{свб}}$ в сплаве при повышении температуры (рис.5).

Изменение количества частиц $\text{C}_{\text{свб}}$ и Fe_3C при изменении температуры имеет одинаковый характер и характерный минимум при температуре перегрева над линией ликвидус, равной около 100°C для стабильного и около 50°C для метастабильного состояния сплава. Приведенные на рис.4 и 5 кривые свидетельствуют о перераспределении углерода в процессе изменения температуры расплава, при этом более стремительном при температурах, близких к эвтектическим (левые ветви).

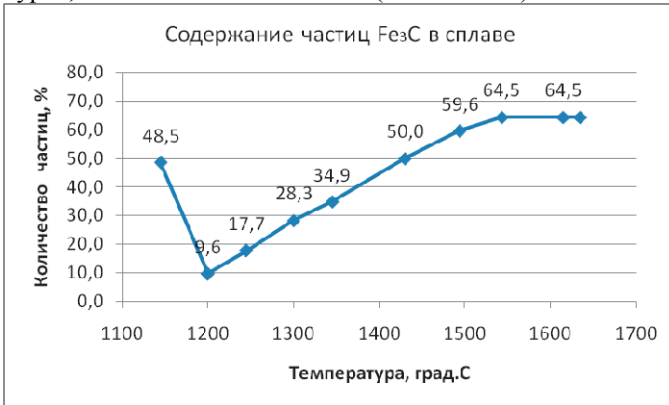


Рис.4. Изменение количества частиц Fe_3C в метастабильном Fe-C расплаве ($4,28\% \text{C}$) при повышении температуры.

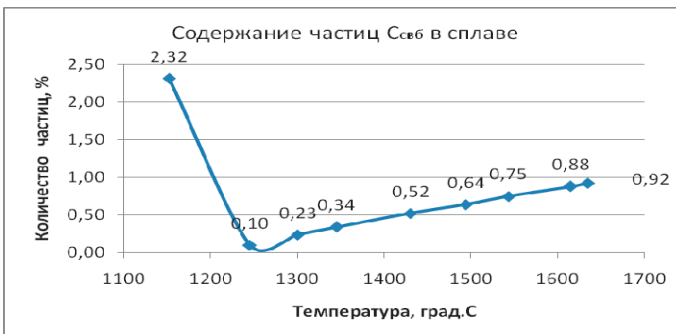


Рис.5. Изменение количества частиц $\text{C}_{\text{свб}}$ в стабильном Fe-C расплаве ($4,28\% \text{C}$) при повышении температуры.

Принципиально сохраняются методики расчета жидких структур Fe-C сплавов под действием таких примесных элементов как кремний, мар-

ганец, сера, фосфор. На базе приведенной выше модели произведена качественно-количественная оценка жидких структур Fe–C сплавов и Fe–C–X сплавов, в которых в качестве третьего элемента X присутствуют Si, Mn, S и P при содержаниях, характерных для рядовых чугунов и сталей.

Проиллюстрируем это для каждого из указанных элементов. В качестве допущения примем, что наличие в расплаве этих элементов на уровне, обычно используемом в металлургической практике (Si<0,5%; Mn<0,5%; P<0,03%; S<0,03%), не изменяет температуру перитектического превращения (1494⁰C) для сплава с содержанием углерода 0,6%(мас).

В работах [1-3] показано, что марганец и кремний образуют растворы замещения с железом, при этом кремний растворяется в низкоуглеродистой (безуглеродистой) части жидкости (Ж¹), а марганец – в высокоуглеродистой (Ж²). Марганец образует в жидких Fe–C сплавах растворы замещения в высокоуглеродистых Fe–C частицах[6]. При температурах выше 1494⁰C такой частицей для сплава с 0,6%C и 0,5% Mn является молекула Fe₁₃MnC(δ) с 6,919%Mn и 1,509%C(мас). Исходя из этого соотношения и общего содержания марганца в расплаве можно определить суммарное количество марганецсодержащих элементарных ячеек.

Кремний также образует с железом растворы замещения [7], но он не изменяет количество атомов в элементарной ячейке δ–Fe, состоящей из девяти атомов железа (Fe₉). Замещая атомы железа кремний трансформирует ее в элементарную ячейку с формулой Fe_mSi_n, где m+n=9. При большом количестве жидкости (Ж¹) и небольшом количестве кремния кремнийсодержащие элементарные ячейки будут содержать по одному атому кремния и иметь формулу Fe₈Si, в которых концентрация кремния составляет 5,882%(мас). Исходя из этого соотношения и общего содержания кремния в расплаве можно определить количество кремнийсодержащих элементарных ячеек.

Фосфор, сера и кислород образуют кластеры в виде фосфида Fe₃P, сульфида FeS, оксида FeO и могут коагулировать даже в микроскопические неметаллические включения. В зависимости от степени коагуляции и условий дендритообразования частиц, богатых железом, они могут равномерно рассредотачиваться в объеме жидкого металла, либо создавать подобия ликвации. Поэтому при расчете структуры расплава Fe–C в первую очередь определяем количество каждого из видов неметаллических частиц. Вначале определяем количество окислов в виде CO, MnO и SiO₂, которое примем пропорциональным соотношениям Fe/C; Fe/Mn и Fe/Si соответственно. Для определения количества растворенного в расплаве кислорода можно принять его как величину равновесного содержания в зависимости от количества углерода в расплаве, например используя общеизвестную формулу:

$$[O]*[C] = 0,025 \quad (2)$$

Однако, для реальных условий сталеплавильного производства растворимость кислорода зависит и от варианта применяемой технологии.

Как показано в работе [8] для условий кислородно-конвертерной плавки количество растворенного кислорода в расплаве может в 1,5–4 раза превышать равновесное содержание. В этой связи формулу (2) можно представить в виде:

$$[O]*[C] = K_T * 0,025 \quad (3),$$

где K_T – коэффициент, учитывающий влияние варианта технологии сталеплавильного передела на величину содержания кислорода в Fe–C расплаве.

Используя приведенную методику можно рассчитать количество неметаллических включений в расплаве. В качестве примера приведем формулу качественно-количественной структуры для Fe–C расплава стали Ст3 при температуре 1630⁰C:

$$\begin{aligned} \text{Ж}^{1630} = & 91,254049\% \text{Fe}_9 + 0,001424\% \text{CO} + 0,004158\% \text{MnO} + 0,000047\% \text{SiO}_2 \\ & + 0,99518\% \text{FeO} + 0,051354\% \text{Fe}_3\text{P} + 0,02745\% \text{FeS} + 0,17\% \text{Fe}_8\text{Si} + \\ & 1,885\% \text{Fe}_{14}\text{C}_3(\delta) + 5,611\% \text{Fe}_{14}\text{Mn}_3\text{C}(\delta) \end{aligned}$$

Как следует из данной формулы, большую часть неметаллических частиц составляют окислы. Если, например, рассчитанное количество указанных выше видов неметаллических включений составит около 1%, то для расчета качественно-количественной структуры Fe–C расплава необходимо проанализировать 99% оставшегося его количества.

Таким образом, разработанная модель жидкого состояния Fe–C сплавов содержит следующие гипотезы и предположения:

предположение о возможности γ – δ перехода в жидком состоянии Fe–C сплавов при температуре перитектического превращения 1494⁰C;

наличие многообразия форм свободного углерода (от атомов до графита), одновременно присутствующих в структуре Fe–C сплавов;

достроена для областей жидкого состояния Fe–C диаграмма;

показано (в результате анализа Fe–C диаграммы), что структура жидкого Fe–C сплава состоит из смеси частиц низкоуглеродистых (или безуглеродистых) и высокоуглеродистых молекул. При этом составы низкоуглеродистой жидкости определяются точкой пересечения температурных линий с линией солидус, а высокотемпературных – с линией ликвидус;

показано, что при образовании растворов замещения в жидком железе марганец растворяется в высокоуглеродистых Fe–C частицах, а кремний – в низкоуглеродистых (или безуглеродистых), вытесняя из них углерод;

показано, что фосфор и сера не образуют растворов с жидким железом, а взаимодействуют с ним, образуя химические соединения в виде четырехатомного фосфида (Fe_3P) и двухатомного сульфида (FeS);

выполнена качественно-количественная оценка влияния примесных элементов на структуру Fe–C сплавов;

Заключение. В результате проведенного исследования уточнена структура δ –составляющей Fe–C расплава, в результате чего уточнена жидкая δ –область Fe–C диаграммы.

Выполнен анализ влияния температуры на структуру жидких эвтектических стабильного и метастабильного Fe–C сплава, показаны количественные и качественные изменения составляющих структуру частиц при изменении температуры расплава постоянного химического состава.

Отмечено, что наиболее быстрое изменение количества высокоуглеродистых частиц в виде свободного углерода $C_{свб}$ и цементита Fe_3C происходит при температуре перегрева над ликвидусом около $100^{\circ}C$ для стабильного и около $50^{\circ}C$ для метастабильного состояний сплава.

Приведена гипотеза о механизме образования недонасыщенного, насыщенного и пересыщенного твердого аустенита. Сделано предположение, что выделение в твердом состоянии вторичного, эвтектоидного и третичного графита (цементита) связано с существованием этих частиц в расплаве.

1. *Квазикристаллическая* ячеичная модель жидкого расплава и диаграмма Fe–C состояния. / В.С.Лучкин, Л.Г.Тубольцев, Н.И.Падун, А.М.Шевченко. // «Фундаментальные и прикладные проблемы черной металлургии». Сб.научн.тр.ИЧМ. – 2011. – Вып. 23. – с.256–266.
2. *Райнз Ф.* Диаграммы фазового равновесия в металлургии. – Металлургиздат, 1961.
3. *Бунин К.П., Малиночка Я.Н., Таран Ю.Н.* Основы металлографии чугуна. – М.: Металлургия, 1969. – 415с.
4. *Григорович В.К.* Электронное строение и термодинамика сплавов железа. – М.: Наука, 1979. – 292 с.
5. *Гольдштейн М.И., Грачев С.В. Векслер Ю.Г.* Специальные стали. – М.:МИСИС. – 1999. – 408 с.
6. *Лучкин В.С., Корченко В.П., Тубольцев Л.Г.* Влияние марганца на структурообразование жидких Fe–C сплавов при температурах металлургических перегревов //Сб. тр. ИЧМ. Фундаментальные и прикладные проблемы черной металлургии. – Вып.26. – 2012. – С.172-180.
7. *Лучкин В.С., Корченко В.П., Тубольцев Л.Г., Падун Н.И.,* Влияние кремния на структурообразование в жидких Fe–C сплавах //Сб. тр. ИЧМ. Фундаментальные и прикладные проблемы черной металлургии. – Вып.25. – 2012. – С.230-242.
8. *Поляков В.Ф., Тубольцев Л.Г., Корченко В.П., Падун Н.И., Семикина А.А.* Влияние технологий кислородно-конвертерной плавки на качественные показатели стали. //Сб. тр. ИЧМ. Фундаментальные и прикладные проблемы черной металлургии. // – 2014. – Вып 28. – С.179-195.

*Статья рекомендована к печати
докт.техн.наук, проф. Э.В.Приходько*

В.С.Лучкін, Л.Г.Тубольцев, Н.І.Падуи, В.П.Корченко

Вплив вуглецю на структуру рідких Fe - C сплавів

Наведено уточнену методику якісно-кількісного визначення рідких структур Fe-C сплавів. Показано, що на відміну від ГЦК осередків γ - Fe, де для розчинення атомів вуглецю достатньо однієї елементарної комірки, для утворення розчинів впровадження вуглецю в частинки δ - Fe потрібні дві суміжні ОЦК комірки. При цьому утворена молекула Fe-C сплаву складається з 14 атомів заліза. Виконано аналіз впливу температури на структуру рідких евтектичних стабільних і метастабільних Fe-C сплавів, показано кількісні та якісні зміни частинок структури при зміні температури розплаву, що має постійний хімічний склад.

Ключові слова: Fe-C діаграма, розплав, методика, структура, елементарна комірка

V.S.Luchkin, L.G.Tuboltsev, N.I.Padun, V.P.Korchenko

Effect of carbon on the structure of Fe-C alloys

Shows a refined technique qualitative and quantitative determination of the structures of liquid Fe-C alloys. It is shown that unlike FCC cells γ - Fe, where the carbon atoms to dissolve enough of one unit cell to form a solution of carbon particles δ - Fe requires two adjacent cells. Thereby forming a molecule of Fe-C alloy consists of 14 iron atoms. The analysis of the effect of temperature on the structure of liquid eutectic stable and metastable Fe-C alloys, showing the quantitative and qualitative changes in the structure of the particles constituting a change in temperature of the melt constant chemical composition.

Keywords: Fe-C diagram, the melt technique, the structure of the unit cell