

УДК 669.13 (03)

К.В. Макаренко

**РАЦИОНАЛЬНОЕ СТРУКТУРИРОВАНИЕ
ГРАФИТИЗИРОВАННЫХ ЧУГУНОВ**

Брянский государственный технический университет

Произведен анализ влияния металлической основы на механические и эксплуатационные свойства чугуна с шаровидным графитом. С позиции теории графов рассмотрены процессы структурообразования графитизированных чугунов. Процесс рационального структурирования решается поэтапно на стадиях кристаллизации и при охлаждении в твердом состоянии. Представлены примеры реализации предложенного подхода к управлению процессами структурообразования графитизированных чугунов.

Ключевые слова: структурирование, чугун, управление, графит, металлическая матрица, регулируемое охлаждение.

Введение

Возрастающие требования к качеству, повышение механических и эксплуатационных свойств изделий в машиностроении требуют разработки новых эффективных способов контроля и управления процессами структурообразования при получении изделий, так как именно структура материала определяет его свойства. Однако современные подходы к методике выбора материалов базируются не только на критериях соответствия заданным свойствам, но и на экономии материальных и энергетических ресурсов в совокупности с экологической безопасностью на всех этапах жизненного цикла изделия, начиная от производства и заканчивая утилизацией. Традиционные железоуглеродистые сплавы все чаще заменяются цветными или композиционными материалами, которые, несмотря на более высокую стоимость, обладают меньшей плотностью и большей эксплуатационной стойкостью.

Применяемые в машиностроении Fe-C сплавы отличаются сравнительно низкой себестоимостью и высокими потребительскими свойствами. Конкурентоспособность изделий из сталей и чугунов на рынке можно улучшить путем повышения механических и эксплуатационных характеристик. В настоящее время разработано большое количество технологических способов, обеспечивающих улучшение свойств Fe-C сплавов, в большинстве своем они направлены на совершенствование структуры материалов.

Проводя сравнительный анализ двух основных типов Fe-C сплавов, можно отметить, что графитизированный чугун обладает лучшими литейными свойствами, чем сталь, это позволяет получать готовые изделия непосредственно из литого состояния. Масса деталей из чугуна ниже, чем стальных, что объясняется присутствием в структуре графитовой фазы. Графитовые включения в структуре чугуна способствуют повышению демпфирующей способности, теплопроводности и износостойкости изделий.

Однако графитовая фаза оказывает не только положительное, но и отрицательное воздействие на свойства чугуна. Графитовые включения, выступая в роли концентраторов напряжений, ослабляют металлическую матрицу, уменьшая механические свойства. Снизить отрицательное влияние включений графита можно за счет уменьшения их размеров и более равномерного их распределения в объеме металлической матрицы. Изменяя форму графитовых включений, их распределение и количество, в сочетании с рациональным структурированием металлической матрицы, можно эффективно управлять конечными свойствами чугуна.

Металлическая матрица в значительной степени определяет механические и эксплуатационные свойства графитизированных чугунов. Особенно очевидно это становится в чугунах с шаровидной формой графита, где негативная роль включений как концентраторов напряже-

ний нивелируется их сферической формой. В табл. 1 [1, 2] представлено сопоставление различных структур с механическими и эксплуатационными свойствами.

Таблица 1

Взаимосвязь механических и эксплуатационных свойств со структурой металлической матрицы высокопрочных чугунов с шаровидным графитом

Структура	Механические свойства					Эксплуатационные свойства		
	σ_B , МПа	σ_T , МПа	КС, кДж/м ²	НВ	δ , %	Износостойкость	Герметичность	Термостойкость
Ферритная	300 - 500	240 - 300	800 - 1500	150 - 200	10 - 20	Низкая	Отличная	Хорошая
Ферритно-перлитная	350 - 580	270 - 320	500 - 800	170 - 230	8 - 10	Низкая	Отличная	Хорошая
Перлитно-ферритная	400 - 600	300 - 380	300 - 500	140 - 270	5 - 8	Удовлетвор.	Хорошая	Хорошая
Перлитная (пластинчатый)	500 - 700	400 - 520	100 - 300	220 - 305	1 - 3	Хорошая	Хорошая	Удовлетвор.
Перлитная (зернистый)	560 - 680	450 - 640	540 - 850	200 - 320	3 - 8	Отличная	Хорошая	Удовлетвор.
Сорбитная	610 - 720	490 - 520	100 - 250	270 - 320	1 - 2	Отличная	Хорошая	Удовлетвор.
Трооститная	670 - 800	510 - 600	80 - 150	300 - 370	1 - 2	Отличная	Хорошая	Удовлетвор.
Верхний бейнит	850 - 1100	550 - 700	850 - 1000	250 - 350	4 - 15	Отличная	Удовлетвор.	Удовлетвор.
Нижний бейнит	1200 - 1600	850 - 1250	700 - 900	350 - 550	1 - 4	Отличная	Удовлетвор.	Удовлетвор.
Аусферритная	1000 - 1500	600 - 950	200 - 600	300 - 550	2 - 12	Отличная	Удовлетвор.	Удовлетвор.
Мартенситная	600 - 900	500 - 600	200 - 300	550 - 650	0,5 - 1	Отличная	Удовлетвор.	Удовлетвор.
Отпущенный мартенсит	600 - 1000	500 - 900	150 - 600	280 - 360	2 - 5	Отличная	Удовлетвор.	Удовлетвор.
Аустенитная	380 - 500	180 - 260	700 - 1200	140 - 225	15 - 30	Хорошая	Отличная	Отличная

Теоретический анализ

Задачу обеспечения в изделиях из графитизированных чугунов рациональной структуры можно решить, разбив ее на две стадии. *Во-первых*, обеспечить требуемые параметры графитовой фазы: форма, размеры, распределение и количество. Эта задача решается на уровне управления процессами кристаллизации, если не брать в расчет частный случай получения ковких чугунов в процессе графитизирующего отжига. *Во-вторых*, необходимо решить вопрос с оптимизацией характеристик металлической матрицы, ее структурными составляющими, их количественным и пространственным распределением.

При разработке технологического процесса, обеспечивающего получение требуемой металлической матрицы, необходимо учитывать большее количество разнообразных факторов. К наиболее важным факторам относятся: кристаллизационные процессы, теплофизические условия охлаждения, химический состав, а также возможность использования термической обработки как наиболее эффективного инструмента управления процессами получения требуемых структур металлических матриц. При таком подходе модель получения рациональных структур в изделиях из графитизированных чугунов можно представить в следующем виде (рис. 1).

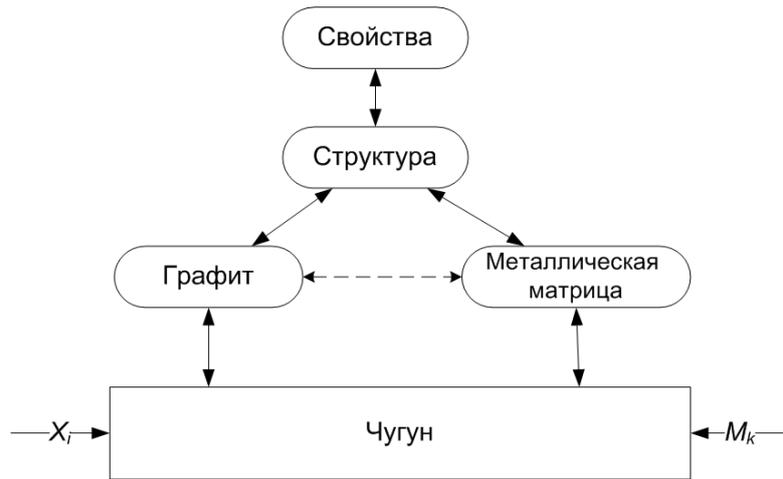


Рис. 1. Модель обеспечения рациональной структуры в графитизированных чугунах

Используем данный подход для описания процессов структурообразования. В соответствии данным подходом разделим процессы на две составляющие части: первичное структурообразование, которое протекает при кристаллизации чугуна, и вторичное структурообразование, которое связано с превращением аустенита в процессе охлаждения из литого состояния или при термической обработке.

Представим процессы первичного структурообразования, протекающие в расплаве чугуна при охлаждении, в соответствии с теорией графов, как разновидность орграфа¹ (рис. 2).

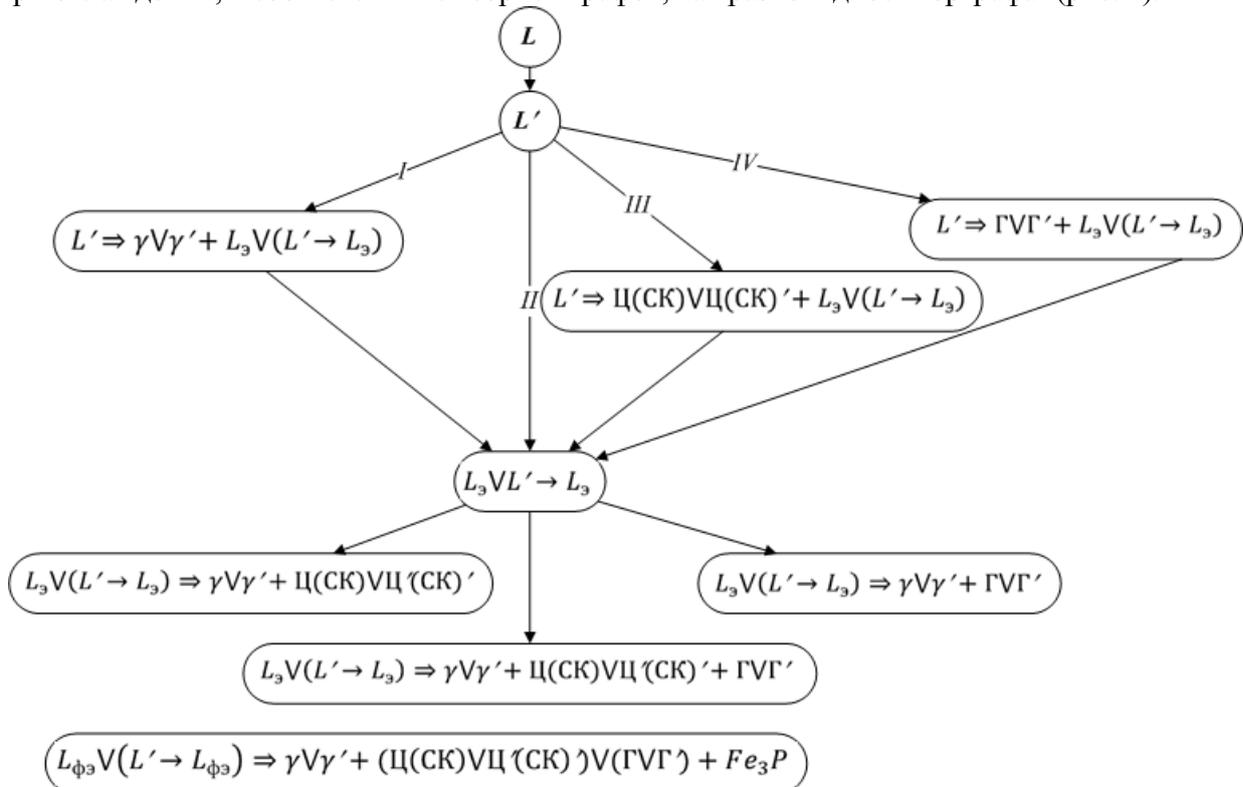


Рис. 2. Орграф развития процессов первичного структурообразования в чугунах

Начальным состоянием процесса кристаллизации (корнем дерева) является расплав (L). При переохлаждении, которое считается необходимым условием начала процесса кри-

¹ Правильнее было бы назвать такой граф просто ориентированным деревом, но так как дерево по определению не содержит циклов, то в данном случае речь может идти о представлении орграфа как дерева блоков и точек сочленения [3].

сталлизации, расплав переходит в метастабильное состояние (L'). Такое состояние отличается от стабильного гомогенного состояния возникновением и затуханием флуктуации состава и температур.

Кристаллизация в чугунах может развиваться различными путями: 1) в два этапа с формированием первичных фаз и последующей эвтектической (квазиэвтектической) кристаллизацией (I, III, IV); 2) в один этап, когда химический состав чугуна близок к эвтектическому (L_0) или в случае переохлаждения соответствует квазиэвтектике ($L' \rightarrow L_0$). В общем случае направление развития процессов кристаллизации зависит от химического состава, скорости охлаждения и модифицирования. При кристаллизации графитизированных чугунов путем воздействия управляющих факторов изменяется форма графитовой фазы, которая, наряду с металлической матрицей, определяет свойства чугунов.

Для комплексной оценки влияния химического состава на развитие процессов кристаллизации нелегированных чугунов может быть использован параметр – степень насыщенности [4]:

$$S_c = \frac{C, \%}{4,23 - 0,312Si, \% - 0,33P, \% + 0,18(Mn, \% - 1,76S, \%)},$$

где $C, \%$; $Si, \%$; $P, \%$; $Mn, \%$; $S, \%$ - концентрации в чугуне углерода, кремния, фосфора, марганца и серы соответственно. При медленном охлаждении, если $S_c > 1$, то кристаллизация развивается по дугам III и IV, $S_c < 1$ – дуга I, $S_c = 1$ – дуга II.

Помимо основных элементов, на развитие процессов первичного структурообразования оказывают легирующие элементы. В частности, карбидообразующие элементы (Cr, Mo, Ti, V, W) способствуют формированию специальных карбидов (СК) или карбидных эвтектик ($\gamma + СК$).

В условиях неравновесной кристаллизации наблюдается определенная метастабильность, свойственная всем фазам $L', \gamma', \Gamma', СК', Ц'^2$.

Для учета кристаллизации возможных легкоплавких эвтектик в чугунах изолированной вершиной в орграфе представлен процесс кристаллизации фосфидной эвтектики из точного расплава. Изолированная вершина орграфа может являться продолжением любого пути кристаллизации при соблюдении определенных условий концентрации (условие формирования фосфидной эвтектики $P, \% > 0,2$).

Вернемся к рассмотрению процессов структурообразования с позиции построения детерминированно-вероятностных систем. При развитии таких систем переход их одного состояния в другое осуществляется не чисто детерминированно или вероятно, а смешанно. Важное место в таких моделях отводится точкам бифуркаций³, в которых система делает выбор в направлении своего будущего развития [5]. В приложении к нашему случаю исследования процессов структурообразования в чугунах это может быть кристаллизация – переход из жидкого состояния в твердое или превращение, происходящее в твердой фазе. При этом ведущую роль в «точках бифуркаций» играют флуктуации, именно они определяют последующее направление развития изменений в процессах структурообразования.

Нетрудно определить «точки бифуркаций» для чугунов на орграфе (рис. 2), именно от направления развития процессов в этих точках зависит качественный и количественный состав структурных составляющих. Всего существует три основные точки: первая соответствует процессу кристаллизации из расплава L' – образование первичных фаз, вторая – выбор направления эвтектической кристаллизации из состояния L_0 или ($L' \rightarrow L_0$), а третья принадлежит превращению из аустенита ($\gamma \rightarrow \gamma'$) в твердом состоянии. Обобщая изложенное, приходим

² Под метастабильностью цементита в данном случае подразумевается карбидная составляющая сплава на основе железа, не соответствующая стехиометрической формуле Fe_3C .

³ «Точкой бифуркаций» в неравновесной термодинамике [6] называется такое состояние системы, при котором любое сколь угодно малое воздействие способно привести к глобальному изменению.

к следующему выводу: оценивать влияние различных факторов необходимо именно в этих трех точках, так как именно в этих точках система делает выбор направления для формирования тех или иных структурных составляющих.

Для пояснения понятия «точек бифуркаций» и их влияния на процессы первичного структурообразования чугунов обратимся к представлению процессов в виде энергетических схем (рис. 3), разработанных Г.И. Сильманом [7].

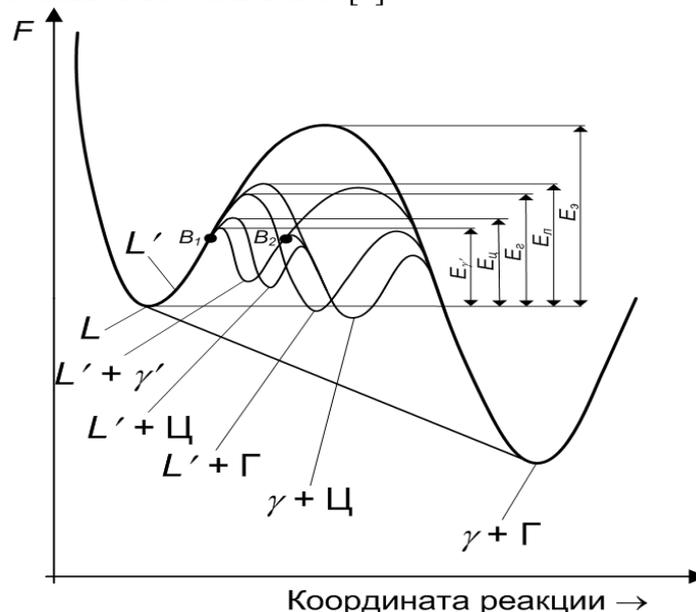


Рис. 3. Энергетическая схема развития процессов структурообразования в чугунах

В соответствии с общими положениями оценки энергетических особенностей фазовых переходов для перевода системы из одного состояния в другое необходимо преодолеть активационный барьер, который определяет уровень затрат энергии, расходуемых на зародышеобразование новой фазы. Наиболее устойчивый одноэтапный переход из жидкого состояния L в состояние $(\gamma + \Gamma)$ реализуется при эвтектической кристаллизации, однако он требует сравнительно больших энергетических затрат, обусловленных скооперированным ростом двух фаз. Поэтому иногда энергетически выгоднее реализовывать процесс перехода к стабильной структуре через промежуточные состояния с выделением первичных фаз ($L + \gamma'$), ($L + \text{Ц}$) и ($L + \Gamma$) или метастабильной эвтектики ($\gamma' + \text{Ц}$). Энергетические затраты системы для преодоления соответствующих активационных барьеров ($E_{\gamma'}$, $E_{\text{Ц}}$, E_{Γ} , $E_{\text{Л}}$) значительно меньше, чем в случае прямого перехода в стабильное состояние (E_{γ}). На энергетической схеме точка B_1 является «точкой бифуркации», в которой система определяет направление последующего развития процессов кристаллизации из состояния L . Чаще всего в реальных условиях, в независимости от химического состава чугуна, в локальных участках вследствие образования флуктуаций состава или применения процессов модифицирования формируются кластеры первичных фаз (γ , Ц или Γ), которые являются предтечей процессов эвтектической кристаллизации [8, 9].

Орграф превращений в твердом состоянии, происходящих при охлаждении чугунов в литейной форме или при термической обработке, представлен на рис. 4.

В интервале температур между эвтектическим и эвтектоидным превращением процесс структурообразования начинается с выделения вторичных фаз графита, цементита и/или специальных карбидов. Чаще всего вторичные фазы выделяются на уже имеющиеся включения, но иногда при ускоренном охлаждении могут образовывать колонии или локальные включения, представленные метастабильными фазами (Γ' , $\text{Ц}'$, $\text{СК}'$).

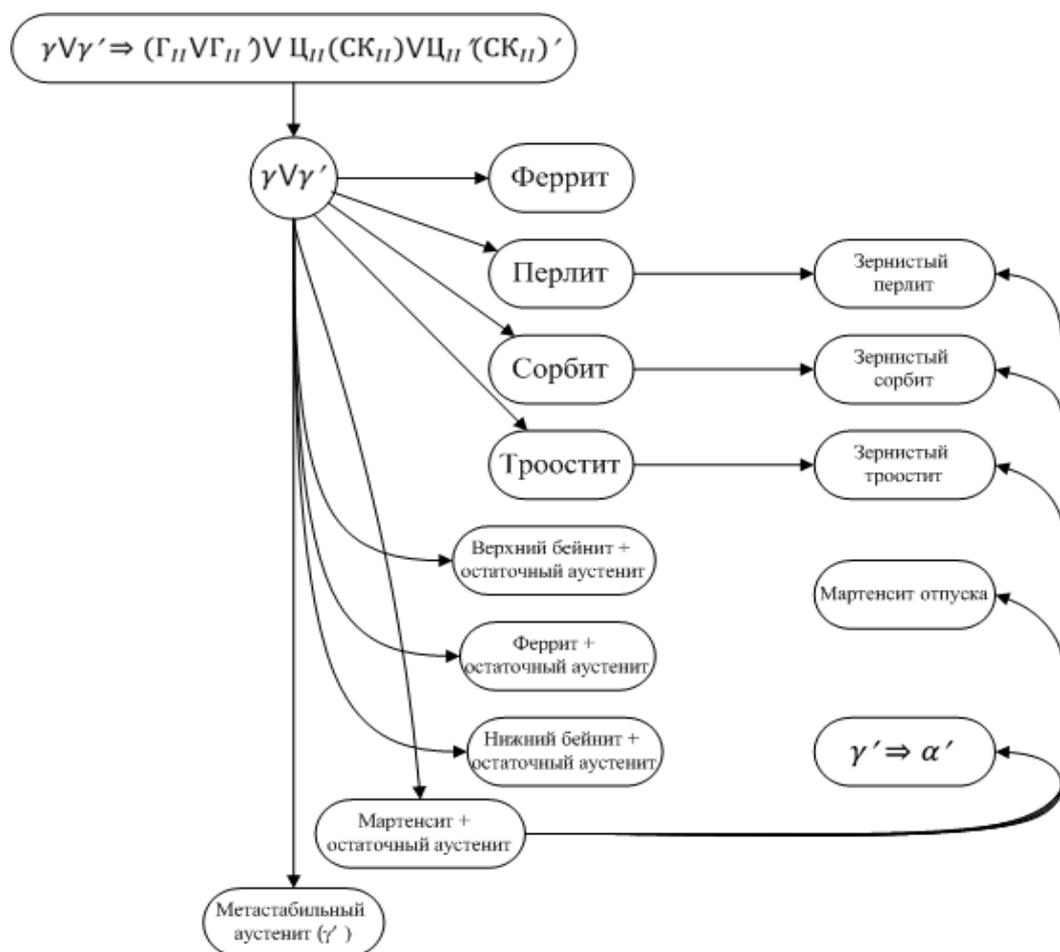


Рис. 4. Орграф развития процессов вторичного структурообразования в чугунах

Конечная металлическая матрица чугуна определяется фазовыми превращениями, происходящими в твердом состоянии, которые, в свою очередь, зависят от свойств и состояния аустенита. Основными процессами воздействия на данном этапе структурообразования являются легирование и изменяемые термокинетические условия охлаждения отливок или изделий при термической обработке. Легирующие элементы оказывают существенное воздействие на свойства аустенита, к которым, прежде всего, относится его устойчивость при полиморфном превращении. Аустенит в чугунах редко является конечной структурой, поэтому большую роль в процессах структурообразования играет механизм его распада.

На основании анализа различных механизмов распада аустенита приходим к выводу, что значительную роль, наряду с диффузией, играет строение аустенита в период, предшествующий $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращению. Исходя из теоретических данных о строении аустенита, оно может быть либо однородным (гомогенным (γ)) или неоднородным (гетерогенным (γ')). В реальных чугунах гомогенное строение аустенита никогда не наблюдается, в структуре всегда присутствуют химические неоднородности и кристаллические дефекты. Различные химические элементы по-разному воздействуют на углерод, растворенный в аустените. Часть из них, в частности, Si, повышает термодинамическую активность, и углерод стремится покинуть сегрегационные зоны, насыщенные этим элементом. Другие элементы, такие как хром, ванадий, марганец, снижают термодинамическую активность углерода. Ликвационные механизмы, которые являются причиной химической сегрегации, развиваются в ходе кристаллизации и определяют строение исходного аустенита.

Экспериментальная часть

Особенности бейнитного превращения, протекающего при регулируемом охлаждении чугуна из литого состояния, изучены в настоящее время недостаточно. Предложенный подход позволяет оценить влияние на превращение таких факторов, как структура «первичного» аустенита и его химическая неоднородность. Были проведены исследования возможности получения бейнитных структур в нелегированных чугунах при регулируемом охлаждении непосредственно из литого состояния.

Чугун выплавляли в индукционной электропечи промышленной частоты ЛПЗ-67 с кислой футеровкой. Шихта состояла из 50 % передельного чугуна ПЛ-1 и 50 % стали Ст2. Науглероживание расплава проводили графитизированным коксиком. После расплавления чугун перегревали до 1500 – 1520 °С, выдерживали 5 мин и затем, при 1460 – 1480 °С, сливали в 25 кг ковш, где обрабатывали ферросилицием ФС75. После модифицирования с поверхности расплава удаляли шлак и затем переливали в предварительно подогретые до 350 °С графитовые тигли. Время выдержки в графитовых тиглях перед заливкой расплава в сухие песчано-глинистые формы составило 1,5 мин. Температура заливки 1390 – 1400 °С. Для последующих микроструктурных исследований получали цилиндрические образцы диаметром 18 мм и высотой 200 мм.

Часть образцов выбивали из форм при температуре 920 – 950 °С и подвергали изотермической закалке в расплаве олова при 300 – 320 °С с выдержкой 60 мин. В закалочную ванну образцы погружали лишь частично – на глубину 50 мм при общей длине 200 мм. Последующее охлаждение проводили на воздухе. На закаленных образцах измеряли твердость в различных зонах.

Химический состав чугуна, % мас.: 2,8 – 3,1 С; 2,1 – 2,4 Si; 0,25 – 0,28 Mn; 0,055 – 0,06 P; 0,015 – 0,018 S; ~ 0,05 Cu, Fe – остальное.

Контроль температуры расплава проводили термопарой ПР 10/0, температуру выбивки образцов – термопарами ХА с выводом на потенциометры КСП-4.

Образцы, охлажденные в форме, имели ярко выраженную дендритную структуру с междендритным расположением мелкодисперсного эвтектического графита (рис. 5, а). Травление выявило перлитную сетку (рис. 5, б), которая образовалась в периферийных участках эвтектических колоний по причине микроликвации кремния, а также в осевых зонах дендритов первичного аустенита, что связано с прямой дендритной ликвацией кремния. Таким образом, в исследованных чугунах наблюдается двойная (или так называемая смешанная) ликвация кремния.

Микроструктуры чугуна в различных зонах образцов, подвергшихся ранней выбивке с последующей изотермической закалкой, представлены на рис. 5 в - е.

Поверхностная зона изотермически закаленной части имеет мелкоигольчатую структуру аусферрита (рис 5, в), что объясняется возникновением в начальный период кристаллизации мелких равноосных зерен аустенита, обогащенных в результате смешанной ликвации кремнием. Твердость этой части 352 НВ. Зона имеет протяженность 1 – 2 мм. Наиболее явно такая структура выявлена в торцевой части образца.

Часть образца, которая была погружена в закалочную ванну, имела структуру верхнего бейнита (рис. 5, г) и твердость 320 НВ. В структуре осевой закаленной зоны, по сравнению с поверхностной, отмечается увеличение количества остаточного аустенита, стабилизировавшегося при изотермической выдержке. Повышение количества остаточного аустенита связано с увеличением в центральных зонах образцов содержания углерода в результате зональной ликвации.

В микроструктуре закаленной части образцов наблюдается определенная закономерность расположения бейнита (рис. 5, в, г), что обусловлено кристаллографической ориентацией $(111)_{\gamma} \parallel (011)_{\alpha}$, $[11\bar{2}]_{\gamma} \parallel [011]_{\alpha}$, установленной Нишиямой для бейнитного превращения в сталях [10]. Наиболее явно выявленное ориентационное соотношение прослеживается в дендритах аустенита, где кристаллическая решетка близка к структуре монокристаллов.

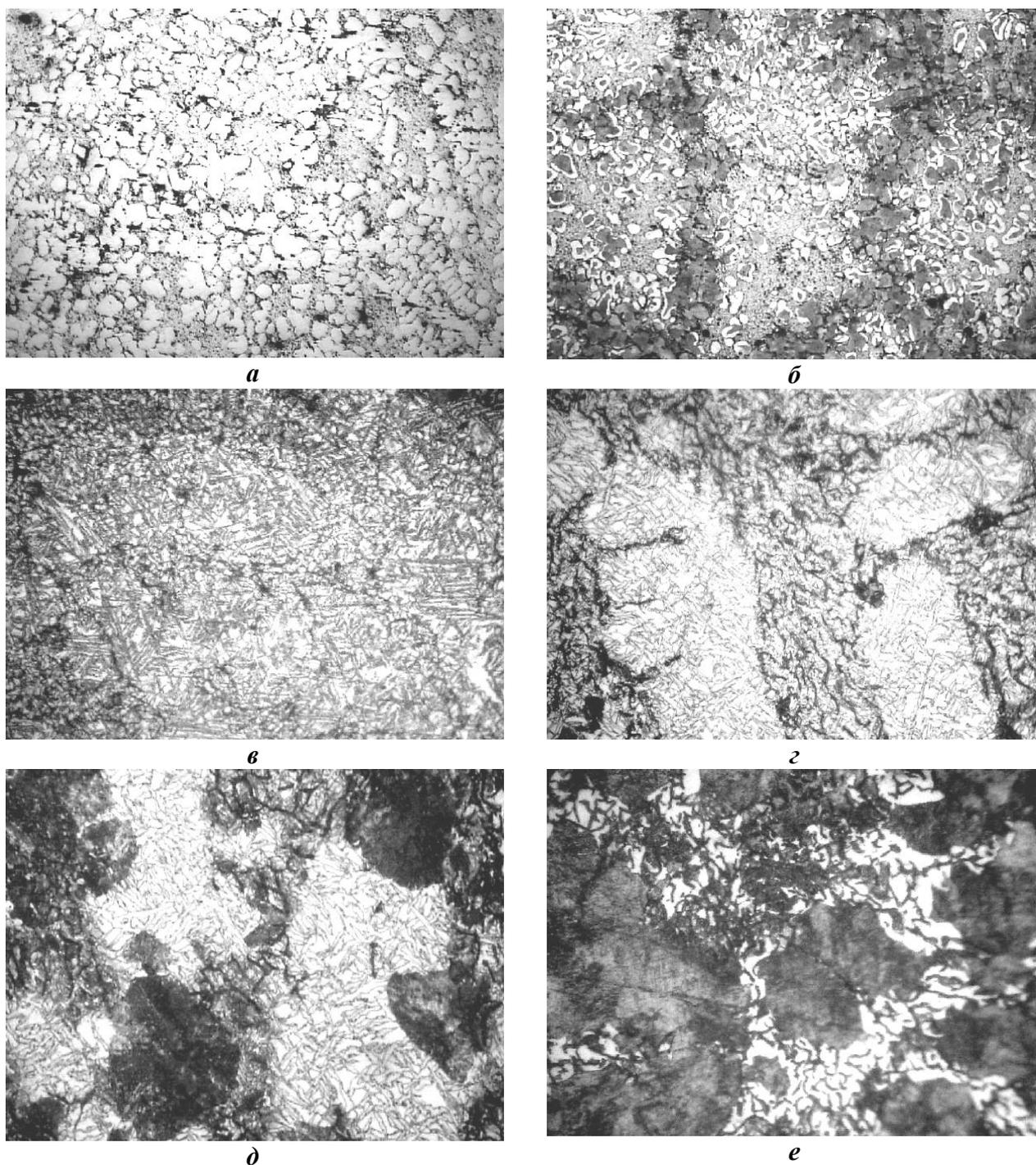


Рис. 5. Микроструктура чугуна:

a – б – в образцах, охлажденных в форме до комнатных температур: *a* - дендриты аустенита и междендритный графит (шлиф не травлен); *б* - перлитная сетка (травление 4%-ным спиртовым раствором азотной кислоты), $\times 80$; *в – е* – в образцах, подвергнутых изотермической закалке из литого состояния: *a* - поверхность образца; *б* - изотермически закаленная часть образца; *в, г* - переходная часть (уровень погружения образца в оловянную ванну); *д* - незакаленная часть образца (травление 4%-ным спиртовым раствором азотной кислоты), $\times 1000$

Так как образцы были погружены в закалочную ванну частично, на границе погружения возникла переходная структура из троостита и верхнего бейнита (рис. 5, *д*). Твердость граничной зоны около 300 НВ. По мере удаления от границы в сторону незакаленной части возрастает количество и размер сфероидов троостита (рис. 5, *е*). Трооститная структура по мере удаления от поверхности оловянной ванны сменяется сорбитной. Твердость в этой части образцов 280...250 НВ.

Результаты

На основании результатов данных исследований был разработан способ получения требуемых структур металлических матриц в графитизированных чугунах из литого состояния с использованием совмещенного процесса охлаждения и изотермической закалки при определенных температурах.

Известно, что ферритную или перлитную структуру металлической матрицы можно получить из литого состояния за счет варьирования основных химических компонентов чугуна, бейнитную (зернистую) структуру из литого состояния можно получить только при легировании специальными элементами (Ni, Mo, Cu). Поэтому задачей экспериментальной проверки способа являлось получение бейнитных структур в экономнолегированных чугунах непосредственно из литого состояния за счет регулирования скорости охлаждения с применением технологии «горячей» выбивки и последующей изотермической закалки.

На способ был получен патент [11]. Разработанный способ обеспечивает в изделиях простой конфигурации из графитизированных чугунов ранее заданные структуры. Внедрение этого процесса в производство позволит значительно сэкономить материальные средства за счет сокращения расходов на дополнительное легирование и термообработку и снизить себестоимость годных отливок.

Указанная цель достигается тем, что чугун из железоуглеродистой шихты выплавляют в электропечи, расплав при сливе в ковш модифицируют магнийсодержащими лигатурами для получения в отливках графитных включений шаровидной формы. Отливки получают в песчаные, металлические или керамические формы. Отливки извлекают из литейных форм при температуре выше эвтектоидного превращения – 900-1000 °С и быстро, в течение 5 - 15 с, перемещают в жидкую ванну с температурой, определяемой требуемым типом структуры. Рекомендуемые интервалы температур для получения в отливках из высокопрочного чугуна с шаровидным графитом различных структур металлической матрицы. Каждой структуре металлической матрицы соответствует рекомендуемая температура закалочной среды (табл. 2).

Таблица 2

Температуры изотермических выдержек, соответствующие заданным структурам металлической матрицы

Заданная структура металлической матрицы	Температура изотермической выдержки, °С
Ферритная	750-850
Перлитная	650-740
Сорбитная	550-640
Трооститная	350-440
Верхнебейнитная	450-540
Нижнебейнитная	290-340

Варьируя температуру закалочной среды, можно получать широкий диапазон структур металлических матриц в отливках из высокопрочного чугуна с шаровидным графитом. При этом получается однородная структура по сечению изделия.

При использовании данного подхода был разработан технологический процесс получения половинчатого легированного (3 % Ni, 1 % Mo) чугуна с аусферритной структурой непосредственно из литого состояния. На первом этапе (кристаллизации) формируется половинчатая структура, состоящая из карбидов и графитовых включений шаровидной формы. Второй этап заключается в изотермической закалке, которая обеспечивает получение в структуре чугуна аусферритной металлической матрицы. Регулируя на отдельных этапах соотношение структурных составляющих в отливке или в локальных частях изделий, можно гарантировать заданный уровень свойств чугуна.

На основании проведенных исследований был получен патент на способ получения изделий из половинчатого чугуна с шаровидным графитом и аустенитно-бейнитной структурой [12].

Выводы

1. Основанный на использовании теории графов анализ позволил выявить точки бифуркации, воздействуя на которые можно эффективно управлять процессами структурообразования и обеспечивать получения требуемых структур непосредственно из литого состояния.

2. Проведенные экспериментальные работы показали, что использование комбинированных процессов охлаждения отливки и их термической обработки позволяют получать требуемые структуры непосредственно из литого состояния.

3. Разработаны способы получения требуемых структур в графитизированных чугунах непосредственно из литого состояния. На способы получены патенты РФ.

Библиографический список

1. Машиностроение: энциклопедия: в 2 т. / Г.Г. Мухин [и др.]; под общ. ред. О.А. Банных, Н.Н. Александрова. – М.: Машиностроение. – Стали. Чугуны, 2001. – 784 с.
2. Чугун: справочник / под ред. А.Д. Шермана, А.А. Жукова. – М.: Metallurgy, 1991. – 576 с.
3. **Хадари, Ф.** Теория графов / Ф. Хадари. – М.: Едиториал УРСС, 2003. – 296 с.
4. Справочник по чугунному литью / под ред. Н.Г. Гиршовича. – Л.: Машиностроение. Ленинградское отд-ние, 1978. – 758 с.
5. Теоретические основы системного анализа / В.И. Новосельцев, Б.В. Тарасов, В.К. Голиков, Б.Е. Демин; под ред. В.И. Новосельцева. – М.: Майор, 2006. – 592 с.
6. **Скуднов, В.А.** Синергетика явлений и процессов в металловедении, упрочняющих технологиях и разрушениях: учеб. пособие / В.А. Скуднов; НГТУ им. Р.Е. Алексеева. – Нижний Новгород, 2011. – 198 с.
7. **Сильман, Г.И.** Термодинамика и термокинетика структурообразования в чугунах и сталях / Г.И. Сильман. – М.: Машиностроение, 2007. – 302 с.
8. **Макаренко, К.В.** Моделирование процесса кристаллизации чугуна с шаровидным графитом // Металловедение и термическая обработка металлов. 2009. № 11. С.16–20.
9. **Сильман, Г.И.** О некоторых особенностях формирования эвтектических структур в чугунах / Г.И. Сильман, К.В. Макаренко // Металловедение и термическая обработка металлов. 2010. № 7. С. 26–30.
10. **Курдюмов, Г.В.** Превращения в железе и сталях / Г.В. Курдюмов, Л.М. Утевский, Р.И. Энтин. – М.: Наука, 1977. – 238 с.
11. **Пат. № 2196835 РФ, МКИ С21 D5/02, 1/20, В22 D27/04.** Способ получения различной структуры металлической матрицы в заготовках из высокопрочного чугуна с шаровидным графитом из литого состояния/. Макаренко К.В, Кульбовский И.К.; заявл. 13.07.2000; опубл. 20.01.2003 Бюл. № 2.
12. **Пат. № 2250268 РФ, МКИ С 21 С 1/10, С 22 С 37/04, С 21 D 5/00.** Способ получения отливок из половинчатого чугуна с аустенитно-бейнитной структурой / Макаренко К.В.; заявл. 24.07.2003; опубл. 20.04.2005 Бюл. № 11.

*Дата поступления
в редакцию: 01.03.2014*

K.V. Makarenko

RATIONAL STRUCTURING OF CAST IRONS

Bryansk, state technical university

Purpose: To develop methods rational structuring of cast iron for products with desired properties of cast condition and its application to meet the challenge of a given structure directly from the cast state.

Design/methodology/approach: The methods are based on the theory of graphs and identify bifurcation points in nonequilibrium systems. With this methodology transformation in cast iron treated as a change of events in a thermodynamic system. Purposefully acting in bifurcation points on cast iron can manage the processes of structure formation.

Findings: The methods of preparation given structures of cast irons in the cast state.

Research limitations/implications: Developed method can be used to management the structuring in graphitized cast irons.

Originality/value: On methods developed by patents.

Key words: structuring, cast iron, management, graphite, metalik matrix, controlled cooling.