

*Analysis of the factors, influencing on forming of shrink defects in thin-walled ignots of cast iron, carried out.*

А. Н. КРУТИЛИН, БНТУ

УДК 621.746.019: 620.192.47:669.13

## АНАЛИЗ ФАКТОРОВ, ВЛИЯЮЩИХ НА ФОРМИРОВАНИЕ ДЕФЕКТОВ УСАДОЧНОГО ПРОИСХОЖДЕНИЯ ПРИ ЛИТЬЕ ТОНКОСТЕННЫХ ЗАГОТОВОК

Теоретические основы механизма образования усадочных дефектов в отливках из чугуна разработаны в фундаментальных работах А.А.Бочвара, Ю.А.Нехендзи, Н.Г.Гиршовича, А.И.Вейника, И.Б.Куманина, А.А.Рыжикова, Г.Ф.Баландина, Б.Б.Гуляева, Н.И.Клочнева, Ф.Вюста, Т.Тернера и др. Они основаны на результатах влияния химического состава чугуна на усадку в жидком состоянии при кристаллизации и предусадочное расширение, связанное с кристаллизацией аустенитно-графитной эвтектики. В зависимости от тепловых и гидродинамических параметров процесса литья, химического состава расплава, модифицирования, концентрации примесей сплавы имеют существенное отличие друг от друга по характеру развития усадки.

Учитывая, что общей причиной многих явлений при затвердевании и охлаждении отливок служит объемная усадка расплава, между усадочными дефектами должна существовать качественная и количественная взаимосвязь.

На совещании, посвященном вопросам усадочных процессов в сплавах, Н.И.Клочнев представил экспериментальные данные, полученные методом просвечивания узким пучком гамма-излучения на высокотемпературном гамма-плотномере жидких чугунов. Плотность чугунов с пластинчатым и шаровидным графитом при охлаждении в диапазоне от температуры заливки до температуры ликвидус изменяется линейно. Термический коэффициент объемного сжатия в жидком состоянии в указанном выше интервале практически не зависит от температуры и углеродного эквивалента чугуна. Доэвтектические чугуны имеют перегиб, вызванный образованием зародышей графита при температурах ниже 1300 °С [1].

В работе [2] проведены комплексные исследования структурно-чувствительных свойств распла-

вов модифицированных чугунов. Установлено, что объемная усадка расплава изменяется обратно пропорционально плотности, если чугун кристаллизуется по диаграмме стабильного превращения. В случае кристаллизации по метастабильной системе объемная усадка расплава изменяется прямо пропорционально изменению плотности жидких чугунов. В интервале кристаллизации этот параметр изменяется в соответствии с изменением этого интервала.

По мнению И.В.Гаврилина [3], основной причиной образования усадочных дефектов является процесс срастания единичных межкластерных элементов пространства в жидкости. Этот процесс относится к законам природы и не может быть устранен. Практические меры по увеличению плотности отливок должны иметь компенсирующий или перемещающий характер за счет использования различных технологических приемов.

Формирование усадочных дефектов происходит с момента начала затвердевания металла на поверхности формы. В зависимости от химического состава расплава, метода и скорости заливки металла в форму, температуры перегрева, рафинирования и модифицирования расплава, интенсивности его охлаждения, химической активности поверхности формы, макрогеометрии ее рабочей поверхности и т.д. возможно большое разнообразие в морфологии строения и взаимного расположения затвердевающих кристаллитов [4, 5]. Характер поведения расплава в условиях высоких скоростей затвердевания во многом объясняется особенностями строения его двухфазной зоны и различием свойств структурных составляющих. Влияние скорости кристаллизации необходимо рассматривать в совокупности с коэффициентом усадки при затвердевании и вязкостью расплава. Динамика изменения размеров затверде-

вающего на стенках формы металла зависит от тепловых и гидродинамических условий течения расплава. Повышение скорости движения расплава и снижение интенсивности теплообмена между отливкой и формой ведет к частичному или полному исчезновению образовавшейся корочки. Движущийся расплав срывает с поверхности формы недостаточно прочные кристаллиты, в результате в центральном ядре потока происходит образование суспензии, вязкость которой увеличивается пропорционально количеству твердых включений. Для широко интервальных сплавов в условиях малой интенсивности теплообмена характерен объемный или объемно последовательный механизм затвердевания. Растущие кристаллы не связаны друг с другом, прочность межкристаллитных связей мала, усадка компенсируется движением двухфазной массы металла, состоящей из твердых кристаллитов, окруженных жидкой фазой (суспензионное питание). В дальнейшем твердые кристаллиты сплава образуют жесткую систему и движение расплава происходит между осями и ветвями растущих кристаллитов (фильтрационное питание).

В процессе затвердевания чугуна доэвтектического состава разветвленные первичные кристаллы аустенита создают прочный скелет, препятствующий перемещению жидкого металла, в результате чего образуется рассеянная усадочная пористость. В гораздо меньшей степени этот эффект имеет место в отливках из чугуна эвтектического состава, образующаяся твердая фаза создает меньшее препятствие для перемещения жидкой фазы к фронту затвердевания формирующейся отливки, и возможность подпитки сохраняется почти до полного ее затвердевания. Чугун заэвтектического состава кристаллизуется в виде сферолитов, прочно не связанных между собой, в результате процесс питания затруднен в меньшей степени, металл в отливках получается более плотным с четко выраженной сосредоточенной усадочной раковинной.

Неметаллические включения, особенно не смачиваемые расплавом, затрудняют фильтрационное питание, так как способны закупоривать междендритные пространства.

Среди факторов, оказывающих заметное влияние на формирование дефектов усадочного происхождения, необходимо отметить степень разветвленности дендритов первичной фазы, размеры и количество эвтектических зерен, а также темп кристаллизации, определяющие сопротивление продвижению жидкого металла к фронту кристаллизации.

Предполагают, что при крупнозернистом строении отливок имеет место большая склонность к фильтрационному питанию, а при мелком зерне — к суспензионному. Структуры со средним размером зерна характеризуются затрудненной спо-

собностью к тому или другому механизму питания [6, 7].

В чугуне с шаровидным графитом, обладающем числом эвтектических ячеек в 10–100 раз большим по сравнению с чугуном с пластинчатым графитом, легче происходит образование усадочных раковин.

Наибольшее развитие усадочная пористость получает в тонких, протяженных стенках отливки, где при течении расплава происходит изменение скорости движения расплава из-за влияния пристеночного затвердевания [8–11].

Установлению общих количественных закономерностей, описывающих кристаллизацию при заполнении полости неметаллической формы расплавом, посвящена работа [12]. Полученные критериальные уравнения позволяют оценить вероятность развития фронтальной или объемной кристаллизации, а также определить температуру перегрева и скорость заполнения полости формы, исключая процесс затвердевания. Сопоставление расчетных и экспериментальных данных подтверждает адекватность полученных критериев, что подтверждает возможность их использования для эффективного решения практических задач по выбору оптимальных технологических параметров процесса литья.

Характер кристаллизации Б.Б.Гуляев предлагает оценивать по безразмерному критерию:

$$K_p = \frac{\Delta T_c}{L},$$

где  $\Delta T$  — переохлаждение металла;  $c$  — теплоемкость;  $L$  — теплота кристаллизации. Если  $K_p=0$ , переохлаждение металла в центре не происходит, кристаллизация имеет последовательный характер. В случае если  $0 < K_p < 1$ , в начальной стадии имеет место объемная кристаллизация, а после снятия переохлаждения оставшийся металл кристаллизуется последовательно. При  $K_p=1$  переохлаждение настолько велико, что теплота кристаллизации при росте кристаллов полностью его компенсирует, кристаллизация происходит объемно. И, наконец, при  $K_p \gg 1$  кристаллизация полностью подавляется, в результате образуется аморфное тело [13].

Развитию усадки предшествует предусадочное расширение сплавов, которое выражается в увеличении линейных размеров отливок в процессе кристаллизации. Высказано много теорий о причинах и механизме предусадочного расширения.

Одним из наиболее важных факторов, оказывающих влияние на предусадочное расширение, является характер кристаллизации аустенитно-графитной эвтектики.

В зависимости от типа чугуна при кристаллизации аустенит и кристаллы графита растут с разной скоростью в различных направлениях. Если пластины графита опережают рост аустенита на

фронте кристаллизации, происходит образование пластинчатой формы графита. Такой механизм роста способствует увеличению размера пластин в направлении «а» за счет присоединения атомов углерода к краям базисных плоскостей [14]. Чугуны с пластинчатой формой графита характеризуются малым начальным расширением, однако в области аустенитного превращения происходит расширение, связанное с вторичным выделением графита, причем возникающие при этом силы могут быть больше, чем при первичной кристаллизации и достигают значений до 1000 Н [15].

В чугунах с шаровидной формой графита скорость роста аустенита опережает скорость образования графита при всех значениях переохлаждения. Аустенит создает оболочку вокруг графита и его дальнейший рост происходит за счет диффузионного потока атомов углерода через аустенит. Процесс роста аустенитно-графитных колоний существенно замедляет скорость протекания эвтектического превращения, что увеличивает склонность высокопрочного чугуна к кристаллизации эвтектики по диаграмме метастабильного равновесия. Большое количество глобулей графита выделяется в интервале затвердевания непосредственно из расплава, в результате максимум расширения приходится на конец затвердевания [16–18].

Структурные характеристики и направления роста вермикулярного графита гораздо сложнее. Эксперименты с закалкой из жидкой фазы и электронно-микроскопические исследования показали, что вермикулярный графит образуется первоначально как шаровидный. Графит и аустенит растут общим фронтом кристаллизации. Перерождение графита происходит во время эвтектического превращения, сопровождаемого образованием жидких капиллярных каналов в аустените, на образование которых существенное влияние оказывают такие элементы, как Ti, Sb, Sn, Bi. Во время затвердевания эти элементы концентрируются на границах зерен, образуя легкоплавкие примеси, которые способствуют образованию тонких каналов расплава в аустените. Вермикулярный графит растет через осаждение углерода в направлении оси «а» до тех пор, пока графит имеет связь с расплавом. К концу эвтектического затвердевания вермикулярный графит полностью окружен аустенитом, направление его роста меняется на ось «с». В результате включения вермикулярного графита состоят из множества микрокристаллитов с разнообразной пространственной кристаллографической ориентацией плоскостей роста. Чугуны с вермикулярной формой графита затвердевают без образования заметных усадочных пор и раковин, что выгодно отличает их от чугунов с шаровидным графитом [19–21].

У белых чугунов также происходит расширение, однако при достижении эвтектической тем-

пературы начинается сжатие. В области температур  $\gamma$ - $\alpha$ -перехода имеет место эффект повторного расширения, пропорциональный количеству выделяющегося вторичного графита. Образование дендритной структуры у белых чугунов влечет за собой появление сил расширения, что служит доказательством того, что образование свободной от графита твердой фазы также сопровождается расширением и давлением кристаллизации. При затвердевании белого чугуна возникают силы давления от 50 до 300 Н [22].

Авторы работ [23, 24] предусадочное расширение связывают с газовыделением, фазовыми превращениями при кристаллизации, тепловым расширением затвердевшей корки металла под действием теплоты перегрева жидкого металла, смещением дендритов, вследствие движения жидкой фазы, капиллярным и кристаллизационным давлением. Утверждается, что если давление в пузырьках газа, находящихся в металле, превышает атмосферное на величину, достаточную для того, чтобы воздействовать на кристаллический каркас, газовыделение способно приводить к расширению отливки в процессе кристаллизации.

Изучению протекания усадочных процессов в зависимости от положения сплава на диаграмме состояния посвящена работа [25]. Получены данные по изменению темпа усадки сплавов в интервале кристаллизации. Устойчивому линейному сжатию предшествует процесс нестабильной начальной усадки, которая проходит в аномально высоком темпе, нехарактерном для простого термического сжатия. С увеличением количества жидкой фазы и сужением эффективного интервала кристаллизации вероятность проявления предусадочного расширения возрастает. В процессе кристаллизации в зоне контакта кристаллов с расплавом действует капиллярное стягивание, связанное с объемной усадкой кристаллизующейся жидкости и образованием усадочных пор.

Существенное влияние на формирование усадочных раковин и пористости оказывают особенности теплового и силового взаимодействия отливки и формы.

На основании обобщения и развития представлений о предусадочном расширении отливок при литье в песчано-глинистые формы А.П.Трухов [26, 27] предлагает рассматривать процесс как результат взаимодействия отливки, сухой корки, зоны конденсации и основной массы смеси формы. Для анализа напряженно-деформированного состояния отливки и формы автор использует представления о растущем теле. Процесс условно разделяют на два этапа. На первом этапе расплавленный металл, залитый в форму, находится в жидком состоянии, на втором — происходит затвердевание отливки. На стадии течения металла в форме происходит ее разогрев, частичное снятие теплоты перегрева расплава,

образование сухой корки и ее расширение под действием металлостатического напора жидкого металла. В начальный момент затвердевания корка при высоких температурах имеет низкие физико-механические свойства. По мере дальнейшего охлаждения отливки и повышения прочностных свойств в определенный момент времени деформация отливки достигает максимума, начинается процесс усадки. Деформации отливки, возникающие в процессе ее предусадочного расширения, суммируются с деформациями, происходящими при последующей литейной усадке.

В.М.Суровский и С.М.Потапов провели моделирование силового взаимодействия отливки и формы при затвердевании металла для деталей простейшей конфигурации. Полученные критерии позволяют учитывать прочностные свойства затвердевающего сплава и более обоснованно определять давление, прикладываемое к моделирующему составу в период его затвердевания [28].

В обзорной информации [22] приводятся результаты исследований А.El-Ashram по определению коэффициента эвтектического расширения чугуна с пластинчатым графитом при приложении постоянной нагрузки. Согласно полученным результатам, если повысить прочность формы и приложить давление к расплаву, можно свести коэффициент эвтектического расширения к нулю. При степени эвтектичности чугуна с пластинчатым графитом 0,8 коэффициент расширения сводится к нулю при ограничивающем усилии 76,5 МПа, а для чугуна со степенью эвтектичности  $S_c=1,05$  при усилении 45 МПа.

В работе [29] исследовали возможность получения отливок из высокопрочного чугуна без прибылей путем создания противодействия на кристаллизующую отливку за счет теплового расширения материала формы. Сопоставление объемной величины свободного предусадочного расширения отливок (1,5–3,6%) с объемной величиной расширения наполнителей, в качестве которых использовали чугунную дробь, кварцевый песок и кристобалит, свидетельствует о практических возможностях создания противодействия на кристаллизующую отливку за счет теплового расширения наполнителей. Доказана принципиальная возможность получения отливок из серого чугуна с пластинчатым и шаровидным графитом без прибылей в формах из уплотненного кварцевого песка, заключенного в жесткий замкнутый объем.

G.Nandori и J.Dul, заливая расплав чугуна с шаровидным графитом в сырую песчано-глинистую и оболочковую форму, сравнили степень эвтектического расширения отливок. Полученные данные свидетельствуют о том, что за счет использования более прочной формы степень расширения удалось уменьшить в 8 раз [30].

Представляют интерес исследования, проведенные Икавой по динамике перемещения стенок

изложницы при заливке чугуна с пластинчатым и шаровидным графитом. Для чугуна с пластинчатой формой графита в период выделения первичных кристаллов происходит монотонное расширение стенок формы. Увеличение степени перемещения стенок формы в ходе эвтектического затвердевания не обнаружено. В случае чугуна с шаровидным графитом расширение стенок формы при эвтектическом затвердевании резко увеличивается, в ходе чего происходит понижение уровня жидкости в прибыли. Повышение уровня, обусловленное эвтектическим затвердеванием, не обнаружено [22].

S.Engler в результате многочисленных экспериментов показал, что на перемещение стенок формы оказывают влияние температура заливки, материал формы, форма отливки. С увеличением температуры заливки коэффициент расширения формы повышается. Формы на основе  $\text{SiO}_2$  расширяются намного быстрее по сравнению с формами из цирконового песка. Отмечается, что при добавлении в смесь на основе  $\text{SiO}_2$  3% каменного угля значительную роль на процессы, происходящие в зоне контакта металл–форма, оказывает влагосодержание. Непосредственно после заливки любого чугуна затвердевшая корка перемещается в сторону отливки, после чего до окончания затвердевания наблюдается ее перемещение в сторону формы. Чем ниже прочность затвердевшей корки, тем большей является степень перемещения. С увеличением объемных изменений отливки и формы увеличивается количество образующихся усадочных раковин. Наименьший объем усадочных раковин образуется при литье в металлическую литейную форму чугуна с пластинчатым графитом. В случае литья высокопрочного чугуна в сырую песчаную форму образуется пластичная корка, перемещение стенок формы возрастает, количество усадочных раковин значительно увеличивается [22].

Наиболее целесообразно использовать жесткие формы для получения отливок чугуна с шаровидной формой графита. Максимальное снижение объема усадочных пустот в результате полного торможения предусадочного расширения составляет для чугуна с пластинчатой (ЧПГ), вермикулярной (ЧВГ) и шаровидной формами графита (ЧШГ) соответственно 10, 25 и 74% от увеличения объема при графитизации [31].

Для всестороннего анализа факторов, оказывающих влияние на формирование дефектов усадочного происхождения в отливках, необходимо рассмотреть вопросы, связанные с эффективностью воздействия на эти процессы способов модифицирования чугуна.

В работе [32] рассмотрены технологические основы производства высокопрочного чугуна, обеспечивающие снижение в отливках дефектов усадочного происхождения.

На основе изучения процесса структурообразования в отливках установлены два периода активной графитизации:

- первый период графитизации доэвтектических чугунов и чугунов эвтектического состава происходит в период эвтектического превращения;
- второй период характеризует процесс распада образовавшегося эвтектического цементита в чугунах, имеющих низкий углеродный эквивалент.

Особенно большое значение эти процессы оказывают на формирование усадочных раковин при литье тонкостенных заготовок из высокопрочного чугуна, формирование структуры которых происходит в условиях повышенной вероятности образования цементитной фазы. Объем раковин существенно зависит от соотношения объемов графитной и цементитной фаз, образующихся в процессе затвердевания чугуна. Активная графитизация в твердожидком состоянии и интенсивный графитизирующий самоотжиг, протекающий с большой скоростью в затвердевающей заготовке при повышенных температурах, уменьшают вероятность образования дефектов усадочного происхождения.

Установлена тесная взаимосвязь между формированием усадочных дефектов в отливках из высокопрочного чугуна и активностью графитизации в зависимости от ее периода. Существенное увеличение плотности происходит в случае, если получает преимущественное развитие графитизация в первом периоде. В период распада эвтектического цементита не происходит залечивание возникших ранее усадочных пустот.

Согласно экспериментальным данным [33, 34], при литье заготовок из высокопрочного чугуна в песчано-глинистые формы линейная усадка зависит от способа модифицирования. При внутриформенном модифицировании объем усадочной раковины на 30–40% меньше, чем в аналогичной отливке, полученной при модифицировании в ковше. Авторы предполагают, что такое различие связано с разным характером кристаллизации чугуна. При модифицировании в ковше кристаллизация расплава протекает преимущественно с образованием аустенитно-цементитной эвтектики, в то время, как при внутриформенном модифицировании, вследствие минимального интервала времени между модифицированием и заливкой, входящие в состав лигатуры графитизирующие элементы дают наибольший эффект и кристаллизация сплава идет преимущественно с образованием аустенитно-графитной эвтектики. Таким образом, при использовании внутриформенного модифицирования появляется возможность изготовления отливок с уменьшенными прибылями или вообще без них.

В качестве модификаторов рекомендуется использовать графитизирующие модификаторы с

барием, который совместно с магнием активно взаимодействуют с серой и кислородом, образуя крупные неметаллические включения. Увеличение содержания бария до 10% способствует усилению процесса графитизации, что связано с действием высокодисперсных сульфидов и оксидов бария, которые сохраняются в жидком чугуне. Оптимальным содержанием бария в железо-кремний-магниевого лигатурах, применяемых при внутриформенном модифицировании, следует считать 5–10%, в этом случае обеспечивается удовлетворительное растворение лигатур, усиление рафинирующего эффекта и графитизации в период эвтектического превращения [32].

Для уменьшения дефектов усадочного происхождения необходимо в максимальной степени использовать возможность самопитания отливки путем увеличения объема металла при графитизации в период затвердевания. Графитизация преимущественно должна происходить в жидком состоянии в условиях малого сопротивления кристаллизующейся твердой фазы продвижению жидкого металла, литейная форма должна быть жесткой. Графитизация чугунов с пластинчатой и вермикулярной формами графита происходит главным образом в жидкой фазе. У чугунов с вермикулярной формой графита по сравнению с ЧПГ объем усадочных пустот увеличивается при переходе от заэвтектического к доэвтектическому составу, что обусловлено образованием большего количества эвтектических зерен. При затвердевании отливок из ЧШГ графитизация происходит как в жидкой, так и в твердой фазах, максимумы предусадочного расширения и объема усадочных пустот при прочих постоянных условиях не зависят от углеродного эквивалента. Анализ влияния углерода и кремния показал, что в ЧШГ доля графита, вызывающая расширение отливки, зависит от углеродного эквивалента, а количество графита, кристаллизующегося в твердой фазе, зависит от константы графитизации. При данных условиях охлаждения существует критическое значение  $C-Si$  (константа графитизации), снижение которого резко изменяет условия графитизации и приводит к скачку предусадочного расширения и образующегося объема усадочных пустот в отливках. В ЧПГ при литье в сырые песчано-глинистые формы на компенсацию усадки расходуется не менее 90% увеличения объема металла при графитизации, в ЧВГ – 75, в ЧШГ – 26% [31].

Таким образом, представленный краткий анализ литературных данных показывает, что на формирование дефектов усадочного происхождения оказывает влияние огромное число факторов, совместное влияние которых еще во многом изучено недостаточно, особенно при получении тонкостенных заготовок.

## Литература

1. Бабаскин Ю.З. Усадочные процессы в сплавах и отливках // Литейное производство. 1970. № 2. С. 43–45.
2. Литвиненко А.Н. Исследование влияния РЗМ на свойства жидких чугунов и процесс их графитизации при затвердевании: Автореф. дис. ... канд. техн. наук. Хабаровск, 1980.
3. Гаврилин И.В. Плавление и кристаллизация металлов и сплавов. Владимир, 2000.
4. Лапшин А.В. Влияние методов заливки на литую структуру коркового слоя отливки // Изв. вузов. Черная металлургия. 1995. № 3. С. 59–61.
5. Тимофеев Г.И. Механика сплавов при кристаллизации слитков и отливок. М.: Металлургия, 1977.
6. Котлярский Ф.М. Формирование отливок из алюминиевых сплавов. Киев: Наукова думка, 1990.
7. Колядина Н.Ю., Матвеев Ю.Е., Борисов В.Г. Исследование течения междендритной жидкости в двухфазной зоне металлических сплавов // Изв. вузов. Черная металлургия. 1981. № 7. С. 123–126.
8. Борисов Г.П. Математическая модель движения расплава в системе тигель–металлопровод–форма при литье под низким давлением // Литейное производство. 1981. № 12. С. 3–5.
9. Смирнов В.М., Репях С.И., Снисарь И.И., Передистый И.П. Поверхностные усадочные дефекты в тонкостенном литье по выплавляемым моделям // Изв. вузов. Черная металлургия. 1989. № 4. С. 96–99.
10. Репях С.И., Смирнов В.М., Котешов Н.П., Снисарь И.И. Осевая пористость в тонкостенном литье по выплавляемым моделям // Изв. вузов. Черная металлургия. 1986. № 10. С. 93–95.
11. Репях С.И., Смирнов В.М., Снисарь И.И. Об усадочной пористости в отливках // Изв. вузов. Черная металлургия. 1990. № 2. С. 77–79.
12. Чистяков В.В., Воздвиженский В.М. Критериальная оценка явлений в процессе заполнения песчаной формы расплавов // Литейное производство. 1986. № 1. С. 31–32.
13. Гуляев Б.Б. Теория литейных процессов. Л.: Машиностроение, 1976.
14. Элиот Р. Управление эвтектическим затвердеванием. М.: Металлургия, 1987.
15. Nandori G., Dul J. Versuchsmethode for die Kontrolle der gefuge der Gusseisenlegierungen Durch Zonge – und Ausdehnungsdruckanderung Wahren der Kristallisation «45-e Congr. Intern de fonderie». 1978.
16. Годоров Р.П. Графитизированные железоуглеродистые сплавы. М.: Металлургия, 1981.
17. Захарченко Э.В., Левченко Ю.И., Горенко В.Г., Вареник П.А. Отливки из чугуна с шаровидным и вермикулярным графитом. Киев: Наукова думка, 1986.
18. Шапранов И.А., Срыбник А.Д. Высокопрочные и специальные чугуны НТО. М.: Машпром, 1983.
19. Формирование включений вермикулярного графита в чугуне // Технология машиностроения. 1988.
20. Chen J.Y., Wu D.H., Lui P.C., Loper C.R. Jr. Bildung von Schmelrekanalen beider Erstarrung von gubeisen mit Vermiculargraphit Giesserei – Praxis № 1/2. 1988. S. 11–18.
21. Захарченко Э.В., Лопер К.Р. Строение и пространственная форма вермикулярного графита в медленно затвердевших термостойких чугунах.
22. Оидэ Т. Расширение и усадка чугуна во время затвердевания Тютандзо то нэцу сери. 1981. Т. 34. № 10. С. 11–19.
23. Балинский В.Р., Чернобровкин В.П. О причинах предусадочного расширения в отливках // Усадочные процессы в сплавах и отливках. Киев: Наукова думка, 1970. С. 197–199.
24. Новиков И.И., Корольков Г.А., Арутюнян В.Н. Закономерности объемных изменений при кристаллизации сплавов в эвтектических системах Al–Cu и Al–Zn // Изв. АН СССР. Металлы. 1972. №3. С. 201–205.
25. Панкратов Д.М., Инкунин С.В., Курдюмов А.В., Пикунов М.В. Роль поверхностных явлений в развитии предусадочного расширения сплавов // Литейное производство. 1992. № 7. С. 6–9.
26. Трухов А.П. Линейная усадка отливок, полученных в сырых песчано-глинистых формах // Литейное производство. 1992. № 10.
27. Трухов А.П. Основы теории предусадочного расширения отливок в сырых песчано-глинистых формах. Санкт-Петербург, 1991.
28. Суровский В.М., Потапов С.М. Моделирование силового взаимодействия отливки и формы при затвердевании металла // Литейное производство. 1975. С. 17–18.
29. Лапин В.Л., Свичинский С.Г., Базуев М.М., Десятков Б.С. Получение герметичных отливок из высокопрочного чугуна без прибылей // Литейное производство. 1982. № 6. С. 13–14.
30. Nandori G., Dul J. Beurteilung von Gubeisen-schmelzen durch Messung der Makrovolumenanderungen und der Ausdehnungskrafte wahrend der Erstarrung Giesserei Randschau. 1982. Vol. 29. N. 9. P. 9–16.
31. Шапранов И.А., Срыбник А.Д. Высокопрочные и специальные чугуны. М.: Машиностроение, 1983.
32. Ткаченко В.М. Разработка технологии производства чугуна с шаровидными включениями графита, обеспечивающей снижение в отливках дефектов усадочного происхождения. 1989.
33. Трухов А.П., Шибеев Е.А. Особенности усадочных процессов в отливках из высокопрочного чугуна в сырых песчано-глинистых формах // Литейное производство. 1994. № 7. С. 14–15.
34. Трухов А.П., Дмитриев С.П., Ерышканов Е.А., Шибеев Е.А. Влияние способа модифицирования на линейную усадку отливок из высокопрочного чугуна // Литейное производство. 1991. № 2. С. 12–13.