

## О СТРОЕНИИ ЧУГУННЫХ РАСПЛАВОВ<sup>1</sup>

Панов А.Г., доцент, Мухаметзянова Г.Ф., доцент,  
Набережночелнинский институт (филиал) ФГАОУ ВПО «Казанский (Приволжский) феде-  
ральный университет», г. Набережные Челны

*Сделан обзор современных представлений о строении расплавов, в частности показано, что чугунные расплавы в термовременных условиях литейного производства микрогетерогенны, имеют разнообразные изменчивые структурные составляющие, строение которых в настоящее время точно не определено.*

Ключевые слова: чугун, расплав, структура

*A review of modern ideas about the structure melts, in particular, shown that cast iron melts micro heterogeneous, have a variety of volatile constituents, the structure of which is currently not clearly defined.*

*Keywords: cast iron, melt, structure*

Как известно, чугун обладает широким диапазоном эксплуатационных свойств в зависимости от структурного состояния имеющегося в его составе углерода. Определение характеристик графита в отечественном литейном производстве осуществляют по ГОСТ 3443 методом сравнения с эталонами. В то же время, практика изготовления отливок и специальные исследования чугунов свидетельствуют о значительно большем разнообразии форм существования в них углерода по сравнению с эталонными. Несмотря на многочисленные исследования, в области формообразования графита не было разработано теории, имеющей практическую ценность и позволяющей оказать существенное влияние на используемые технологические процессы [2]. В связи с этим существует проблема эффективного получения чугунных отливок с прогнозируемыми свойствами, требующая решения фундаментальных вопросов структурообразования в твёрдом и жидком состояниях.

### ***Современные представления о расплавленном состоянии вещества***

Изучение жидкостей по данным о кристаллическом состоянии вещества и о тех превращениях, которые происходят в нём после плавления, является одним из основных направлений молекулярной физики [3]. В то же время, указанная монография А. Уббелоде,

---

<sup>1</sup> Обзор, подробнее см. [1]

несмотря на солидность в возрасте, по всей видимости, является последним фундаментальным трудом на эту тему. При этом автор считает, что термин «расплавленное состояние» вещества более точен, нежели выражение «жидкое состояние», поскольку совокупность факторов, рассматриваемых применительно к расплавленному состоянию тел, особенно при небольших перегревах относительно температуры солидус, намного шире, чем в случае квазигазовой модели жидкости Ван-дер-Ваальса. В монографии представлен обширный материал, доказывающий многообразие механизмов плавления, зависящих от особенностей строения и физико-химических свойств фазовых составляющих вещества перед плавлением и образующихся из них при плавлении структурных составляющих расплава. *В результате плавления в веществах всех типов происходит позиционное разупорядочение. Во многих молекулярных кристаллах с несферическими структурными единицами, а также в кристаллах с многоатомными ионами наблюдается ориентационное разупорядочение. Отдельные типы веществ характеризуются и другими механизмами плавления, которые можно описать с помощью параметров структуры и упорядоченности твёрдой и жидкой фаз.*

При изучении связи между плавлением и исходным строением автор предлагает описывать структуру расплавов веществ как можно полнее. Для "квазикристаллических" моно расплавов достаточно их структуры и процессы плавления соотнести с исходной кристаллической решёткой. Для более сложных "гибридных" поли расплавов веществ с более чем одной кристаллической решёткой теории плавления должны описывать через показатели структуры обеих конденсированных фаз те разнообразные процессы, в результате которых энтропия кристалла повышается во время его разупорядочения. При этом в расплавах многих типов могут образовываться и "антикристаллические" кластеры.

Автор обращает внимание на тот факт, что обычные методики рентгеноструктурного анализа, как правило, не позволяют выявить флуктуации структуры и существенные концентрации антикристаллических кластеров вблизи  $T_{пл}$ , а также на отсутствие инструментов, которые бы позволяли корректно выявлять структуры расплавов, что является главной трудностью развития теории расплавленного состояния вещества.

Основные положения работы [3] нашли подтверждение и развитие в работах отечественных учёных. В настоящее время при изучении модельных металлических расплавов получила распространение концепция квазикристаллического описания, а при изучении расплавов промышленных сплавов – квазихимического, вакансионно-кластерного и коллоидного описания. Все концепции рассматривают расплав как наноструктурированное микроненородное вещество, содержащее в первых трёх случаях – кластеры<sup>2</sup> (пространственные обла-

---

<sup>2</sup> Термин «кластер» оказался настолько удачным [4], что в дальнейшем в литературе он утвердился окончательно, заменив собой все иные эквиваленты понятия структурных единиц расплавов как максимально

сти, расположение атомов внутри которых характеризуется определённой упорядоченностью (ближним порядком), не имеющие чётких границ вследствие теплового движения) и разупорядоченные области (в том числе - вакансии). Коллоидная концепция дополнительно подразумевает наличие в расплаве определённых границ между коллоидной частицей и дисперсионной средой. В силу теплового и механического движения структурные составляющие расплава постоянно перестраиваются.

При этом под квазикристаллизмом понимается моделирование структуры расплава химически чистых кристаллических веществ на основе межчастичных взаимодействий, определённых в твёрдом кристаллическом теле (в отсутствие теплового движения) [5, 6]. При нагреве расплавов по мнению сторонников этой модели протекают полиморфные превращения в кластерах металлов по механизму полиморфных превращений первого рода.

По мнению автора [7, 8, 9] наиболее адекватно расплавы металлических сплавов описывает квазихимическая модель, представляющая собой результат развития взглядов Стюарта, Френкеля, Эйринга. По этой модели преимущественная координация атомов и время существования кластера зависят от энергии химических связей в нём. Модель учитывает следующие существенные моменты: равноправие колебательного и трансляционного типов движения частиц; существенную роль межчастичного притяжения в формировании состояния; симметрию силового поля атомов, которая в большинстве металлов не претерпевает радикальных изменений при плавлении; неравенство энергии взаимодействия разной химической природы в случае двухкомпонентных и более сложных систем.

На основе вакансионно-кластерной модели И.В. Гаврилин разработал методики расчёта кластеров и провёл эксперименты, которые позволили ему сделать вывод о практически бесконечном времени жизни кластеров [10].

Изучая эвтектические системы П.С. Попель [11] предложил рассматривать их расплавы как метастабильный коллоид, унаследованный от двухфазного кристаллического строения шихтового образца или возникший при смешении компонентов вблизи ликвидуса.

Современные дифракционные исследования строения высокотемпературных расплавов не позволяют до конца отдать предпочтение или опровергнуть ту или иную теорию, однако подтверждают их сложное микрогетерогенное строение [12]. Таким образом, в соответствии с современными представлениями отличительным свойством конденсированного состояния (твёрдого и жидкого) является существенная роль одних и тех же межчастичных сил взаимодействия во всём температурном интервале существования этого состояния. При  $T_{пл}$  меняется только соотношение средней энергии теплового движения и энергии активации не-

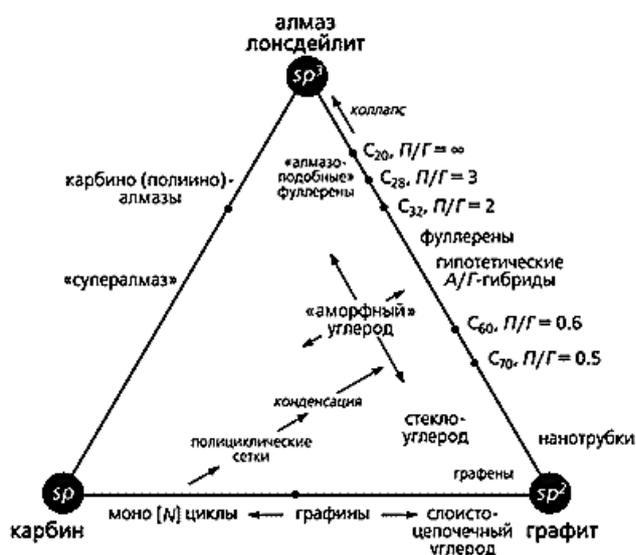
---

адекватно отражающий физическую сущность их упорядоченных зон

которых движений частиц. Влияние межчастичных сил (например, типа химической связи) на взаимное положение в пространстве соседних атомов остаётся важным фактором формирования структуры и свойств расплава при сравнительно невысоком перегреве его над  $T_{пл}$ .

### Современные представления о структурообразовании чугуновых расплавов

Сегодня у специалистов не возникает сомнений, что структурообразование чугунов определяется многочисленными факторами. К наиболее существенным Давыдов С.В. [4] предлагает отнести термодинамическое и термокинетическое влияние химических элементов, и прежде всего, углерода – элемента с широчайшим комплексом структур и свойств. Благодаря уникальным способностям углерода, который способен создавать связи  $sp$ -,  $sp^2$ -,  $sp^3$ -гибридизации, многообразие открытых на сегодняшний день аллотропных модификаций углерода поражает воображение [4]. На сегодняшний день известны следующие формы существования углеродных материалов: графит, алмаз, аморфный углерод, карбин, чаоит, фуллерены, фуллериты, нанотрубки, графены, лонсдейлит и т.д. При этом об открытии большинства из этих материалов было заявлено лишь во второй половине XX века, поэтому естественно, что они малоизучены, а имеющаяся информация о них неоднозначна и порой противоречива. Авторы [13], опираясь на трактовку термина «аллотропия», предлагают считать алмаз, графит и карбин тремя основными аллотропными формами существования углерода, основываясь на признаке пространственности  $sp$ -,  $sp^2$ -,  $sp^3$ -гибридизации. Отмечается также, что любая из трёх основных аллотропных форм углерода имеет свои полиморфные структуры и политипы. Другие формы углерода предлагается относить к переходным формам. При этом переходные формы элементарного углерода делятся на две большие группы: смешанные и промежуточные. Предлагаемая Р.Б. Хайманном и С.Е. Евсюковым классификационная схема форм углерода представлена на рис. 1. В обзорной монографии Л.Н. Сидоров [14] отмечает, что кроме давно и широко известных ранее, а также сравнительно недавно открытых модификаций углерода существует множество других углеродных материалов, микроструктура которых зависит от способов их приготовления, которые отличаются большим разнообразием и поэто-



**Рис. 1.** Классификационная схема и третьичная диаграмма аллотропных форм углерода: П/Г - соотношение пента- и гексагонов; А/Г – алмазографитные гибриды

Отмечается также, что любая из трёх основных аллотропных форм углерода имеет свои полиморфные структуры и политипы. Другие формы углерода предлагается относить к переходным формам. При этом переходные формы элементарного углерода делятся на две большие группы: смешанные и промежуточные. Предлагаемая Р.Б. Хайманном и С.Е. Евсюковым классификационная схема форм углерода представлена на рис. 1. В обзорной монографии Л.Н. Сидоров [14] отмечает, что кроме давно и широко известных ранее, а также сравнительно недавно открытых модификаций углерода существует множество других углеродных материалов, микроструктура которых зависит от способов их приготовления, которые отличаются большим разнообразием и поэто-

му с трудом поддаются чёткой классификации.

Установлено [15], что полиморфные превращения в железе (при 911°C – переход из неплотной ОЦК  $\alpha$ -модификации в плотную кубическую  $\gamma$ -фазу; при 1392 °C – переход из плотной кубической  $\gamma$ -фазы в ОЦК  $\delta$ -фазу; при 1538 °C – переход в плотную  $\epsilon$ -модификацию; при 1700 °C – переход к статистически плотной упаковке шаров с понижением плотности при повышении температуры перегрева) приводят к изменению внешней электронной конфигурации свободных атомов железа ( $3d^64s^2$ ). При полиморфных превращениях дискретный  $4s^2$ -уровень расщепляется в широкую энергетическую полосу, а  $\alpha$ -орбитали меняют свою протяжённость и, как следствие, химическую активность, что может приводить к образованию различных соединений с углеродом в расплаве.

В литейном материаловедении чугуна также известны весьма многочисленные фазы как свободного углерода, так и фазы, содержащие углерод в растворённом и связанном состоянии: феррит ( $\alpha$ -феррит,  $\delta$ -феррит,  $\epsilon$ -феррит, Видманштетт), мартенсит, аустенит и цементит. При этом физико-химическое состояние растворённого углерода точно неизвестно даже в железе [16]. Углерод, по-видимому, преимущественно находится в атомарном состоянии, причём он может быть связан с железом псевдометаллическими связями, а при более низких температурах возможно образование углерода, находящегося в полиатомарном состоянии в форме гексагональных колец. Б.Н. Белов [17] приводит ещё более разнообразные фазы Fe-C (например, рис. 2).

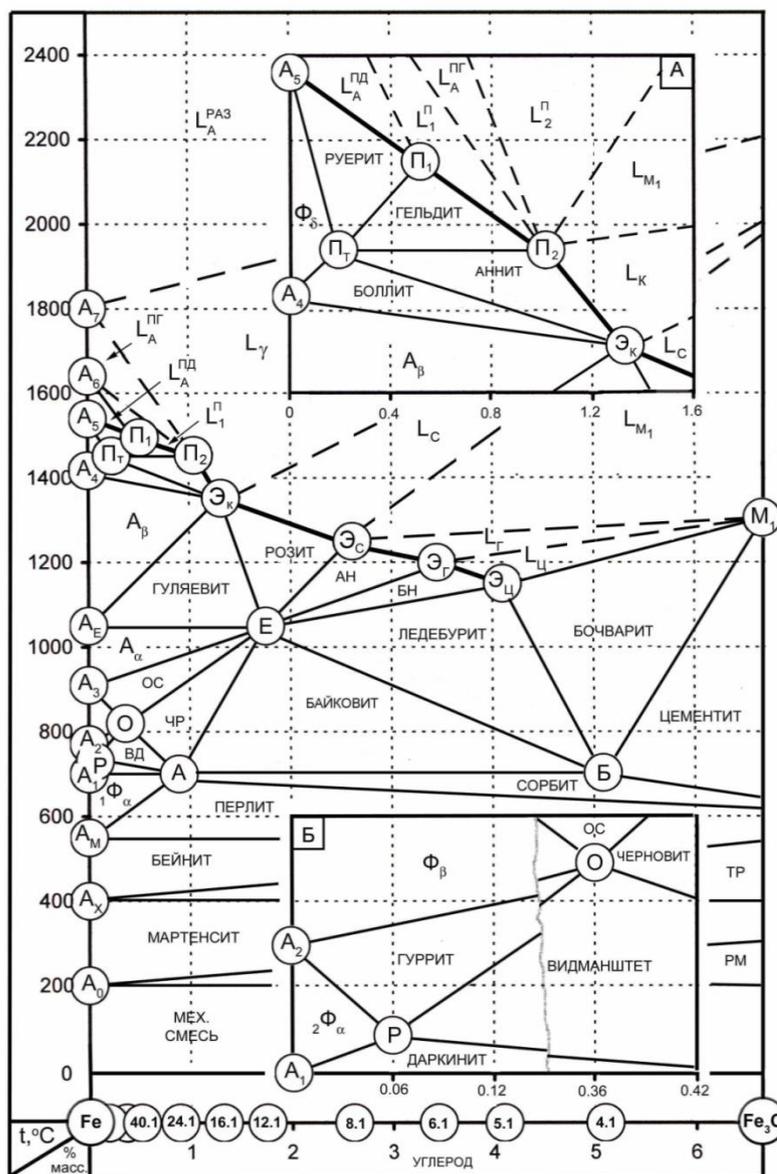


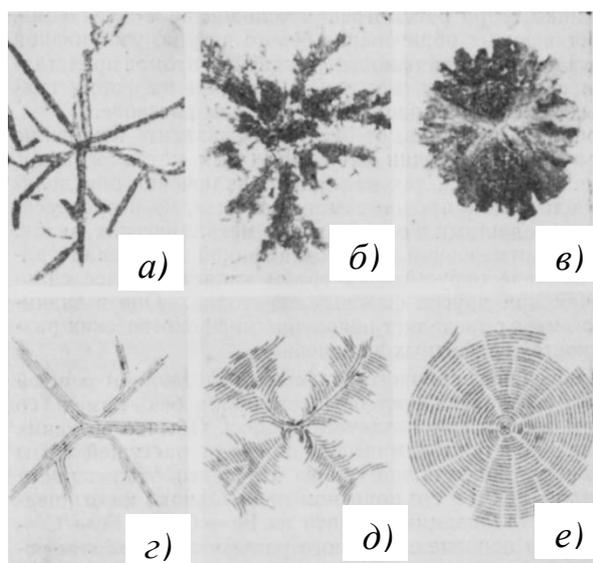
Рис. 2. Диаграмма состояния железо-цементит

Б.Н. Белов [17] приводит ещё более разнообразные фазы Fe-C (например, рис. 2).

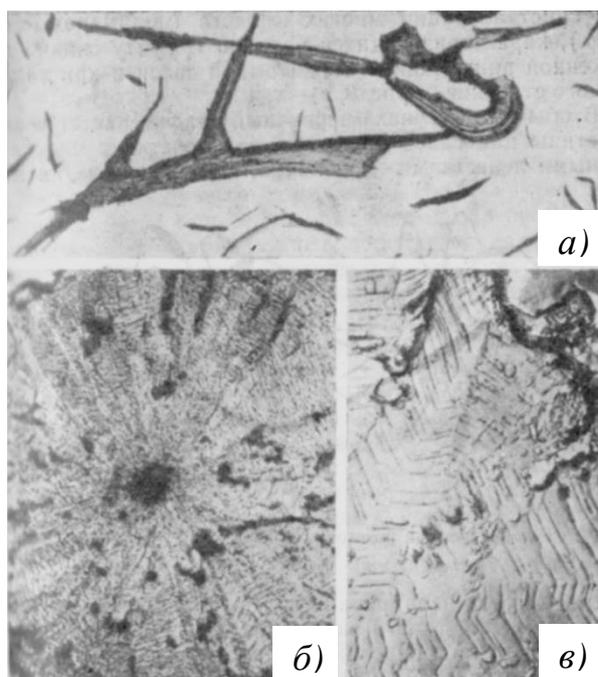
Наиболее полно исследования строения и формы графита в промышленных чугунах

представлены в монографиях [2, 18]. Подробно описан встречающийся в чугунах в свободном виде углерод в виде пластинчатого, спелевого, вермикулярного, вырожденного (чанки) и шаровидного графита [2]. Авторы монографии, исходя из результатов собственных исследований и теории процессов реального кристаллообразования, делают вывод, что важнейшими внешними формообразующими факторами графита в чугунах следует считать абсолютную величину и степень локальной неоднородности пересыщения над растущей поверхностью, а также химизм расплава (количество и химическую природу специально введённых добавок и сопутствующих примесей).

До сих пор остаётся дискуссионным вопрос, что же является графитным зародышем. К.П. Бунин отмечает [18], что форма графитного зародыша экспериментально не установлена. Основываясь на особенностях кристаллохимической природы графита, он выдвигает гипотезу о том, что зародыш представляет собой пластинку, составленную из базисных слоёв (плоских макромолекул). В зависимости от состояния расплава и условий его охлаждения, рост зародыша приводит к образованию графитных включений разной формы (рис. 3, 4). Графитное включение представляет собой поликристалл, выросший из одного центра. Разориентировка даже близко расположенных микрообъёмов часто измеряется десятками градусов. Наблюдаемый на микрошлифе пучок изолированных и беспорядочно расположенных сечений представляется как группа отдельных пластин графита, выросших независимо одна от другой. Однако стереометаллографические исследования автора показали, что пучкообразное расположение сечений отвечает существованию разветвлённого графитного включения, выросшего из одного центра.



**Рис. 3.** Морфологические типы фаз,



**Рис. 4.** Тонкая структура пластинчатого (а)

склонных к расщеплению при росте:

*a-v* – графит; *z-e* – схема

( $\times 400$ ) и шаровидного графита (*b*),  
выявляемая, ионной бомбардировкой (*e*)  
в вакууме

Де Си (*DeSy A.*) и Виттмосер (*Wittmoser A.*) основную роль в формообразовании графита отводят зародышеобразованию и придерживаются следующей модели: какой формы зародыш, такая и конечная форма графита [19]. К этой группе моделей относят пузырьковую и карбидную как частные случаи. Однако И.Г. Неижко и другие исследователи считают такие модели несостоятельными в объяснении формообразования графита [19], полагая, что в процессе роста кристалла его форма может изменяться.

В отечественном материаловедении существовало два мнения на природу жидкого состояния чугуна [20]. И.Н. Богачёв, К.П. Бунин и др. рассматривали жидкий чугун как истинный раствор. Эта модель хорошо согласовывалась с диаграммой Fe-C, но не могла объяснить многообразия форм графитовых включений при модифицировании, проблему «наследственности» в чугунах, не решала задач термовременной обработки. По мнению Д.П. Иванова, А.А. Вертмана, А.М. Самарина в жидком чугуне, даже не достигшем по концентрации углерода предела растворимости, графит присутствует в виде самостоятельной фазы, которая влияет на склонность чугуна к графитизации при кристаллизации. Г.М. Кимстач на основе результатов термического анализа синтетического чугуна предполагает наличие в чугунном расплаве *δ-фазы*, *ж<sub>δ</sub>*, *ж<sub>γ</sub>*, *γ-фазы* [21]. Такие представления успешно применяются в практике модифицирования расплава, но противоречат диаграмме Fe-C и правилу фаз Гиббса.

В последнее время наиболее активно обсуждается вопрос о структурных переходах в металлических расплавах при изменении температуры, определяемых поведением структурно-чувствительных свойств расплавов. Делая обзор такой информации на начало 1990-х годов [20], Б.А. Кузнецов отмечает, что на политермах кинематической вязкости многих типов чугунов наблюдаются «пороговые эффекты» в интервалах температур 1550...1570 °С, а также температур 1710...1720 °С, выше которых отсутствуют структурные перестройки, и делает вывод, что в чугунном расплаве действуют разные по природе силы электронного, атомного, ионного, полиморфного, мезофазного и других взаимодействий. Позже Л.Г. Савина [22] выявила отсутствие необратимой структурной перестройки модельного расплава Fe-C при перегреве его до температур не более 1400 °С и наличие таковой при перегреве расплава в области температур ~ 1510-1540 °С, в результате чего расплав становится менее вязким; а также отсутствие необратимой структурной перестройки модельного расплава Fe-C-Si до области температур ~ 1550-1580 °С, после чего расплав становится более вязким. В работе [23] Е.Е. Барышев первую зависимость называет «типичной зависимостью вязкости железоуглеродистого сплава», а далее приводит данные по вязкости медистого заэвтектического

чугуна, температурные зависимости которого имеют немонотонный характер. По характеру поведения вязкости автор разбивает политермы на две части. В первой части при нагреве до 1550-1570°C вязкость при нагреве возрастает. По мнению автора, при этих температурах расплав находится в гетерогенном состоянии, в нём присутствуют частицы твёрдых фаз, размер которых с повышением температуры уменьшается. Расплав находится в этом случае в сильновязком состоянии. Во второй области, когда температура нагрева превышает 1570°C, расплав является гомогенным и находится в слабвязком состоянии. Анализ показал [1], что характер и абсолютные значения вязкостей расплавов, представленные в известных работах, имеют ряд отличий как для различных типов чугунов, так и для чугунов одного типа. Собственные многократные исследования структурообразования чугунных расплавов [1] показали, что наблюдаемые различия связаны с особенностями исходного строения исследуемых образцов, а также методическими особенностями обработки результатов измерений.

Исследуя строение жидкого железа и модельных расплавов системы железо-углерод методом рентгеновской дифракции, В.Н. Курбатов [24] полагает, что расплав чистого железа состоит из плотных кластеров с межатомными расстояниями меньшими, чем в кристаллах и ещё более рыхлыми межкластерными пространствами. Увеличение объёма жидкого железа при нагреве происходит исключительно путём образования «дырок», которые получают преимущественно на границах кластеров. При этом размеры кластеров и межатомные расстояния в них уменьшаются, размеры межкластерного пространства увеличиваются. Ближний порядок в межкластерном пространстве существенно не изменяется. Вблизи температуры плавления объёмная доля межкластерного пространства составляет 5–6% и возрастает с увеличением температуры. Плотность межкластерного пространства жидкого железа оказалась близкой к его плотности при критической температуре. В области 1650 °C происходит структурное превращение, которое проявляется в скачкообразном увеличении кинематической вязкости и смещении первого максимума структурного фактора. При исследовании расплавов системы железо-углерод вблизи линии ликвидуса установлено, что в области концентрации углерода до 0,9% происходит структурное превращение, которое формально можно охарактеризовать как переход от ОЦК- к ГЦК-подобной упаковке. Расплавы с содержанием углерода менее 3% и более 0,9% вблизи линии ликвидуса представляют собой растворы внедрения углерода в жидкой ГЦК-подобной матрице железа. В области составов от 3% до 4,3% углерода в расплавах наряду с кластерами с ближним порядком по типу ГЦК-упаковки и кластерами, обогащёнными углеродом, возникают области с ближним порядком типа цементита. В области составов от 1,9 до 4,3% С обнаружен гистерезис структурных характеристик и кинематической вязкости. Это явление автор связывает с замедленностью процесса растворения кластеров, обогащённых углеродом, и формированием статистически

более однородной жидкости.

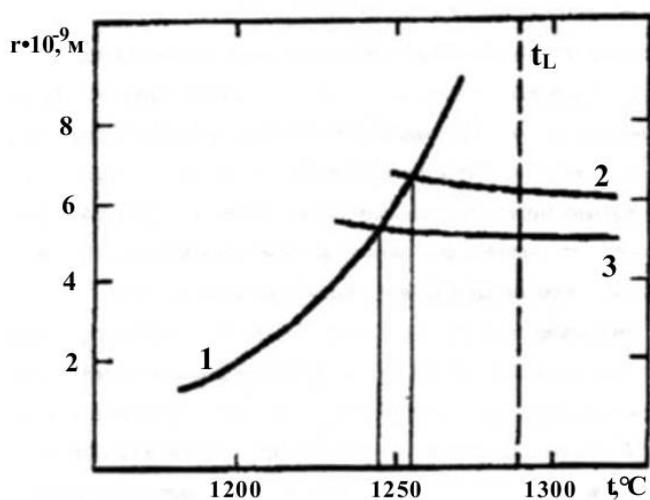
Микронеоднородность структуры железо-углеродистых расплавов подтверждается исследованиями А.В. Романовой [25], в которых выявлено, что характер микронеоднородности существенно зависит как от температуры, так и от структуры исходного углерода и примесей. Обнаружены кластеры с ближним порядком по типу цементита.

В одной из последних отечественных работ [23] автор констатирует, что жидкое состояние, несмотря на огромный объём экспериментальных и теоретических работ, до сих пор остаётся существенно менее изученным по сравнению с кристаллическим или газообразным.

Серьёзное затруднение встречает применение к металлическим расплавам точных теоретических методов, что приводит к невозможности прямой оценки ошибок расчётов и не всегда согласуется с опытными данными. Данные о влиянии строения исходного расплава на процесс кристаллизации практически отсутствуют, имеющиеся отличаются противоречивостью и невоспроизводимостью, а механизм взаимосвязи остаётся неясным. Исследуя параметры ближнего порядка расплава Fe-C рентгено-структурным методом, автор

рассчитал размеры обнаруженных кластеров и критический размер зародыша кристаллизации при разных температурах (рис. 5). Оказалось, что при некотором переохлаждении расплава размеры кластеров соизмеримы с критическими размерами зародыша кристаллизации.

Барышев считает, что наиболее предпочтительным для объяснения результатов является квазихимический вариант модели микронеоднородного строения расплава. После расплавления в железоуглеродистом расплаве существуют кластеры, наследующие строение (координацию атомов и природу их химических связей) исходных твёрдых фаз, в частности, аустенита и графита. Кроме того, он допускает существование микрогруппировок типа  $Fe_xC$ , где  $x \sim 3$ . При нагреве строение расплава претерпевает существенные изменения. Если расплав нагревают до температур, не превышающих критических, то наблюдается только уменьшение размера кластеров, они не исчезают. Уменьшение размеров кластеров обратимо, при последующем охлаждении они вновь растут и перед кристаллизацией



**Рис. 5.** Зависимости критического размера зародышей кристаллизации (1) и размеров кластеров (2, 3) от температуры: 2 – металл, нагретый в ходе плавки ниже критической температуры; 3 – металл, нагретый в ходе плавки выше критической температуры;  $t_L$  – температура равновесного ликвидуса

расплава имеют довольно большие размеры.

В одной из последних работ, посвящённых вопросам структурообразования графита в чугунных расплавах [4], С.В. Давыдов из современных структурных моделей чугунных расплавов выделяет три как наиболее принятые:

1. «Коллоидная», согласно которой в чугунном расплаве содержатся микрочастицы кристаллического графита;
2. «Карбидная», согласно которой в чугунном расплаве содержатся железоуглеродистые кластеры карбидного типа;
3. «Полимеризационная», описывающая структуру чугунного расплава как субмикрорегетерогенную на основе углеродных комплексов, образующих в результате поэтапной полимеризации углерода иерархические структуры.

Опираясь на последние достижения материаловедения, С.В. Давыдов развивает третью модель и показывает, что структурной элементарной основой железоуглеродистого расплава, определяющей формирование диссипативных самоорганизующихся иерархических структур углерода в зависимости от энергетических условий существования расплава, могут служить различные углеродные фуллереновые кластеры. Позже автор [26] выдвинул гипотезу формирования зародышей графита на кристаллах кубической модификации алмаза – *лонсдейлита*. Положения С.В. Давыдова базируются на тех фактах, что углерод способен к формированию различных соответствующих полимерных структурированных образований на любом масштабном уровне системы, обладая фактически неограниченными возможностями диссипации энергии в открытых динамических неравновесных чугунных системах.

Таким образом, в настоящее время строение чугунных расплавов ещё до конца не раскрыто, однако не вызывает сомнений его микрогетерогенность, сложность и изменчивость его структур в термовременных условиях чугунолитейного производства в зависимости от исходной структуры шихтовых компонентов (прежде всего, углеродных и углеродсодержащих) и энергетических, физических, химических и физико-химических воздействий на расплав.

### **Литература**

1. **Панов, А.Г.** Гомогенизирующее модифицирование литейных расплавов графитизированных чугунов [Текст]: Монография А.Г. Панов, А.Э. Корниенко, Н.Г. Дегтярёва, Ю.А. Зиновьев. – Нижний Новгород: изд. Нижегород. гос. техн. ун-та им. Р.Е. Алексеева, 2013. – 191 с.
2. **Захарченко, Э.В.** Отливки из чугуна с шаровидным и вермикулярным графитом / Э.В. Захарченко, Ю.Н. Левченко, В.Г. Горенко, П.А. Вареник. – Киев: Наук. Думка, 1986. – 248 с.
3. **Уббелоде, А.Р.** Расплавленное состояние вещества: [пер. с англ.]. – М.: Металлургия, 1982. – 376 с.

4. **Давыдов, С.В.** Влияние термокинетических факторов на структурообразование в графитизированных чугунах: дисс. ... докт. тех. наук; 05.16.01 защищена; утв. 05.02.01 / Давыдов С.В. – Брянск: БГТУ. 2002. – 376 с.
5. **Баум, Б.А.** Равновесные и неравновесные состояния металлических расплавов / Б.А. Баум, Г.В. Тягунов, Е.Е. Барышев, В.С. Цепелев // Свойства металлических расплавов. 2008. Ч. I. – С. 9–34.
6. **Новохатский, И.А.** Связь строения расплавов с фазовым составом многокомпонентных сплавов / И.А. Новохатский, В.З. Кисунько // Наследственность в литых сплавах: тез. докл. III научн.-техн. семинара. – Куйбышев. 1987. С. 15–18.
7. **Баум, Б.А.** О взаимосвязи жидкого и твёрдого металлических состояний / Б.А. Баум // Свойства металлических расплавов. 2008. Ч. I. С. 45-74.
8. **Баум, Б.А.** Жидкая сталь / Б.А. Баум, Г.А. Хасин, Г.В. Тягунов [и др.]. – М.: Металлургия, 1984. – 208 с.
9. **Баум, Б.А.** Металлические жидкости / Б.А. Баум. – М.: Наука, 1979. – 120 с.
10. **Гаврилин, И.В.** Плавление и кристаллизация металлов и сплавов / И.В. Гаврилин. – Владимир: ВГУ, 2000. – 260 с.
11. **Попель, П.С.** Фазовый переход или распад метастабильных агрегатов? // Изв. вузов. Чёрная металлургия. 1985. №5. С. 34–41.
12. **Пастухов, Э.А.** Дифракционные исследования строения высокотемпературных расплавов / Э.А. Пастухов, Н.А. Ватолин, В.Л. Лисин, В.М. Денисов, С.В. Качин. – Екатеринбург: УрО РАН, 2003. – 353 с.
13. **Хайманн, Р.Б.** Аллотропия углерода / Р.Б. Хайманн, С.Е. Евсюков // Природа. 2003. № 8. С. 66.
14. **Сидоров, Л.Н.** Фуллерены: учеб. пособие / Л.Н. Сидоров, М.А. Юровская и др. – М.: Изд-во "Экзамен", 2005. – 688 с.
15. **Григорович, В.К.** Новые данные о диаграмме железо-углерод и влиянии легирующих элементов на графито- и карбидообразование в чугунах // Литейные свойства сплавов: сб. тр. / Киев. Наукова думка. 1968. Ч 1. С. 78–80.
16. **Уббелоде, А.Р.** Графит и его кристаллические соединения: [пер. с англ.] / А.Р. Уббелоде, Ф.А. Льюис. – М.: Мир, 1965. – 256 с.
17. **Белов Б.Н.** Классификация структурно-химического состояния сплавов железо-углерод в твёрдом и жидком состояниях во всем интервале концентраций исходных компонентов // Теория и практика металлургических процессов при производстве отливок из чёрных сплавов: сб. докл. Литейного консилиума №2 / Челябинский дом печати. – Челябинск. 2007. С. 135–150.
18. **Бунин, К.П.** Строение чугуна / К.П. Бунин, Ю.Н. Таран. – М.: Металлургия, 1972. – 160 с.
19. **Неижко, И.Г.** Графитизация и свойства чугуна. АН УССР. Ин-т пробл. литья / И.Г. Неижко. – Киев: Наук. думка, 1989. – 208 с.
20. **Кузнецов, Б.Л.** Введение в литейное металловедение чугуна / Б.Л. Кузнецов. – М.: Машиностроение, 1995. – 168 с.
21. **Кимстач, Г.И.** Синтетический чугун // Заготовительные производства в машиностроении. 2007. №12. С.7–14.
22. **Савина, Л.Г.** Влияние высокотемпературной обработки расплавов на структуру и свойства высокоуглеродистых сплавов железа: дисс. ... канд. тех. наук 05.16.01 / Савина Л.Г. – Екатеринбург: УГТУ-УПИ, 2003. – 129 с.
23. **Барышев, Е.Е.** Исследование и разработка технологических процессов повышения качества металлопродукции на основе анализа взаимосвязи жидкого и твёрдого металлических состояний: автореф. дисс. ... д-ра техн. наук: 05.16.01 / Барышев, Е.Е. – Екатеринбург: УГТУ-УПИ. 2007. – 324 с.

24. **Курбатов, В.Н.** Влияние температуры на структуру ближнего порядка и вязкость свинца и сплавов системы железо-углерод в жидком состоянии // Свойства металлических расплавов. 2008 Ч. II. С. 275–279.

25. **Романова, А.В.** Структура металлических расплавов // Структура реальных металлов: сб. науч. тр. / Киев: Наук. думка, 1988. С. 204–235.

26. **Давыдов, С.В.** Кристаллизация шаровидного графита в расплаве высокопрочного чугуна // Заготовительные производства в машиностроении. 2008. №3. С. 3–8.

Контактные данные автора: 423831, г. Набережные Челны, пр-т. Сююмбике, 49/1-16, +79172703043, alexey@modifier.ru