

В-3
1-34
Б. Б. ТУЛЯСВ

ЛИТЕЙНЫЕ
ПРОЦЕССЫ

МАШГИЗ

Б. Б. ГУЛЯЕВ

ЛИТЕЙНЫЕ ПРОЦЕССЫ



ГОСУДАРСТВЕННОЕ НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКОЕ ИЗДАТЕЛЬСТВО
МАШИНОСТРОИТЕЛЬНОЙ ЛИТЕРАТУРЫ

МОСКВА 1960 ЛЕНИНГРАД

В книге систематически рассматриваются литейные процессы, протекающие при изготовлении формы, заливке металла и затвердевании отливки. На основе анализа указанных процессов даются практические рекомендации по проектированию литейной технологии.

Книга предназначена для научных и инженерно-технических работников исследовательских институтов и заводов и литейщиков-технологов, она также может быть полезна преподавателям, аспирантам и студентам старших курсов вузов.

У книзі систематично розглядаються ливарні процеси, що протікають при виготовленні форми, заливці металу і затвердінні виливка. На основі аналізу зазначених процесів даються практичні рекомендації з проектування ливарної технології.

Книга призначена для наукових і інженерно-технічних працівників дослідних інститутів і заводів і ливарників-технологів, вона також може бути корисна викладачам, аспірантам і студентам старших курсів вузів.

Рецензент: проф. д-р техн. наук *П. П. Берг*
Редактор *А. А. Прожогин*
Ленинградское отделение Машгиза
Редакция литературы по технологии машиностроения
Заведующий редакцией инж. *Е. П. Наумов*

В настоящей работе внимание сосредоточивается не столько на специфике различных способов изготовления форм или особенностях литейных материалов, сколько на общности протекающих при этом процессов.

Книга создана в значительной степени в результате творческого труда целого коллектива товарищей, сотрудников и учеников автора.

Особенно большую роль в этой работе сыграла помощь кандидатов технических наук И. А. Шапранова, О. Н. Магницкого, Л. М. Постнова, Ю. Ф. Боровского и О. В. Колачевой.

Весьма ценные предложения и замечания по рукописи были сделаны рецензентом, засл. деят. науки и техники, д-ром техн. наук, проф. П. П. Бергом. Большую работу по улучшению текста рукописи проделал научный редактор книги А. А. Прожогин.

Автор выражает всем им глубокую благодарность.

Автор

У даній роботі увага зосереджується не стільки на специфіку різних способів виготовлення форм або особен-ностях ливарних матеріалів, скільки на спільності протікають при цьому процесів.

Книга створена в значній мірі в результаті творчої праці цілого колективу товаришів, співробітників і учнів автора.

Особливо велику роль в цій роботі зіграла допомогу кандидатів технічних наук І. А. Шапранова, О. Н. Магницького, Л. М. Постнова, Ю. Ф. Боровського і О. В. Колачевой.

Вельми цінні пропозиції та зауваження по рукописи були зроблені рецензентом, засл. деят. науки і техніки, д-ром техн. наук, проф. П. П. Бергом. Велику роботу по поліпшенню тексту руко-писі виконав науковий редактор книги А. А. Прожогін.

Автор висловлює всім їм глибоку подяку.

Автор

ВОЗНИКНОВЕНИЕ И РАЗВИТИЕ ТЕХНИКИ ЛИТЕЙНОГО ПРОИЗВОДСТВА И ТЕОРИИ ЛИТЕЙНЫХ ПРОЦЕССОВ

Прежде чем получать отливки из металла, необходимо было научиться его плавить. Metallургия предшествовала литейному производству. Затем в течение длительного времени они развивались нераздельно.

Римский поэт Лукреций, живший в первом веке до нашей эры, в поэме «О природе вещей» [1] представлял происхождение литейного производства следующим образом:

...«С шумом зловещим леса пожирало горячее пламя.
До основанья корней, — только недра земли распались,
И, в углубленья ее, собираясь, по жилам кипящим
Золото, медь, серебро потекли раскаленным потоком
Вместе с ручьями свинца. А когда на земле появились
Слитки застывшие их, отливавшие ярко, то люди
Начали их поднимать, плененные глянцем блестящим;
И замечали притом, что из них соответствует каждый
В точности впадине той, которая их заключала.
Это внушило ту мысль, что, расплавив металлы, возможно
В форму любую отлить и любую придать им фигуру».

Трудности промышленного получения распространенных металлов определяются устойчивостью их природных соединений. Последовательность освоения людьми металлургических процессов получения основных металлов находится в прямой связи с теплотой образования их окислов (табл. 1).

Трудности изготовления отливок из основных металлов определяются температурой их плавления, при условии, что их металлургия уже освоена (табл. 2).

Историю развития техники литейного производства и ее научного обобщения целесообразно разбить на **три периода в зависимости от литейного материала**, освоение которого привлекает наибольшее внимание и вызывает наибольшие трудности.

Первый период — от возникновения литейного производства (III в. до нашей эры) до XIV в. (**бронза**).

Второй период — от XIV в. до последней четверти XIX в. (**чугун**).

Третий период — от последней четверти XIX в. до настоящего времени (**сталь**).

Таблица 1

Металлы	Окислы	Теплота образования окислов в ккал/г·моль	Время получения металла
Золото	Au_2O_3	— 11,0	10 тыс. лет до н. э.
Серебро	Ag_2O_3	5,95	
Медь	Cu_2O	39,9	3—5 тыс. лет до н. э.
Олово	SnO_2	135,8	
Железо	Fe_2O_3	195,2	Перед началом н. э.
Алюминий	Al_2O_3	403 0	Середина прошлого века

Таблица 2

Металлы и сплавы	Температуры плавления	Время получения отливок
Бронза	950—1000°	3 тыс. лет до н. э. XIV в. (в Европе) Вторая половина XIX в. Начало XX в. Середина XX в.
Чугун.....	1250—1300°	
Сталь	1500°	
Алюминиевые и магниевые сплавы .	650°	
Титановые сплавы	1750°	

Рассмотрим основные моменты развития техники литейного производства и теории литейных процессов на протяжении этих трех периодов.

Первым литейным материалом и единственным литейным материалом первого периода явилась бронза. Изготовление бронзы путем сплавления полученных ранее меди и олова было известно в Египте, Ассирии и Вавилонии 3000 лет до н. э. В древнем шумерийском заклинании к огню обращались со следующей формулой: «Меди и олова плавитель есть ты...». Египтяне обозначали медь и бронзу одинаково, но к соответствующему иероглифу в первом случае добавляли «настоящая», а во втором — «не настоящая» или «искусственно приготовленная» [2]. Иероглиф, обозначающий медь, содержал изображение плавильного тигля.

Плавка на Древнем Востоке производилась в тиглях. Сплав заливался прямо из тиглей в каменные или глиняные формы. В Америке, обладавшей большим количеством самородной меди,

ее плавка не была известна до проникновении европейцев, металл обрабатывался исключительно путемковки в холодном состоянии.

В египетских папирусах и вавилонских глиняных табличках второго и третьего тысячелетия до нашей эры бронза упоминается как заурядный металл. В поэмах Гомера, жившего за тысячу лет до нашей эры, описывается много медных изделий. Число обнаруженных археологами древних изделий из чистой меди и чистого олова ничтожно по сравнению с числом бронзовых изделий. Гипотеза о получении бронзы из комплексных руд меди и олова мало вероятна, так как на территории древнего мира такие руды почти не встречались.

В Европу бронза поступала как привозной товар. Однако отливки из нее делали на месте. Литейщики Восточной Европы в конце первого тысячелетия нашей эры достигли высокого совершенства в изготовлении отливок. Первоначально отливка производилась в каменные формы так же, как на востоке. Позднее получило распространение литье по выплавляемым моделям. Этот метод приготовления форм был хорошо известен скифам. Еще позднее формы начинают изготавливать в глине путем получения отпечатка готового изделия. Заливка производилась из тиглей или маленьких ковшей — льячек. Форма в Древней Руси носит название калыбь; позднее это слово вытесняется словом опока, идущим от обозначения белого известняка, из которого делались формы [3].

В первом тысячелетии нашей эры в производстве орудий труда железо полностью вытеснило цветные сплавы, но получать из него отливки еще не умели. Цветные сплавы оставались материалом для изготовления бытовых предметов (котлов) и украшений, получающихся в значительной части путем отливки.

История развития литейного производства в России до XIX в. наиболее полно описана в монографии Н. Н. Рубцова [14].

В конце XII, начале XIII вв. литейное производство в Древней Руси достигло наивысшего расцвета. Форма литых изделий усложнилась. Появились двухсторонние формы из твердых пород камня, в которых отливались остовы замков, церковная утварь, ажурные украшения и т. д. Для их получения приходилось применять сравнительно сложные литниковые системы. Применялись даже пробы на жидкотекучесть [3]. Термин «литейщик» еще не существовал. Соответствующих ремесленников называли «кузнецы злату, серебру, меди». Монгольское нашествие надолго остановило развитие культуры и ремесел в Древней Руси.

В XIV — XV вв. получила развитие отливка колоколов и пушек. Литейщики, изображаемые на рисунках того времени, держат в руках льячку и молоток (очевидно отливки требовали много работы по исправлению дефектов и чеканки). Сколько-нибудь связных литературных описаний литейной техники за весь этот период не возникает. Ремесло передается изустно от одного поколения литейщиков к другому в виде разрозненных рецептов.

Основным литейным материалом второго периода явился чугун. В Китае чугунное литье было известно задолго до нашей эры.

По литературным материалам, упоминания о нем, встречаются еще в IV в. до нашей эры [4]. Наиболее древние чугунные отливки в Европе относятся к 1377—1350 гг. Имеется предположение, что техника чугунного литья была занесена в Европу монгольскими войсками, достигшими в 1240 г. Австрии и Адриатики [4,5]. Известно, что монгольская армия имела специальный китайский инженерный корпус. Если техника чугунолитейного производства и не была целиком заимствована от китайцев, то, во всяком случае, европейцы могли узнать от них о возможности изготовления чугунных отливок. Возможно так же, что техника чугунного литья была разработана в разных районах независимо друг от друга [6].

В XV в. создается доменное производство, дающее жидкий металл для получения отливок. Техника формовки основывается на применении глины, иногда смешанной с шерстью. Ядра и пушки формуются по шаблону. В 1445 г. появляются чугунные водопроводные трубы, в 1469 г. — гири для городских весов. В конце пятнадцатого века входят в моду чугунные литые печи, украшенные барельефами [7].

В XVI в. чугунное литье распространяется по всей Европе. Появляется чугун второй плавки. Возникает формовка в сыром песке вместо применявшейся ранее жирной глины. Для сообщения формовочному песку пластичности и прочности в него вводят различные добавки (руководствуясь примерно теми же принципами, что и сейчас) — его увлажняют растворами солей, вином, мочой, уксусом и т. д. Появляются упоминания о формовке в ящиках (опоках).

В России при Иване Грозном пушечно-литейное производство выходит на первое место в Европе. Выдающимся русским «литцом» XVI в. является Андрей Чохов [8]. Первая его известная работа — медная пищаль. «На ней орел двоголавый, наверху орла три травы, у казны трава ж, в травах надпись: «лета 7076 (1568 г. нашей эры); делал Кашпиров ученик Андрей Чохов». Наиболее крупной работой Чохова является Царь-пушка. «...Слита бысть сия пушка преименитом и царствующем граде Москве, лета 7094 (1586 г.) в третье лето государства его» . . . (подпись находится под изображением Федора Иоанновича на коне). Вес пушки 2400 пудов (40 т), калибр — 1 аршин $4\frac{3}{4}$ вершка; длина $7\frac{1}{2}$ аршин. Пушка предназначалась для стрельбы каменной дробью. Ядра, помещенные рядом с пушкой, отлиты значительно позднее и отношения к ее изготовлению не имеют.

Чохов отлил большое количество других пушек. К концу жизни он, по-видимому, являлся старшим мастером на Пушечном дворе. Умер около 1630 г.

В XVII в. литейная техника усовершенствовалась незначительно. В 1682 г. чугунные литые трубы использованы при сооружении версальского водопровода с его знаменитыми фонтанами.

В XVIII в. резко расширяется номенклатура литья. Возникает машиностроение, основанное на использовании металлических деталей. В 1726 г. отливается первый паровой цилиндр; в 1767 г. делается попытка применить литые чугунные рельсы; в 1778 г. строится первый чугунный мост; изготавливается во все возрастающем коли-

честве чугуна посуда [7]. В 1771 г. Баташов строит первую вагранку. К концу XVIII в. приемы ручной формовки складываются окончательно и последующее развитие техники мало что к ним прибавляет [9]. Отливки начинают делать из чугуна второй плавки, и литейные цехи включаются в состав машиностроительных заводов.

Интересным документом начала XVIII в. является указ Петра Первого, представляющий собой своеобразные технические условия на литые пушки [10]. Он требует: «... чтобы в литые пушки были чисты, в стенах плотны и не ноздреваты и в середине не с раковинами, а надо всем прямы и не кривороты, гладки и не в ноздринах и не шадровиты, чтобы в стрельбе никакой опасности людям и паче пушкарям не было...». В другом документе устанавливается следующее отношение заказчика к исполнителю: «... А буде мастера московские учнут пушки опять лить кривороты и со всякими охулками, худые и к делу негодны и им сказать буде в том не исправятся, быть из них кому повешену . . .» (1706 г.).

Выдающимся литейщиком XVIII в. был представитель династии московских колокольных мастеров — Иван Федорович Моторин [11]. Им был изготовлен Царь-колокол, являющийся до настоящего времени непревзойденной по размерам цельной бронзовой отливкой. Работы по изготовлению формы для колокола начались в январе 1733 г.; заливка была произведена сыном Ивана Моторина — Михаилом — 24 ноября 1735 г. Вес колокола 12 327 п. 19 ф. (200 т). Колокол, являясь сложнейшим инженерным сооружением, отличается одновременно высокими художественными достоинствами. Колокол формовался в глине по кирпичной кладке. Заливался из 4-х печей в течение 25 мин. Состав металла: 84,5% меди, 13,9% олова.

В конце XVIII в. в России была изготовлена еще одна выдающаяся отливка — памятник Петру Первому «Медный всадник». Сам памятник и его отливка были выполнены выходцем из Франции — скульптором Э. М. Фальконе. Форма изготавливалась около года. Заливка была произведена 24 августа 1775 г. Вес статуи 1350 пудов (22 т). Верхняя часть памятника имеет толщину стенки 7,5 мм, нижняя — 30 мм. При громадных размерах памятника заполнение такой тонкостенной отливки явилось бы сложной задачей даже для современного литейщика.

XIX в. характеризуется дальнейшим расширением масштабов литейного производства. В связи с необходимостью отливки крупных деталей весом 10 т больше совершенствуется техника заливки.

В 1838 г. Несмит (изобретатель парового молота) изобрел ковш с шестеренным приводом; в 1854 г. Бернар изобрел стопорный ковш; в 1876 г. Д. К. Чернов усовершенствовал его и придал ему конструктивные формы, сохранившиеся до настоящего времени. В 1827 г. зарегистрировано применение модельных плит. В 50-х гг. появляются разъемные модели и первые попытки создания формовочных машин [6].

В первых сочинениях по металлургии Брингуччио (1540 г., Италия) и Агриколы (1556 г., Германия) излагаются основы полу-

чения отливок, но моста им отводится очень мало. Агрикола, в частности, пишет: «Железо, выделенное из руды, может жидко плавиться и отливаться... Если его затем освободить от шлака и проковать,... то плавиться и отливаться в таком состоянии оно уже не может...».

Ученые XVIII в. обращают внимание на развитие чугунного литья. В особенности много сделал в этом направлении Реомюр, построивший в 1772 г. первую литейную лабораторию. Он написал сочинение о кристаллизации металлов при застывании (1727 г.); открыл способность чугуна расширяться при затвердевании; занимался ковким чугуном; начал применять чугунные опоки [6]. В первой русской технической книге «Первые основания металлургии или рудных дел», написанной М. В. Ломоносовым и изданной Российской Академией Наук в 1763 г., вопросы литья отражены весьма кратко.

В технической литературе начале XIX в. описание литейной техники входит как раздел в курсы технологии. В книге русского академика И. Ф. Гмелина «Химические основания ремесел и заводов» [12], содержащей 673 страницы, металлургия занимает 109 стр., а из них металлургия железа 20 стр. По поводу литья в этой книге написано: «Чугун... может вылит быть во всяком желаемом виде, и потому весьма пригоден на литые товары». В книге Ив. Двингубского «Начальные основания технологии» [13] из 292 стр. литейному производству отводится 4 стр. В ней описаны основные приемы ручной формовки, литья из медных сплавов и чугуна. В книге акад. В. Севергина «Начертание технологии минерального царства» [15] из 609 стр. — 289 стр. отводится металлургии и около 15 стр. — литейному производству. Автор пишет относительно чугуна: «Великая легкость, с коей его плавят и отливают в формах, соделывает его способным на приготовление великого множества снадобья». Наконец, в 1859 г. выходит в Харькове первая русская отдельная книга по литейному производству, написанная горным инженером А. Ф. Мевкусом под названием «Чугунолитейное производство, или систематическое изложение всех способов и приемов, употребляемых для получения литейного чугуна, приготовления моделей, производства формовки, отливки и окончательной отделки разных чугунных изделий» [16]. Книга дает систематическое описание всей современной техники литья. Из 1083 стр. ее текста около 20 стр. отведено рассмотрению процессов, протекающих в металле при заполнении им формы и затвердевания. Описаны основные дефекты отливок, указаны принципы конструирования литниковых систем. Мевкус подчеркивает: «Располагая на приличном месте литники, выбирая соответственные формовочные материалы и вообще производя формовку и отливку с должным знанием дела, — литейщик очень значительно может ослабить вредное влияние неравномерного охлаждения, если только не встретит непреодолимых препятствий в моделях, либо рисунках, неправильно и без всякого знания литейного дела составленных».

Таким образом, к концу этого периода — к третьей четверти прошлого века — в технической литературе выросло самостоятель-

нос направление — литейное дело. Научный анализ литейных процессов пока отсутствует, но уже сложилась система описания основных технологических операций изготовления отливок.

Литейным материалом, потребовавшим наибольшего труда при освоении, в течение третьего периода явилась сталь. Разливка стали в слитки стала возможной с появлением тигельного процесса. В России литье стальных слитков впервые было освоено П. П. Аносовым в тридцатых годах прошлого века [17].

Обсуждая возможность изготовления фасонных стальных отливок, в 1878 г. Д. К. Чернов [19] писал: «...как бы, однако, не были велики препятствия к достижению вышеуказанной цели, нельзя отказаться от настойчивого преследования ее ввиду тех громадных выгод, какие представляет способ получения предметов отливкою в формы».

Первой фасонной стальной отливкой в Западной Европе считается стальной колокол, отлитый Якобом Майером на заводе Бохум в Германии в 1887 г. Сталь из первой мартеновской печи в России, построенной А. А. Износковым в 1870 г., шла на литые снаряды. В 1882 г. на Московской выставке были представлены фасонные отливки из тигельной стали. Систематическое изготовление стальных отливок в песчаных формах впервые было освоено А. С. Лавровым и С. М. Прокудиным-Горским на Гатчинском заводе в период 1881—1891 гг. [18].

В связи с успехами металлургии легких сплавов в 10-х годах нашего века было освоено изготовление отливок из алюминиевых сплавов и в 20-х годах — из магниевых сплавов. Каких-либо принципиальных трудностей изготовление отливок из легких сплавов для техники того времени не представляло. Поэтому оно не может рассматриваться как самостоятельный этап развития литейного производства.

Прогресс в области литейного производства за последний период происходил по линии конструирования различных формовочных машин, разработки связующих добавок для формовочных смесей самого разнообразного характера, создания новых и совершенствования свойств старых литейных сплавов. Характерной особенностью этого периода являлось создание и развитие специальных способов литья.

Литье в металлические формы применялось при изготовлении чугунных ядер еще в XVI — XVII вв. В первой четверти XIX в. в металлические формы отливали валки с отбеленной поверхностью [20].

Первый патент на получение отливок во вращающиеся формы был взят в Англии в 1809 г. Однако центробежное литье труб впервые в промышленном масштабе было освоено де Лаво в Бразилии только в 1914 г. Первые опыты по центробежной отливке чугунных труб производились перед первой мировой войной на Путиловском заводе, но не получили дальнейшего развития в России.

Литье под давлением из легкоплавких сплавов впервые было использовано при изготовлении типографских шрифтов изобретате-

лем литья Ленстоном в середине XIX в. В 1877 г. Дюзенбергом был взят первый патент на поршневую машину для литья под давлением. В 1907 г. Ван-Вагнер сконструировал первую пневматическую машину для литья под давлением [21].

Литье по выплавляемым моделям, хотя и было известно в глубокой древности, однако только в годы второй мировой войны было применено для получения особо сложных мелких стальных деталей, машин и приборов. За короткое время этот процесс был существенно усовершенствован и получил значительное развитие.

В годы второй мировой войны И. Кронингом разработан процесс литья в оболочковые формы на терморезактивном связующем, получивший сейчас значительное распространение.

Способ непрерывного формирования листа из жидкого металла во вращающихся валах впервые был предложен Г. Бессемером в 1857 г. [22]. Один из первых патентов на непрерывное литье слитков был взят М. Дутером в 1909 г. Существенное усовершенствование внес в него Юнгас в 30-х годах [23]. Однако непрерывное литье цветных металлов в промышленном масштабе получило применение только в сороковых годах, а стали — за последние годы.

Наряду с интенсивным ростом объема и совершенствованием технологии литейного производства, за последние сто лет работа по его научному обобщению чрезвычайно расширилась во всем мире». Ниже будет рассмотрено формирование теории литейных процессов как науки только в России и Советском Союзе. Необходимость серьезной разработки теории разлива и затвердевания металла возникла в связи с появлением способов получения жидкой стали. Основателями теории литейных процессов в XIX в. являются классики русской металлургии П. П. Аносов, Н. В. Калакуцкий, А. Ф. Мевеус, Д. К. Чернов и А. С. Лавров.

П. П. Аносов (1799—1851), разрабатывая технологию отливки слитков, делает ряд ценных наблюдений и обобщений [17,24]. В работе «О приготовлении литой стали» (1837 г.) он отмечает, что мастер «не должен торопиться с выливкой, ибо скоро вылитая сталь дает большую усадку и может в самой форме получить поперечные трещины». Наблюдая за процессами затвердевания металла, он констатирует: «... что принадлежит до кристаллования булата, то он, находясь в тигле, не может вдруг охладиться, а, выделяя теплоту через тигель, постепенно густеет ... » Н. В. Калакуцкий (1831 —1889) создает теорию внутренних напряжений в артиллерийских стволах и отливках [25, 26]. Совместно с А. С. Лавровым он дает впервые анализ процесса затвердевания металла в форме. Работы Д. К. Чернова (1839—1921) по изучению формирования стальных слитков сыграли особо важную роль в развитии науки [19, 27]. В работе «Исследования, относящиеся до структуры литых стальных болванок» (1878 г.), он дал номенклатуру структурных зон литого металла, сохранившуюся до настоящего времени, рассмотрел механизм возникновения основных видов неоднородности слитков, разработал конкретные предложения по улучшению их качества и по повышению свойств литого металла. В конце XIX в. им создан оригиналь-

ный курс сталелитейного дела, в котором много внимания уделено литейным процессам. В 1904 г. вышла книга А. С. Лаврова [28, 29] «Работы и заметки по литейному делу», подводящая итоги всех его работ, которую можно считать первой специальной монографией по литейным процессам.

В этой книге четко различаются пустоты, образующиеся в слитках «от усадки и от выделения газов, поглощенных металлом во время его плавки». Анализируется механизм формирования усадочных раковин в фасонных отливках и описываются почти все известные в настоящее время меры борьбы с ними. Впервые дается описание ликвации в стали, а также выливания жидкого остатка как метода исследования процесса затвердевания. Обсуждаются меры борьбы с усадочной пористостью и трещинами. Дается развернутая методика проектирования литниковых систем и прибылей. Оценивая уровень культуры литейного производства своего времени, А. С. Лавров пишет: «... кто такой в большинстве случаев у нас в России литейщик? Обыкновенно это простой мастер, когда плохо грамотный, выбившийся из простых рабочих своей исправностью, толковостью, сметкою ... Интеллигентных техников, получивших солидную теоретическую подготовку, на этом поприще встречается у нас мало». Годом позднее появилась первая попытка обобщения опыта формовки, предназначенная для рабочих. Это книга литейного мастера Аркадия Колесова «Заметки и советы старого формовщика» [30]. Он высказывает мысли, перекликающиеся с мыслями А. С. Лаврова: «Много написано хороших руководств по самым разнообразным отраслям технического производства, только наше формовочное дело сравнительно осталось в стороне, как будто бы забытое ученым миром. Опытных формовщиков, правда, у нас уже немало, но, к сожалению, большинство из них малограмотные. Наше литейное дело живое, разнообразное, а поэтому всегда интересное, дающее постоянную пищу уму и воображению».

На рубеже XIX и XX вв. создается ряд учебников литейного производства для высших технических учебных заведений. В 1897 г. выходит первое издание курса лекций по литейному производству А. П. Гавриленко [31], который выдержал 4 издания. В двадцатых годах в Германии создается обширная монография (242 печатных листа) К. Гейгера «Литейное дело», переведенное под ред. Н. Н. Рубцова на русский язык в 1935—1939 гг. [32]. В 1931 г. выходит книга В. Е. Грум-Гржимайло [419], в которой значительное внимание уделяется процессам формирования отливок. В 1932 г. выходит в первом издании книга М. Е. Евангулова [33], выдержавшая 6 изданий. Эти книги содержат обобщения производственного опыта, но носят почти исключительно описательный характер. Анализ литейных процессов в них отводится не более 7—8% объема, но и он носит исключительно качественный и умозрительный характер. Империалистическая и гражданская войны останавливают развитие литейного производства. Однако с 20-х годов работа в этой области резко расширяется. В 1930 г. под руководством Н. Н. Рубцова в МВТУ организуется кафедра литейного производства, которая

к настоящему времени выросла в обширную школу. В этот же период организуется кафедра литейного производства в Ленинградском политехническом институте, возглавляемая Ю. А. Нехендзи и Н. Г. Гиршовичем. Кафедра литейного производства, специализирующаяся в области цветных сплавов, организуется А. А. Бочваром и А. Г. Спасским в Московском институте цветных металлов и золота. Новый научный литейный центр во главе с А. А. Горшковым и А. А. Рыжиковым складывается в 30-х годах в Свердловске. Систематические исследования проблемы кристаллизации стального слитка впервые начинаются в начале 30-х годов в Ленинграде под руководством акад. Н. Т. Гудцова. Первые итоги этих работ подводятся в книге И. Я. Гранат и А. К. Жегалова «Кристаллизация и строение стального слитка» [34]. В дальнейшем, основанная Н. Т. Гудцовым лаборатория вырастает в широко разветвленную школу исследователей литого металла.

Первой научно-исследовательской лабораторией, занявшейся проблемами литейного производства, явилась литейная лаборатория, организованная в 1928 г. в Ленинграде под руководством П. П. Берга. Одной из первых проблем, которой занялась лаборатория, явилась проблема формовочных материалов. Итоги этих исследований были изложены в книге П.П. Берга «Курс формовочных материалов» [109], впервые в мировой литературе заложившей теоретические основы учения о формовочных материалах. В начале 30-х годов организуются литейные лаборатории ЦНИИТМАШа. К концу 30-х годов формируется группа физиков, изучающих процессы кристаллизации металлов, возглавляемая В. И. Даниловым. Научные основы проектирования литейных цехов разработаны Л. И. Фанталовым [35]. Принцип проектирования литейного оборудования разрабатываются Н. П. Аксеновым и П. Н. Аксеновым [36].

В научной литературе последнего времени все отчетливее выявляется самостоятельность теории литейных процессов. В современных общих учебниках «Литейное производство» П. Н. Бидули [37] и «Технология литейного производства» под ред. Л. М. Мариенбаха [38] вопросам анализа литейных процессов отводится от 20 до 25% объема. Ряд книг целиком посвящается теории литейных процессов. В книгах Ю. А. Нехендзи «Стальное литье» [39] и Н. Г. Гиршовича «Чугунное литье» [327] основным содержанием является литейное металловедение. В книгах П. П. Берга «Курс формовочных материалов» [109] и «Основы учения о формовочных материалах» [40] рассматриваются свойства формовочных смесей. В книге Н. Г. Спасского «Основы литейного производства» [41] наибольшее внимание уделено процессам получения отливок из цветных сплавов и заполнения форм; в книгах А. А. Рыжикова «Улучшение качества отливок» [42] и «Теоретические основы литейного производства» [43] — затвердеванию и усадочным процессам. В книге А. А. Вейника «Тепловые основы теории литья» [44] дается теория затвердевания отливок. В книге Н. Н. Рубцова «Специальные виды литья» [45] изложены особенности изготовления отливок в металлические формы и различные виды точного литья.

Громадный материал по теории и практике литейного производства обобщен в трудах многочисленных конференций по различным проблемам, собираемых по несколько раз в год НТО литейщиков и литейной секцией НТО машиностроительной промышленности в Москве, Ленинграде, Киеве, Свердловске, Горьком, Харькове, Ростове на Дону и др.

Важную роль в объединении советских литейщиков для коллективной работы по созданию теории литейных процессов за последние годы играют ежегодные совещания научных работников и производителей, созываемые комиссией по технологии машиностроения Института машиноведения АН СССР, возглавляемой акад. В. И. Дикушиным.

В 1955 г. состоялось первое совещание по гидродинамике расплавленных металлов [46], в 1956 г. второе — по затвердеванию металлов [47], в 1957 г. третье — по усадочным процессам [48], в 1958 г. четвертое — по проблеме кристаллизации металлов [49]; в 1959 г. пятое — по точности отливок, в 1960 г. шестое — по теории формовки.

Таким образом, к настоящему времени сформировалась самостоятельная наука — теория литейных процессов, являющаяся теоретической базой технологии литейного производства.

Общий объем мирового производства отливок в настоящее время может быть оценен примерно в 46—50 млн. *т*. В том числе приблизительно 38—40 млн. *т* чугунных отливок, 5,5—6,5 млн. *т* стальных отливок и 2,5—3,0 млн. *т* отливок из цветных сплавов. Производство отливок в современных передовых промышленных странах составляет 15—20% (в среднем 17%) от производства стали в слитках.

Распределение отливок по различным литейным материалам в наиболее развитой капиталистической стране — США в 1956 г. характеризуется данными, приведенными в табл. 3.

В 1957 г. из общего числа литейных цехов отливки из серого чугуна производили 2259 цехов, стальные отливки — 437, отливки

Таблица 3

Литейный материал	Выпуск в млн. т	Изготовление в %
Серый чугун.....	13,86	76,46
Ковкий чугун.....	0,95	5,94
Сталь.....	1,93	0,65
Медные сплавы	0,43	2,37
Цинковые сплавы.....	0,30	1,65
Алюминиевые сплавы.....	0,36	1,98
Магниевые сплавы.....	0,30	1,65
Всего:	18,03	100,0

из ковкого чугуна — 109, исключительно отливки из цветных сплавов — 3127 цехов. Из общего числа цветнолитейных цехов изготавливали отливки из латуни и бронзы — 2363 цеха, алюминиевые отливки — 3111, магниевые отливки — 218 и цинковые отливки—864.

Из общего числа литейных цехов 157 изготавливали отливки по выплавляемым моделям, 590 — в оболочковых формах, 1080 — под давлением, 755 — в металлических формах и 229 — центробежным литьем.

В Советском Союзе выпуск отливок имеет несколько иную структуру—чугунные отливки в нем занимают около 80%. Поданным Н. Д. Орлова [50], в общем выпуске цветных отливок медные сплавы занимают 25%, алюминиевые 68%, магниевые 3%, цинковые 4%.

В табл. 4 дается уровень производства отливок в некоторых странах за последние годы [420].

Таблица 4

Страна	Год	Производ- ство отливок в млн. т	Страна	Год	Производ- ство отливок в
США	1929	9,66	Германская Демократическая Республика	1955	0,93
	1937	8,45			
	1955	15,8			
СССР	1912	0,51	Польская Народная Республика . . .	1956	0,8
	1928	0,55	Чехословацкая Республика	1956	0,76
	1933	2,07			
	1937	3,54			
	1941	5,30	Италия.....	1954	0,71
	1955	11,4	Швеция.....	1956	0,42
	1958	13,5	Дания	1956	0,15
Германия .	1929	3,13	Финляндия	1956	0,129
	1937	3,59	Федеративная Народная Республика Югославии	1956	0,127
Федеративная республика Германии	1956	3,7			
Англия	1930	1,94	Мировое производство	1929	~22,0
	1956	4,3		1956	~46,0
Франция	1956	1,4			

Таблица 5

Виды литья	Выпуск в %	
	США	ФРГ
Литье по выплавляемым моделям.....	0,27	0,005
Литье в оболочковые формы.....	0,95	0,22
Литье под давлением.....	3,00	0,77
Всего:	4,2	1,0

Таким образом, по общему выпуску отливок Советский Союз давно обогнал крупнейшие капиталистические страны Европы и уступает только США. По производству стальных отливок Советский Союз занимает первое место в мире.

К 1965 г. в Советском Союзе будет производиться около 19 млн. т отливок, в том числе 4 млн. т стальных.

Основная масса отливок обычно изготавливается в обычных песчаных формах. Однако за последние годы много внимание уделяется специальным видам литья. Масштаб производства некоторых специальных видов литья по отношению к общему выпуску в 1955...1956 гг. в США и ФРГ, по ориентировочным данным [179], представлен в табл. 5.

Если учесть количество литья в металлические формы центробежного, литья и литья в формы из химически твердеющих смесей, то общий удельный вес специальных видов литья в СССР достигает 4,5—5%.

В ближайшее время производство отливок специальными методами в Советском Союзе должно резко возрасти.

В Советском Союзе построены первоклассные литейные цехи, создано надежное и высокопроизводительное оборудование, подготовлены кадры высококвалифицированных рабочих, техников, инженеров и научных работников-литейщиков. Это обеспечивает высокий уро-

Таблица 6

Виды заготовок	Общий расход металла		Отходы				Расход металла на детали	
	в млн. т	в %	стружка		безвозвратные потери (угар, шлак и др.)		в млн.	в % от общего расхода металла
			в млн. т	в %	в млн. т	в %		
Литые	12—16	40	1,7—2,1	12—15	0,9—1,1	6—8	10,5—12,0	75—85
Кованые и штампованные	7—8	20	1,0—1,1	14—16	1,0—1,0	14—16	5,0—5,5	65—75
Прокат	12—15	40	2,0—2,5	16—20	—	—	11,0—11,5	80—85
Всего:	32—38	100	4,7—5,7	—	1,9—2,2	—	26,5—29,0	—

вень производительности труда. Средняя годовая выработка в тоннах на одного списочного рабочего в 1954—1956 гг. составляла [437]:

США	—44
Англия	—23
ФРГ	—21
Чехословацкая республика	—20
Италия	—14

Высокий уровень производительности труда в США объясняется большой степенью механизации литейных цехов и развитием литья массового производства.

Одним из важнейших условий, обеспечивающих дальнейший прогресс литейного производства, является создание высокопроизводительного оборудования, механизация и автоматизация всех операций изготовления отливок. В настоящее время в Советском Союзе принимаются энергичные меры к резкому расширению машинной формовки. Создается самостоятельная отрасль машиностроения — литейное машиностроение.

Продукция литейного производства находит широкое применение в машиностроении (80—85%), приборостроении, строительстве, металлургическом производстве, в быту и создании предметов искусства. Распределение металла по видам заготовок в советском машиностроении в 1955—1956 гг. характеризовалось данными, приведенными в табл. 6.

Удельный вес литых заготовок в Советском машиностроении достиг 40%. Табл. 6 показывает, что изготовление отливок обеспечивает наибольшую экономию металла и обработку с наименьшим количеством стружки.

Отливки, изготавливаемые для нужд современной техники, чрезвычайно разнообразны. Их вес колеблется от сотен тонн до десятых долей грамма, размеры — от десятков метров до долей миллиметра, сложность — от грубой болванки до художественного произведения, материал — от чугуна до сплавов титана.

ГЛАВА II

КЛАССИФИКАЦИЯ ОТЛИВОК И СПОСОБЫ ИХ ИЗГОТОВЛЕНИЯ

I. КЛАССИФИКАЦИЯ ОТЛИВОК

Задача выбора способа изготовления отливки имеет множество решений, каждое из которых обеспечивает получение изделия требуемого качества. Однако различные способы изготовления отливок обеспечивают различные технико-экономические показатели производства.

Рациональный выбор способа изготовления отливок должен основываться на типизации технологических процессов и групповой технологии. Идея типизации технологических процессов выдвинута в области обработки резанием проф. А. П. Соколовским [52]. В мае 1938 г. по вопросам типизации технологических процессов обработки резанием было созвано специальное совещание [53]. Дальнейшим развитием идеи типизации технологических процессов является метод групповой обработки, выдвинутый С. П. Митрофановым [54]. Типизация технологических процессов должна основываться на классификации деталей машин.

Строгий и полный синтез геометрических форм литых деталей машин вряд ли выполним. При формировании классов приходится исходить из реальных деталей, схематизируя их и учитывая основные особенности размещения массы металла, не принимая во внимание второстепенные приливы и отверстия.

На основе анализа большого числа конкретных отливок построена следующая их классификация (фиг. 1).

Куб 1. Сплошная отливка с центральным размещением основной массы. Все три осевых размера имеют близкие величины.

Втулка 2. Пустотелая отливка круглого сечения с размещением основной массы по периферии вокруг одной из осей. Все три осевых размера имеют близкие размеры.

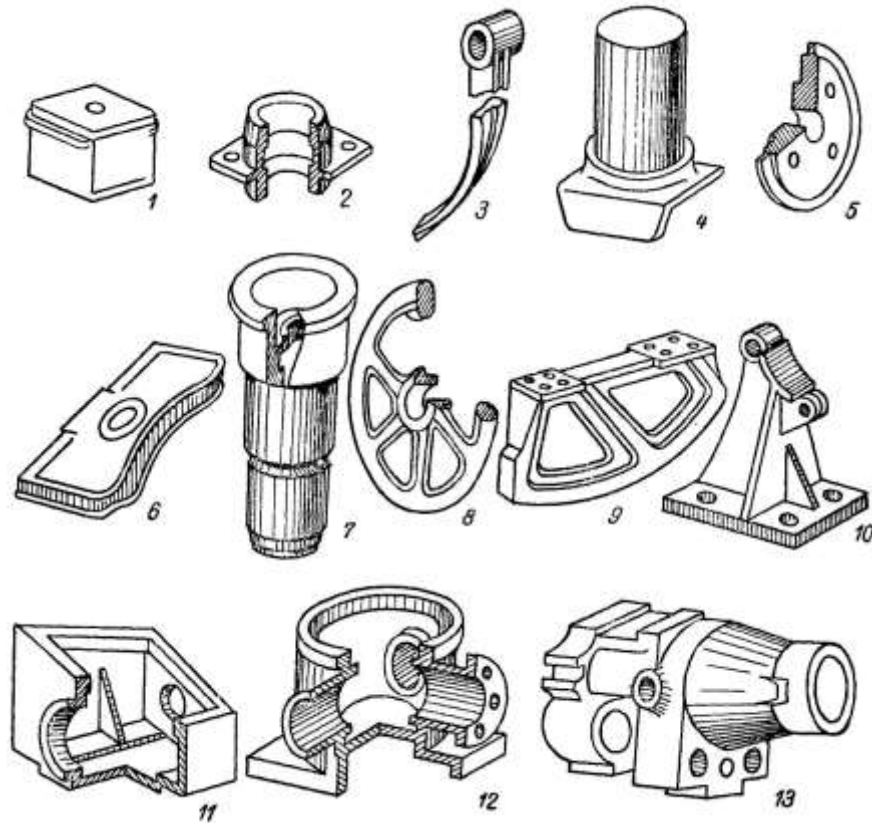
Рычаг 3. Отливка с размещением основной массы вдоль одной из осей. Один из осевых размеров значительно превосходит два других.

Цилиндр 4. Сплошная отливка с размещением основной массы вдоль одной из осей. Один из осевых размеров превосходит два других в 2—3 раза.

Диск 5. Отливка с плоскостным размещением основной массы Один из осевых размеров в 2—5 раз меньше двух других.

Плита 6. Отливка с плоскостным размещением массы. Один из осевых размеров значительно меньше двух других.

Труба 7. Пустотелая отливка с размещением массы по периферии вокруг одной из осей. Один из осевых размеров значительно больше двух других.



Фиг. 1. Классификация литых деталей машин:

1 — куб; 2 — втулка; 3 — рычаг; 4 — цилиндр; 5 — диск; 6 — плита; 7 — труба; 8 — колесо; 9 — рама; 10 — кронштейн; 11 — коробка; 12 — арматура; 13 — сложная отливка.

Колесо 8. Отливка круглой формы с размещением основной массы по периферии в одной плоскости. Один из осевых размеров значительно меньше двух других.

Рама 9. Отливка с неравномерным плоскостным размещением основной массы. Комбинация из рычагов. Площадь отверстий больше или равна половине площади отливки в плане.

Кронштейн 10. Отливка с неравномерным пространственным размещением основной массы. Комбинация из плоских стенок и втулок.

Коробка 11. Отливка с пространственным, главным образом периферийным, размещением основной массы. Комбинация из плоских стенок, расположенных в различных плоскостях.

Арматура 12. Отливка с пространственным размещением основной массы. Комбинация из втулок, плоских и криволинейных стенок.

Отливка сложной формы 13. Пространственное размещение основной массы. Сложная комбинация из криволинейных стенок и рычагов.

В табл. 7 представлено распределение по классам около 500 стальных отливок среднего машиностроения.

Таблица 7

Номера классов	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	Всего
Наименование классов		Втулка	Рычаг	Цилиндр	Диск	Плита	Труба	Колесо	Рама	Кронштейн	Коробка	Арматура	Сложная	
Количество отливок в %	2,2	10,0	6,0	1,1	8,6	2,9	4,3	6,4	4,6	28,0	12,3	9,4	3,7	100,0 %

Классификации отливок, предлагавшиеся, например, П. Г. Новиковым и В. Г. Грузиным [55], И. А. Разумовым [56] и др., являются частными случаями классификации, приведенной на фиг. 1.

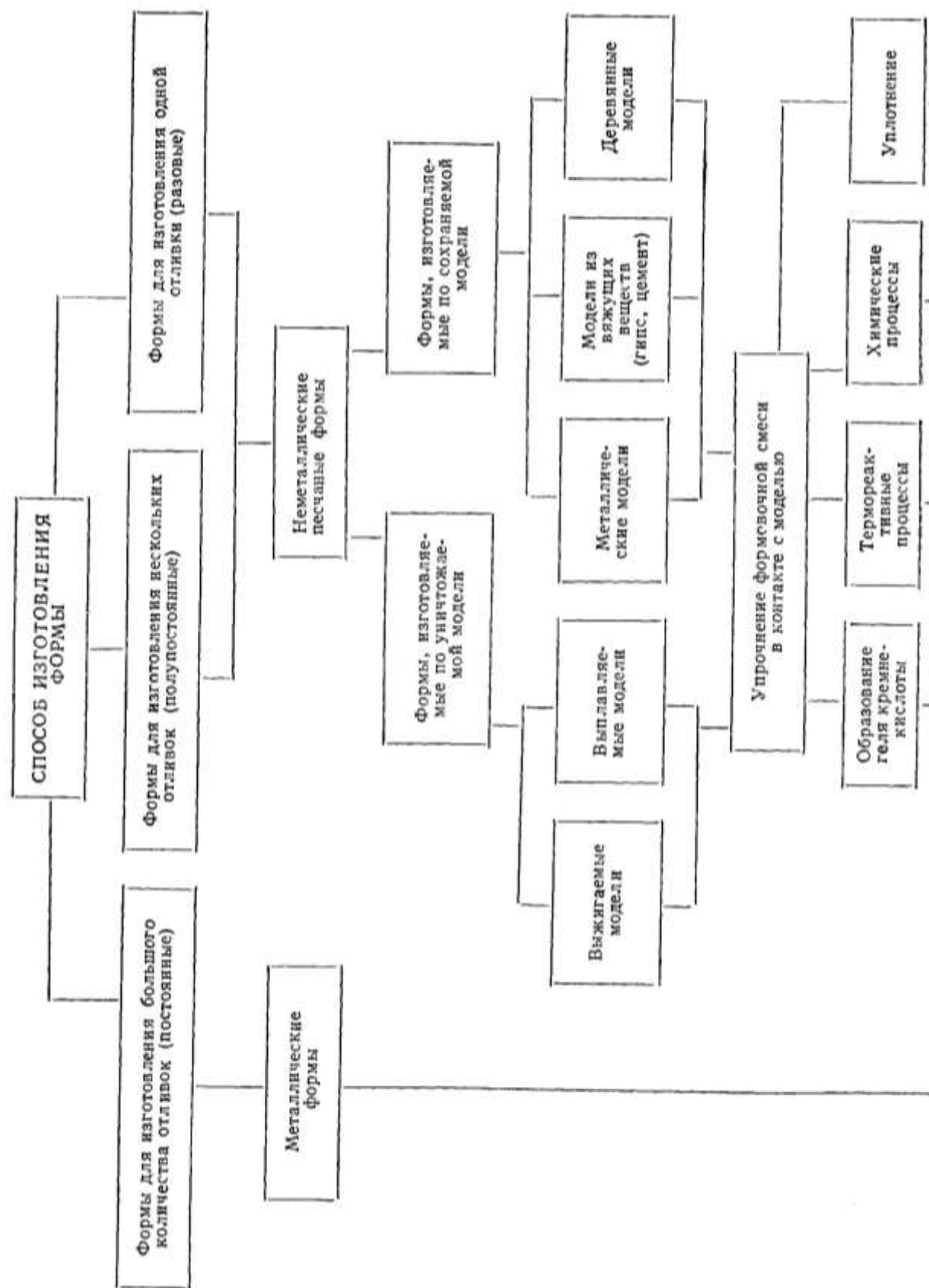
2. СПОСОБЫ ИЗГОТОВЛЕНИЯ ОТЛИВОК

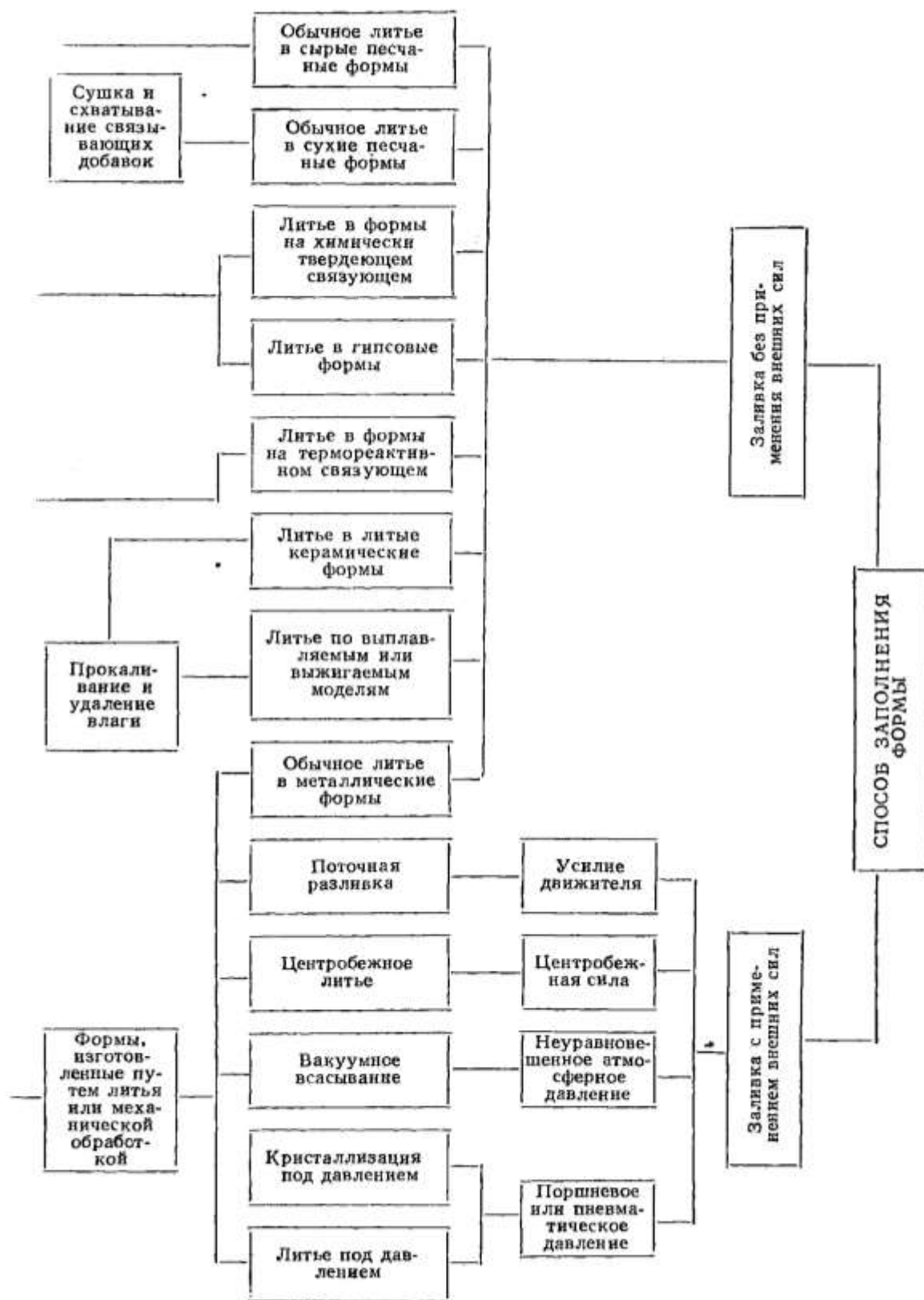
Способы изготовления отливок, методы изготовления форм и заполнения их металлом представлены на схеме стр. 22—23. В ней сознательно упущен ряд процессов, имеющих частное значение и не получивших промышленного применения.

Различные способы литья обладают ограничениями, затрудняющими или исключаящими их применение при изготовлении определенных групп отливок, главные из них накладываются экономикой производства.

Ограничения по материалу: литье в гипсовые формы осуществимо только для цветных сплавов, литье под давлением возможно из всех литейных материалов, но экономически целесообразно пока только для цветных сплавов.

Ограничения по весу: литье в оболочковые формы на термореактивном связующем может применяться для получения отливок весом от десятков граммов до десятков килограммов. Литье по выплавляемым моделям — от нескольких граммов до нескольких килограммов. Обычное литье в металлические формы — от нескольких сотен граммов до сотен килограммов. Литье под давлением — от десятых долей грамма до нескольких десятков килограммов. Литье в гипсовые формы и в литые керамические формы предназначено для мелких отливок от десятков граммов до нескольких килограммов. Обычное литье в песчаные формы — от нескольких граммов до нескольких сотен тонн. Этот способ является наиболее универсальным для изготовления отливок.





По минимальной толщине стенок применительно к литью из стали, наиболее трудно заполняющей форму: литье по выплавляемым моделям допускает толщину стенки 0,8—1,0 мм, остальные способы литья в песчаные формы — 3—5 мм, литье в металлические формы — 4—6 мм. Литье под давлением цветных сплавов позволяет получать толщину стенки в несколько десятых долей миллиметра.

По конфигурации и конструкции центробежное литье наиболее целесообразно применять для отливок, имеющих форму тел вращения, классов *втулка, труба, колесо, диск*, получаемых без стержней. Литье в металлические формы наиболее целесообразно применять для несложных деталей без выступающих частей. Литье под давлением почти не допускает поднутрений. Поточная разливка пока позволяет получать заготовки только простейшего профиля постоянного по длине изделия. Литье по выплавляемым моделям целесообразно применять для деталей сложной конфигурации классов *рычаг, втулка, кронштейн, коробка, арматура* или для простых деталей с фигурной поверхностью, требующей точного выполнения (турбинные, лопатки).

В большинстве случаев наиболее трудоемким способом литья, дающим низшую производительность труда, является литье в сухие песчаные формы, получаемые ручной формовкой. По данным В. М. Шестопада [57], если принять трудоемкость этого способа литья за единицу, то она может быть снижена при переходе на литье:

в сырую песчаную форму при машинном изготовлении	в 3—10 раз
в сырую песчаную форму при ручном изготовлении	» 2 раза
в оболочковую форму	» 5—20 »
в металлическую форму	» 4—10 »
под давлением	» 10—50 »

Естественно, что переход на специальные виды литья требует применения дорогих материалов, более сложной оснастки и дорогого и сложного оборудования.

По весьма ориентировочным данным стоимость (в рублях) одной тонны литья в настоящее время составляет:

в обычные песчаные формы:

серый чугун	800—2000
ковкий чугун	1200—3000
углеродистая сталь.....	1800—5000
цинковые сплавы	3000—4000
алюминиевые сплавы.....	7000—8500
медные сплавы	8000—14 000
магниевые сплавы.....	20 000

в металлические формы:

сталь	2000—3000

в формы на терморезактивном связующем:

сталь.....	3000—8000

литье по выплавляемым моделям:

сталь.....	10 000—25 000

литье под давлением

алюминиевые сплавы	8000—15 000

При учете указанных выше ограничений по материалу, весу, толщине стенок и конфигурации, выбор способа изготовления отливки определяется основным фактором — стоимостью получаемой из нее детали.

В работах, рассматривающих вопросы стоимости литья, к сожалению, приводятся только частные примеры, иллюстрирующие эффект от применения тех или иных усовершенствований. Для развернутого количественного анализа стоимости пока не хватает многих данных.

Качественная картина стоимости литой детали может быть оценена следующей общей формулой:

$$S = \left(L + \frac{M}{l} + N + \frac{Q}{m} + \frac{P}{n} \right) + R, \quad (1)$$

где S — стоимость обработанной детали;

L — зарплата рабочих литейного цеха с начислениями и накладными расходами;

M — стоимость металла, расходуемого на деталь;

l — выход годного по отношению к жидкому металлу;

N — стоимость основных и вспомогательных материалов в литейном цехе;

Q — стоимость оснастки и приспособлений на партию отливок в литейном цехе;

m — число отливок в партии;

P — расход на 1 машино/час работы оборудования в литейном цехе;

n — число циклов работы оборудования в час;

R — стоимость обработки литой заготовки в механических цехах.

Все шесть членов правой части равенства связаны между собой и взаимозависимы. Расход заработной платы на одну отливку уменьшается при повышении уровня механизации. Например, по данным общества германских литейщиков, при переходе от ручной работы к механизированному производству выпуск продукции возрастает до 134%, а расход энергии рабочих падает до 69%; при переходе к автоматизированному производству выпуск продукции возрастает до 194%, а расход энергии рабочих падает до 58% [58]. Применение более совершенной оснастки также снижает расходы на зарплату, повышая производительность труда [64, 65].

В стоимости отливок из различных литейных материалов удельный вес стоимости металла различен. В табл. 8, поданным Ю. А. Нехендзи [59], Н. Д. Орлова [50], а также ряда заводов, представлено распределение стоимости отливок по основным статьям.

Переход от литья в песчаные формы к литью в металлические формы повышает выход годного за счет сокращения размеров прибылей. Центробежное литье и вакуумное всасывание допускают минимальный расход металла на литники. Литье по выплавляемым моделям, под давлением, в оболочковые формы и др. требует меньших расходов металла на припуски, чем обычное. Стоимость основных и вспомогательных материалов возрастает при переходе от обыч-

Таблица 8

Литейный материал	Составляющие себестоимости в %			
	Металл	Изготовление формы и стержней	Обрубка и другие работы	Цеховые и общезаводские расходы
Чугун	30—40	8—12	4—8	45—55
Сталь углеродистая	35—40	3—8	5—12	45—55
Сталь высоколегированная	60—80	1—3	2—10	20—25
Цветные сплавы .	55—80	1,5—2,5	3—5	15—35

ного литья в песчаные формы к специальным видам литья в неметаллические формы, но снижается при переходе к литью в металлические формы. Стоимость оснастки на партию отливок резко возрастает при переходе от обычного литья к специальным видам литья. Поэтому они могут применяться только в условиях массового и серийного производства.

А. А. Дудин [60] приводит следующие данные об экономически целесообразной партии отливок при различных способах изготовления, применительно к отливкам небольшого веса, средней сложности из алюминиевого сплава:

литье под давлением	более 10 000 шт.
литье в металлическую форму.....	2500—10 000 »
литье песчаные формы	
машинная формовка:	
металлические модели.....	1300—2500 »
деревянные модели	1300—100 »
ручная формовка:	
деревянные модели	менее 100 »

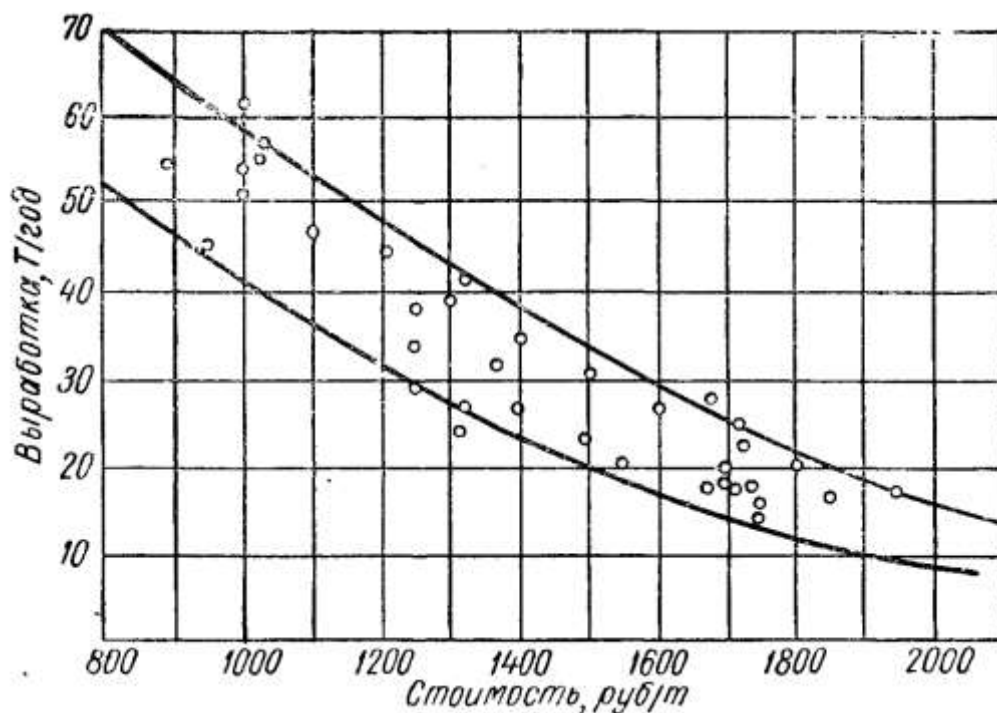
По данным П. П. Москвина [61], между стоимостью механической обработки детали и размером минимальной партии деталей, при которой выгодно изготавливать их литьем под давлением, существует зависимость, приведенная в табл. 9.

Таблица 9

Стоимость механической обработки детали в руб.	90—130	65—90	45—65	35—40	25—30	15—20	10
Минимальный размер выгодной партии в шт.	200	300	400	600	800	1000	1300

Расходы, связанные с работой оборудования, уменьшаются при увеличении его производительности, однако не в прямой пропорции, так как стоимость оборудования с увеличением его производительности также возрастает.

На фиг. 2, по данным Г. М. Ямпольского [62], представлена зависимость стоимости тонны отливок из серого чугуна от выработки на одного списочного рабочего для однородной продукции, изготавливаемой 40 заводами сельскохозяйственного и тракторного машиностроения. Диаграмма показывает, как резко растет стоимость отливок при понижении уровня механизации, определяющего выработку II.1 одного списочного рабочего.



Фиг. 2. Зависимость стоимости чугунных отливок от выработки на одного списочного рабочего в год по данным заводов тракторного и сельскохозяйственного машиностроения.

Стоимость механической обработки отливки, естественно, понижается при переходе от обычного литья к специальным видам. Применение специальных видов литья оправдывается только тогда, когда увеличение расходов на зарплату, материалы, оснастку и оборудование перекрывается экономией на металле и особенно на механической обработке при переходе с обычного литья или иных заготовительных процессов, а также при получении изделий из сплавов, плохо поддающихся обработке резанием.

В пределах каждого способа существует много технологических вариантов изготовления отливок. В понятие варианта входит конкретный выбор материала и метода изготовления модели, типа формовочного материала, способа формовки, положения отливки при заливке.

При выборе положения отливки при заливке, с точки зрения обеспечения точности, необходимо располагать в нижней части формы обрабатываемые поверхности и ответственные части отливки. С точки зрения обеспечения плотности и облегчения организации питания, особенно на стальных отливках, их более массивные части необходимо располагать в верхней части формы.

Силы, действующие на деталь, могут располагаться симметрично одной плоскости, симметрично двум взаимно-перпендикулярным плоскостям, симметрично ряду параллельных плоскостей, параллельных одной главной и симметрично трем взаимно-перпендикулярным плоскостям. Распределение свойств в литой детали должно быть симметрично по отношению к плоскостям симметрии сил, действующих на деталь. Как указывает В. С. Калабушкин [63], для обеспечения симметрии свойств в первую очередь необходимо располагать деталь при свободной заливке таким образом, чтобы все плоскости симметрии действия сил на деталь располагались вертикально.

С точки зрения обеспечения удобства формовки, отливку необходимо располагать так, чтобы ее минимальный габаритный размер был перпендикулярным к плоскости разъема. Детали, представляющие собой тела вращения, целесообразно располагать вертикально. При выборе поверхности разъема желательно отливку располагать, так, чтобы большая часть, а если возможно, то вся отливка, располагалась в одной нижней части формы. При этом погрешности размеров при сборке формы будут иметь наименьшее значение. Поверхность разъема должна быть плоской (за исключением формовки со съёмными опоками). Поверхность разъема должна быть выбрана так, чтобы извлечение модели из формы было наиболее легким.

Отливки класса *куб* обычно можно располагать только в одной половине формы. Выбор положения для этих отливок при заливке определяется исключительно расположением обрабатываемых поверхностей. Отливки классов *штулка* и *цилиндр* чаще располагают под заливку вертикально (более массивной частью вверх). При вертикальном расположении фланцы помещаются в плоскости разъема. Отливки класса *рычаг* всегда располагаются горизонтально. Если отливка имеет искривленную часть в форме свода, располагающуюся в вертикальной плоскости, на ее верхней поверхности часто образуются дефекты. Вопрос о размещении сводчатой части в верхней или нижней части формы решается в зависимости от того, какая поверхность является более ответственной. Отливки классов *диск* и *плита* почти всегда располагаются горизонтально. Для устранения дефектов на верхней поверхности плиты часто применяется заливка с наклоном 5—10° в сторону литниковой системы. Отливки класса *труба* и классов *колесо* и *рама* обычно располагаются горизонтально. Отливки классов *кронштейн*, *коробка*, *арматура*, *сложная отливка* располагаются в самых различных положениях.

ГЛАВА III

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ФОРМОВОЧНОЙ СМЕСИ В НЕНАГРЕТОМ СОСТОЯНИИ

I. СТРУКТУРА ФОРМОВОЧНЫХ СМЕСЕЙ

Любая формовочная смесь состоит из двух составляющих: зернистой и связующей, а также атмосферы, заполняющей поры смеси.

Зернистая составляющая в подавляющем большинстве случаев представляет собой песок на основе кварца с примесями полевого шпата, окислов и гидратов окислов железа, карбонатов, алюминатов и других материалов [429, 430]. Кроме того, начинают применяться и имеют перспективу для применения в качестве зернистой составляющей: оливины, дуниты, хромиты, магнезит и циркон. Связующая составляющая в простейшем случае представляет собой влажную глину, в более сложных случаях смесь тех или иных органических и неорганических клеящих веществ.

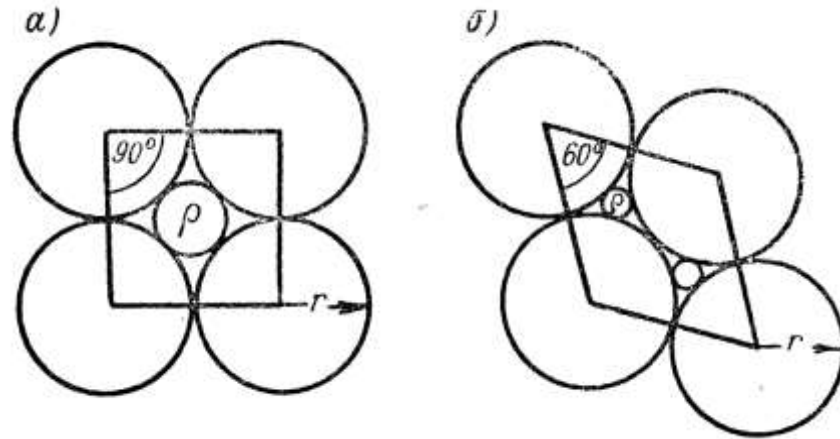
Получение песчаной формы с точки зрения процессов, происходящих в формовочных материалах, в диапазоне от добычи их в карьере до уплотнения в опоке складывается из:

- 1) разрушения первоначальной структуры формовочных материалов путем их дробления, отсева, сушки и т. д.;
- 2) создания дисперсионной системы из песка, глины, воды и связующих добавок путем их смешения и
- 3) организации в формовочной смеси новой структуры путем ее уплотнения, а также высушивания.

В отличие от грунтовых масс в формовочных смесях влага не заполняет капилляры между зернами. В отличие от сыпучих масс, в обычных формовочных смесях связи между частицами устанавливаются при самых ничтожных нагрузках. Таким образом, механика формовочных смесей имеет существенные отличия и от механики грунтов и от механики сыпучих тел.

При анализе дисперсных систем их фактическую структуру можно заменить моделью, получившей название фиктивного грунта (фиктивной смеси). При этом система рассматривается построенной из одинаковых жестких шарообразных частиц. Величина пористости фиктивной смеси зависит от способа раскладки шаров. Расстояние между центрами любой пары соприкасающихся шаров равно сумме их радиусов, т. е. диаметру. Центры каждых восьми шаров, сопри-

касающихся между собою, образуют в пространстве ромбоэдр, каждая грань которого есть ромб. Такой ромбоэдр является основой модели фиктивного грунта (смеси) в наиболее строгой теории, разработанной Слихтером [66]. Различные расположения шаров фиктивной смеси колеблются между двумя крайними положениями: (фиг. 3), в одном из которых расположение наиболее рыхлое и угол ромба равен 90° , в другом расположение наиболее плотное и угол ромба равен 60° . Так как в ромбоэдре для каждого угла грани имеется угол, дополнительный до 180° , то очевидно, что восемь кусков шара, которые грани ромбоэдра вырезают из восьми соприкасающихся



Фиг. 3. Схемы структур фиктивной смеси при наиболее рыхлом (а) и наиболее плотном (б) расположении частиц.

шаров, образуют, если их сложить, целый шар. Отношение объема пустого пространства внутри ромбоэдра к объему самого ромбоэдра будет представлять собой пористость фиктивной смеси. Геометрический анализ, проведенный Слихтером, дал следующее выражение для величины пористости:

$$m = 1 - \frac{\pi}{6(1 - \cos \Theta)\sqrt{1 + 2 \cos \Theta}}, \quad (2)$$

где m — пористость;

Θ — угол ромбоэдра.

Отсюда следует, что пористость фиктивной смеси не зависит от диаметра частиц и определяется исключительно способом их раскладки, характеризуемым величиной угла Θ .

В площади ромба, вершинами которого являются центры шаров, лежат четыре части окружности, образующие, если их сложить, целую окружность. Отношение площади не занятой окружностями к площади ромба называется просветом. Он характеризует площадь прохода в самом узком месте поровых каналов фиктивной смеси. Геометрический анализ дает для просвета следующее равенство:

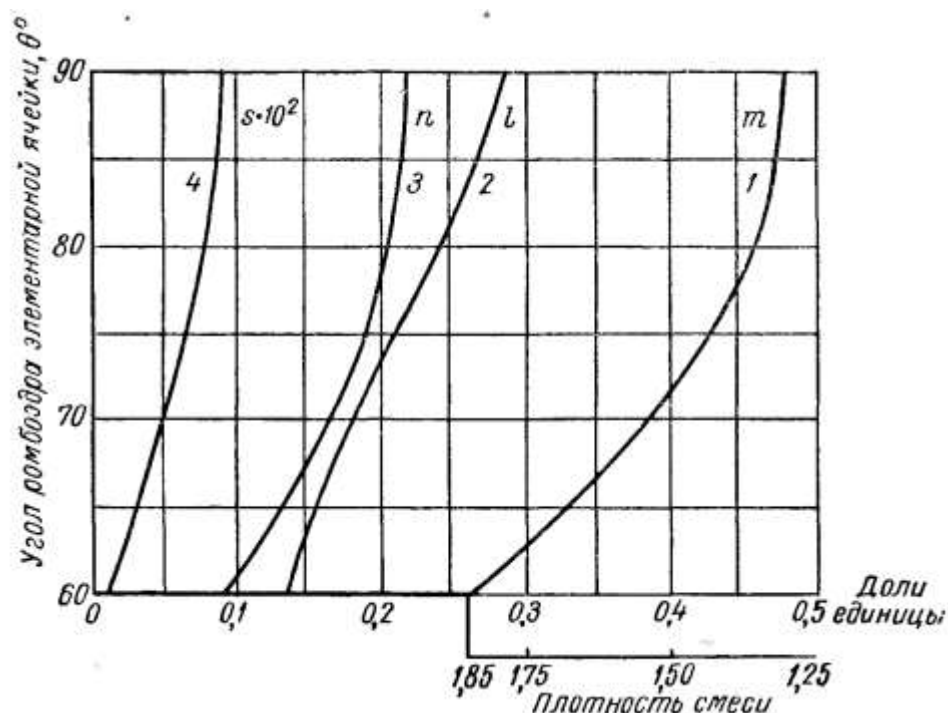
$$n = 1 - \frac{\pi}{4 \sin \Theta}, \quad (3)$$

где n — просвет;

Θ — угол ромбоэдра,

Отсюда следует, что величина просвета фиктивной смеси не зависит от диаметра частиц и определяется только способом их раскладки.

На фиг. 4 даны величины пористости и просвета, полученные путем расчета при помощи равенств (2) и (3) при возможных значениях угла θ . Для крайних значений угла ромбоэдра 60° и 90°



Фиг. 4. Зависимость параметров структуры фиктивной смеси от угла ромбоэдра — элементарной ячейки:

1 — пористость (m); 2 — относительный радиус (l); 3 — просвет (n); 4 — коэффициент относительной проницаемости по Слихтеру ($s \cdot 10^2$).

крайние значения пористости составят $m_{90^\circ} = 0,476$ и $m_{60^\circ} = 0,259$. Между ними лежит интервал теоретической (объемной) пористости. Реальная формовочная смесь отличается от фиктивной следующими основными особенностями.

1. Частицы реальной смеси имеют различную крупность и отличаются по форме от сфер.

2. Контакт между частицами уплотненной смеси происходит не в точках, а на площадках, определяемых деформацией связующей составляющей.

3. Различные элементарные ячейки в пределах одного микроскопического объема формовочной смеси с той или иной степенью уплотнения имеют различную укладку частиц и различный угол θ .

Можно принять удельный вес материала частиц песчаной формовочной смеси равным $2,5 \text{ г/см}^3$, тогда удельный вес фиктивной формовочной смеси должен лежать в интервале от $2,5 \cdot (1 - 0,476) = 1,30 \text{ г/см}^3$ до $2,5 \cdot (1 - 0,259) = 1,85 \text{ г/см}^3$.

Пористость уплотненной реальной формовочной смеси хотя и меняется при изменении размеров частиц, но очень незначительно (табл. 10 [40]).

Удельный вес разрыхленной формовочной смеси составляет 1,0—1,2 г/см³, что меньше нижнего предела удельного веса фиктивной смеси. Очевидно, в разрыхленной смеси образуется значительное количество комбинаций укладки, в которых не все соседние частицы соприкасаются между собой и поры имеют большие размеры, чем, в фиктивной смеси. Удельный вес предельно уплотненной формовочной смеси фактически совпадает с расчетным для фиктивной смеси.

Для оценки проницаемости смеси важна не столько площадь пор, сколько размер каналов между частицами. Как следует из геометрических соображений, радиус *Таблица 10* окружности вписанной в контур поры (фиг. 4) выражается

Средний размер зерен в мм	Пористость в %	
	круглых зерен	угловатых зерен
0,075	40,3	51,3
0,10	39,0	50,8
0,15	38,4	40,7

равенством:

$$\rho = r \left(\frac{1}{\cos \frac{\theta}{2}} - 1 \right) = lr, \quad (4)$$

где l — относительный радиус поры;

θ — абсолютное значение радиуса поры;

r — радиус частицы;

θ — угол ромбоэдра.

При угле ромба, равном 90°, в контур поры вписывается окружность, центр которой совпадает с точкой пересечения диагоналей ромба (квадрата). При уменьшении угла ромба в контур поры оказывается возможным вписать две окружности. При углах, близких к 90°, эти окружности частично пересекаются; при углах, близких к 60°, они разделены. Величины относительного радиуса пор, вычисленные при помощи равенства (4), приведены на фиг. 4. Абсолютный размер пор, очевидно, прямо пропорционален радиусу частиц.

Величина просвета при разных степенях уплотнения в фиктивном грунте лежит в пределах от 9,3 до 21,5%; соответственно радиус окружностей, вписанных в поры, составляет от 13,4 до 29,3% от радиуса частиц.

При максимальном уплотнении и угле ромбоэдра элементарной ячейки смеси равном 60° наименьшим поперечным сечением порового канала является криволинейный треугольник, стороны которого образованы поверхностями сфер. Ось порового канала не является прямой линией, перпендикулярной основанию слоя, так как она огибает частицы. Площадь сечения порового канала периодически меняется по длине. Величина n [выражение (3)] — просвет — характеризует только его минимальное значение.

При рассмотрении процесса фильтрации жидкости или газа через слой фиктивного грунта (смеси) Сликтер заменяет действительный поровый канал идеальной цилиндрической порой, площадь которой

равна площади сечения действительной поры, а длина соответствует ребру элементарной ромбоэдрической ячейки, а не толщине слоя. При движении вещества через поры, очевидно, в их углах получаются застойные области, не принимающие участия в фильтрации. При наибольшей степени уплотнения длина поровой трубки на 6,5% больше толщины слоя, а средняя площадь сечения идеальной поровой трубки на 44% больше величины просвета n .

Закономерности фильтрации через слой формовочной смеси газа усложняются его сжимаемостью, а в условиях нагрева перепад давлений оказывается связанным с температурным полем.

Опираясь на модель идеального грунта (смеси), полагая, что фильтрующаяся жидкость несжимаема и движение происходит на ламинарном режиме, Слихтер получил следующее равенство для расхода жидкости через единицу площади плоской стенки:

$$Q = \frac{aP}{\eta h}, \quad (5)$$

где

Q — расход жидкости;

h — толщина стенки;

P — разность давлений;

η — вязкость жидкости;

$$a = \frac{n^2 d^2}{96(1-m)} s d^2 \text{ — коэффициент, зависящий от структуры смеси}$$

и размеров частиц;

d — диаметр частиц;

s — коэффициент относительной проницаемости Слихтера (m — пористость, n — просвет).

При определении газопроницаемости формовочной смеси, количество газа, время его прохождения и площадь сечения образца являются переменными, не равными единице величинами, следовательно, исходя из равенства (5), можно написать:

$$\frac{a}{\eta} = \frac{Vh}{P\tau F}, \quad (6)$$

где V — количество газа;

h — толщина образца;

τ — время прохождения газа;

F — площадь сечения образца;

P — разность давлений.

Правая часть полученного равенства совпадает со стандартной формулой газопроницаемости. Следовательно, для фиктивной смеси газопроницаемость должна определяться выражением

$$k = \frac{n^2 d^2}{96(1-m)\eta}. \quad (7)$$

Таким образом, коэффициенты проницаемости, принятые в различных теориях, связаны следующими соотношениями:

$$k = \frac{s}{\eta} = \frac{D}{\gamma}, \quad (8)$$

где k — газопроницаемость в стандартной формуле для формовочных материалов;

s — коэффициент проницаемости по Слихтеру;

D — коэффициент фильтрации по Дарси, применяемый в теории фильтрации влаги в грунтах.

Из формулы (7) следует, что при одной и той же смеси и постоянном уплотнении произведение газопроницаемости на вязкость газа должно быть постоянным. Опыты П. П. Берга [40] по определению газопроницаемости одного и того же образца при пропускании через него различных газов подтверждают это положение. Произведение газопроницаемости на относительную вязкость воздуха, кислорода и двуокиси углерода оказались равными соответственно: 106,00; 106,56; 105,30.

Из полученных выше выражений следует, что для постоянной степени уплотнения (одинаковый угол β) и постоянной вязкости газа газопроницаемость должна быть прямо пропорциональна квадрату диаметра зерен. Обобщение П. П. Бергом [40] ряда исследований показывает, что газопроницаемость реальных формовочных смесей пропорциональна диаметру зерен в степени, величина которой лежит в пределах от 0,8 до 3,7. В большинстве случаев показатель степени лежит около 1,75. Расхождения между расчетом и измерениями не очень велики и, по-видимому, связаны с тем, что смеси сравнивались при постоянной работе уплотнения, которая не обеспечивает постоянства пористости для зерен с различными геометрическими характеристиками.

2. УПЛОТНЕНИЕ ФОРМОВОЧНЫХ СМЕСЕЙ

Основным способом создания песчаной формы из формовочной смеси является ее уплотнение. Известны следующие методы уплотнения формовочных смесей.

1. Длительно действующими силами: прессование плоским пуансоном или профильной колодкой; прессование эластичной диафрагмой.

2. Кратковременно действующими силами: ручная трамбовка; встряхивание; пескомет.

3. Комбинированное воздействие: встряхивание с подпрессовкой; вибропрессование; пескодупное и пескострельное уплотнение.

Применяются следующие методы исследования уплотнения:

1. Определение плотности путем высверливания пробы и определения ее объемного веса.

2. Изготовление слоистых форм путем введения параллельных прослоек из окрашенного порошка (мела, талька).

3. Измерение твердости смеси.

Разрыхленная формовочная смесь состоит из комочков, образуемых слипшимися зернами. Поры образуются как между зернами в комках, так и между комками. Начальная стадия уплотнения состоит из разрушения комков и заполнения пор между ними. В конце процесса уплотнения смесь приобретает равномерную структуру, в которой сохраняются только поры между зернами.

Первоначально деформация формовочной смеси имеет характер пластический. По мере увеличения степени уплотнения возникают упругие деформации. При возрастании упругости все большее значение приобретает боковое давление, вызывающее трение формовочной смеси о стенки опоки и вертикальные поверхности модели.

При прессовании слои формовочной смеси, занимавшие первоначально горизонтальное положение, искривляются у стенок опоки. В средней части опоки слои сохраняют горизонтальное параллельное сложение. Глубина искривления слоев достигает наибольшего значения на середине высоты стенок опоки и падает до нуля на верхнем и нижнем срезе опоки. В центральной части формы развиваются наибольшие усилия, которые вызывают максимальные уплотнения. Уплотнение смеси у стенок формы имеет минимальное значение.

Н.П.Аксеновым [36] для уплотнения прессованием получена эмпирическая формула

$$\delta = 1 + cP^{0,25}, \quad (9)$$

где δ — уплотнение или средний объемный вес в $г/см^3$;

c — коэффициент уплотняемости прессованием, обычно равный $0,4 \div 0,6$.

При повышении высоты опоки он уменьшается примерно пропорционально корню пятой степени из ее величины;

P — давление в $кг/см^2$.

П. П. Берг [40] считает, что в правой части равенства первый член должен соответствовать объемному весу неуплотненной смеси, близкому обычно $1 г/см^3$. Уравнение Н. П. Аксенова дает хорошие результаты при давлениях от 2 до 5 $кг/см^2$.

Применение прессующих машин ограничивается значительным ростом требуемых усилий при возрастании площади опок. Предельными размерами считаются [36] 4000—5000 $см^2$.

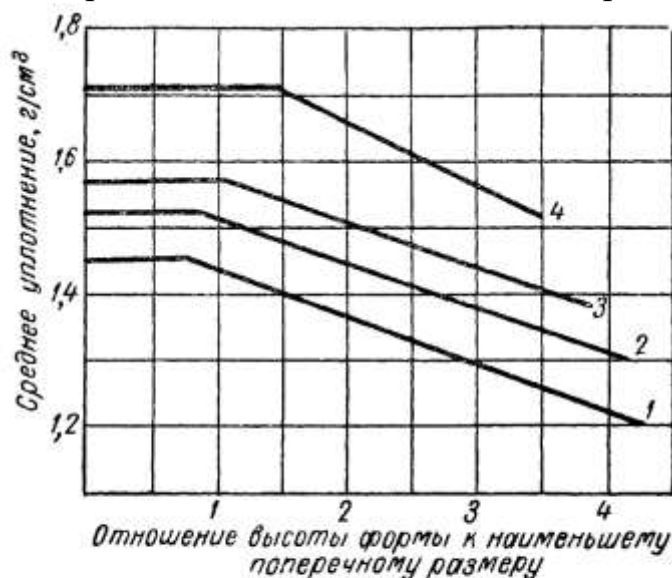
М. В. Чунаев [67] установил, что боковое давление при прессовании составляет 0,35—0,50 от вертикального давления.

Боковое давление вызывает трение смеси о стенки опок и поглощение части работы, затрачиваемой на прессование. Эта часть работы растет с увеличением высоты опоки. Исследования показали [36], что по мере удаления от поверхности прессования уплотнение уменьшается. У модели оно несколько возрастает в результате реакции жесткой поверхности.

Исследования Л. Е. Комарова [68], проведенные методом фиксации слоев смеси путем введения прослойки, показали, что при уплотнении формовочной смеси прессованием характер распределения плотности определяется отношением высоты формы к наименьшему поперечному размеру. Если это отношение не больше 1,25, уплотнение распределяется по высоте формы вполне равномерно, независимо от абсолютного значения высоты.

На фиг. 5 представлены кривые изменения средней плотности при различных величинах давления.

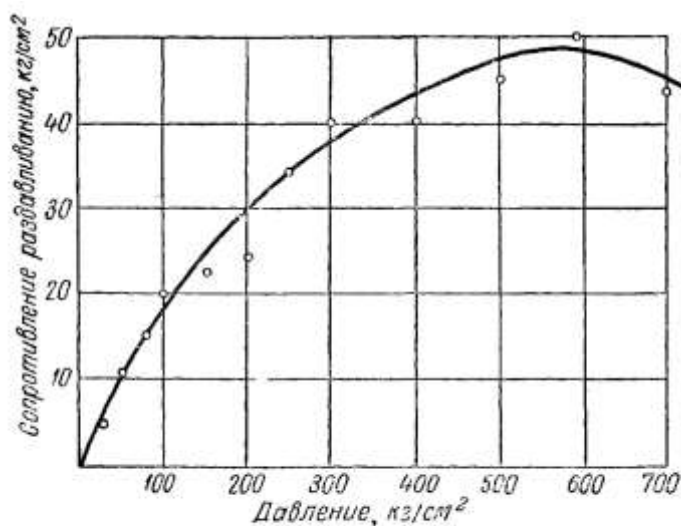
В случае прессования формовочной смеси на высоких моделях, в щелях между поверхностями опоки и модели условия уплотнения будут явно не благоприятны. Для повышения однородности уплотнения прессованием применяется ряд методов: повышение давления; фигурные колодки, соответствующие конфигурации модели; неравномерное насыпание смеси в опоку; прессование резиновой диафрагмой; применение вибрации и др. За последнее время привлекает внимание получение форм методом прессования под повышенным давлением. П. Н. Шорников [70] описал прессование под давлением 7—8 кг/см^2 . В работе И. Р. Дудника [71] обобщен полученный в этом направлении опыт. По его данным повышение давления до 20—30 кг/см^2 обеспечивает повышение чистоты поверхности и точности размеров



Фиг. 5. Зависимость средней плотности от отношения высоты формы к наименьшему поперечному размеру при прессовании:

1 — давление 1 кг/см^2 ; 2 — давление 2 кг/см^2 ; 3 — давление 4 кг/см^2 ; 4 — давление 10 кг/см^2 .

отливок по сравнению с литьем в формы, изготавливаемые на обычных встряхивающих машинах. М. А. Шмелькин [72] провел исследование влияния высоких давлений на прочность формовочных смесей (фиг. 6). Прессование смеси крупнозернистого песка с 20% глины и 5% влаги под давлением до 300 кг/см^2 позволяет получить сопротивление раздавливанию до 40 кг/см^2 , вместо 1,0—1,5 кг/см^2 при давлении 2—3 кг/см^2 . Увеличение давления свыше 300 кг/см^2 дает незначительный прирост прочности, а свыше 600 кг/см^2 даже снижает ее из-за разрушения зерен и образования новых поверхностей, не покрытых глиной. М. А. Шмелькиным разработан процесс изготовления стержней, прессуемых под высоким давлением. Форма,



Фиг. 6. Зависимость прочности формовочной смеси на раздавливание от усилия прессования при высоких давлениях.

собранный из таких стержней, обеспечивает точность размеров по 5-му классу и чистоту поверхности по 6-му классу. Метод опробован пока на небольших отливках. Недостатком таких стержней является их низкая газопроницаемость и плохая выбиваемость.

Для уплотнения встряхиванием Н. П. Аксеновым [35] получена эмпирическая формула

$$\delta = 1 + ba^{0,3}, \quad (10)$$

где b — коэффициент уплотняемости встряхиванием, обычно равный $0,35 \div 0,55$;

$a = \frac{Q}{F} hn\eta$ — удельная работа встряхивания в $кг \cdot дм/см^2$;

Q — вес формовочной смеси в опоке в $кг$;

F — площадь опоки в $см^2$;

h — высота подъема стола в $см$;

n — число ударов;

η — коэффициент потери живой силы падающих частей машины. Колеблется для различных конструкций машин от 0,3 до 0,7.

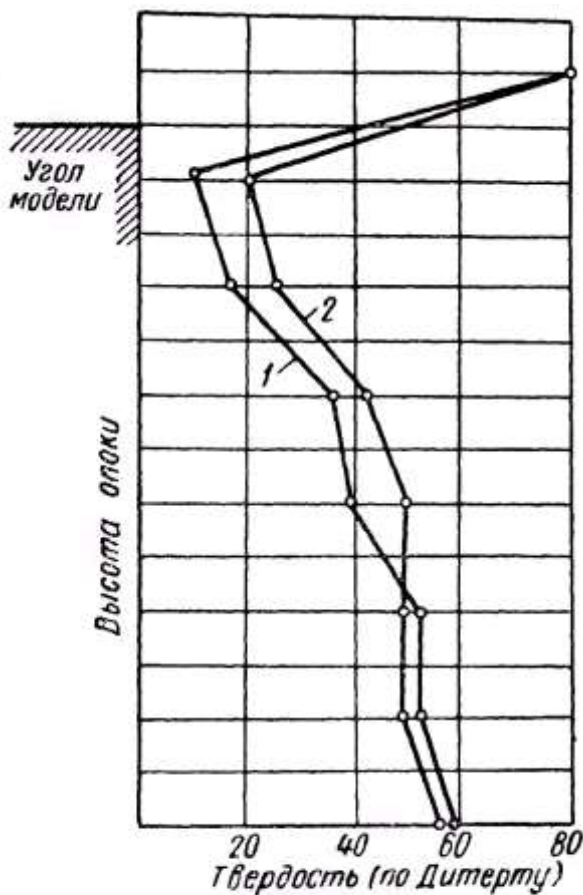
Так же как и в предыдущей формуле вместо единицы в правой части следовало бы ставить плотность разрыхленной смеси. Боковое давление при встряхивании имеет гораздо меньшее значение, чем при прессовании. Низкие опоки уплотняются хуже, чем высокие. Усилие требуется только для подъема формы; оно гораздо меньше, чем усилие при прессовании.

Исследования [46] показали, что по мере удаления от верхней поверхности формы уплотнение растет. При достаточно большом числе ударов вблизи модели уплотнение концентрируется в результате реакции жесткой поверхности так же, как при прессовании. Верхние слои формы требуют дополнительного уплотнения. Уплотняемость улучшается с увеличением размеров зерен смеси, повышением степени неоднородности их размеров и увеличением содержания глины и влаги. Влияние этих факторов определяется тем, что они облегчают перемещение частиц в направлении компактных укладок.

После удара стола встряхивающей машины о станину рыхлая формовочная смесь, не обладая упругостью, продолжает двигаться вниз, а стол вместе с моделью, обладающей упругостью, меняет направление движения на обратное. Таким образом, уплотнение формовочной смеси происходит, во-первых, под действием сил инерции, возникающих в ней самой и, во-вторых, под действием упругого отражения сил инерции, возникающих в столе, опоке и модельной плите. При уплотнении смеси в ней возникает упругость и дальнейшее встряхивание может приводить к разрушению смеси за счет сил инерции, отражаемых при ударе.

Н. В. Вишняков [73] рассмотрел уплотнение формовочных смесей при встряхивании на основе равенства количества движения в системе и показал, что при хорошо отрегулированной машине возможно получение достаточного уплотнения при 10—30 ударах, а при формовке в съемных опоках даже при 5.

П. Н. Аксеновым [38] установлено следующее положение: «Всякое внешнее сопротивление, тормозящее движение объема смеси при его уплотнении или препятствующее этому движению, способствует местному увеличению уплотнения около данного сопротивления». При уплотнении встряхиванием



Фиг. 7. Распределение уплотнения формовочной смеси по высоте формы при обычном встряхивании (1) и встряхивании с вибрацией (2).

около углов при вертикальных или круто наклоненных поверхностях модели образуются области недостаточного уплотнения (фиг. 7, поданным М. В. Чунаева [67]). Этот дефект появляется вследствие искривления траекторий деформации смеси при обтекании преграды. Для борьбы с ним необходимо скруглять углы моделей, увеличивать высоту подъема при встряхивании, применять смеси с высокой текучестью. Очевидно, что давление при уплотнении должно быть больше, чем давление жидкого металла.

Н. П. Аксенов [38] предложил выбирать степень уплотнения формовочной смеси в соответствии с «идеальной» кривой уплотнения. Для перехода от среднего значения уплотнения к местному, коэффициент уплотняемости необходимо увеличить на 25%. Для учета того, что при заливке действие давления будет повторным, его необходимо увеличить еще на 10%. С целью учета динамического воздействия металла на [юрму в

условиях неопределенной и сложной конфигурации необходимо утроить величину гидростатического давления. На основании изложенного получаем

$$\delta = 1 + 1,10 \cdot 1,25 \cdot c(3,00 \cdot \gamma H)^{0,25}, \quad (11)$$

или, принимая для чугуна $\gamma = 0,007 \text{ кг/см}^3$, получим окончательно

$$\delta = 1 + 0,525 \cdot c H^{0,25}, \quad (12)$$

где H — гидростатический напор в форме в см.

Величины уплотнения, полученные по приведенной формуле при $c = 0,5$, даны в табл. 11.

Уплотнение формовочной смеси на соответствующем расстоянии от поверхности прессования не должно быть меньше величин, даваемых «идеальной» кривой уплотнения.

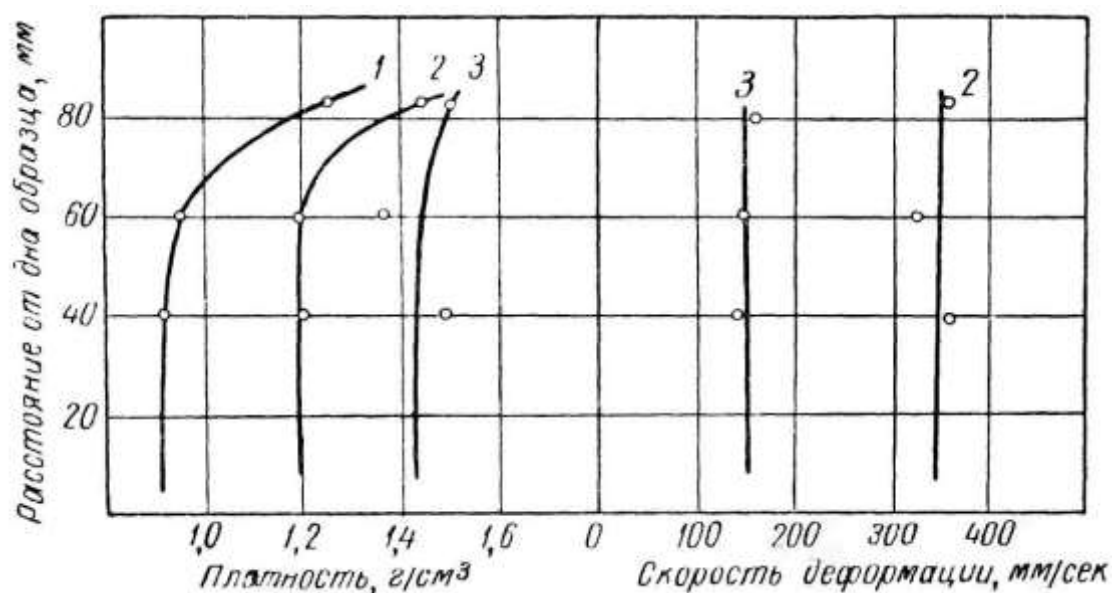
Как встряхивание, так и прессование в отдельности не дают желательного распределения уплотнения в форме. С этой целью

Таблица 11

Гидростатический напор в см	1	5	10	20	40	80
Уплотнение в г/см ²	1,26	1,39	1,46	1,55	1,66	1,78

необходимо применять сочетание встряхивания с подпрессовкой и прессования с вибрацией.

Л. А. Израилевич и Л. А. Бахарев [74] произвели исследование скорости деформации формовочных смесей. Для этого в стандартный образец на разной высоте закладывался диск со стержнем,



Фиг. 8. Распределение плотности и скорости деформации формовочной смеси по высоте стандартного образца:

1 — после осадки бабы; 2 — после одного удара; 3 — после трех ударов.

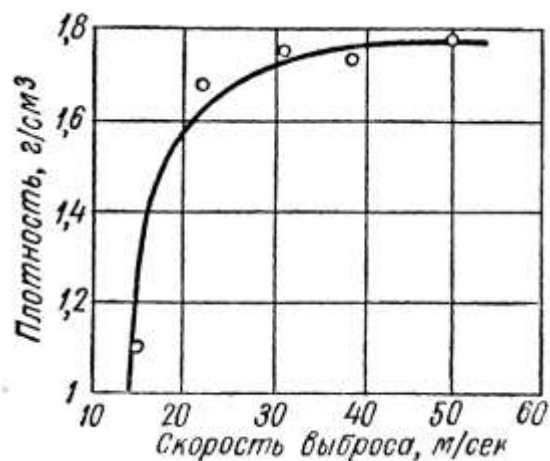
ропущенным через дно стакана и соединенным с электромагнитным датчиком, позволившим измерить скорость опускания диска при уплотнении смеси ударами бабы. Оказалось, что при равных условиях нагружения (удары стандартной бабы) скорость деформации различных смесей при первом ударе колебалась в пределах 45—55 см/сек, при втором ударе — 12—25 см/сек, при третьем — ударе 20 см/сек и при четвертом — 6—10 см/сек. На фиг. 8 представлено Распределение скоростей деформации и уплотнений по высоте стандартного образца после различного количества ударов. По мере увеличения степени уплотнения скорость деформации уменьшается, скорость деформации имеет тенденцию к возрастанию с увеличением содержания глины.

При набивке пескометом формовочная смесь поступает в форму в виде пакетов. Наблюдения, проведенные А. Я. Калашниковой и Г. М. Орловым [75] при помощи стробоскопа, показали, что пакет сходит с ковша и движется в виде компактной массы до соприкосновения с поверхностью набивки. Траектория движения пакета почти

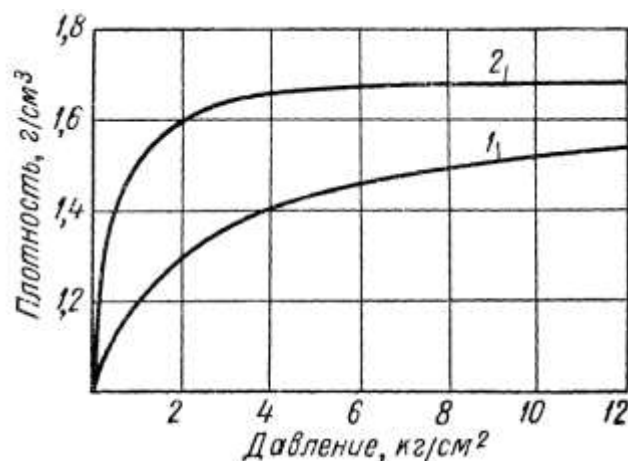
точно вертикальна. Картина движения остается постоянной при изменении числа оборотов головки диаметром 600 мм от 800 до 1750 в мин. (скорость выброса 22—50 м/сек) и при изменении формы ковшей. Отдельный пакет, при его внедрении в рыхлую смесь, имеет незначительную плотность. Судя поэтому каждый пакет, действует как трамбовка, уплотняя нижележащие слои смеси.

Л. А. Израилевич и Л. А. Бахарев считают, что пакет формовочной смеси уплотняется на самом ковше.

Плотность набивки пескометом была исследована А. Я. Калашниковой и Г. М. Орловым в разъемных опоках высотой 200—500 мм с размером в свету 450 X 450 мм. Плотность оценивалась методом



Фиг. 9. Зависимость плотности формовочной смеси от скорости выброса на пескомете.



Фиг. 10. Зависимость плотности формовочной смеси в форме с размерами 100×100×600 мм от давления при обычном прессовании (1) и прессовании с вибрацией (2).

измерения твердости. Твердость измерялась на внешних поверхностях формы после снятия опоки и на внутренних поверхностях после разреза через каждые 50 мм по высоте.

Твердость повышается на 10—15 единиц на поверхности контакта с горизонтальной плоскостью подмодельной плиты и беспорядочно колеблется по высоте. Средняя твердость формы не зависит от ее абсолютной высоты. Твердость в углах ниже, чем у боковых стенок, а твердость у стенок несколько ниже, чем внутри формы.

На фиг. 9 представлена зависимость плотности набивки от скорости выброса смеси. Из диаграммы следует, что для получения достаточной плотности скорость выброса должна быть не менее 20 м/сек.

Степень и равномерность уплотнения мало зависят от скорости движения головки, если она перемещается непрерывно и не зависят в широких пределах от расстояния между головкой и поверхностью набивки.

При помощи пескомета щели глубиной до 200 мм при ширине их не менее 50 мм можно набить с достаточной плотностью. Увеличенная скорость выброса смеси пескометом свыше 30 м/сек не повышает плотность набивки и прочность смеси, но снижает газопроницаемость,

Вибрация при прессовании приводит, во-первых, к непрерывному изменению взаимного расположения песчинок и облегчает достижение наиболее плотной упаковки, во-вторых, способствует повышению внешнего трения смеси о стенки и модели, в-третьих, создает дополнительно инерционные силы, увеличивающие плотность [68]. При применении вибрации критическое отношение высоты к минимальному поперечному размеру увеличивается до 1,6—2,0. Для достижения полного уплотнения вибрация должна продолжаться не менее 7—10 сек.

На фиг. 10 представлены кривые зависимости плотности от давления при вибропрессовании и обычном прессовании. Увеличение степени шероховатости стенок опок повышает неравномерность уплотнения, как при прессовании, так и при вибропрессовании. Как самостоятельный способ уплотнения вибрация не используется. Применение вибрации при уплотнении встряхиванием не дает существенного эффекта (фиг. 7).

При пескодувном уплотнении смеси в стержневом ящике на нее действует два рода сил — кинетическая энергия струи песка и разность давлений входящего и выходящего потока воздуха. Первая сила должна быть отнесена к кратковременно действующим, вторая к длительно действующим. В.Г. Ракогон [76] показал, что преобладание той или другой силы определяется конструкцией ящика и расположением вдувных и вентиляционных отверстий. При расположении вентиляционных отверстий в верхней части высокого ящика основным фактором уплотнения смеси будет кинетическая энергия струи; перепады давлений имеют второстепенное значение. В низких ящиках, независимо от расположения вентиляционных каналов, уплотнение осуществляется в равной степени кинетической энергией струи и перепадами давлений. Уплотнение формовочной смеси начинается в струе. Ее плотность в момент удара о преграду составляет 55—85% от средней плотности стержня. Плотность струи зависит от диаметра вдувного отверстия. При диаметре 16 мм в условиях опытов В. Г. Ракогона она оказалась наибольшей; при увеличении и уменьшении диаметра плотность струи уменьшалась, ее течение становилось прерывистым. Оптимальное давление дутья оказалось равным 5,5—6,5 атм. Дальнейшее увеличение давления не повышало плотности. При увеличении диаметра вдувного отверстия от 8 до 16 мм происходит некоторое увеличение уплотнения; дальнейшее увеличение отверстия его не увеличивает, но делает распределение плотности менее равномерным. Увеличение количества вдувных отверстий, но не свыше одного отверстия на 50—60 см площади стержня, увеличивает среднюю плотность смеси.

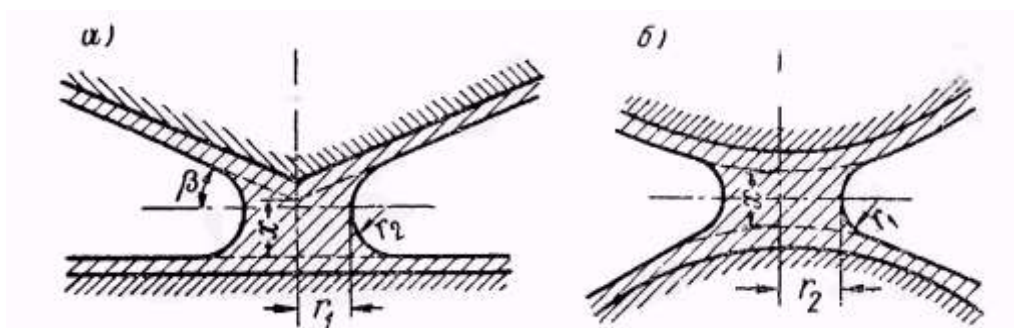
3. МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ФОРМОВОЧНЫХ СМЕСЕЙ В НЕНАГРЕТОМ СОСТОЯНИИ

Сухой песок без добавки связующей составляющей не имеет прочности на разрыв. При увлажнении песка прочность на разрыв возникает за счет капиллярных сил. Влага образует на поверхности твердых частиц диффузионный слой. Внутри диффузионного

слоя существует очень большой градиент давления. При небольшой толщине этого слоя, исчисляемой десятками мономолекулярных слоев, давление должно достигать многих тысяч атмосфер. Вода, удерживаемая в диффузионном слое, не может свободно перемещаться от частицы к частице в виде влаги, но может перемещаться в виде паров.

Вода, образующая диффузионный слой, локализуется в области контактов между частицами. Контакты между частицами сводятся к двум характерным видам (фиг. 11):

- 1) контакт плоскости с конусом, характерный для песков;
- 2) контакт между двумя сферами, характерный для глин.



Фиг. 11. Схема концентрации влаги в зоне контакта между конусом и плоскостью (а) и между двумя сферами (б).

Расстояние x между частицами, покрытыми пленкой адсорбированной влаги, зависит от толщины слоя и величины стягивания жидкости к зоне контакта. Согласно уравнению Лапласа

$$\Pi = \alpha \left(\frac{1}{r_1} + \frac{1}{r_2} \right), \quad (13)$$

где Π — капиллярное давление;

α — поверхностное натяжение.

Сила, стягивающая две частицы, может быть получена путем умножения капиллярного давления на площадь контакта [69].

$$\sigma_1 = \pi r_1 \alpha \left(\frac{1}{\frac{\beta}{2} + \frac{x}{2r_1}} - 1 \right). \quad (14)$$

Сближению частиц препятствует плотность адсорбированной жидкости; за пределами ее слоя вода стягивается силами ассоциации и обладает подвижностью. На основе геометрических зависимостей можно связать величины x и r_1 с количеством влаги, присутствующей в системе. При отнесении стягивающих усилий к единице площади сечения тела, состоящего из частиц радиуса r , центры которых образуют ромбоэдр с углом $\Theta = 90^\circ$, имеющих контакт между собой первого вида, можно получить следующее равенство:

$$\sigma = \frac{\pi \alpha}{4r} \left(\frac{1}{2\omega_0} - 1 \right), \quad (15)$$

где σ — прочность;

r — радиус частиц;
 α — поверхностное натяжение;
 w_0 — объемная влажность.

В неуплотненной смеси, когда угол элементарного ромбоэдра $\Theta = 90^\circ$, на одну элементарную ячейку будет приходиться один контакт, стягивающий частицы в направлении, противоположном разрывающему усилию. В уплотненной смеси при угле $\Theta = 60^\circ$ и направлении малой оси ромбоэдра будет действовать усилие 2σ , а в направлении большой оси $0,866 \sigma$. Примем усилие для уплотненной смеси в среднем $1,44 \sigma$. Введем в формулу влажность не в объемных, а в весовых процентах. Окончательно получим

$$\sigma = \frac{1,44\pi\alpha}{4r} \left(\frac{100}{2\omega\delta} - 1 \right), \quad (16)$$

где w — весовая влажность;
 δ — объемный вес формовочной смеси.

П. П. Берг [40] приводит результаты испытания прочности кварцевого песка, смоченного водой. В табл. 12 сопоставлены его опытные данные с расчетом по полученной формуле (16) при $\delta = 1,7 \text{ г/см}^3$ и $\alpha = 0,7 \cdot 10^{-4} \text{ кг/см}$ для воды.

Таблица 12

Размеры зерен в мм	Средний размер зерен в мм	Влажность в %	Прочность в кг/см ²	
			фактическая наибольшая	расчетная
0,02—0,05	0,035	6	0,35	0,42
0,07—0,10	0,085	4	0,17	0,13
0,10—0,20	0,150	3	0,14	0,043

Как видно из табл. 12, расчет дает величины того же порядка, что и фактические испытания, хотя геометрический анализ, на основе которого получена формула (16), не отличается строгостью. Из формулы (16) следует, что увеличение влажности сверх оптимального значения будет снижать прочность. Уменьшение размеров частиц будет способствовать увеличению прочности.

Из аналогичных соображений для контакта между сферами можно получить [69]

$$\sigma = \frac{1,44\pi\alpha}{2r} \left(1 - 3\sqrt[4]{\frac{\delta\omega}{100\pi}} \right). \quad (17)$$

Как уже указывалось, эта формула может быть применена для оценки прочности глин.

Из формул (16) и (17) следует, что прочность системы должна быть прямо пропорциональна поверхностному натяжению жидкости.

При смешении песка с глиной, частицы которой обладают ощутимыми связями между собой, прочность системы, естественно, становится гораздо большей, чем у простого влажного песка, хотя

сущность связи между частицами остается той же самой. Введение наряду с глиной или вместо нее связующих добавок и высушивание образуемых ими пленок на частицах зернистой составляющей обеспечивает еще большие прочности смесей [77]. Наибольшее распространение получила за последнее время система классификации связующих добавок, разработанная И.Б. Куманиным и А. М. Ляссом [78].

Важным условием получения прочной формовочной смеси является обеспечение равномерного обволакивания всей поверхности зерен смеси связующей составляющей [425]. Равномерность распределения определяется конструкцией смесителя и временем смешения. Сравнение различных конструкций смесителей, сделанное В. Гезеллом [79], показывает, что наилучшие результаты дают желобковые смесители с крыльчатками, лучшие результаты дают чановые лопаточные и еще лучшие — тарельчато-катковые (бегуны). Исследование И. И. Санкова [80] показало, что лопаточный смеситель не разрушает крупных комков, спекшихся из зерен песка, глины и угля, образующихся в отработанной смеси; бегуны не только разрушают комки, но в некоторых случаях несколько измельчают основные зерна песка. При увеличении времени перемешивания прочность на сжатие сначала возрастает, достигает максимума (обычно через 6—8 мин.), а затем начинает снижаться. Подъем прочности с начала перемешивания происходит параллельно повышению однородности смеси, последующее падение прочности, очевидно, происходит в связи с разделением составляющих [79].

Сопротивление сдвигу дисперсной системы в общем виде выражается равенством

$$\frac{H}{F} = fP + C, \quad (18)$$

где H — сдвигающее усилие;
 P — удельная вертикальная нагрузка;
 f — коэффициент внутреннего трения;
 C — сила сцепления;
 F — площадь среза.

Согласно равенству (18), зависимость между давлением и сопротивлением сдвигу выражается прямой линией, для которой коэффициент внутреннего трения представляет собой $f = \operatorname{tg} \varphi$, где φ — угол наклона прямой к оси вертикальных нагрузок, называемый углом внутреннего трения.

В компактных телах (например, в металлах) величина сдвигающего усилия не зависит от нагрузки, действующей в направлении, перпендикулярном к направлению сдвига. Для таких тел:

$$\frac{H}{F} = C, \quad (19)$$

В сыпучих телах отсутствует сила сцепления. Для таких тел:

$$\frac{H}{F} = fP, \quad (20)$$

В сыпучих телах угол внутреннего трения должен совпадать с углом естественного откоса. Для сухого песка этот угол составляет около 30° .

Коэффициент внутреннего трения зависит от природы частиц и влажности. Например, для влажных глин он имеет величину порядка 0,05, для сухих — около 0,1, в песках он составляет 0,4—0,6, в бетонах — 0,8 [69].

Под воздействием нагрузки формовочная смесь деформируется. При этом следует различать деформацию с изменением и без изменения объема. Деформация смеси может происходить за счет следующих изменений в структуре.

1. Деформация самих частиц.

Этот вид деформации для песчаных частиц округлой формы не может иметь существенного значения, так как их поперечные размеры имеют примерно ту величину, что и Расстояние между соседними частицами, являющимися точками опоры.

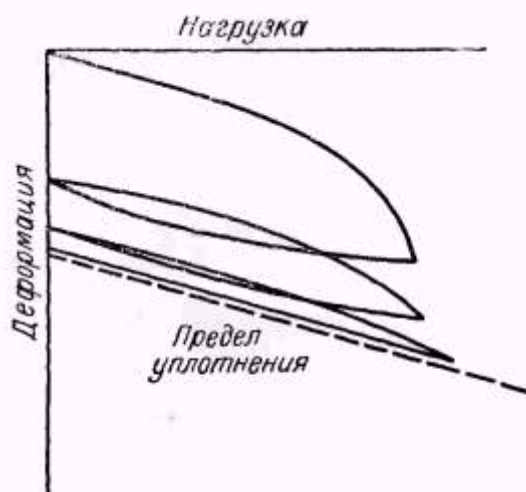
Для глинистых частиц, имеющих пластинчатую форму, этот вид деформации может иметь значение.

2. Деформация оболочек на частицах. В случае, если оболочка представляет собой только адсорбционную пленку из влаги, ее деформация, ввиду малости, на песчаных частицах значения не имеет. На частицах глины адсорбционная пленка влаги по толщине сопоставима с толщиной частиц и ее информация может иметь значение. В обычных формовочных смесях оболочка на зернах песка состоит из влажной глины. Ее деформация может иметь значительное развитие.

3. Изменение взаимного расположения частиц. Перемещение происходит путем скольжения частиц друг по другу в направлении от менее устойчивых положений к более устойчивым, от менее плотной упаковки к более плотной. Этот вид деформации является основным при уплотнении формовочных смесей.

4. Разрушение зерен. Достигается при очень высоких нагрузках.

Деформация зерен и адсорбционных пленок на них относится к категории упругих деформаций; остальные виды деформации являются пластическими. Исследование деформации влажных грунтов показывает следующие их особенности (фиг. 12 [83]). При небольших нагрузках деформация происходит по линейному закону. При разгрузке тело не принимает первоначальных размеров ввиду протекания пластических деформаций. При повторной нагрузке кривая деформации не совпадает с кривой деформации при разгрузке после предыдущей нагрузки. Имеет место гистерезис деформации. При увеличении числа нагрузок пластическая деформация накапливается, но каждый цикл дает все меньшее приращение деформации



Фиг. 12. Схема зависимости между нагрузкой и деформацией для дисперсных систем.

же

и сопровождается меньшим гистерезисом. При достаточно большом числе циклов достигается предел уплотнения. Угол наклона петли гистерезиса к оси деформаций на линейных участках кривых деформации является модулем деформации, аналогичным модулю упругости в металлах. Фактически и в металлах модуль упругости связан не с упругостью — способностью тела полностью восстанавливать размеры после снятия нагрузки, а с прямой пропорциональностью между нагрузкой и деформацией.

Исследования В. Н. Бехалова [81] показали, что модуль упругости стержней в сухом состоянии, изготовленных из кварцевого песка 50/100 с различными связующими добавками, имеет величины, указанные в табл. 13.

Таблица 13

Связующие добавки	Количество связующей добавки в % (свыше)	Средняя прочность на разрыв в кг/см^2	Модуль упругости в кг/см^2	
			после сушки	2 часа после выдержки в форме
Натуральная олифа	2,0 } 3,0 }	17,7	35 000	35 000
Вода.....				
Огнеупорная глина	1,0 } 2,3 }	18,3	42 000	30 000
Связующая добавка МФ17				
Катализатор—щавелевая кислота.....	0,6 }	12,6	42 000	34 000
Связующая добавка ГТФ	2,5 }			
Сульфитная барда	2,5 }			
Вода	3,0 }	16,6	54 000	28 000
Петролатум.....	3,5 }			
Сульфитная барда.....	4,5 }	18,3	54 000	38 000
Связующая добавка 4ГУ	2,7 }			
Сульфитная барда	3,0 }			
Вода.....	3,0 }			

Величина модуля упругости в формовочных смесях зависит от величины нагрузки. Под воздействием сжатия грунта и формовочные смеси деформируются как в продольном, так и в поперечном направлении, если оно не ограничено жесткими стенками. Отношение поперечной деформации к продольной (коэффициент Пуассона) составляет для песков 0,7, для глин 0,6.

Учитывая, что размеры частиц формовочной смеси очень малы по сравнению с размерами форм, а также с размерами рабочих органов формовочного инструмента или машин, возможно применять к ним понятие о напряжении и рассматривать их как непрерывные среды. Давление от нагрузки, приложенной к поверхности, передается в них от частицы к частице, распространяясь на все большую площадь.

Вопрос о выделении внутреннего слоя песчаной формы в самостоятельный элемент одним из первых был поднят В. А. Ароновичем в 1951 г. в статье «Оболочка как основа конструкции литейной формы» [82]. Разделение обычной формы на облицовочную и наполнительную часть известно давно, но граница между ними недостаточно отчетлива. Применение связующих, обеспечивающих высокую прочность формовочной смеси и новых технологических схем литья — по выплавляемым моделям, в формы на термореактивном связующем (фактически в пластмассовые формы с песчаным наполнителем), и формы из жидкостеклянных смесей и др., — позволило получить тонкостенную неметаллическую оболочковую форму. Это дает возможность уменьшить громадный объем работ, связанных с переработкой и уплотнением обычных формовочных смесей, повысить качество отливок, широко механизировать и автоматизировать производство.

ГЛАВА IV

ЗАПОЛНЕНИЕ ФОРМ

1. СВОЙСТВА РАСПЛАВЛЕННЫХ МЕТАЛЛОВ

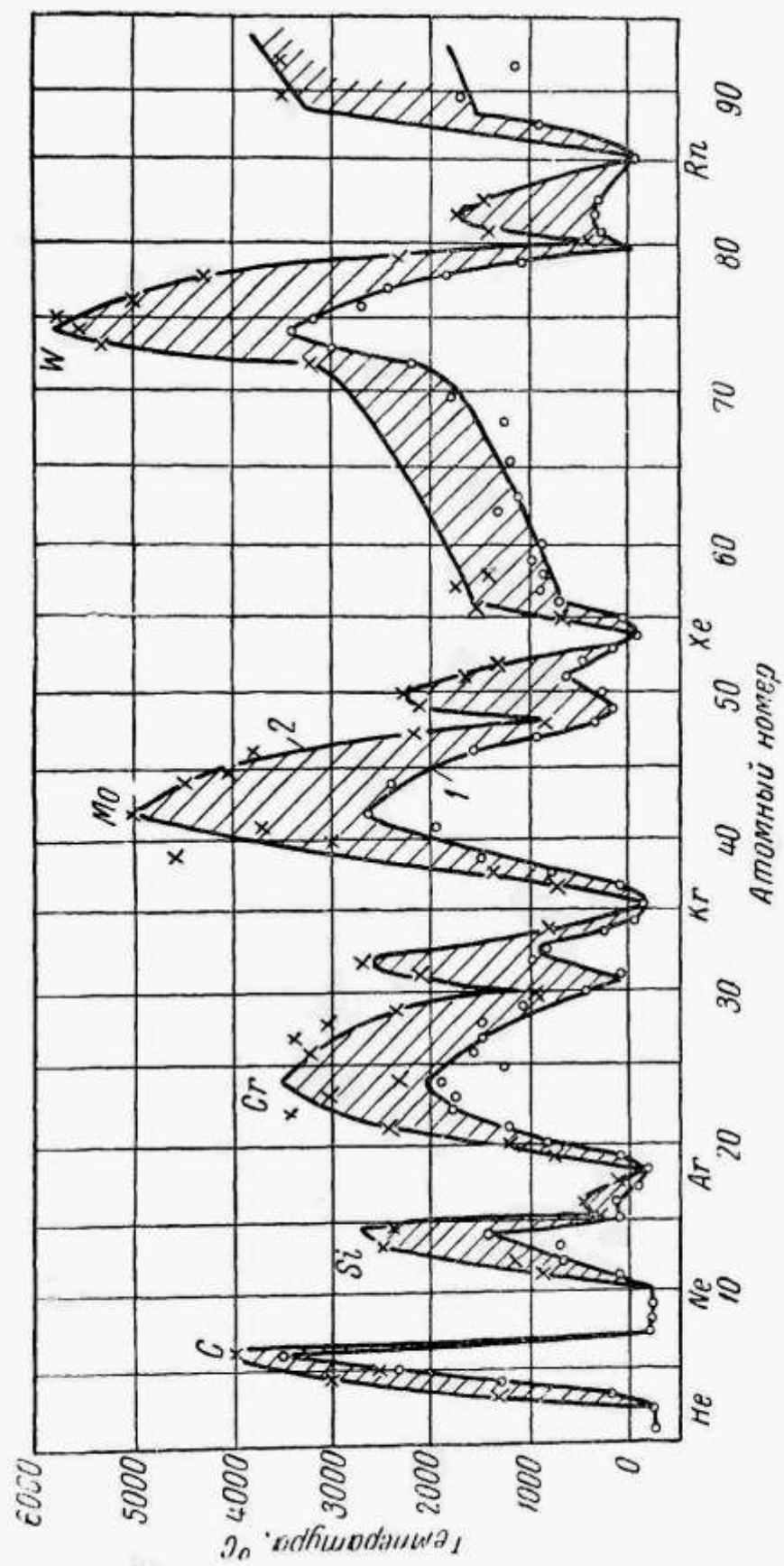
Исходным материалом для получения отливок является расплавленный металл. Его характеристики обычно относят к категории литейных свойств. Иногда к категории литейных свойств относят также процессы, происходящие в металле при его затвердевании и охлаждении (образование усадочных раковин, напряжений, трещин, газовых и неметаллических включений, ликвацию). В общем случае свойство есть качество, признак, составляющий отличительную особенность объекта, в то время как процесс есть ход, развитие какого-либо явления, последовательная смена состояний. В нашем случае под литейными свойствами следует понимать величины, характеризующие поведение различных литейных материалов при протекании литейных процессов. Если литейный процесс удастся описать математическим выражением, то постоянные величины, входящие в него и зависящие только от природы литейных материалов, и будут литейными свойствами.

Температурная область жидкого состояния ограничивается точками плавления и точками кипения. Определение этих температур производится обычными методами термического анализа. На фиг. 13 представлены графики значений температур плавления и кипения для простых тел в зависимости от их номера в периодической системе Д. И. Менделеева, построенные по современным справочным данным.

Различают динамическую вязкость жидкостей, имеющую размерность в $г/см \cdot сек$ и кинематическую вязкость, получаемую при делении динамической вязкости на плотность, имеющую размерность в $см^2/сек$.

Существует ряд теорий вязкости жидкостей, стремящихся связать величину вязкости с характеристиками атомов, образующих жидкость, и выразить ее зависимость от температуры и давления. Некоторые из этих теорий позволяют удовлетворительно предсказать вязкость расплавленных металлов. Однако конкретные величины вязкости реальных литейных материалов при различных температурах можно получить только из опыта.

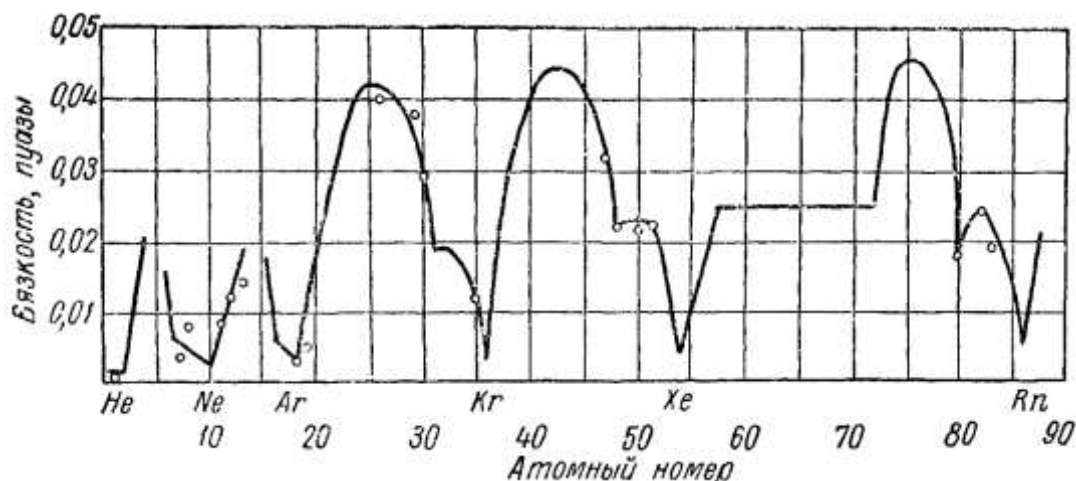
На фиг. 14 по данным современной справочной литературы представлен график значений вязкости простых тел в жидком состоянии



Фиг. 13. Зависимость температуры плавления (1) и температуры кипения (2) простых тел от атомного номера.

вблизи температуры кристаллизации в зависимости от их номера в периодической системе Д. И. Менделеева. Ввиду отсутствия данных для многих простых тел он должен рассматриваться как гипотетический. На фиг. 15 представлены значения вязкости для различных металлов и сплавов в зависимости от температуры (по литературным данным).

На фиг. 16 по данным современной справочной литературы представлен график значений поверхностного натяжения простых тел



Фиг. 14. Зависимость вязкости простых тел вблизи температуры плавления от атомного номера.

вблизи температуры кристаллизации в зависимости от их номера в периодической системе Д. И. Менделеева. На фиг. 17 представлены значения поверхностного натяжения металлов и сплавов при различных температурах. Литейные свойства реальных сплавов могут зависеть от степени их загрязнения теми или иными примесями.

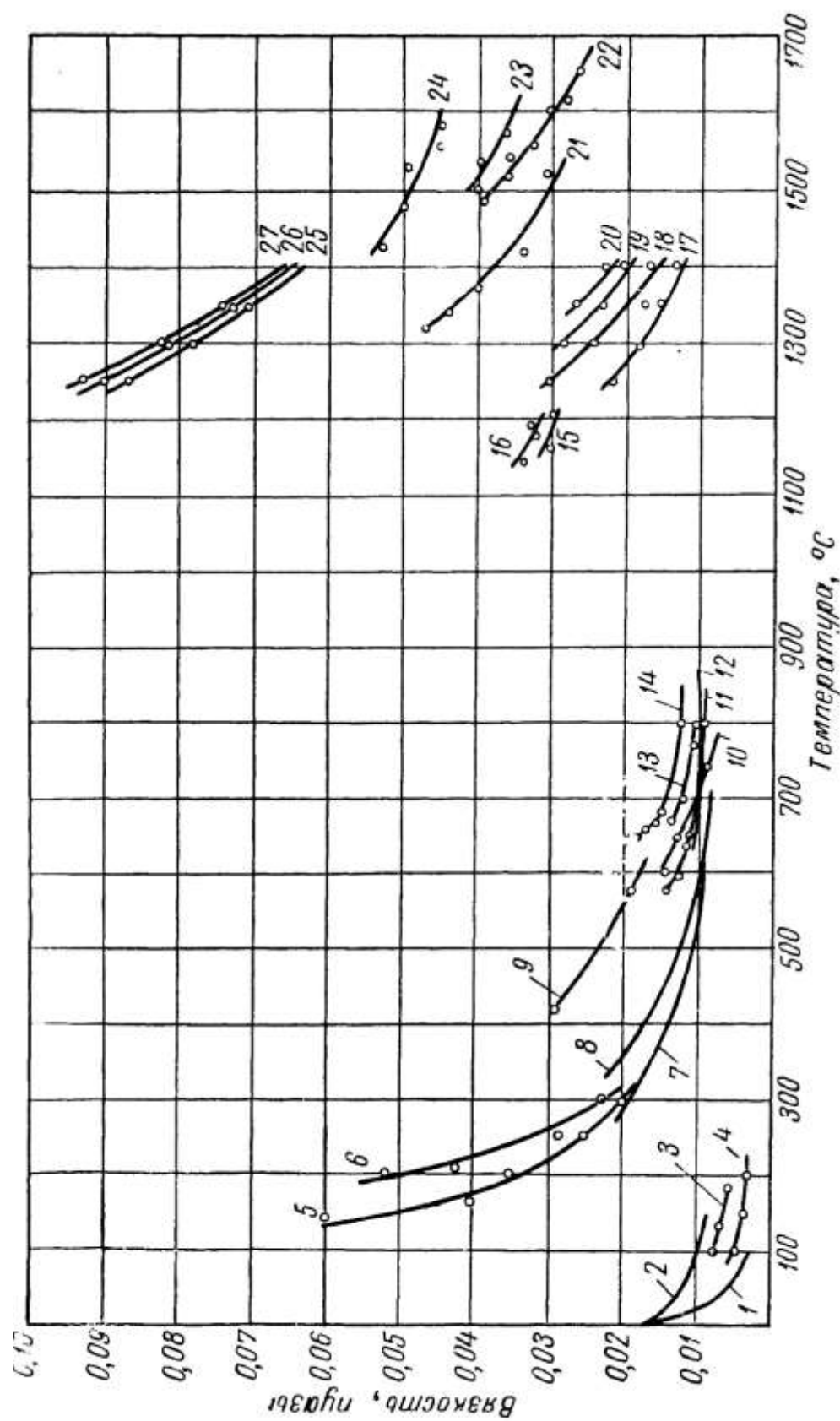
2. ИСТЕЧЕНИЕ МЕТАЛЛА

Скорость истечения жидкости из сосуда через небольшое отверстие в тонкой стенке равна

$$v = \varphi \sqrt{2gH}, \quad (21)$$

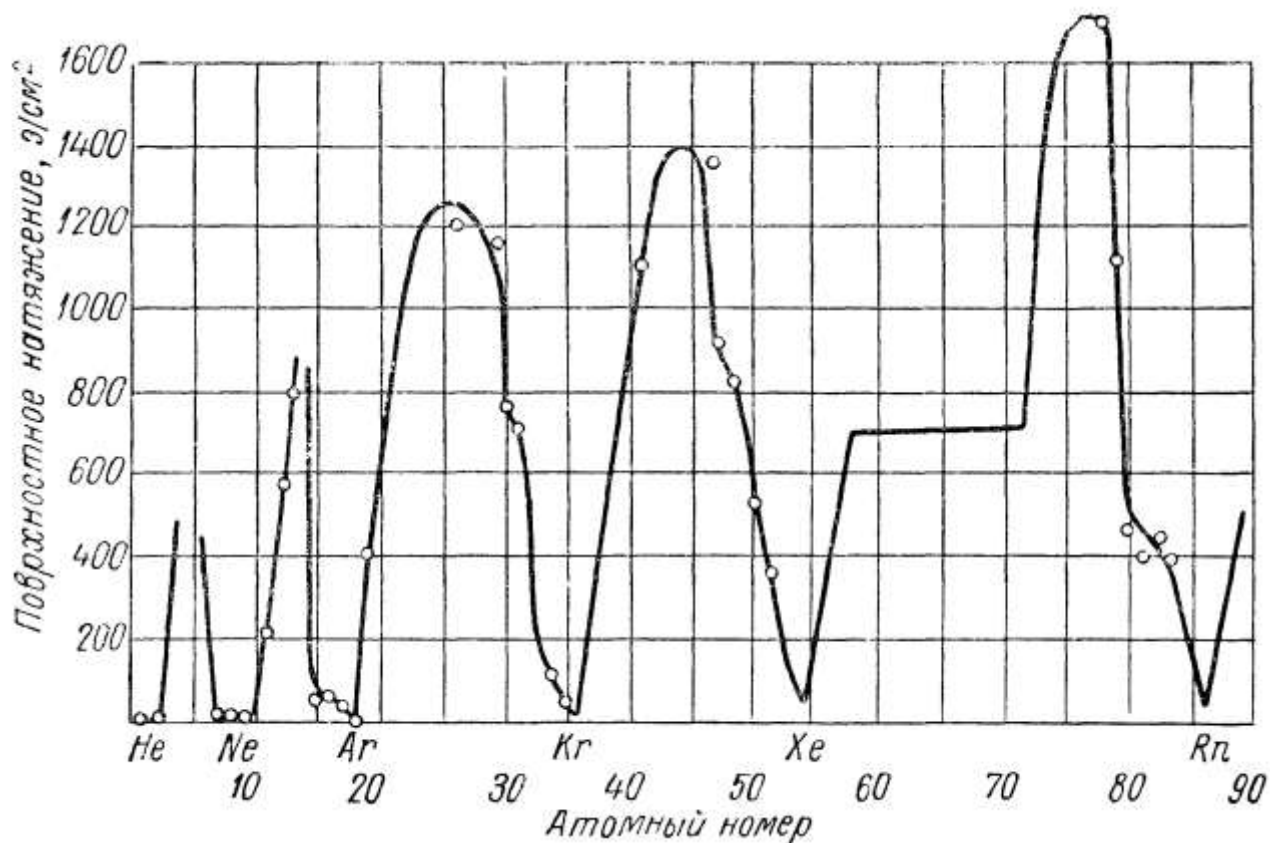
где v — скорость истечения;
 g — ускорение силы тяжести;
 H — гидростатический напор;

φ — коэффициент скорости, составляющий для обычных капельных жидкостей, к которым относятся металлы, около 0,97. Скорости подхода частиц жидкости к небольшому отверстию в неограниченной плоской стенке равны между собой во всех направлениях (фиг. 18, а). Поэтому по выходе из отверстия движение струй жидкости происходит по траекториям, не параллельным друг другу. В начальном участке струи происходит сжатие ее сечения. На некотором расстоянии от отверстия кривизна траекторий уменьшается и они становятся параллельными друг другу. Для учета

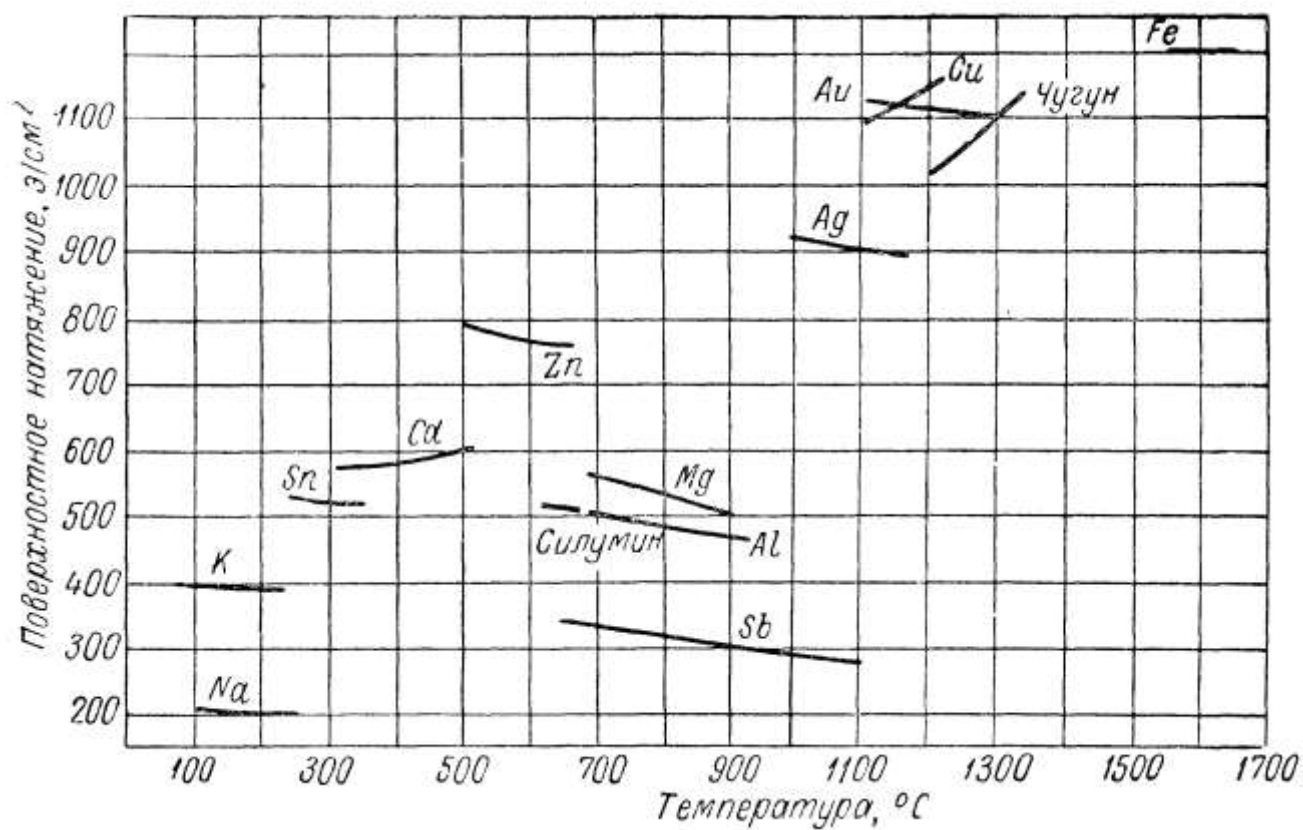


Фиг. 15. Зависимость вязкости различных металлов и сплавов от температуры:

1 — вода; 2 — ртуть; 3 — натрий; 4 — калий; 5 — эвтектический сплав олова и висмута; 6 — эвтектический сплав олова и цинка; 7 — висмут; 8 — олово; 9 — цинк; 10 — сплав АЛ4; 11 — сплав АЛ2; 12 — сплав МЛ5; 13 — алюминий; 14 — сплав АЛ1; 15 — серебро; 16 — медь; 17 — железоуглеродистый сплав 4,0% С; 18 — то же 3,5% С; 19 — то же 3,0% С; 20 — то же 2,5% С; 21 — сталь 1,0% С; 22 — сталь 0,09% С; 23 — сталь 0,49% С; 24 — сталь 2,1% С; 25 — литейный чугун 4% Si; 26 — то же 3% Si; 27 — то же 2% Si.



Фиг. 16. Зависимость поверхностного натяжения простых тел вблизи температуры плавления от атомного номера.



Фиг. 17. Зависимость поверхностного натяжения различных металлов и сплавов от температуры.

сжатия струи в расчетах приходится умножать площадь сечения отверстия на коэффициент α , меньший единицы.

Тогда расход жидкости через отверстие будет равен

$$Q = \alpha \varphi f \sqrt{2gH}, \quad (22)$$

где Q — расход жидкости;

α — коэффициент сжатия струи;

f — площадь отверстия.

Произведение $\alpha\varphi$ обычно объединяют под названием коэффициента расхода.

Окончательно получаем

$$Q = f\mu\sqrt{2gH}, \quad (23)$$

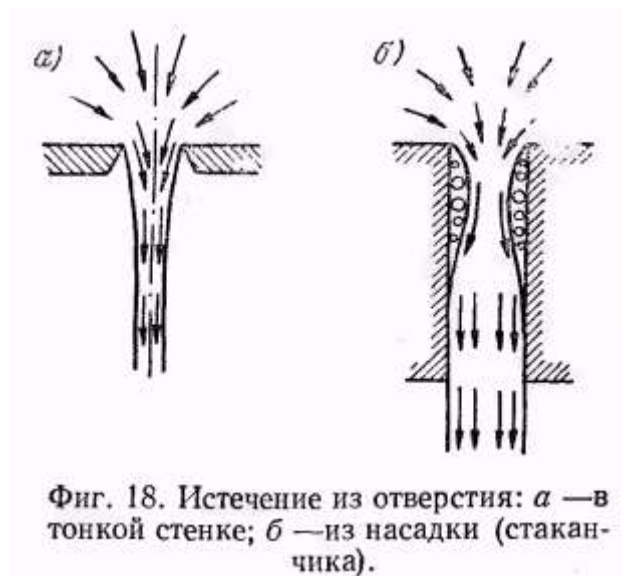
где μ — коэффициент расхода; для небольших круглых отверстий в неограниченных тонких стенках для самых разнообразных жидкостей его величина лежит в узких пределах 0,60—0,64, в среднем 0,62.

В условиях литейного производства истечение металла происходит через стаканчик «насадку». Вследствие сжатия сечения струи при входе в стаканчик, по ее поверхности образуется кольцевая мертвая зона (фиг. 18, б). В случае непроницаемых стенок стаканчика в этой зоне образуется вакуум. В условиях истечения металла из литниковых воронок, изготовленных из газопроницаемой формовочной смеси, в мертвой зоне вакуум не может

образоваться, что создает своеобразные условия течения жидкости. Область пониженного давления ускоряет истечение, а трение жидкости о стенки стаканчика замедляет его. При скругленном входе мертвая зона не должна образовываться, а потери на трение сводятся к минимуму. Коническая сходящаяся насадка уменьшает потери напора, расходящаяся — увеличивает.

Исследование на воде дает следующие значения потерь напора. При отверстии в тонкой стенке $\varphi = 0,97$, $\mu = 0,62$. При цилиндрической насадке $\varphi = 0,82$, $\mu = 0,82$. При конической сходящейся насадке с углом 13° $\varphi = 0,963$, $\mu = 0,946$. При конической расходящейся насадке $\varphi = 0,45$, $\mu = 0,45$.

Первые экспериментальные исследования процесса истечения расплавленных металлов были проведены В. И. Фундатором в 1932 г. [81]. В табл. 14 приведены некоторые результаты определения коэффициента расхода при истечении расплавленных металлов через стаканчик в дне ковша.



Фиг. 18. Истечение из отверстия: а — в тонкой стенке; б — из насадки (стаканчика).

Таблица 14

Металл	Диаметр стаканчик	Коэффициент расхода	Источник
Чугун.....	18—24	0,78—0,88	В. И. Фундатор [85]
Чугун.....	16—54	0,84—0,85	Б. Озани [86]
Чугун.....	10—20	0,84—0,96	В. О. Яковлев [87]
Сталь	—	0,77—0,80	Г. М. Дубицкий [88]
Сталь	20—40	0,75—0,82	Б. Б. Гуляев [89]

Величины коэффициентов скорости и расхода при условии турбулентного режима течения не должны существенно зависеть от природы жидкостей. Табл. 14 подтверждает, что коэффициент расхода для расплавленных металлов такой же, как у воды.

При истечении металла через отверстие в дне гидростатический напор будет уменьшаться по мере опорожнения ковша.

В случае применения ковша с постоянной площадью сечения по высоте (пренебрегая конусностью), имеем следующее выражение для времени опорожнения:

$$\tau = \frac{2FH}{f\mu\sqrt{2gH}}, \quad (24)$$

где H — начальная высота уровня металла в ковше;

F — площадь сечения ковша;

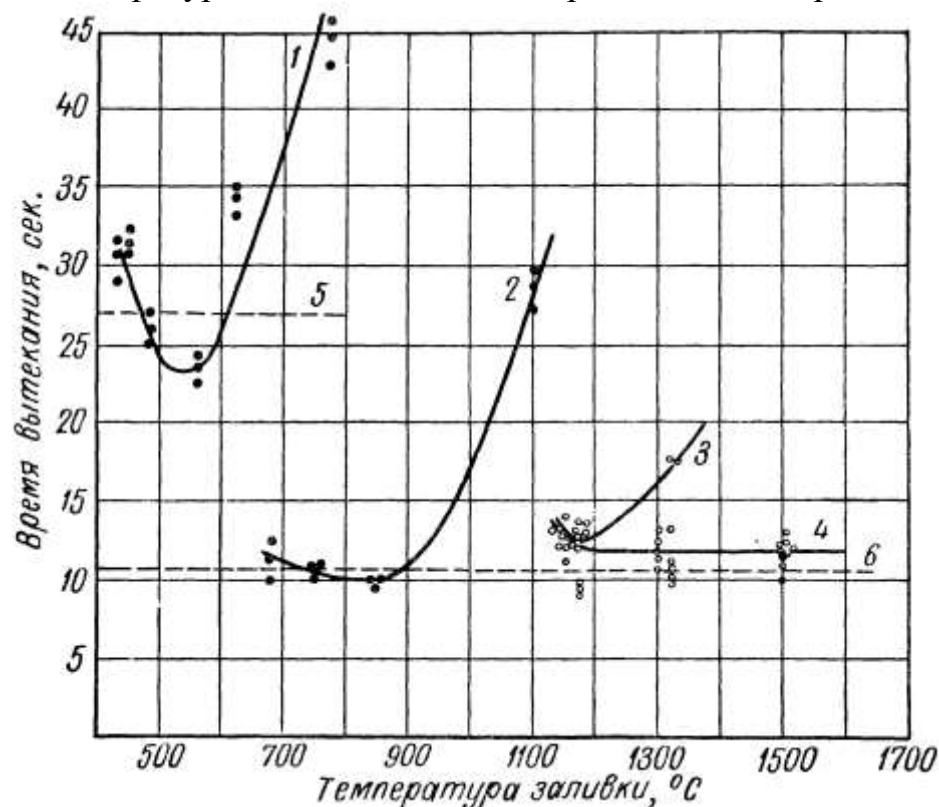
τ — время опорожнения.

В числителе выражения (24) стоит объем ковша, в знаменателе — начальная скорость истечения. Если бы истечение происходило все время при постоянном уровне H , то время истечения объема FH составило бы

$$\tau = \frac{FH}{f\mu\sqrt{2gH}}, \quad (25)$$

т. е. величину вдвое меньшую. Опыты В. О. Яковлева [87] показали, что при опорожнении сосуда, заполненного жидким чугуном через отверстие в дне без его доливки, средний расход был в 1,6—1,7 раза меньше, чем при истечении с поддержанием первоначального уровня постоянным. Полученное соотношение близко к теоретическому. А. А. Пресняков и Л. М. Новикова [90] провели опыты по измерению времени опорожнения шамотовой воронки объемом 360 см^3 через калиброванные отверстия в дне диаметром 5 или 8 мм при заполнении ее различными металлами. Основные результаты их опытов и расчетные величины времени опорожнения воронки, полученные по формуле (24), представлены на фиг. 19. При расчетах принято, что начальная высота металла в воронке составляла 8 см, а коэффициент расхода принят равным 0,9. Малый диаметр отверстия и малый гидростатический напор приближал режим движения к ламинарному. При заливке металла с температурой, близкой к точке

кристаллизации, на стенках отверстия могла образовываться пленка, которая определяла некоторое увеличение времени истечения. Высокий перегрев металла вызывал появление значительного количества окислов, которые резко повышали вязкость и замедляли истечение. В этом отношении показательны опыты с медью (кривые 3 и 4). Если медь не раскислялась, время истечения увеличивалось по мере повышения температуры заливки; если медь раскислялась, время



Фиг. 19. Зависимость времени опорожнения воронки объемом 360 см^3 от температуры заливки:
 1 — цинк, отверстие 5 мм; 2 — алюминий, отверстие 8 мм; 3 — нераскисленная медь; 4 — раскисненная медь; 5, 6 — расчетное время опорожнения

истечения было постоянным, независимо от температуры. Несмотря на специфические условия проведения опытов, согласованность расчетных величин с опытными оказалась удовлетворительной.

При заливке форм из стопорного ковша истечение металла должно происходить таким образом, чтобы уровень в металлоприемнике литниковой воронке или стояке) оставался постоянным. При разливке в слитки должна быть обеспечена постоянная скорость подъема металла в изложнице. В обоих случаях должно быть обеспечено постоянство расхода металла из ковша.

Площадь отверстия в стаканчике стопорного ковша определяется выражением

$$f = \frac{\pi d_0^2}{4} \beta_p \beta_m, \quad (26)$$

где f — площадь сечения стаканчика;
 d_0 — его начальный диаметр;

β_P — коэффициент, учитывающий размывание стаканчика за время разливки;

β_m — коэффициент торможения, учитывающий степень перекрытия отверстия в стаканчике пробкой.

В начале разливки коэффициент размывания β_P равен единице; в конце разливки он достигает максимума. Он равен квадрату отношений диаметров стаканчика перед началом разливки и в данный момент. Наблюдения показывают, что при среднем качестве огнеупорных материалов для разливки стали из ковшей емкостью 5—30 т максимальное значение коэффициента размывания в конце разливки составляет 1,2—2,0 [423]. Струя, вытекающая из отверстия, сохраняет свою компактность и правильность на достаточно большой длине только при истечении из правильного круглого отверстия. Наблюдения показывают, что величина коэффициента торможения влияет на качество струи, вытекающей из стаканчика стопорного ковша, следующим образом:

$\beta_m = 1$. Торможение отсутствует; получается ровная струя наилучшего качества.

$\beta_m = 0,75 \div 0,85$. Струя продолжает оставаться хорошей.

$\beta_m = 0,55—0,65$. Появляются искривления, от струи отделяются брызги, движение начинает терять устойчивость.

$\beta_m < 0,5$. Ровную струю получить очень трудно, по выходе из стаканчика она превращается в факел.

Помимо торможения стопором, качество струи зависит от правильности установки и правильности формы стаканчика и пробки, а также отсутствия настилей металла в их сопряжении.

При разливке из стопорного ковша верхний предел расхода металла должен определяться из условия получения хорошей струи при максимальном гидростатическом напоре. Из равенств (22) и (26) получим

$$Q_{\max} = \mu \frac{\pi d_0^2}{4} \beta_{P \min} \beta_{m \max} \sqrt{2gH_{\max}}, \quad (27)$$

где $Q_{\max}$ — максимальный расход, определяемый из условий заполнения формы;

$\beta_{P \min}$ — минимальное значение коэффициента размывания (равное единице);

$H_{\max} = H_K$ — высота металла при заполнении ковша;

$\beta_{m \max}$ — максимальное допустимое торможение.

Следовательно,

$$d_0 = 2 \sqrt{\frac{Q_{\max}}{\mu \pi \beta_{m \max} \sqrt{2gH_K}}}. \quad (28)$$

Для обычных условий литья можно принять $\mu = 0,8$; $\beta_{m \max} = 0,8$.

Выражая $Q_{\max}$ в весовых единицах и произведя необходимые преобразования, получим формулу для выбора диаметра стаканчика в стопорном ковше для разливки стали.

$$d_0 \cong 100 \sqrt{\frac{Q_{\max}}{H_K}}, \quad (29)$$

где d_0 — диаметр стаканчика в мм;

H_k — начальный уровень металла в ковше в см;

$Q_{\max}$ — максимальная скорость разливки стали в т/мин.

На фиг. 20 представлен график для определения диаметра стаканчика, построенный путем расчета по формуле (29).

Минимальный размер стаканчика в принципе должен определяться из условия разливки последней отливки или слитка из ковша



Ф. 20. Диаграмма для выбора диаметра отверстия в стопорном стаканчике для разливки стали.

Максимальная высота
уровня металла, мм

Емкость ковша, т

1	1340	5
2	1690	10
3	2440	30
4	2880	50
5	3640	100

минимально допустимой скоростью при полном отсутствии торможения струи и максимальном разъедании стаканчика. Однако эта величина не является решающей.

При истечении металла через носик ковша картину движения можно уподобить водосливу или истечению через большое отверстие в боковой стенке сосуда. Носик с полукруглой или овальной формой отверстия приблизительно можно заменить носиком с прямоугольным отверстием.

Расчеты дают для отверстия прямоугольной формы

$$Q = \frac{2}{3} \mu b H \sqrt{2gH}, \quad (30)$$

где b — ширина и H — высота отверстия.

Для отверстия треугольной формы с углом в основании 90°

$$Q = 3\mu H^2 \sqrt{H}. \quad (31)$$

Для обоих случаев можно считать $\mu = 0,4 \div 0,5$.

Исследования Ф. Петина [91] показали следующие расходы чугуна при разливке через носик (табл. 15).

Исследования И. И. Санкова [92] показали, что прямоугольная, треугольная и полукруглая формы носика в ковше неизбежно дают неустойчивую струю переменного сечения и винтовой формы. Применение чайникового ковша с каналом из сифонной трубки и предохранительным порогом для задержания шлака обеспечило: получение

Таблица 15

Тип ковша	Скорость поворота		
	медленно	нормально	быстро
	Расход чугуна в кг/сек		
РУЧНОЙ, емкость 25 кг	1,8—2,5	2,5—3,6	3,6—5,2
Барабанный, емкость 1000 кг	5,0—6,5	6,5—8,5	8,5—10,5

хорошей ровной струи, постоянство расхода металла, полное отсутствие попадания шлака в форму и повышение температуры металла при поступлении в форму.

Струя металла, вытекающая из отверстия в боковой стенке или с носика ковша, описывает в воздухе параболическую траекторию, координаты которой определяются равенствами

$$x = v\tau \quad (32)$$

$$y = \frac{g\tau^2}{2}, \quad (33)$$

где x и y — координаты, отсчитываемые от центра отверстия;

τ — время.

Измеряя расстояние, на которое пролетает струя в воздухе по горизонтали — x при определенной величине падения y , можно определять скорость истечения металла.

Процессы истечения металла при его выпуске из печи аналогичны процессам истечения из ковша. Однако в этом случае имеет большое значение уклон желоба. Как показали исследования П.В. Умрихина [93], уклон выпускного отверстия в мартеновской печи должен быть не менее 8° ; в противном случае шлак очень интенсивно смешивается с металлом и попадает в заметных количествах в слитки. Примерно такая же величина рекомендуется для желобов вагранки [85].

3. ЗАПОЛНЕНИЕ ФОРМЫ МЕТАЛЛОМ КАК ГИДРАВЛИЧЕСКИЙ ПРОЦЕСС

Во многих случаях заполнение формы можно рассматривать как простой гидравлический процесс и считать металл жидкостью постоянной вязкости, не содержащей твердой фазы.

Заполнение формы жидким металлом с гидравлической точки зрения можно рассматривать как процесс истечения из одного сосуда, в котором уровень искусственно поддерживается постоянным — литниковая система — в другой сосуд, уровень жидкости в котором меняется — собственно полость формы.

Примем следующие положения.

1. Заполнение литниковой системы происходит мгновенно или ми время очень мало по сравнению с временем заполнения собственно формы.

2. Процесс движения устанавливается мгновенно и явлениями гидравлического удара мы пренебрегаем.

3. Уровень металла в литниковой системе постоянен.

При перечисленных условиях время заполнения нижней части формы в соответствии с равенством (25) составит (Фиг. 21)

$$\tau_H = \frac{F_H h_H}{F \mu \sqrt{2gh}}, \quad (34)$$

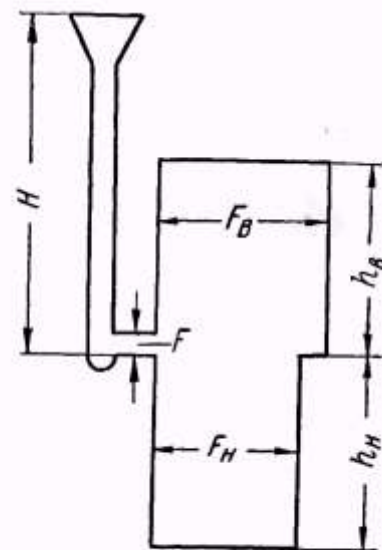
где τ_H — время заполнения нижней части полости формы;

F_H и h_H — площадь сечения и высота нижней части полости формы;

F — площадь сечения литника;

μ — коэффициент расхода при заполнении формы;

H — гидростатический напор или высота уровня металла в стояке.



Фиг. 21. Схема к расчету времени заполнения формы.

Заполнение верхней части формы происходит под затопленный уровень. Скорость истечения под затопленный уровень составляет

$$v = F \mu \sqrt{2g(H - h)}, \quad (35)$$

где h — переменный уровень металла над местом подвода в форму.

Время заполнения верхней части составит

$$\tau_B = \frac{2F_B}{F \mu \sqrt{2g}} \left(\sqrt{H} - \sqrt{H - h_B} \right), \quad (36)$$

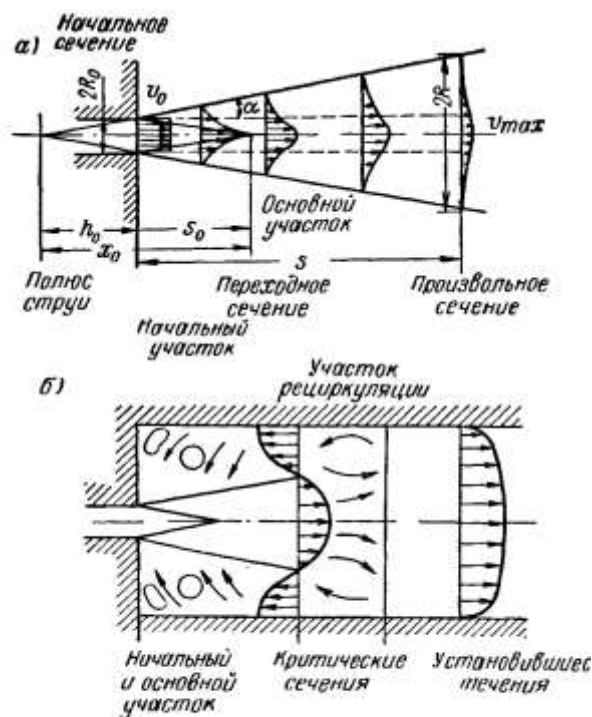
где F_B и h_B — площадь сечения и высота верхней части полости формы.

Суммарная продолжительность заполнения формы составит:

$$\tau = \tau_H + \tau_B = \frac{F_H h_H + 2F_B \left(1 - \sqrt{1 - \frac{h_B}{H}} \right)}{F \mu \sqrt{2gH}}. \quad (37)$$

В случае изменения площади горизонтального сечения формы по высоте, время заполнения части формы, расположенной ниже

подвода, можно определять по той же формуле (34), понимая под F_H — средние значения. Продолжительность заполнения верхней части формы, расположенной выше уровня подвода литника, в случае ее изменения по высоте надо либо определять по более сложным формулам, либо довольствоваться приближенным результатом, понимая под F_B — среднюю по высоте площадь сечения. В



Фиг. 22. Схемы струйного движения:
а — свободная струя (по Г. Н. Абрамовичу);
б — ограниченная струя (по А. А. Голеевскому).

полученном выражении все величины, кроме коэффициента расхода μ , берутся из чертежа отливки или технологической карты.

При вытекании массы металла из литниковой системы в полость формы достаточно большого объема под заполненный уровень, в ней возникает турбулентная струя, имеющая форму факела. Струя вовлекает в беспорядочное движение вихревые массы окружающей жидкости и постепенно тормозится (фиг. 22, а).

Во входной части струи скорости распределяются равномерно. В начальном участке имеется ядро струи, в котором сохраняются начальные скорости, однако его ширина сокращается по мере удаления от начального сечения и на некотором расстоянии становится равной нулю.

Основной участок струи характеризуется постепенным выравниванием скоростей и замедлением движения в целом.

Параметры осесимметричной струи, в соответствии с обозначениями фиг. 22, а по Г. Н. Абрамовичу [94], определяются следующими выражениями:

$$\left. \begin{aligned} h_0 &= 4R_0, \\ \alpha &= 14^\circ, \\ s_0 &= 9R_0, \\ R &= 0,25s + R_0 \\ v_{\max} &= v_0 \frac{14}{\frac{s}{R_0} + 4} \end{aligned} \right\} \quad (38)$$

При падении струи сверху на поверхность жидкости в заполняемой форме картина принципиально остается такой же, но в начальном участке образуется вихревое кольцо [95].

При истечении струи металла в ограниченную полость формы (фиг. 22, б по А. А. Голеевскому [96]) вблизи места втекания, она сохраняет свойства свободной струи, имеет начальный и основной участок; ее образующая сохраняет прямолинейный характер. В некотором критическом сечении происходит разрыв струи и образуется циркуляционное течение. Длина участка рециркуляционного течения составляет около трети расстояния от места втекания до критического сечения. Наконец, струя разрушается совершенно и еще больше имеет место установившееся течение в пределах стенок канала.

На фиг. 23 представлены схемы контуров зон пористости в районе подвода литника к стальной плите толщиной 30 мм при вертикальном и горизонтальном расположении, выявленные путем снятия рентгенограмм. Зоны пористости образованы вследствие влияния струи на процесс затвердевания и дают представление о ее развитии, совпадающее со схемой фиг. 22,б.

Основной характеристикой, определяющей режим движения жидкости, является критерий Рейнольдса:

$$Re = \frac{vd}{\nu}, \quad (39)$$

где Re — обозначение критерия Рейнольдса;

ν — скорость течения;

d — диаметр (или размер) канала;

η — кинематическая вязкость (η — динамическая вязкость,

ρ — плотность).

В каналах с гладкими стенками на достаточно большом расстоянии от начала и при отсутствии местных возбудителей вихревого движения, критическое значение критерия Рейнольдса, разграничивающее ламинарный и турбулентный режим, составляет

$$Re_{кр} = 2300.$$

Если принять для стали динамическую вязкость $\eta = 0,04$ пуаза, кинематическая вязкость составит 0,006. Условием обеспечения ламинарного режима будет

$$vd < Re_{кр}\nu = 2300 \cdot 0,006 = 13,4$$

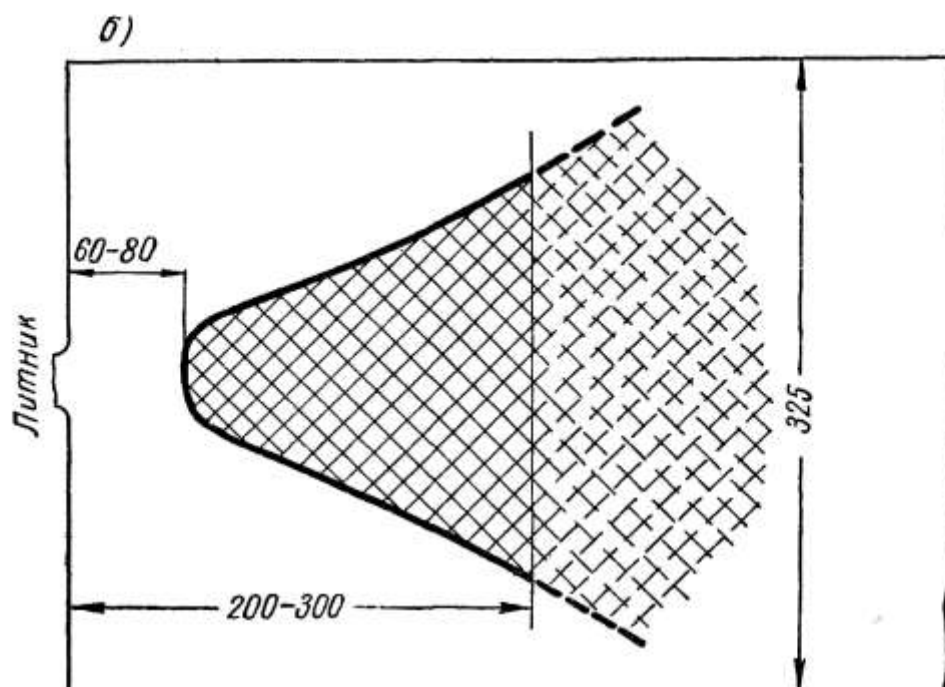
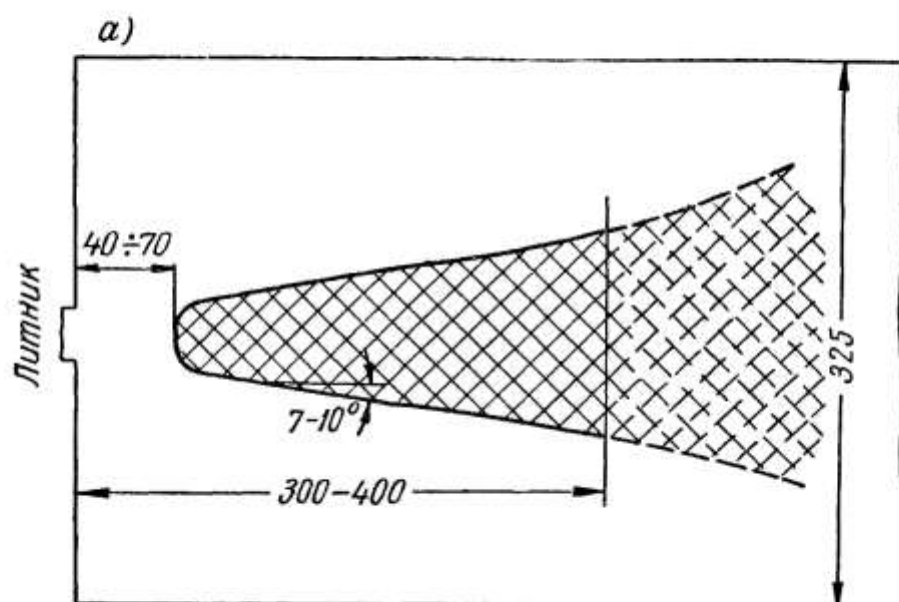
при диаметре канала в см.....0,5; 1; 2; 4; 8

ламинарный режим будет иметь место

при скорости в см/сек не более 26,8; 13,4; 6,7; 3,35; 1,68

В действительности при заполнении форм металлом скорости движения значительно больше. Следовательно, при заполнении форм мы всегда имеем дело с турбулентным режимом.

При турбулентном движении перемешивание жидкости приводит к нерегулярным пульсациям во всех точках потока. Чем больше



Фиг. 23. Контуры областей пористости в зоне подвода литника к стальной плите толщиной 30 мм при горизонтальном (*a*) и вертикальном (*б*) положении.

степень турбулентности, тем больше выравнивается распределение осредненных скоростей по сечению. В турбулентном потоке, так же как в ламинарном, осредненная скорость течения у стенок равна нулю и на оси достигает максимума. В турбулентном потоке у стенок имеется тонкий пограничный слой с ламинарным режимом движения.

В случае движения двухфазной жидкости, например, жидкого металла с взвешенными в нем твердыми кристалликами, законы движения Ньютоновой жидкости оказываются недостаточными. В двухфазной жидкости Шведова-Бингама градиент скорости может возникнуть только в том случае, если сдвигающее напряжение превзойдет некоторую критическую характерную для данной жидкости величину [97]. Движение такой жидкости получило название структурного движения. При движении двухфазной жидкости по каналу максимальные касательные напряжения возникают в слоях, примыкающих к стенкам. На некотором расстоянии от стенок сдвигающие напряжения будут меньше критической величины и градиент скорости будет отсутствовать. Средняя часть потока — ядро — в этом случае будет скользить как твердое тело по слою, примыкающему к стенкам канала. При возрастании скорости толщина слоя с нарушенной структурой будет увеличиваться, а размер ядра — уменьшаться. Когда сдвиги распространятся на все сечения потока, движение переходит на ламинарный режим, а при дальнейшем увеличении скорости — на турбулентный.

Заполнение формы металлом фактически происходит при нестационарном режиме. Особенно отчетливо это обстоятельство проявляется при движении конца металлического потока, заполняющего сухой канал. В первые моменты скорость распространения «волны по сухому руслу», в соответствии с расчетами [99], может превосходить скорость установившегося потока в 2 раза. Однако шероховатость русла быстро замедляет движение потока и его скорость перестает существенно отличаться от скорости стационарного движения.

На форму конца металлических потоков заполнения значительное влияние оказывает поверхностное натяжение и смачиваемость формовочного материала жидким металлом. Обычно его конфигурация близка к параболе.

Для экспериментального изучения режимов и измерения скоростей движения расплавленных металлов применяются следующие методы.

1. Непосредственное измерение скоростей в различных точках потока расплавленного металла при помощи трубок типа Пито, приготовленных из кварца.

2. Кинематографическая съемка потока металла в рентгеновских лучах на различных стадиях заполнения.

3. Моделирование процессов движения металла на неметаллических жидкостях, заполняющих формы с прозрачными стенками.

4. Определение скорости истечения металла из канала по форме свободно падающей струи.

5.Определение расхода металла, вытекающего из данной системы каналов по весу или объему, полученному за определенный промежуток времени.

6.Изменение скорости движения конца потока по замыканию серии контактов, устанавливаемых в форме.

При расчете процесса заполнения формы коэффициент расхода обычно представляют в виде

$$\mu = \frac{1}{\sqrt{1 + \sum \xi_i}}, \quad (40)$$

где $\sum \xi_i$ — сумма потерь напора, характеризующих местные сопротивления на пути металла.

Коэффициенты местных сопротивлений являются безразмерными величинами и в широких пределах не должны зависеть от рода жидкости. Для наиболее распространенного местного сопротивления в литниковых системах — поворота канала на 90° без закругления, в гидравлических справочниках [100] указывается величина $\xi = 1,0—1,5$. Опыты С. О. Бирули [101, 102] показали, что при течении чугуна в каналах песчаных форм квадратного сечения 15 и 20 мм при повороте на 90° коэффициент сопротивления составлял $\xi = 1,9—2,5$. В. О. Яковлевым [87] были проведены систематические исследования влияния поворотов каналов различного сечения с размерами 10, 14 и 20 мм на скорость движения по ним чугуна. Опыты показали, что при вытекании металла из элементарной литниковой системы, состоящей из литниковой воронки, стояка и литника повернутого в вертикальной плоскости на 90° в свободное пространство, коэффициент сопротивления колебался в пределах 2,6—5,2. Однако такие большие значения коэффициента сопротивления объясняются влиянием отжима струи после поворота канала и очень малой длиной литника — 2,5 диаметра. Придание сечению литника полукруглой формы, приближающей сечение отверстия к фактическому сечению струи, снизило коэффициент сопротивления до 1,1—2,2. При истечении металла из аналогичных литниковых систем в полость формы, в условиях затопленной струи, коэффициент сопротивления оказался равным 1,30—1,45 при двух литниках и 1,65 — при четырех литниках. Опыты В. О. Яковлева выявили сильное влияние температуры металла на фактический расход, а следовательно, на величины коэффициента сопротивления при принятой системе их учета.

М. А. Кремер и В. Н. Дудорова [103] определяли коэффициент сопротивления при повороте канала сечением 15 × 15 мм в случае заливки стали. Из их опытов следует, что коэффициенты сопротивления для прямого канала с поворотом без закругления на 90° , с закругленным поворотом на 90° и с закругленным поворотом на 135° оказались равными соответственно 11,0; 3,2 и 6,5. Полученные величины чрезмерно велики. Их исследование показало также, что коэффициенты сопротивления резко возрастают при увеличении количества металла, перепущенного через канал. Для обычных

жидкостей этого не может быть. Коэффициенты сопротивления по своей природе не могут зависеть от количества протекшей жидкости.

Очевидно, и в опытах В. О. Яковлева, проведенных при низких температурах заливки с чугуном, и в опытах М. А. Кремера и В. Н. Дудоровой со сталью решающее влияние на величину расхода оказывали не гидравлические сопротивления, а уменьшение живого сечения каналов за счет намерзания металла на их стенки в течение времени проведения опыта. Это обстоятельство лишает возможности использовать результаты опытов с металлами, залитыми при низких температурах и в больших количествах, для оценки гидравлических коэффициентов сопротивления.

Опираясь на опыты с водой и с перегретым металлом, можно и ценить величину коэффициента сопротивления при повороте канала на 90° для процессов заполнения форм примерно равной 1,0—1,2. При повороте на 45° по направлению к течению металла величина коэффициента сопротивления должна уменьшиться примерно до 30% от значения при повороте на 90° и составить 0,3—0,4. При повороте на 135° коэффициент сопротивления должен возрасти примерно на 200% и составить 2,0—2,5. Из аналогичных соображений можно установить, что ответвление канала под углом 45° дает коэффициент сопротивления около 1,2—1,4, под углом 90° — 1,5—1,8 и под углом 135° — 3,0—3,5. При сужении сечений каналов на величины порядка 0,8, типичные для литниковых систем, коэффициент сопротивления составляет около 0,15. Коэффициент сопротивления, связанный с истечением металла из литниковой воронки в стояк, в соответствии с данными, приведенными в предыдущем разделе, может быть оценен величиной 0,5.

Потери на трение жидкости о стенки канала оцениваются величиной

$$\xi = \lambda \frac{L}{d}, \quad (41)$$

где L — длина канала;

d — диаметр канала;

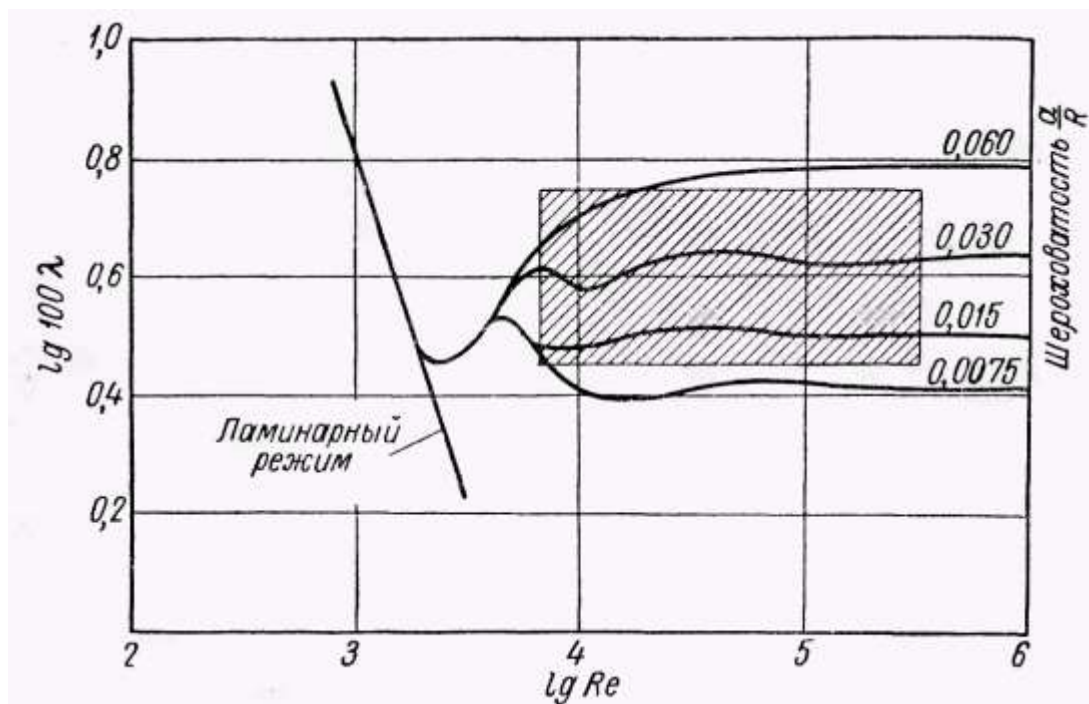
λ — безразмерная величина, являющаяся функцией от критерия Рейнольдса и шероховатости стен.

Обработка Е. З. Рабиновичем [104] экспериментальных данных по течению ковкого чугуна и стали в каналах песчаных форм показала, что при относительной шероховатости 0,025—0,040 величина λ составляет около 0,04. Систематические исследования Б. В. Рабиновича [105] показали, что в широком диапазоне условий опытов при течении чугуна в песчаной форме величины λ лежат в диапазоне 0,025—0,050.

На фиг. 24 представлена известная из гидравлики диаграмма Пикурадзе, выражающая зависимость коэффициента потерь на трение от критерия Рейнольдса для движения жидкости в каналах с шероховатыми стенками. Заштрихованная область отвечает значениям величин, встречающихся при заполнении песчаных форм

сталью, чугуном и другими литейными материалами. Из фиг. 24 следует, что для всех интересующих нас случаев режимы заполнения форм относятся к той области диаграммы, в которой коэффициент потерь на трение практически не зависит от величины критерия Рейнольдса.

Как видно из кривых фиг. 15, при обычном перегреве на 50—100° выше температуры кристаллизации вязкость расплавленных металлов уменьшается на 15—30% по сравнению с вязкостью при темпе-



Фиг. 24. Зависимость коэффициента потерь на трение от критерия Рейнольдса при течении жидкости в канале с шероховатыми стенками.

ратуре кристаллизации. Понижение вязкости металла в указанных пределах не может изменить потери напора в местных сопротивлениях или величину критерия Рейнольдса настолько, чтобы коэффициент потерь на трение заметно возрос. Кроме того, абсолютные величины потерь напора за счет трения гораздо меньше, чем потери напора в местных сопротивлениях литниковых систем и полостей отливок в формах. Следовательно, изменение вязкости жидких металлов за счет их охлаждения при заполнении форм не оказывает заметного влияния на скорость их течения и режим движения.

Вязкость системы, состоящей из жидкого металла и взвешенных в нем кристаллов или содержащей большое количество окислов, будет резко возрастать. Изложенный выше вывод на этот случай безоговорочно распространять не следует.

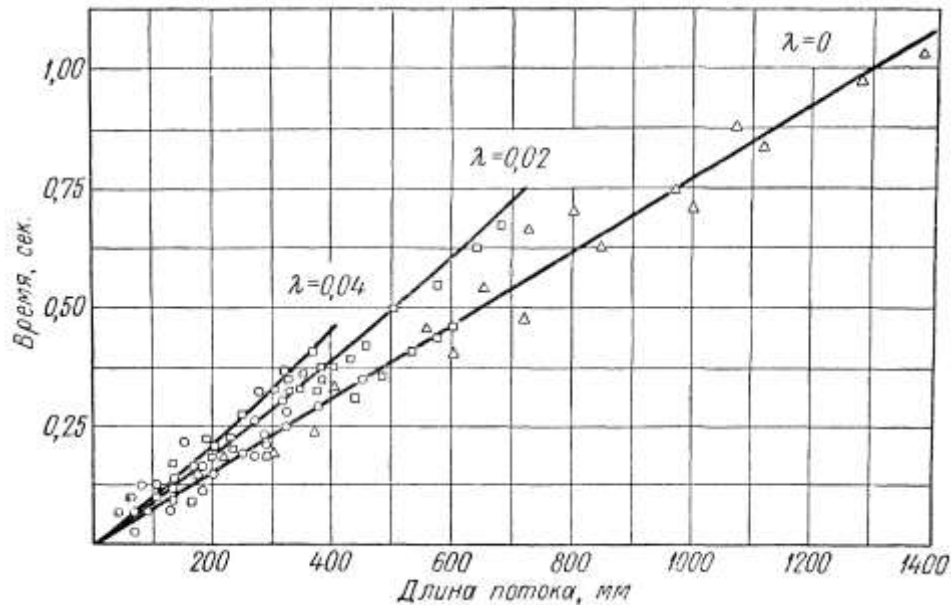
Скорость заполняющего потока жидкости в канале можно выразить следующим равенством:

$$v = \sqrt{\frac{2gH}{1 + \lambda \frac{L}{d} + \sum \xi_i}}. \quad (42)$$

Если считать, что при заполнении «сухого» канала движение жидкости происходит при установившемся режиме, то скорость v

можно отнести к скорости перемещения конца потока и выразить ее как $\left(\frac{dL}{d\tau}\right)$ — (где τ — время). По мере заполнения канала длина пути будет увеличиваться, потери на трение — возрастать, скорость — уменьшаться. Приравняв величину скорости из равенства (42) производной от пути по времени и производя интегрирование, получим следующую зависимость длины заполнения от времени

$$\tau = \frac{2d \left[\left(1 + \sum \xi_i + \lambda \frac{L}{d} \right)^{3/2} - \left(1 + \sum \xi_i \right)^{3/2} \right]}{3\lambda \sqrt{2gH}}. \quad (43)$$



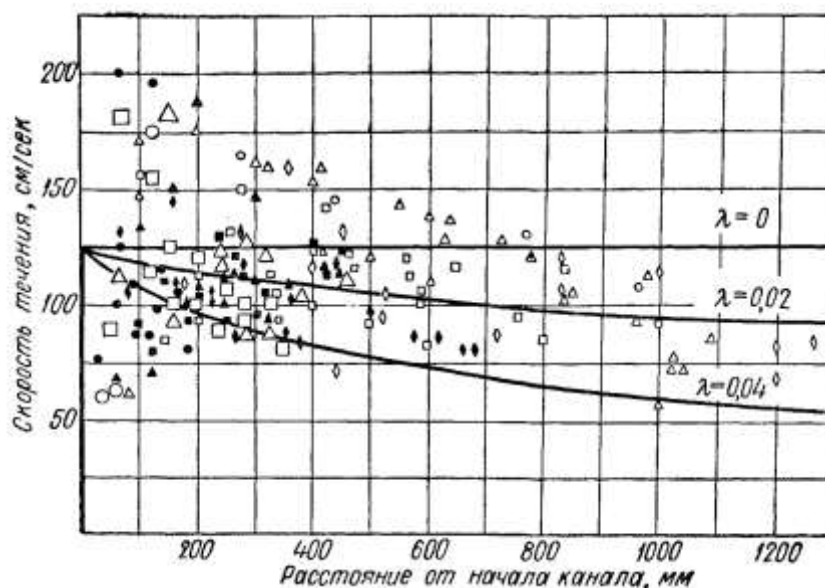
Фиг. 25. Зависимость длины металлического потока от времени протекания. Кривые построены по расчету при различных значениях коэффициентов потерь на трение:

О — сталь; □ — чугун; Δ — силумин.

Для проверки полученных формул при помощи контактного метода были проведены измерения скоростей заполнения круглого шала, представляющего собой спираль пробы на жидкотекучесть [177]. Форма имела канал с размерами 7×8 мм, ее литниковая система состояла из литниковой чаши со сливным порогом, стояка высотой 110 мм и буферного резервуара. Восемь контактов для фиксации времени достижения потоком металла различных точек останавливались на расстоянии от 40 до 200 мм друг от друга. Скорость течения определялись как средние на пути от одного контакта до другого. Опыты производились на силумине, чугуне со средним содержанием углерода 3% и углеродистой стали со средним содержанием углерода 0,36%.

На фиг. 25 представлена зависимость длины металлического потока от времени протекания, а на фиг. 26 — скорости заполнения

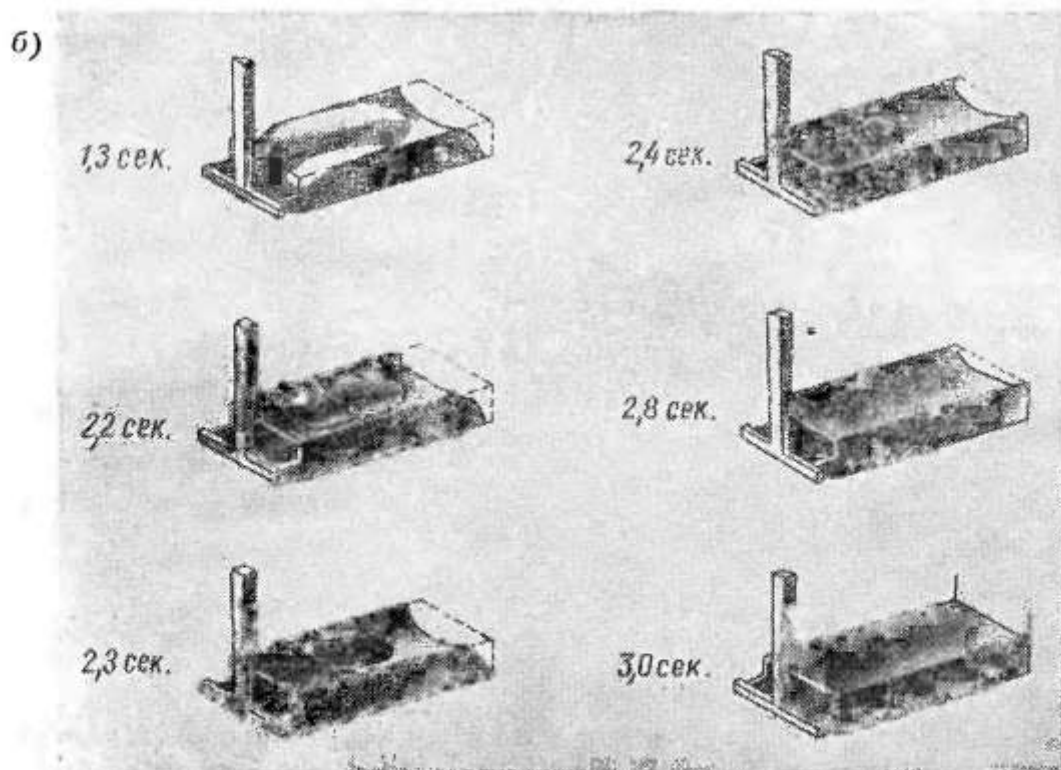
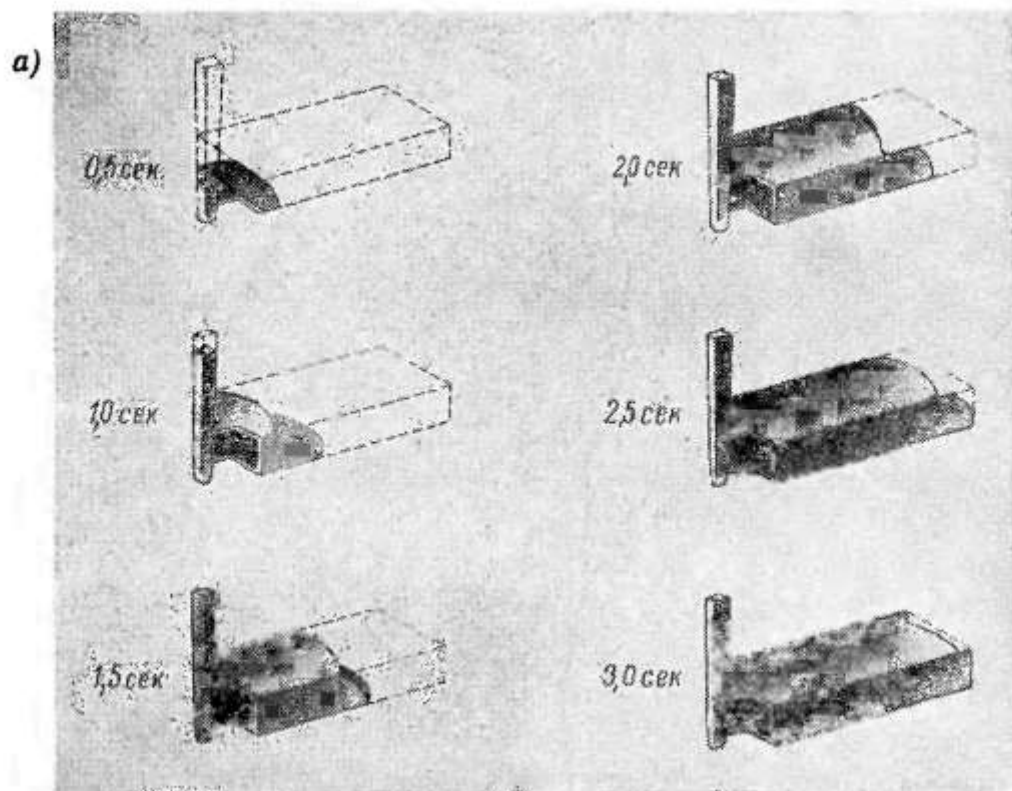
на различных расстояниях от начала канала. Опытные данные изображены точками; кривые построены на основе расчета по формулам (42) и (43) при величинах коэффициента потерь на трение — λ , равных 0,00; 0,02; 0,04. Из фиг. 25 следует, что нарастание пройденного пути почти линейно зависит от времени. Расчетные кривые удовлетворительно согласуются с фактическими данными. Величина потерь на трение незначительно влияет на характеристики движения даже в рассматриваемом случае заполнения длинного



Фиг. 26. Зависимость скорости металлического потока на разных расстояниях от начала канала.

Сталь ○ 1550° □ 1600° △ 1650°	Чугун ● 1400° ■ 1420—1430° ▲ 1460—1470° ◆ 1520°	Силумин ○ 650—680° □ 700—760° △ 800—850° ◆ 950—1050°

узкого канала, не имеющего местных сопротивлений. Из фиг. 26 видно, что в начале канала скорость быстро возрастает от нулевого значения до некоторого максимума, а дальше постепенно снижается. Опытные точки колеблются в сравнительно широком диапазоне, что указывает на неравномерность движения конца потока. При достаточно большой длине потока коэффициент потерь на трение близок к нулю. Это обстоятельство можно связывать с тем, что металл при затвердевании образует гладкую поверхностную пленку, с которой соприкасается его жидкая часть в процессе движения. Для потоков малой длины коэффициент потерь на трение составляет 0,02—0,04. В этом случае поток жидкого металла, по-видимому, непосредственно соприкасается с шероховатыми стенками канала в песчаной форме. Из фиг. 26 следует, что в начальном участке канала длиной около 200 мм значительное количество точек фиксирует скорости, превосходящие расчетные. Это обстоятельство можно связывать с неустановившимся характером движения и ударом струи при



Фиг. 27. Заполнение сталью тонкостенной коробки при подводе металла к верхней и нижней (а) и к боковым стенкам (б).

первоначальном «впрыскивании» в свободное пространство канала. Однако на общую длину пути потока металла это явление не оказывает существенного влияния

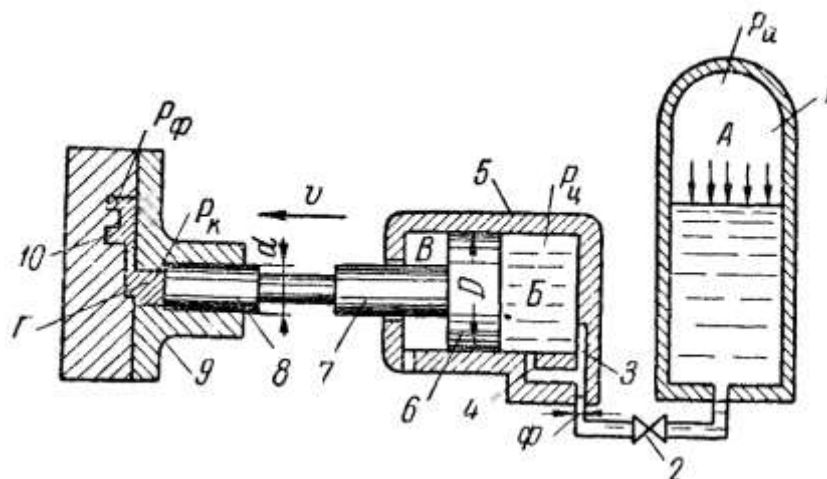
Прямым подтверждением отсутствия влияния изменения вязкости жидкого металла на процесс заполнения формы является фактическое совпадение характеристик течения стали, чугуна и силумина, заливавшихся в широком диапазоне перегревов. Таким образом, течение жидких металлов при свободном заполнении каналов в песчаных формах с достаточной для практических нужд точностью подчиняется закономерностям гидравлики обычной капельной жидкости, текущей в условиях стационарного режима.

На фиг. 27 представлены картины заполнения отливок тонкостенной коробки при двух различных методах подвода металла, построенные на основании измерений при помощи контактного метода [180]. Фиг. 27 демонстрирует поведение потока металла в условиях неустановившегося движения в более сложных случаях.

4. ВЛИЯНИЕ ВНЕШНИХ СИЛ НА ПРОЦЕСС ЗАПОЛНЕНИЯ ФОРМЫ

Помимо силы тяжести на жидкий металл в процессе заполнения формы могут действовать внешние силы.

Рассмотрим процесс заполнения формы при литье под давлением на машине с горизонтальной камерой сжатия (фиг. 28, [178]).



Фиг. 28. Схема работы машины для литья под давлением с горизонтальной камерой сжатия:

1 — аккумулятор; 2 — пусковой клапан; 3 и 4 — каналы для поступления рабочей жидкости в прессующий цилиндр; 5 — прессующий цилиндр; 6 — поршень прессующего цилиндра; 7 — плунжер поршня; 8 — прессующий наконечник; 9 — камера сжатия; 10 — пресс-форма. P_a — давление в аккумуляторе; P_u — давление в цилиндре; P_k — давление в камере; P_ϕ — давление в форме; А — полость аккумулятора; В — часть полости цилиндра, занятая рабочей жидкостью; Г — часть полости цилиндра, не занятая рабочей жидкостью; Г — полость прессформы; v — скорость движения поршня.

После заливки металла в камеру сжатия 9 и включения пускового клапана 2, рабочая жидкость под действием давления в аккумуляторе 1 и насоса высокого давления поступает в полость В прессующего цилиндра 5. Под действием давления рабочей жидкости поршень прессующего цилиндра 6, плунжер 7 и прессующий наконечник 8

перемещаются по направлению, указанному стрелкой. Металл сначала заполняет целиком камеру сжатия, а затем втекает струей и полость пресс-формы 10. Начиная с момента заполнения объема камеры сжатия Γ до момента окончания заполнения полости пресс-формы на участке камера сжатия — литниковая система, протекает поток металла, для которого справедливо уравнение

$$v_{\text{л}} F_{\text{л}} = v F_{\text{к}}, \quad (44)$$

где $u_{\text{л}}$ — скорость течения металла через литниковый канал;
 $F_{\text{л}}$ — площадь литникового канала в сечении, для которого определяется скорость потока; $F_{\text{к}}$ — площадь сечения камеры сжатия;
 v — скорость движения прессующего поршня. Скорость движения поршня определяется скоростью поступления рабочей жидкости в полость B прессующего цилиндра

$$v = \frac{Q}{\frac{\pi D^2}{4}}, \quad (45)$$

где Q — расход рабочей жидкости, поступающей в полость B ; D — диаметр поршня прессующего цилиндра. Расход рабочей жидкости определяется сечением канала, через который она поступает в полость, и скоростью ее истечения в полость B

$$Q = \frac{\pi \Phi^2}{4} \mu \sqrt{2g \frac{P_a - P_{\text{ц}}}{\gamma_{\text{ж}}}}, \quad (46)$$

где Φ — диаметр канала, через который рабочая жидкость поступает в полость B ;
 μ — коэффициент расхода рабочей жидкости, зависящий от потерь давления и степени открытия пускового вентиля;
 P_a — давление в аккумуляторе; $\gamma_{\text{ж}}$ — объемный вес рабочей жидкости;
 $P_{\text{ц}} = \frac{\sum N}{\frac{\pi D^2}{4}}$ — давление в полости B цилиндра;
 $\sum N$ — сумма сил, оказывающих сопротивление движению поршня.

Комбинируя написанные выражения, получим равенство, определяющее скорость движения поршня

$$v = \left(\frac{\Phi}{D} \right)^2 \mu \sqrt{\frac{2g}{\gamma_{\text{ж}}} \left(P_a - \frac{\sum N}{\frac{\pi D^2}{4}} \right)}. \quad (47)$$

Для данной машины отношение диаметров отверстия впускного клапана и поршня прессующего цилиндра есть постоянная величина. Следовательно, скорость прессующего поршня зависит от давления

в аккумуляторе, величины сил сопротивления движению поршня и степени открытия вентиля аккумулятора.

Движение поршня за один рабочий цикл можно разделить на четыре периода.

I. Период разгона. Основным сопротивлением является сила инерции подвижных частей прессующего устройства и металла, залитого в камеру сжатия. Кроме того, оказывают сопротивление постоянные силы трения плунжера в сальнике прессующего наконечника и металла о стенки камеры сжатия. Период начинается с началом движения и заканчивается тогда, когда сила инерции исчезает и в полости *Б* установится давление, соответствующее силам трения, т. е. в момент, когда движение станет равномерным. Давление в полости *Б* в начале движения равно давлению в аккумуляторе, но по мере увеличения скорости поршня — понижается.

II. Период равномерного движения. Основным сопротивлением являются силы трения, действующие и в первом периоде. Возможно некоторое увеличение сопротивлений со стороны металла при его перемещении прессующим наконечником. Период заканчивается в момент, когда металл заполнит все сечение камеры сжатия. Давление в полости *Б* в этот период наименьшее и остается практически постоянным.

III. Период заполнения. Этот основной период работы машины начинается в момент входа металла в литниковые каналы и заканчивается, когда форма заполнится. Сопротивление движению поршня оказывают гидродинамическое давление и силы трения. В результате их приложения скорость поршня уменьшается. Гидродинамическое давление в металле и соответствующее ему сопротивление движению поршня возникают внезапно. Эти условия соответствуют явлению удара, который производит масса прессующего наконечника, плунжера поршня, прессующего цилиндра и рабочей жидкости, находящейся в полости *Б* под давлением P_a . Импульс силы воспринимают металл в камере сжатия, стенки камеры, станина машины через прессформу и запирающее устройство. Действие импульса силы может проявиться в деформации тел, распространяющейся упругой волной. В этом случае в жидком металле возникает мгновенное повышение давления. Первые порции металла будут поступать в полость формы со скоростью, превышающей ту, которая должна была бы соответствовать скорости поршня к моменту удара при установившемся движении. Возвратная волна, связанная с восстановлением упругой деформации, с уменьшенной энергией, повысит усилия, направленные против движения поршня. В зависимости от их величины и от степени открытия вентиля аккумулятора произойдет соответствующее понижение скорости поршня. При благоприятном сочетании силы сопротивления и количества рабочей жидкости, поступающей в полость *Б*, может возникнуть обратное движение поршня. В этот момент в металле соответственно уменьшается давление и произойдет уменьшение скорости его поступления в форму.

В период торможения, в полости *Б* давление нарастает и к моменту, когда энергия упругой волны израсходуется, превышает действующую

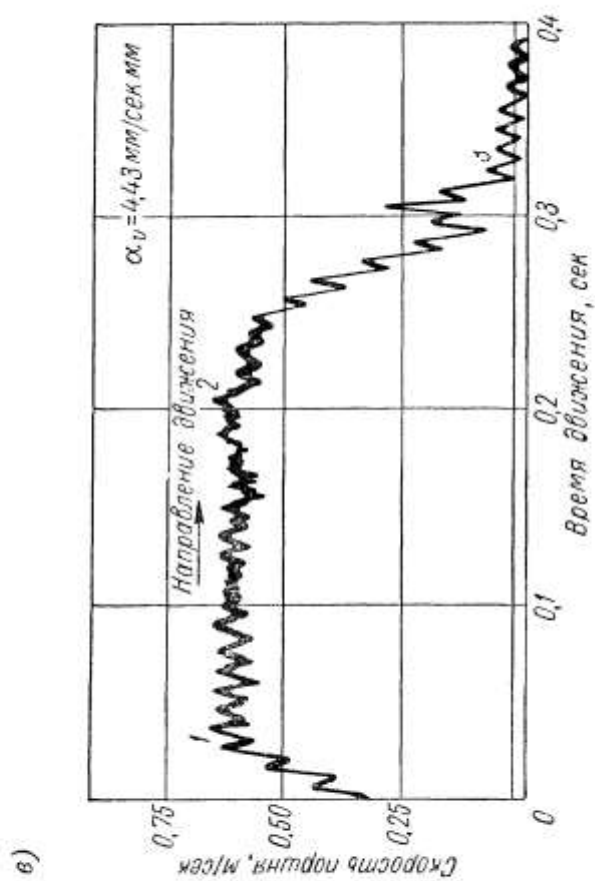
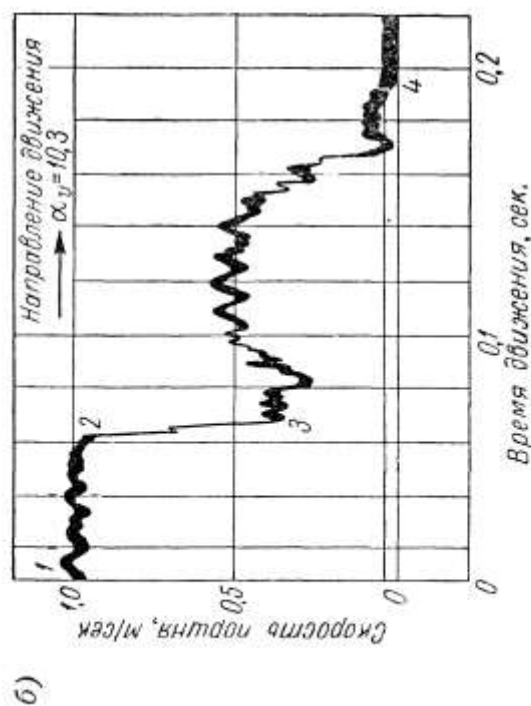
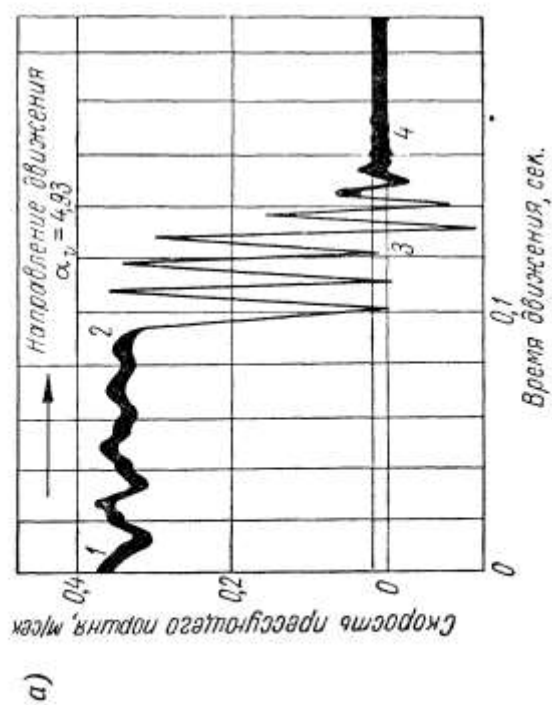
щие силы сопротивления. В создавшихся условиях поршень получит ускорение, за которым снова возникает удар, и так до тех пор, пока не израсходуется запас кинетической энергии и не установится давление в полости *Б* в соответствии с действующими силами сопротивлений. Соответственно колебаниям скорости поршня металл будет поступать в форму с переменным расходом. Кроме гидродинамического давления в ЭТОТ период сопротивление движению поршня могут оказывать газы, вытесняемые из полости прессформы.

IV. Период уплотнения. Этот период начинается с момента окончания заполнения формы и продолжается до тех пор, пока не затвердевший в камере сжатия металл из пресс-остатка сможет перемещаться в отливку, компенсируя усадку металла. Перемещение в этот период будет проходить при быстро нарастающем гидравлическом сопротивлении как во времени, так и по мере удаления иг литника, за счет нарастающей корочки и увеличения вязкости металла. Как только давление в полости *Б* достигнет значений P_a , движение поршня прекратится, а с ним прекратится поступление металла в форму.

Для обеспечения четких контуров в отливке необходимо, чтобы металл при поступлении в полость формы обладал таким запасом энергии, который позволил бы ему преодолеть соответствующие гидравлические потери, связанные со входом и продвижением в тонких углублениях, а также преодолеть прочность пленки при заполнении углов и мелких углублений. Это условие обеспечивается большой кинетической энергией струи. Скорость поршня прессующего цилиндра является важнейшей технологической характеристикой. Давление имеет значение как сила, обеспечивающая требуемую скорость. Решающее влияние на процесс заполнения оказывает скорость поршня в период его равномерного движения. Величина скорости для данной машины зависит от степени открытия вентиля аккумулятора.

С целью изучения процесса литья под давлением было произведено измерение скорости поршня в машине с горизонтальной камерой сжатия. Основные измерения скорости поршня производились при помощи индуктивного датчика, подвижная часть которого была связана с плунжером поршня, а неподвижная — со станиной машины. Запись скорости производилась при помощи осциллографа.

На фиг. 29, *а* представлена часть осциллограммы скорости поршня, полученной при отливке лабиринтной пробы сечением $10,0 \times 1,5$ мм и v сплава ЦАМ4-3 при скорости прессования, соответствующей открытию вентиля аккумулятора на $1/4$ оборота. Заполнение формы связано с последовательным преодолением сопротивлений, вызываемых поворотами потока. Участок 1—2 соответствует части II периода пути поршня. Движение — установившееся, но не равномерное, характеризуется периодическими изменениями скорости. Средняя скорость поршня в этот период около 0,35 м/сек. Участок 2—3 соответствует III периоду. Сопротивление, оказываемое формой, при наполнении настолько велико, что поршень резко замедляет



Фиг. 29. Типичные осциллограммы скорости поршня прессующего цилиндра при литье под давлением:

а — заливка лабиринтной пробы из сплава ЦАМ4-3 при открытии вентилля аккумулятора на $\frac{1}{4}$ оборота; б — то же при открытии вентилля аккумулятора на 2 оборота; в — заливка стальной отливки весом 600 г; при открытии вентилля аккумулятора на $\frac{3}{4}$ оборота.

движение, происходит мгновенная остановка, за которой снова возникает ускоренное движение. Колебания скорости продолжаются в течение всего III периода. Его продолжительность около 0,026 сек. На осциллограмме наблюдается Движение поршня после заполнения формы (участок 3—4) в течение примерно 0,045 сек. Характер движения — колебательный с последовательным уменьшением амплитуды. Ничтожная величина пути поршня за этот период показывает, что она связана только с усадкой пресс-остатка. Колебательный характер движения поршня в течение III и IV периодов при низкой скорости прессования, по-видимому, связан с упругой деформацией системы запирающего устройства пресс-формы. Периоду заполнения соответствует средняя скорость поршня 0,16 м/сек. Средняя расчетная скорость потока металла в форме равна 13,4 м/сек.

На фиг. 29, б представлена осциллограмма скорости поршня, полученная при отливке той же лабиринтной пробы, но при открытии вентиля аккумулятора на 2 оборота. Участок 1—2 соответствует II периоду. Скорость прессования составляет 1,0 м/сек. III период начинается в точке 2 и сопровождается падением скорости поршня в течение примерно 0,004 сек. с 1 до 0,35 м/сек. Несмотря на резкое изменение скорости, упругий удар не наблюдается; очевидно его энергия израсходовалась на раскрытие пресс-формы. Процесс заполнения полости формы сопровождался выдавливанием металла по разьему и установить момент его остановки в форме не представлялось возможным.

На фиг. 29, в представлена осциллограмма скорости поршня, полученная при изготовлении отливки весом 600 г из стали 20Л с толщиной стенки 20 мм. Сечение питателя 10 × 40 мм. Скорость прессования соответствовала открытию вентиля аккумулятора на $\frac{3}{4}$ оборота. Цифрами 1—2 обозначен II период. Начало заполнения не сопровождается резким изменением скорости поршня и четко установить его нельзя, так как литниковая система проста, имеет небольшие потери напора, к тому же скорость прессования невелика. Начало III периода, вероятно, находится вблизи точки 2 и заканчивается в точке 3. Заполнение проходит при последовательном понижении скорости в течение 0,12 сек.

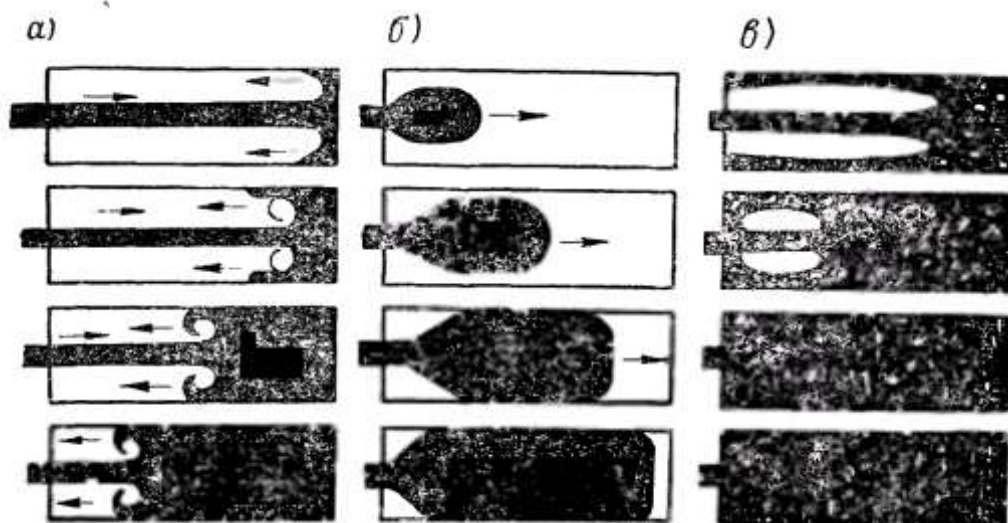
На фиг. 29, а, б, в цифры 1, 2, 5, 4 соответствуют границам периодов.

После заполнения формы наблюдается движение поршня в течение примерно 0,08 сек., соответствующее IV периоду. На рентгенограммах соответствующих отливок по оси* наблюдаются усадочные раковины и пористость, несколько ослабленная в районе подвода металла.

Движение металла в полости формы при литье под давлением может происходить по нескольким схемам. Одна из них была предложена Л. Фромером [106], другая В. Р. Брандтом [107], третья получена А. К- Белопуховым [108] (фиг. 30). Тот или иной тип заполнения в конкретных условиях определяется формой отливки и сечением литника,

Рассмотрим процесс заполнения формы при центробежном литье. Металл, попадая из литника на движущуюся поверхность формы, увлекается ею, но не сразу приобретает угловую скорость, равную угловой скорости вращения формы.

Б. Д. Хахалин [110] произвел исследования распределения скорости движения по толщине слоя металла при его заливке во вращающуюся форму методом моделирования. Моделирование производилось в прозрачной форме диаметром 208 мм, в которую заливались смеси глицерина и воды с различной вязкостью; форма



Фиг. 30. Схемы заполнения пресс-форм при литье под давлением:
а — по Фромеру; б — по Брандту; в — по Белопухову.

вращалась с различным числом оборотов (от 100 до 800 об/мин.) Заливка жидкости производилась с различной скоростью. Поток жидкости разбивался на 5—6 слоев; в каждом из слоев при помощи микронапорной трубки производилось измерение скорости. Обработка результатов опытов выявила зависимость между безразмерными критериями. Пользуясь этим графиком возможно построить картину распределения скоростей в металле с заданной вязкостью. На фиг. 31 представлено построенное таким образом распределение скоростей вращения по сечению кольцевого слоя для стальной отливки ($v = 0,0033 \text{ см/сек}$), заливаемой со скоростью $9 \text{ г/см}^2 \text{ сек}$ в изложницу, вращающуюся со скоростью 800 об/мин. Из полученных результатов следует, что время выравнивания угловых скоростей при заливке труб среднего сортамента в охлаждаемую металлическую форму больше, чем продолжительность затвердевания отливки. При заливке труб в футерованную или нагретую металлическую форму, а также при отливке массивных заготовок скорости успевают выравниваться полностью до окончания затвердевания отливки. Повышение вязкости металла в связи с его охлаждением может уменьшать время выравнивания скоростей на 15—20%.

Для того чтобы жидкий металл образовал во вращающейся форме сплошное кольцо, необходимо, чтобы угловая скорость на его внутренней поверхности обеспечила центробежную силу, превосходящую вес этого слоя (фиг. 32, г). Если скорость вращения

будет недостаточной, от поверхности отливки будут отрываться капли металла, разовьется явление «дождевания» (фиг. 32, в). Разбрызгивание металла (дождевание) может быть устранено увеличением скорости вращения; в меньшей степени этому может способствовать уменьшение скорости заливки.

При установившемся движении угловые скорости различных слоев металла должны быть одинаковыми. При этом свободная поверхность жидкого металла приобретает определенную форму. Для условий вращения вокруг вертикальной оси это будет параболоид вращения. Его поверхность выражается равенством

$$z = \frac{\omega^2}{2g} r^2, \quad (48)$$

где z — расстояние от оси параболоида;
 ω — угловая скорость вращения,
 связанная с числом оборотов в минуту

выражением $\omega = \frac{\pi n}{30}$;

g — ускорение силы тяжести;

r — радиус.

Для условий вращения вокруг горизонтальной оси свободная поверхность металла будет представлять собой окружность. При этом удельное давление на стенку формы, развиваемое вращающимся металлом, будет равно

$$p = \frac{\gamma \omega^2}{2g} (R^2 - r^2), \quad (49)$$

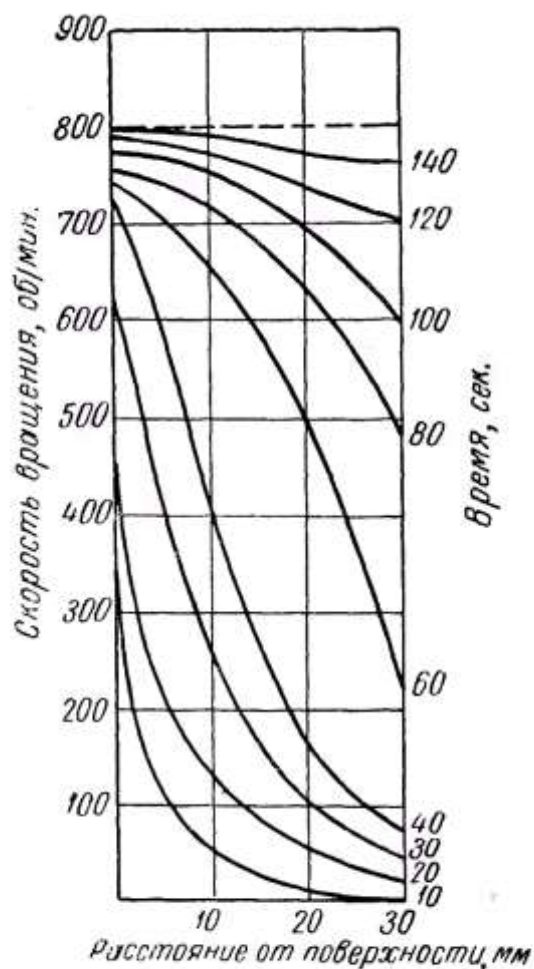
где p — удельное давление;

γ — удельный вес жидкого металла;

R — радиус формы.

Естественно, что приведенные формулы справедливы только до тех пор, пока металл находится в жидком состоянии. В затвердевшей отливке форма внутренней полости может существенно отклоняться от той, которую она имела в процессе заливки.

При выборе числа оборотов формы при центробежном литье полых изделий различные авторы исходили либо из требования обеспечения определенной допускаемой степени разностенности заготовки, сниженной с формой свободной поверхности, либо делали попытки учесть усилия, действующие в металле в процессе формирования заготовки.



Фиг. 31. Распределение скоростей по сечению кольцевого слоя жидкой стали при центробежном литье.

В 1931 г. Кэмменом [111] была предложена эмпирическая формула для выбора числа оборотов

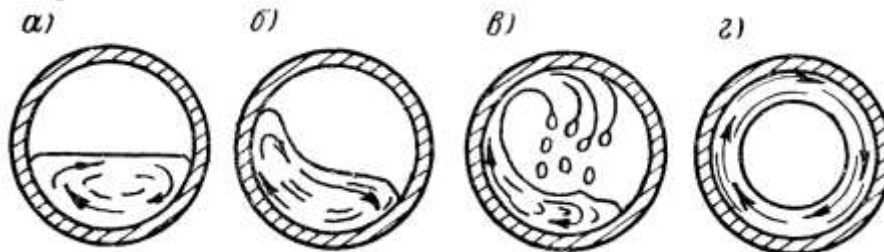
$$n = \frac{K_1}{\sqrt{R}}, \quad (50)$$

где n — число оборотов;

R — радиус отливки;

K_1 — постоянное число для данного металла.

В 1949 г. Л. С. Константинов [112] дал формулу для выбора числа оборотов, основывающуюся на следующем положении: «для изготовления отливки с геометрически правильной свободной



Фиг. 32. Схема влияния скорости вращения на поведение металла при центробежном литье:

a — очень малая скорость; $б$ — малая скорость; $в$ — увеличенная, но недостаточная для полного захвата металла скорость; $г$ — нормальная скорость вращения.

поверхностью необходимо, чтобы центростремительное ускорение частиц металла, расположенных на свободной поверхности, было не ниже некоторой определенной величины».

Математически это положение выражается неравенством

$$\frac{\gamma w^2 r}{g} \geq K, \quad (51)$$

где K — некоторая постоянная величина.

Определив величину K в соответствии с практическими данными, Л. С. Константинов предложил следующую рабочую формулу:

$$n = \frac{5520}{\sqrt{\gamma r}}, \quad (52)$$

где n — число оборотов формы в минуту;

γ — удельный вес в $г/см^3$;

r — радиус свободной поверхности отливки в см

5. ОХЛАЖДЕНИЕ И ЗАТВЕРДЕВАНИЕ МЕТАЛЛА В ПРОЦЕССЕ РАЗЛИВКИ

Падение температуры стали при выпуске из печи обычно находится в пределах $35—65^\circ$ в зависимости от температуры выпуска. Скорость охлаждения стали в ковшах различной емкости по данным В. Г. Грузина [113] представлена в табл. 16. Как показывают измерения температур, произведенные при помощи термопар В. Г. Грузиным, температура стали по мере вытекания ее из ковша, как правило, поднимается и понижается к концу разливки только при ее большой продолжительности. Это объясняется скоплением металла,

остывшего от взаимодействия со стенками на дне ковша. Холодный металл вытекает в первую очередь, за ним идет более горячий. Когда в ковше остается мало металла, в конце разливки охлаждение ускоряется и температура вытекающего металла понижается. В табл. 17 приведено типичное изменение температуры стали при истечении из ковша емкостью 0,7 т, иллюстрирующее эти положения.

Таблица 16

Емкость ковша в т	Способ нагрева ковша	Скорость охлаждения металла в град/мин
0,18	—	20—55
0,70	Разогрев коксом 3—4 час.	15—10
	Без разогрева	25
4,5	Разогрев коксом с дутьем 12 час.	3,5—4
	Разогрев коксом 5 час.	9—12
	Сушка дровами	15—30
12,5	Разогрев коксом	4,5—6
	Разогрев мазутом	3,2—5
140	—	1—2

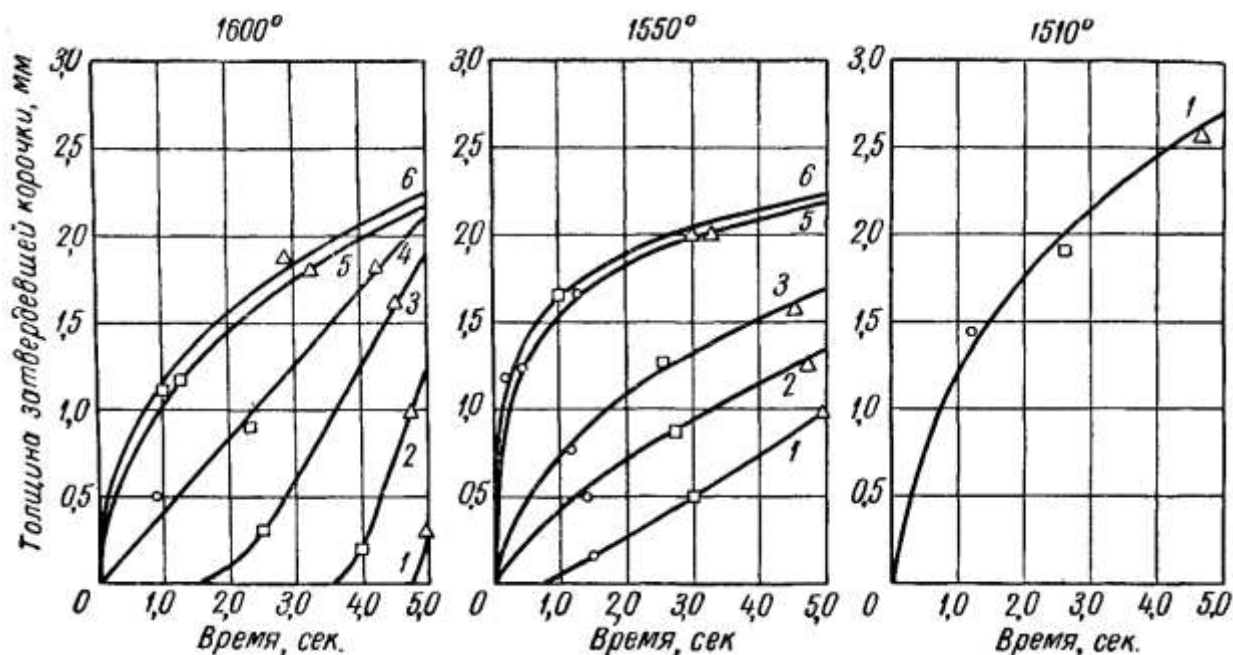
Таблица 17

Температура в печи перед выпуском в °С	Температура в стояке при заливке форм в °С			
	первой	второй	третьей	четвертой
1675	1530	1545	1560	—
1650	1540	1550	1555	1510
1645	1500	1520	1510	1505
1640	1520	1520	1525	—
1640	1520	1510	—	—
1630	1525	1520	—	—
1580	1470	1460	—	—

Для выяснения условий формирования твердой корки в движущемся металлическом потоке по методу выливания жидкого остатка, были проведены следующие опыты [184].

В сухие песчаные формы, имеющие горизонтальный канал сечением 15 X 50 мм заливалась сталь при температуре 1510, 1550 и 1600° С. Скорость течения металла по каналу составляла в среднем 20—30 см/сек. Через промежутки времени 1,5; 3 и 5 сек. после заливки форма опрокидывалась и металл быстро сливался через входное отверстие. После слива жидкого металла оставалась твердая корка, имеющая форму коробки или желоба. Корка разрезалась на куски и толщина ее измерялась на разных расстояниях от начала канала. На основании результатов обмеров, с учетом продолжительности соприкосновения металла с формой на данном расстоянии от начала канала, были построены кривые зависимости толщины корки от времени (фиг. 33). В случае заливки стали при температуре, близкой к точке кристаллизации (1510°), процесс затвердевания происходит одинаково на различных расстояниях от начала канала; затвердевание начинается сразу же после соприкосновения металла со стенкой формы. В случае заливки стали при более высокой температуре—1550° затвердевание происходит тем медленнее,

чем ближе к литнику расположен соответствующий участок. В случае заливки стали при высокой температуре — 1600° кривые затвердевания для участков, близких к началу потока, еще сильнее деформируются. Кроме того, на первых 100—200 мм от места подвода литника затвердевание металла начинается только через некоторый промежуток времени после его соприкосновения с поверхностью формы. На больших расстояниях от начала потока, где перегрев снимается, различие в скоростях затвердевания на различных расстояниях перестает сказываться.



Фиг. 33. Кривые затвердевания стали в песчаной форме в движущемся потоке для различных температур заливки:

1 — начальный участок потока; 2 — на расстоянии 60—120 мм от начала канала; 3 — на расстоянии 120—180 мм; 4 — на расстоянии 180—240 мм; 5 — на расстоянии 420—480 мм; 6 — на расстоянии 480—540 мм.

Таким образом, температура заливки и снятие перегрева по длине потока оказывают решающее влияние на начало затвердевания и характер нарастания корки в начальной стадии затвердевания.

Металл, имеющий температуру, близкую к точке кристаллизации как в неподвижном состоянии, так и в движущемся потоке, затвердевает на любом расстоянии от литника в соответствии с законом квадратного корня (см. гл. VII).

В результате роста твердой корки на поверхности соприкосновения металла с формой при его течении по каналу сечением $2R \times 2R$ площадь живого сечения канала будет изменяться с течением времени следующим образом:

$$f = 4(R - K\sqrt{\tau}), \quad (53)$$

где f — живое сечение канала;

τ — время;

K — коэффициент затвердевания.

Расход металла, протекающего через канал за время от 0 до τ , составит

$$q = 4v \left(R^2 \tau - \frac{4}{3} K R \tau^{3/2} + \frac{1}{2} K^2 \tau^2 \right), \quad (54)$$

где q — расход;

v — скорость течения металла.

При образовании твердой оболочки на конце металлического потока, достаточно прочной, чтобы выдержать напор жидкого металла, его движение будет останавливаться. Образование оболочек на конце металлического потока можно видеть на фотографиях, представленных на фиг. 34. Фотографии фиг. 34, а показывают концы потоков после слива жидкого металла при проведении опытов, результаты которых представлены на фиг. 33. Фотографии фиг. 34, б и 34, в изображают концы потоков, остановившихся в процессе заполнения формы, из которых жидкий металл не сливался. При горизонтальном положении (фиг. 34, б) металлический поток останавливается, затем прорывается, образует два новых потока и останавливается окончательно. При вертикальном положении (фиг. 34, в) свежие порции металла дважды перекатываются через ранее остановившийся конец потока и также останавливаются.

В предыдущих работах [89] было показано, что время, необходимое для образования оболочки, достаточно прочной для остановки потока, необходимо связывать с величиной квадратного корня и перегрева. Дальнейший анализ процесса и обобщение опытных данных [181] позволяет рекомендовать для расчета времени, в течение которого металл сохраняет способность к движению, следующее выражение:

$$\tau = AR^2 \sqrt{t + \frac{BH}{R}}, \quad (55)$$

где R — радиус или половина толщины стенки, заполняемой металлом;

t — перегрев в $^{\circ}\text{C}$;

H — гидростатический напор;

A и B — постоянные величины; для среднеуглеродистой стали, заливаемой в песчаную форму, $A = 0,25$, $B = 0,1$.

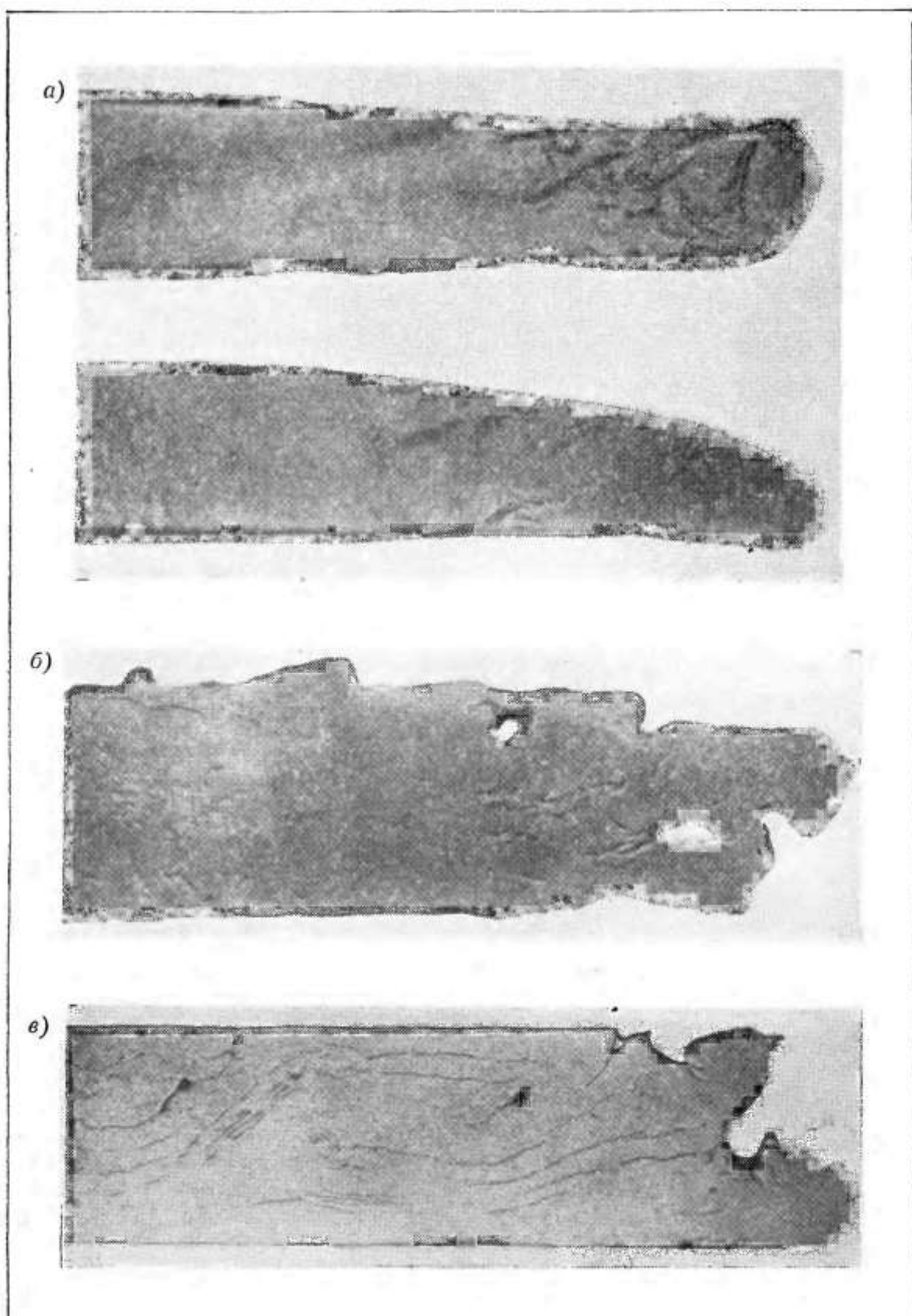
Первый член под знаком квадратного корня связан со временем, необходимым для начала образования оболочки на конце потока; и второй член связан со временем, в течение которого оболочка упрочняется настолько, что оказывается способной выдержать напор жидкого металла.

Длина Λ , на которую металл может заполнить канал постоянного сечения (жидкотекучесть), определяется равенством:

$$\Lambda = \tau v, \quad (56)$$

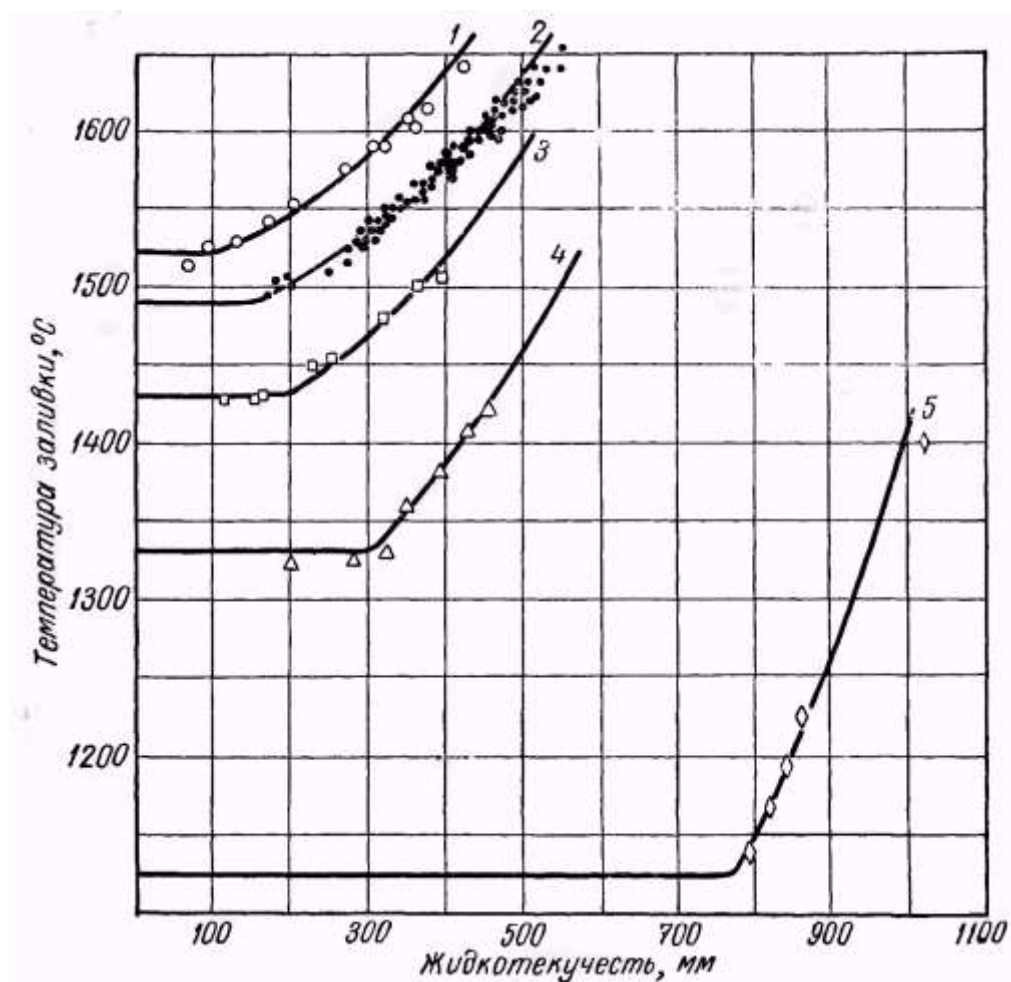
где v — скорость течения;

τ — время, в течение которого металл сохраняет способность к движению, вычисляемое по формуле (55).



Фиг. 34. Концы стальных потоков, полученных при остановке движения металла : *а*— горизонтальный поток сечением 15×50 мм; *б*— горизонтальный поток сечением 15×100 мм; *в*— вертикальный поток сечением 5×100 мм.

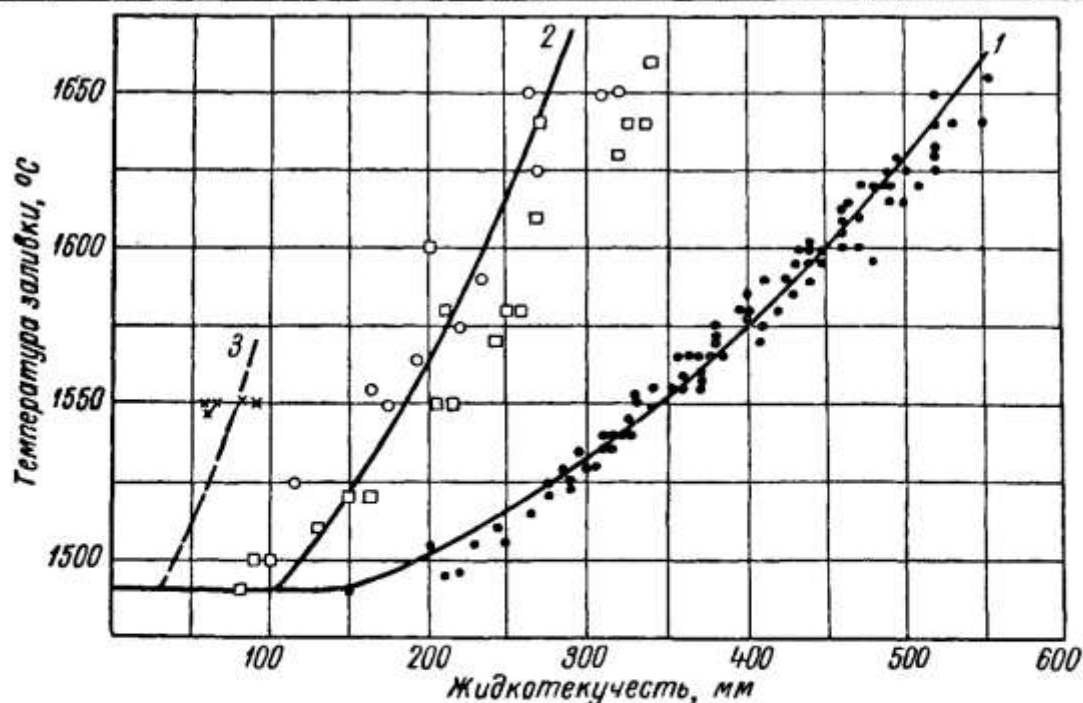
На фиг. 35 представлены величины жидкотекучести железоуглеродистых сплавов в сопоставлении с расчетными кривыми. Опыты производились на спиральной пробе с каналом сечением



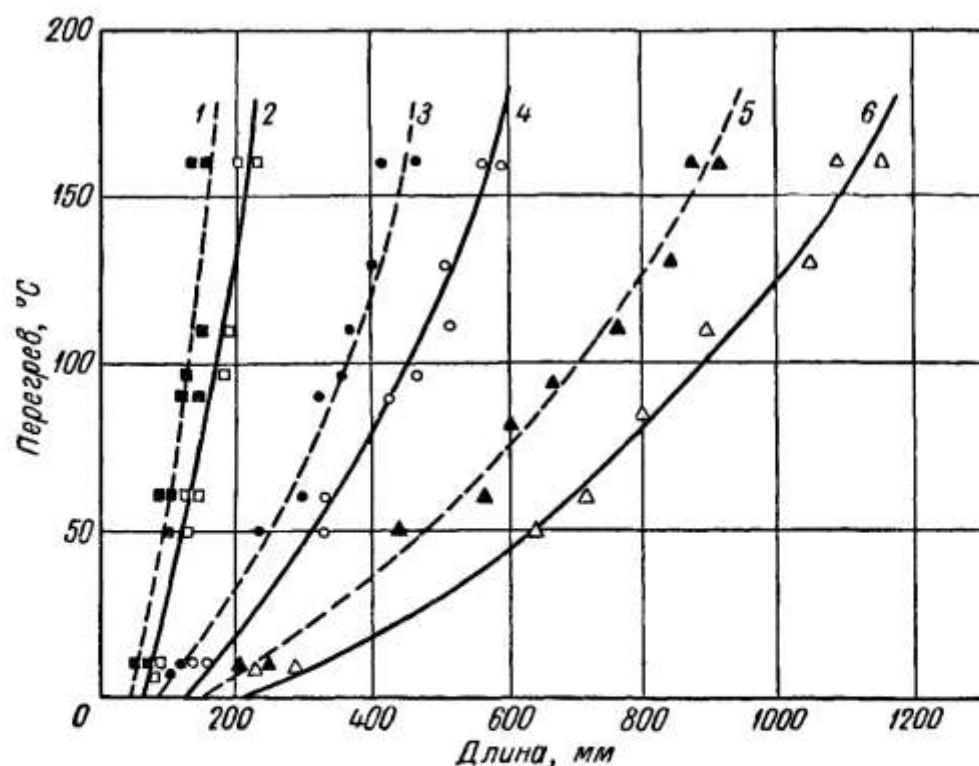
Фиг. 35. Расчетные и фактические данные по жидкотекучести железоуглеродистых сплавов при заполнении спиральной пробы сечением 7×8 мм.

Кривые	Содержание углерода в %	А	В
1	0,10	0,245	0,085
2	0,35	0,268	0,110
3	1,70	0,250	0,165
4	2,75	0,237	0,280
5	4,30	0,254	0,657

7×8 мм. На фиг. 36 представлены аналогичные зависимости, полученные при заполнении спиральных проб сталью 35Л на жидкотекучесть с сечениями каналов 7×8 мм, 5×5 мм и 05 мм (кроме того, приведено несколько точек, относящихся к U-образной пробе). Па фиг. 37 представлены опытные данные и расчетные кривые для случая заполнения каналов с сечениями 3 × 30, 5 × 30 и 7 × 30 мм и песчаных и металлических формах. Во всех случаях скорости для



Фиг. 36. Расчетные и фактические данные по жидкотекучести стали 35Л при заполнении спиральных проб с различным сечением каналов:
1 — спираль 7×8 мм; 2 — спираль 5×5 мм (кружки) и прутки диаметром 5 мм (квадратики); 3 — U-образная проба.



Фиг. 37. Расчетные и фактические данные по заполнению сталью 35Л каналов прямоугольного сечения:

1 — сечение канала 3×30 мм, металлическая форма; 2 — то же, песчаная форма; 3 — сечение канала 5×30 мм, металлическая форма; 4 — то же, песчаная форма; 5 — сечение канала 7×30 мм, металлическая форма; 6 — то же, песчаная форма.

расчетов определялись путем прямых измерений контактным методом. Продемонстрированные материалы показывают, что формула (55) дает удовлетворительные результаты.

Приравняем время затвердевания плоской стенки и время исчерпания жидкотекучести заполняющего ее потока, приняв для простоты $B = 0$.

$$\left(\frac{R}{K}\right)^2 = AR^2 \sqrt{t}, \quad (57)$$

откуда

$$t = \frac{1}{A^2 K^2}. \quad (58)$$

Из расчетов, произведенных при помощи выражения (58) следует, что перегрев, который отвечает этому условию для стали, должен составлять в песчаной форме около $20\ 000^\circ$, в металлической форме около 450° . Несуразно большие величины показывают, что при заполнении канала постоянного сечения, к которому металл Подводится с торца литником с таким же сечением, как сам канал, остановка возможна только в результате образования достаточно прочной пленки в концевой части потока.

Теплопередача в потоках жидких металлов определяется турбулентным переносом, мало зависящим от свойств самой жидкости. Жидкотекучесть при больших перегревах определяется в основном этим процессом, на который индивидуальные особенности материалов влияют незначительно. При малых перегревах жидкотекучесть определяется главным образом условиями формирования оболочки на конце потока и ее прочностью, т. е. факторами, связанными с индивидуальными особенностями материалов.

Как справедливо указывают Ю. А. Нехендзи и П. В. Сорокин [114] пробы на жидкотекучесть «характеризуют прежде всего возможность металла заполнять форму в определенных условиях и, только в некоторой степени, влияние на заполняемость поверхностного натяжения или вязкости, поверхностных пленок и др.

Пробы для оценки жидкотекучести можно классифицировать следующим образом.

I. Пробы с каналом постоянного сечения.

1. Горизонтальное положение:

- а) спиральный канал;
- б) прямолинейный канал.

2. Вертикальное положение:

- а) U-образная проба;
- б) серия каналов разного диаметра («лира»),

3. Наклонное положение:

- а) желоб;
- б) винтовой канал.

II. Пробы с каналом переменного сечения.

- а) сочетание сферы и плоскости;
- б) клин;
- в) пирамидальная игла.

III. Комбинированные пробы, состоящие из каналов различной формы и положения

Наибольшим распространением пользуется проба с горизонтальным спиральным каналом постоянного сечения. Эта проба чувствительна, дает устойчивые и хорошо воспроизводимые результаты компактна, не капризна к установке, проста в изготовлении. Несколько реже применяется проба с горизонтальным прямолинейным каналом постоянного сечения. За последнее

время привлекает внимание U-образная проба, предложенная Ю. А. Нехендзи и А. М. Самариним.

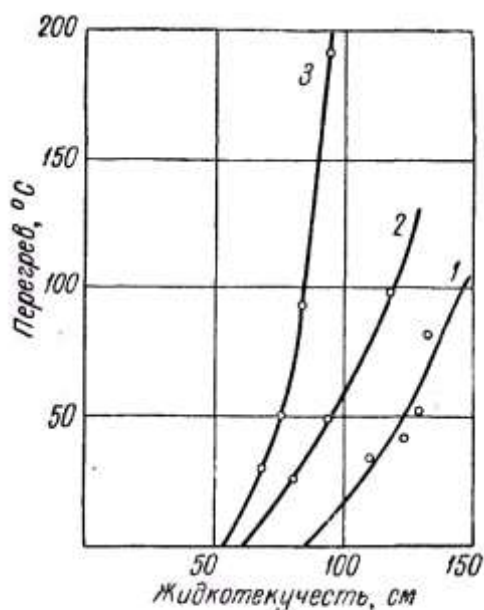
Ю.А. Нехендзи [39] предложил определять жидкотекучесть сплавов в зависимости от выбора линии отсчета температуры перегрева как практическую — при постоянной температуре заливки, условную — при постоянном перегреве над точкой ликвидус и истинную — при постоянном перегреве над температурой нулевой жидкотекучести. Поскольку линии нулевой жидкотекучести, лежащие между температурами ликвидус и солидус, еще недостаточно изучены, фактически отсчет температуры всегда ведется от температуры ликвидус.

А. М. Малаховский [116] сделал по длине спиральной пробы через каждые 50 мм

вертикальные прямые каналы диаметром 5 мм. Опыты показали, что вертикальные каналы заполнялись до самого верха на той части пути металла в основном горизонтальном канале, которую он проходит без образования твердой пленки. Только в конечной части горизонтального канала, где началось образование пленки, вертикальные каналы заполнялись не полностью. Например, при заливке сплава АЛ27, перегретого до 800° при общей длине пути в горизонтальном канале 800 мм, вертикальные каналы высотой 50 мм заполнялись не до конца только на последних 200 мм.

Пробы с горизонтальным каналом постоянного сечения наиболее целесообразны для оценки заполняемости форм в целом, пробы с различного рода сужающимися, а также с вертикальными каналами более пригодны для оценки свойств металла образовывать пленки и заполнять мелкие углубления формы.

А. М. Корольков и Э. С. Каданер [117], а также А. А. Симеонов [118] изучали жидкотекучесть цветных сплавов на спиральной пробе с регулируемой температурой формы. На фиг. 38 представлена жидкотекучесть цинка, олова и свинца при заливке в металлическую форму, нагретую до температуры, составляющей 85% абсолютной



Фиг. 38. Жидкотекучесть цинка (1), олова (2) и свинца (3), определенная на спиральной пробе с регулируемой температурой формы в сравнимых условиях.

температуры плавления данного металла по А. М. Королькову и Э. С. Каданер. Принятая ими методика позволяет сравнивать жидкотекучесть металлов в строго сопоставимых условиях.

Наилучшей жидкотекучестью обладают чистые металлы и эвтектические сплавы, имеющие минимальное развитие области затвердевания (см. ниже). Все добавки, расширяющие температурный интервал ликвидус—сол иду с, так или иначе понижают жидкотекучесть металла. В сплаве с широким интервалом кристаллизации граница выливаемости гораздо быстрее будет проникать в отливку (или движущийся поток металла), чем в сплаве с узким интервалом кристаллизации с той же суммарной величиной теплоты кристаллизации. Это, естественно, создает в первом случае более благоприятные условия для образования прочной корки на конце потока и его остановки. Заэвтектические сплавы, обычно имеющие глобулярную форму кристаллизации и смещение границы выливаемости к границе солидус, обладают большей жидкотекучестью, чем доэвтектические сплавы, имеющие дендритную форму кристаллизации и смещение границы выливаемости к границе ликвидус.

Представляется целесообразным разграничить определение жидкотекучести как свойства данного расплавленного металла или сплава, измеряемого при постоянных условиях, и заполняемости как явления, определяемого: размерами сечения, конструкцией отливки или ее элемента, свойствами линейного материала, свойствами материала формы, температурой и условиями заливки.

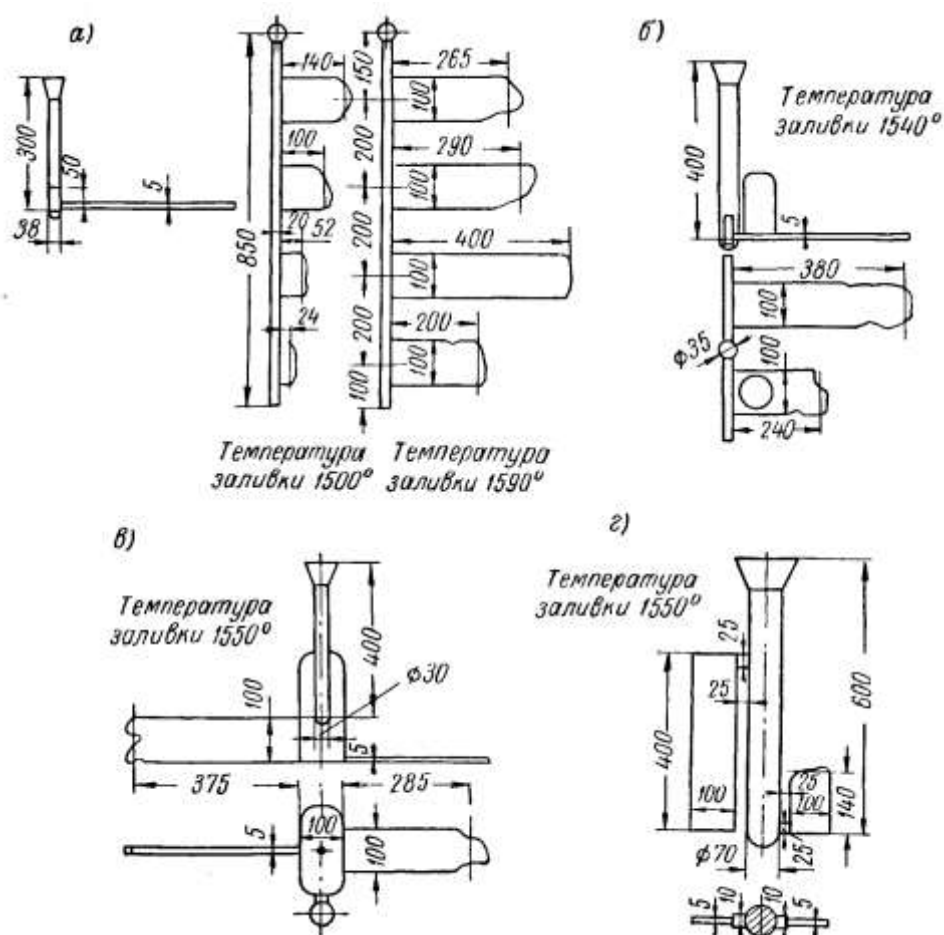
Специальные исследования заполняемости стальной каналом диаметром 5, 6, 8 и 10 мм, а также прямоугольных каналов показали, что заполняемость металлической формы при прочих равных условиях оказывается на 25%—40% меньше, чем сухой песчаной формы. Заполняемость сырой песчаной формы на 3—6% меньше, чем сухой песчаной формы. А. Н. Цибрик [115] провел исследование заполняемости канала сечением 8×8 мм углеродистой сталью при температуре 1545° в формах из различных материалов. Результаты опытов даны в табл. 18.

Таблица 18

Материал формы	Жидкотекучесть в мм	Материал формы	Жидкотекучесть в мм
Алюминиевый сплав..	254	Сырая песчаная форма. .	610
Углеродистая сталь...	310	Сухая песчаная форма .	625—630
Чугун.....	346	Смесь с 80% древесных опилок	765

Заполняемость повышается при увеличении сечения стояка и литникового хода и уменьшении их длины, так как это позволяет сохранить более высокую температуру металла при его поступлении и форму. Естественно, что увеличение скорости заполнения (не вызывающее разрушение формы) каким бы способом оно не было достигнуто, увеличивает заполняемость. Опыты по заливке сталью

ряда горизонтальных пластинок небольшой толщины или прутков, присоединенных к литниковому ходу на различных расстояниях от стояка (фиг. 39, *а*) показывают, что при достаточном перегреве наилучшая заполняемость достигается у средних пластинок. Пла-



Фиг. 39. Заполняемость тонкостенных стальных отливок при различных условиях подвода металла:

а — влияние длины пути металла в литниковом ходе; *б* — влияние утолщения стенки по ходу течения металла; *в* — влияние положения стенки отливки (горизонтально и на ребро); *г* — влияние места подвода металла (сверху и снизу).

стинки, присоединенные вблизи места сопряжения стояка и литникового хода, а также в конце литникового хода, имели пониженную заполняемость. При малом перегреве наилучшая заполняемость достигалась у пластинок, расположенных вблизи стояка. Очевидно, в случае заливки при высоких температурах решающим является гидравлический фактор, а в случае заливки при низких температурах — тепловой. Следовательно, законы гидравлики с наибольшим успехом и с наименьшими ограничениями можно применять к сильно

перегретому металлу. Если на пути металла в тонкой стенке имеется утолщение или установлена прибыль (фиг. 39, б), движение в этом месте, естественно, замедляется и заполняемость стенки после утолщения сокращается по сравнению с тем случаем, когда заливается стенка тех же размеров, но без утолщения. Заполняемость тонкой стенки улучшается при рассредоточении подвода металла. Подвод металла несколькими литниками увеличенной толщины дает лучшие результаты, чем подвод щелевым литником меньшей толщины, но равной площади сечения. Заполняемость вертикальных стенок выше, чем горизонтальных. Например, опыты по заливке пластинок (фиг. 39, в) при подводе металла в торец показали, что заполняемость при горизонтальном положении стенки примерно на 20—30% меньше, чем при установке на ребро. Заполнение вертикальных стенок при подводе металла сверху выше, чем при подводе снизу. Например, опыты по заливке пластинок (фиг. 39, г) при подводе металла сверху обеспечили заполняемость при температуре 1550°; при подводе снизу при этой температуре заполняемость составила 34% высоты, а при температуре 1600° — 83%. Подвод металла щелевым литником к аналогичным вертикальным стенкам также обеспечил их заполняемость при температурах заливки 1600 и 1550°.

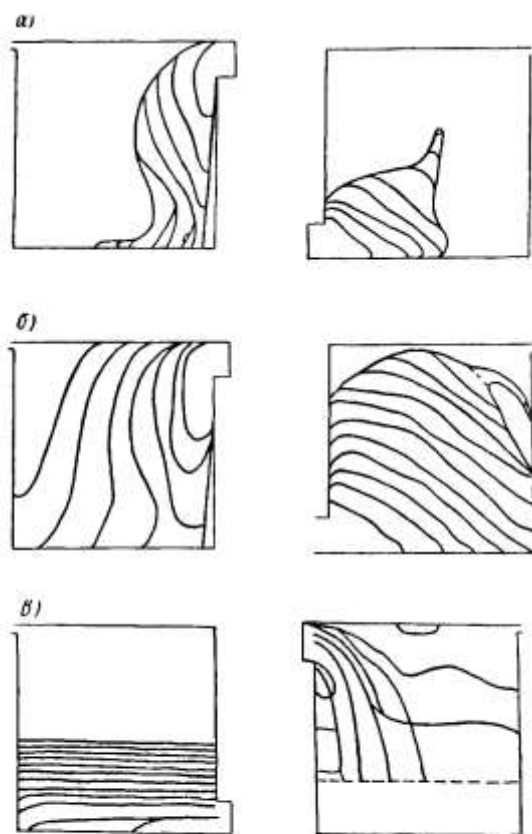
Заполнение тонкостенных отливок происходит в очень краткие промежутки времени, соизмеримые со временем заполнения литниковой системы, особенно если она имеет каналы большого сечения. Часто движение металла в полости отливки заканчивается раньше, чем гидростатический напор в стояке достигнет номинального предельного значения. В таких случаях фактическая скорость движения металла при заполнении формы будет меньше, чем расчетная, отнесенная к полной высоте стояка. Чрезмерное увеличение сечения литникового хода при недостаточном сечении стояка будет уменьшать, а не увеличивать заполняемость, так как продолжительность заполнения стояка при этом увеличится и заполнение формы будет происходить при уменьшенном гидростатическом напоре. Основным принципом обеспечения заполняемости является сведение до минимума потерь напора и теплоты при подводе металла к тонкой стенке. Поскольку заполняемость связана с квадратом толщины стенки и квадратным корнем из величины перегрева, трудности заполнения формы резко возрастают с уменьшением толщины стенки.

Исследования В. П. Машовец и И. И. Драган-Сущева [119] показали, что даже значительный перегрев сплава не обеспечивает заполнения очень тонких полостей. Гораздо лучшие результаты дает нагрев формы. Единственным средством, обеспечивающим заполнение очень сложной металлической пробы на жидкотекучесть, состоящей из серии пирамид с различными углами при основании, оказался нагрев формы до температуры кристаллизации сплава.

С целью качественного моделирования [182] заполнения мелких тонкостенных отливок, была изготовлена стеклянная форма, заполняемая расплавленным парафином с фотографированием процесса со скоростью 3—4 кадра в секунду. Форма представляла собой стояк, к которому на нескольких уровнях присоединялись резервуары

размером $0,7 \times 60 \times 60$ мм и $7 \times 60 \times 60$ мм при подводе литников к верхней и нижней части резервуаров. Кадры, полученные при съемке, увеличивались и накладывались друг на друга. В результате получалась картина последовательного изменения положения передней кромки заполняющего форму потока.

На фиг. 40, *а* представлена картина заливки парафином отливок с толщиной стенки 0,7 мм при температуре 68°C , на фиг. 40, *б* таких же отливок при температуре 89°C и на фиг. 42, *в* — заливка отливок толщиной 7 мм парафином, имеющим температуру 68°C .



Фиг. 40. Заполнение прозрачных форм парафином. Кривые соответствуют положению кромки расплава при заполнении формы через различные промежутки времени: *а* — толщина отливки 0,7 мм; температура 68°C ; *б* — то же, температура 89°C ; *в* — толщина отливки 7,0 мм, температура 68°C .

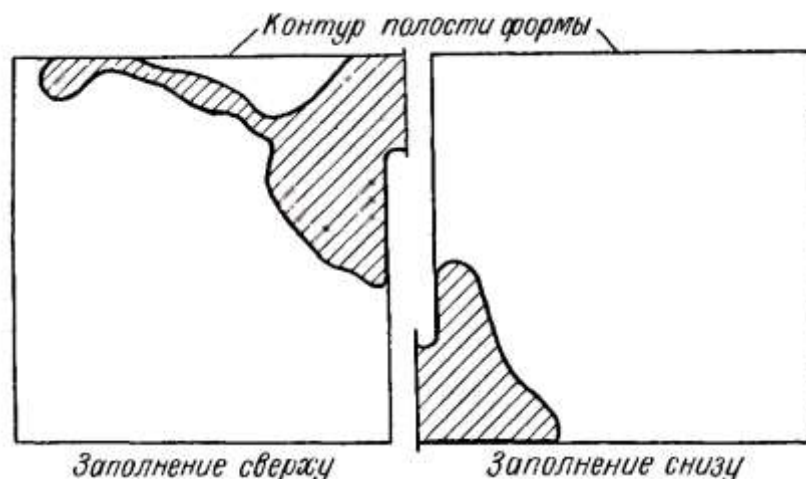
Рисунки наглядно демонстрируют процесс заполнения форм для тонкостенных и толстостенных отливок при разных температурах заливки. На фиг. 41 представлены стальные отливки толщиной 1 мм, заполненные в аналогичных условиях. Из сопоставления фиг. 40 и фиг. 41 следует, что характер заполнения песчаных форм металлом аналогичен характеру заполнения прозрачных форм парафином.

Результаты опытов, проведенных на парафине и металле, позволяют расчленить процесс заполнения форм для мелких отливок при непрерывном подъеме уровня расплава в стояке в общем случае на 4 периода. В первом периоде при подходе к полости тонкой стенки расплав благодаря поверхностному натяжению образует у входа в полость стенки выпуклый мениск, кривизна которого будет увеличиваться по мере поднятия уровня металла в стояке.

Во втором периоде, когда давление металла в стояке преодолает сопротивление поверхностного натяжения в мениске, наступает стремительное заполнение полости формы. При заполнении полости тонкой стенки снизу фронт потока представляет собой прямую линию, резко наклоненную к горизонту; при заполнении сверху фронт потока имеет грушевидную форму.

Третий период начинается с того момента, когда на переднем крае потока образуется оболочка. В третьем периоде наблюдается постепенное сокращение фронта потока, заканчивающееся при недостаточном перегреве остановкой течения расплава.

Далее может наблюдаться четвертый период заполнения. Остановка течения, вследствие действия инерционных сил, приводит к быстрому возрастанию давления внутри расплава и к прорыву передней кромки с образованием узкого вторичного потока, который фиксируется как на парафине, так и на металле.



Фиг. 41. Заполнение сталью песчаной формы, изготовленной по выплавляемым моделям (размеры те же, что и на фиг. 40).

При заполнении тонких стенок большой протяженности и недостаточном перегреве могут наблюдаться все четыре периода схемы. Формы для толстостенных отливок небольших размеров заполняются целиком в пределах второго периода.

Чтобы заставить металл войти в полость весьма тонкой стенки, необходимо обеспечить минимальный гидростатический напор h

$$h = \frac{2\alpha \cos \Theta}{r \gamma g}, \quad (59)$$

где α — поверхностное натяжение;

Θ — краевой угол;

r — половина толщины полости стенки;

γ — плотность расплава;

g — ускорение силы тяжести.

Примем для случая заливки стали в песчаную форму следующие значения величин в формуле (59): $\gamma = 6,9 \text{ г/см}^3$, $g = 981 \text{ см/сек}^2$, $\Theta = 180^\circ$ и $\cos \Theta = 1$ (т. е. полное несмачивание металлом материала формы), $\alpha = 1200 \text{ дн/см}$.

Тогда расчеты по формуле (59) показывают, что для заполнения полости стенки толщиной 1,5 мм жидкой сталью нужен напор около 50 мм; для заполнения полости стенки толщиной 0,5 мм нужен уже напор около 150 мм. Опыты по заполнению сталью тонких пластинок длиной 80 мм, присоединенных горизонтально к стояку высотой около 280 мм, показали, что при толщине 2,3 мм большинство пла-

стинок заполнялось полностью; при толщине 1,3 мм они заполнялись не все и не полностью; при толщине 0,7 мм только некоторые пластинки заполнялись на длину в несколько миллиметров.

Опыт показывает, что минимальный статический напор, при котором обеспечивается удовлетворительная четкость кромок, составляет примерно 70 мм.

Если принять заполненную площадь вертикальной стенки при подводе расплава сверху за 100%, то при подводе снизу, как показали опыты с парафином, заполненная площадь снижается до 55—80%, а при горизонтальном положении стенки—до 80—90%. Площадь заполнения тонкостенных стальных отливок при подводе металла снизу снижалась в среднем до 50% по сравнению с площадью заполнения при подводе металла сверху. Следовательно, так же как на обычном литье, подвод металла сверху при вертикальном расположении обеспечивает наилучшее заполнение тонких стенок.

Как только расплавленный металл вступает в соприкосновение с поверхностью формы, она начинает прогреваться [183]. В первые моменты скорость отвода тепла наибольшая. По мере прогрева формы она уменьшается. Процесс отвода тепла единицей площади поверхности формы может быть описан уравнением

$$Q_1 = \frac{2\sqrt{\lambda_{\phi} c_{\phi} \gamma_{\phi} T_{\phi} \sqrt{\tau}}}{\sqrt{\pi}}, \quad (60)$$

где Q_1 — количество тепла, отведенного единицей поверхности формы;

λ_{ϕ} — коэффициент теплопроводности материала формы;

c_{ϕ} — удельная теплоемкость материала формы;

γ_{ϕ} — удельный вес материала формы;

T_{ϕ} — разность между температурой поверхности формы в контакте с металлом и ее начальной температурой;

τ — время.

С другой стороны, количество тепла, переданное к единице поверхности затвердевания от жидкого движущегося металла, может быть определено с помощью формулы

$$Q_2 = \alpha_n t \tau, \quad (61)$$

где Q_2 — количество тепла, переданное к единице поверхности затвердевания;

α_n — коэффициент теплопередачи от жидкого металла к поверхности затвердевания;

t — перегрев жидкого металла над ликвидусом.

Как видно из уравнения (61), скорость поступления тепла из жидкого металла к поверхности затвердевания при постоянном перегреве и установившемся режиме заливки не изменяется по времени. Коэффициент теплопередачи для турбулентного потока может быть найден по формуле [89]

$$\alpha_a = 0,06 \gamma_{\text{м}} c_{\text{м}} \sqrt[4]{\frac{v^3 \nu}{d}}, \quad (62)$$

где γ_m — удельный вес жидкого металла;
 c_m — удельная теплоемкость жидкого металла;
 v — скорость движения потока;
 ν — кинематическая вязкость металла;
 d — гидравлический диаметр канала.

До тех пор, пока количество тепла, отводимое формой, больше количества тепла, подводимого к поверхности затвердевания из жидкого металла, происходит нарастание твердой корки. Когда приход тепла превысит расход, начинается процесс оплавления имеющегося твердого слоя.

Толщину корки, затвердевшей в процессе заливки, можно рассчитывать по разности между расходом и приходом тепла

$$Q_1 - Q_2 = L\gamma_m x, \quad (63)$$

где L — удельная теплота кристаллизации стали;
 x — толщина затвердевшего слоя.

Представим уравнение (63) в развернутом виде

$$x = \frac{2\sqrt{\lambda_\phi c_\phi \gamma_\phi T_\phi}}{\sqrt{\pi \gamma_m L}} \sqrt{\tau} - 0,06 \gamma_m c_m \sqrt[4]{\frac{v^3 \nu}{d}} \frac{t \tau}{\gamma_m L}. \quad (64)$$

Выражение, стоящее перед $\sqrt{\tau}$ в первом члене правой части равенства, представляет собой коэффициент затвердевания (см. ниже). Поскольку о его величине имеются достаточно достоверные данные, и дальнейшем будем пользоваться величиной коэффициента затвердевания K , взятой из опыта. Выражая гидравлический диаметр через толщину стенки b и производя некоторые преобразования, получим

$$x = K \sqrt{\tau} - 0,06 \frac{c_m}{L} \sqrt[4]{\frac{v^3 \nu}{2b}} t \tau. \quad (65)$$

Формула (65) описывает процесс затвердевания металла в движущемся потоке при постоянном перегреве и постоянной скорости течения. По мере удаления от литника поток расширяется, скорость его движения и величина перегрева уменьшаются. Примем ширину литника равной его толщине. С учетом выражений (38) скорость движения металла в различных сечениях плоской струи может быть определена по формуле

$$v = v_0 \frac{b}{b + 2y \operatorname{tg} \alpha}, \quad (66)$$

где v — скорость движения в данном сечении;
 v_0 — скорость движения на выходе из литника;
 b — толщина стенки;
 y — расстояние от литника;
 α — половина угла расширения потока.

С целью сокращения дальнейших выкладок представим скорость движения в данном сечении в общем виде как функцию расстояния от литника

$$v = \psi(y). \quad (67)$$

Величина перегрева в данном сечении потока может быть найдена из формулы

$$t = t_0 e^{\frac{2\alpha_n \tau'}{c_m \gamma_m b}}, \quad (68)$$

где t — величина перегрева в данном сечении;

t_0 — величина перегрева на выходе из литника;

τ' — время пребывания данной порции металла в форме.

Для определения величины перегрева металла в данном сечении расширяющегося потока воспользуемся средней скоростью движения металла и величиной коэффициента теплопередачи, соответствующей этой средней скорости. Тогда

$$\tau' = \frac{2y}{v_0 + \psi(y)} \quad (69)$$

$$\alpha_n = 0,06 c_m \gamma_m \sqrt[4]{\frac{v}{2b} \left[\frac{v_0 + \psi(y)}{2} \right]^3}. \quad (70)$$

Производя преобразования и введя новое обозначение, получим

$$\frac{2\alpha_n \tau'}{\gamma_m c_m b} = \frac{0,24y}{b[v_0 + \psi(y)]} \sqrt[4]{\frac{v}{2b} \left[\frac{v_0 + \psi(y)}{2} \right]^3} = \varphi(y). \quad (71)$$

Комбинируя полученные выражения, получим окончательно

$$x = K \sqrt{\tau} - 0,06 \frac{c_m}{L} \sqrt[4]{\frac{v}{2b} [\psi(y)]^3} t_0 e^{-\varphi(y) \tau}. \quad (72)$$

После окончания заливки процессы, происходившие при заполнении формы, продолжают оказывать существенное влияние на затвердевание отдельных участков отливки. Причина этого заключается в том, что прогрев формы в процессе заливки происходил за счет тепла, отводимого от движущегося металла, в результате чего скорость затвердевания была замедлена. Начальный участок кривой отвода теплоты был использован на отвод перегрева от жидкого металла, протекавшего через данное сечение.

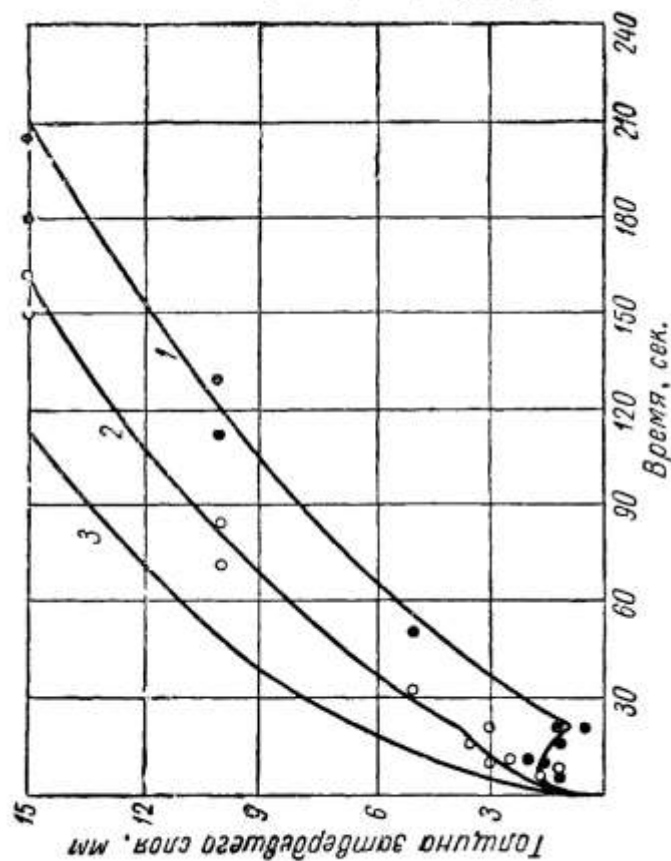
Примем, что с момента окончания заполнения формы теплопередача от жидкого металла к твердой корке совершенно прекращается. При этом допущении мы учитываем только теплоту, поступающую от металла, протекающего через данное сечение, но пренебрегаем теплоотдачей от жидкого металла, заполняющего это сечение в последний момент. При небольших толщинах отливки вторая величина значительно меньше первой. После окончания заполнения формы и до конца затвердевания второй член правой части равенства (72) становится постоянным. При достаточно интенсивной теплоотдаче от жидкого металла к поверхности затвердевания корочка стали, затвердевшая в начальные моменты заливки, может затем частично или полностью расплавиться. Подобные условия возникают при высоком перегреве, большой скорости движения и большой продолжительности заливки. В таком случае затвердевание начинается не сразу после окончания заполнения формы,

а с отставанием, так как поверхностные слои формы нагреваются до температур более высоких, чем температура кристаллизации металла. Естественно, требуется определенный промежуток времени для понижения температуры поверхности формы ниже температуры кристаллизации. После полного оплавления корки теплоотдача от жидкого металла будет определяться интенсивностью отвода тепла формой.

Примем следующие значения постоянных, входящих в формулы: теплоемкость $c_m = 0,2 \text{ кал/г} \cdot \text{град}$; кинематическая вязкость $\nu = 0,005 \text{ см}^2/\text{сек}$; теплота кристаллизации стали $L = 65 \text{ кал/г}$; угол расширения плоской струи стали при истечении под затопленный уровень $\alpha = 14^\circ$ и произведем расчеты.

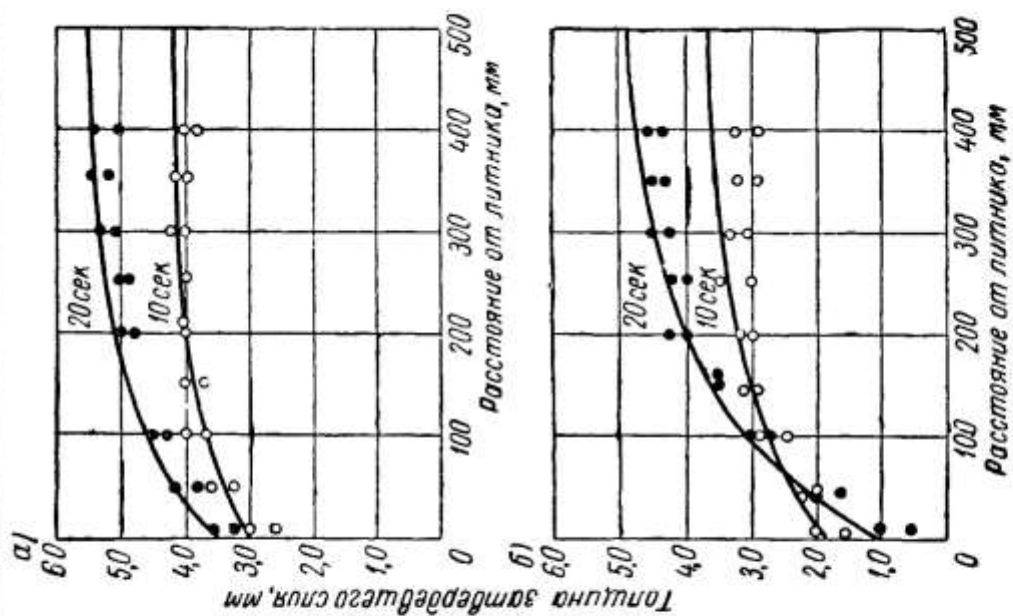
Для проверки полученных зависимостей были отлиты стальные плиты толщиной 30 мм и габаритами 200 × 400 мм [183]. Конец каждой плиты, противоположный литнику, присоединялся к резервуару. Изменение объема резервуара позволяло перепускать через литник различное количество металла. Формы устанавливались под наклоном 7° к горизонту для того, чтобы возможно быстрее создать условия истечения металла из литника под затопленный уровень. Для определения толщины слоя, затвердевающего при заливке, был применен метод радиоактивных индикаторов. В качестве индикаторов были использованы радиоактивные изотопы вольфрама W^{185} в порошке и серебра Ag^{110} в виде пластинок. Индикатор вводился в свинцовой фольге в струю стали через различные промежутки времени после начала заливки. Через 2—4 сек. заливка прекращалась и распределившийся в жидкой части радиоактивный индикатор фиксировал затвердевший слой. Исследование дальнейшего хода процесса затвердевания отливки производилось методом измерения температур.

На фиг. 42 представлены кривые затвердевания стали в районе литника, рассчитанные по формуле (72), и экспериментальные данные, изображенные точками. Коэффициент затвердевания стали к сухой песчаноглинистой форме, примененной в данных опытах, найден равным $0,14 \text{ см/сек}^{\frac{1}{2}}$. Как видно из приведенных данных, отвердевание замедляется тем больше, чем выше температура заливки. При движении стали, имеющей температуру 1550°C , через 20 сек. наблюдается оплавление ранее затвердевшего слоя. При увеличении температуры заливки до 1600°C затвердевший слой удастся обнаружить только в начальный период заполнения формы на расстоянии 300—400 мм от литника. На фиг. 43 представлено изменение толщины затвердевшего слоя по длине струи через 10 и 20 сек. после начала заливки, по данным опытов и расчетов. По мере деления от литника скорость затвердевания увеличивается. Чем ниже температура заливки, тем интенсивнее идет затвердевание в движущемся потоке. При низкой температуре жидкой стали толщина затвердевшего слоя в исследованном интервале увеличивается с увеличением продолжительности заливки. При температуре 1550°C и продолжительности движения металла, равной 20 сек.,

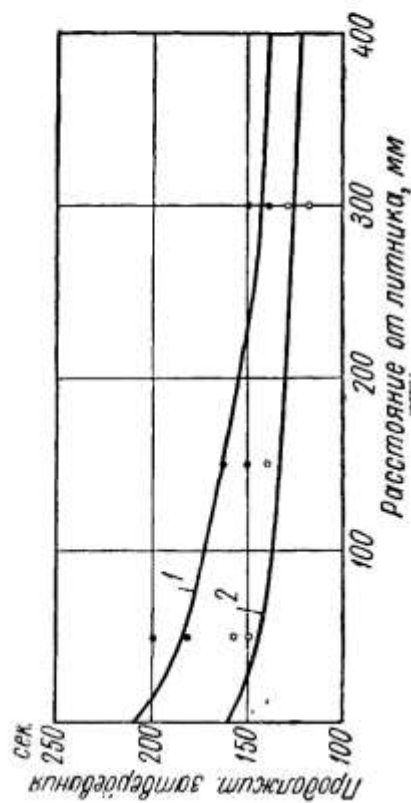


Фиг. 42. Кривые за-
твердевания стали в
районе подвода лит-
ника:

1 — температура заливки
1550° С; 2 — температура
заливки 1520° С; 3 — кри-
вая затвердевания на
участке, где снят пере-
грев и отсутствует дви-
жение струи.



Фиг. 43. Изменение тол-
щины затверде-
шего слоя по мере удаления от литника
через 10 и 20 сек. после начала заливки:
а — температура заливки 1520° С; б — тем-
пература заливки 1550° С.



Фиг. 44. Изменение про-
должительности полного
затвердевания стенки тол-
щиной 30 мм по мере
удаления от литника:

1 — температура заливки
1550° С; 2 — температура
заливки 1520° С.

наблюдается оплавление затвердевшего слоя в районе литника. Если через 10 сек. после начала заливки толщина слоя в этом районе составляет примерно 2 мм, то через 20 сек. она уменьшается до 1 мм. Изменение продолжительности полного затвердевания отливки по мере удаления от литника представлено на фиг. 44. Кривые построены на основании расчетов. Продолжительность затвердевания отливки постоянного сечения уменьшается по мере удаления от литника. Наиболее сильное изменение времени затвердевания наблюдается в районе, непосредственно прилежащем к литнику. Чем выше температура заливки, тем значительнее изменения продолжительности затвердевания различных сечений отливки.

ГЛАВА V

ВЗАИМОДЕЙСТВИЕ МЕТАЛЛА С ПОВЕРХНОСТНЫМ СЛОЕМ ФОРМЫ

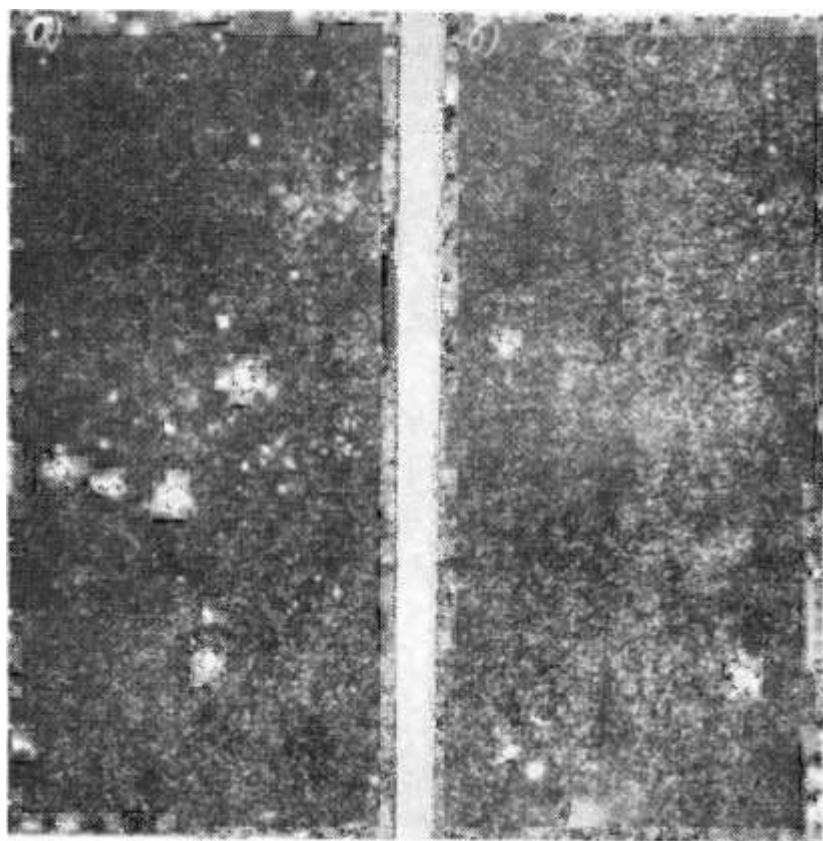
1. РАЗМЫВАНИЕ ПОВЕРХНОСТИ ФОРМЫ ЖИДКИМ МЕТАЛЛОМ И ОБРАЗОВАНИЕ ЗАСОРОВ

Жидкий металл в процессе заполнения формы может разрушать ее стенки и переносить продукты разрушения в различные части отливки, образуя засоры.

С целью изучения образования засоров при размыкании каналов литниковых систем и заноса в форму частиц формовочной смеси, попадающих на поверхность металла в литниковой чаше, оказалось удобным использовать метод радиоактивных индикаторов [98, 185]. В формовочную смесь, размывание которой изучалось, вводился радиоактивный индикатор. Во всех опытах в качестве радиоактивного индикатора применялся изотоп вольфрама W^{185} , обладающий бета- и мягким гамма-излучением [185]. Выбор изотопа обусловлен большим периодом полураспада (74 дня), а также достаточной энергией излучения, обеспечивающей необходимую глубину его проникновения. Слой железа, необходимый для полного поглощения бета-лучей W^{185} , составляет 0,15 мм, а слой, необходимый для полного поглощения гамма-лучей — 6,0 мм. Индикатор вводился в формовочную смесь в виде водной суспензии порошка вольфрама. Для равномерного распределения смесь перемешивалась с индикатором в стеклянном сосуде в течение 15—20 мин. Снятие автордиограмм со стержней, изготовленных из смеси с индикатором, показало достаточно равномерное его распределение. Изотоп вводится из расчета 15 мКи на 100 г формовочной смеси.

Исследование размывающего действия металла на стенки прямого канала в песчаной форме производилось путем установки в литниковой системе втулок из формовочной смеси, зараженной радиоактивным индикатором. Втулки имели вес 160 г. Они изготавливались из сырой песчано-глинистой и жидкостекольной формовочных смесей (табл. 19). Стержни из песчано-глинистой смеси для предохранения от осыпания до сборки сохранились в эксикаторе, стержни из жидкостекольной смеси высушивались в термостате при температуре 200° в течение 2 час. Частицы формовочной смеси, смытые с поверхности втулки, переносились металлом в полость

формы и образовывали засор на поверхности отливок. Отливки, представляющие собой плиты размером $500 \times 250 \times 50$ мм весом 50 кг, после остывания очищались от приставшей формовочной смеси, после чего с их верхней и нижней поверхности снимались автораддиограммы. Частицы формовочной смеси, содержащие изотоп и образующие засор, фиксировались на автораддиограммах. Их количество



Фиг. 45. Автораддиограммы, характеризующие распределение поверхностных засоров в отливках, залитых при различной температуре:

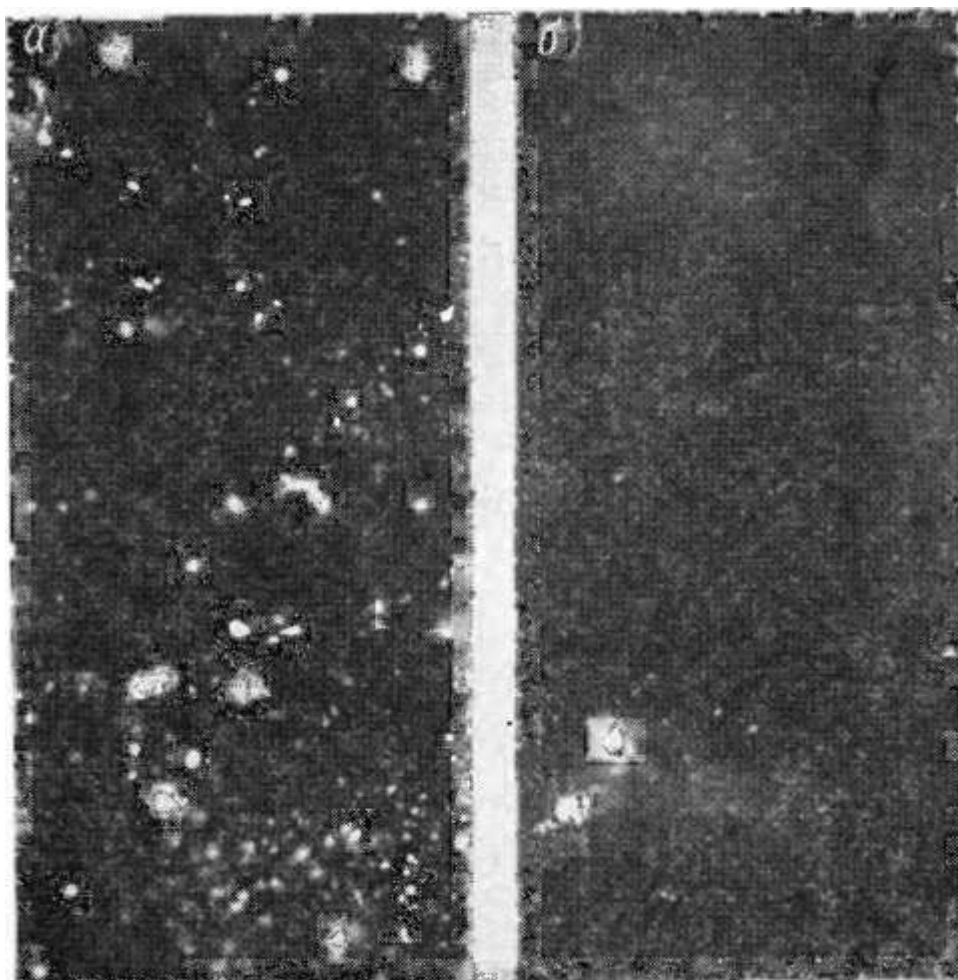
a — температура заливки 1600°C ; *б* — температура заливки 1510°C .

дает возможность оценить интенсивность размывания втулок из различных материалов в различных условиях,

Снятие автораддиограмм с отливок показало, что продукты размывания стенок формы концентрируются главным образом на верхней поверхности плит. Некоторая небольшая часть засоров имеется на нижней поверхности. Очевидно, это мелкие частицы, застревающие в поверхностном слое и не успевающие всплыть. Большая часть засоров размещается вблизи места подвода литника. Для оценки влияния температуры металла, сталь заливалась в формы при 1510 и 1300°C . На фиг. 45 представлены фотографии автораддиограмм с верхних поверхностей соответствующих отливок. Как видно из фиг. 45, при повышении температуры заливки количество засоров заметно возрастает. Твердая корочка на поверхности металла

начинает образовываться только через некоторый промежуток времени после соприкосновения с формой тем больший, чем выше температура заливки.

Размывание поверхности формы может происходить только до тех пор, пока твердая корочка на поверхности металла не образовалась. Кроме того, при возрастании температуры металла должна



Фиг. 46. Авторадиограммы, характеризующие влияние прочности формовочной смеси на размывание поверхности формы сталью:
а — втулка из сырой песчано-глинистой смеси; *б* — втулка из жидкостекольной смеси.

увеличиваться степень его агрессивного воздействия на формовочный материал.

Влияние введения связующих добавок на размывание стенок формы можно оценить по авторадиограммам с отливок (фиг. 46), залитых при температуре металла 1560° через втулки из сырой песчано-глинистой и жидкостекольной формовочных смесей (табл. 19). Как видно из фиг. 46, наибольшее количество засоров образуется при заливке через втулку из сырой песчано-глинистой смеси, несколько меньше — при заливке через втулку из жидкостекольной смеси. Очевидно, различная размываемость смесей связана с их прочностью в период соприкосновения с жидким металлом. Для отрыва частиц с поверхности формы нужно тем больше усилий, чем

Наименование смеси	Составные части в % по весу						
	кварцевый песок 50/100	глина	жидкое стекло	10-процентный раствор NaOH	мазут	оксоль	влажность
Песчано-глинистая ...	90	10	—	—	—	—	5,5
Жидкостекольная ...	95	5	6	1	0,5	—	4

прочнее связь между ними. Как показала съемка автордиограмм с отливок, залитых при температуре 1560° через втулки из песчано-глинистых смесей с различной влажностью, размывание втулки из сухой смеси гораздо меньше, чем из влажных смесей; интенсивность размывания стенок формы при влажности 4,5 и 7,0% практически одинакова.

Для выяснения роли зумпфов в образовании засоров в основание стояка устанавливались стержни из формовочной смеси, зараженной радиоактивным индикатором. Эти стержни изготовлялись из сырой песчано-глинистой смеси и уплотнялись на стандартном лабораторном копре. Вес стержней составлял 200 г. Сталь заливалась при температуре 1560°. С. На фиг.47 представлены автордиограммы, полученные с отливок, залитых через литниковые системы без зумпфа в основании стояка и с глубоким зумпфом. При отсутствии зумпфа количество засоров наиболее велико, зумпф в виде полусферы уменьшает их количество, глубокий зумпф дал наилучшие результаты.

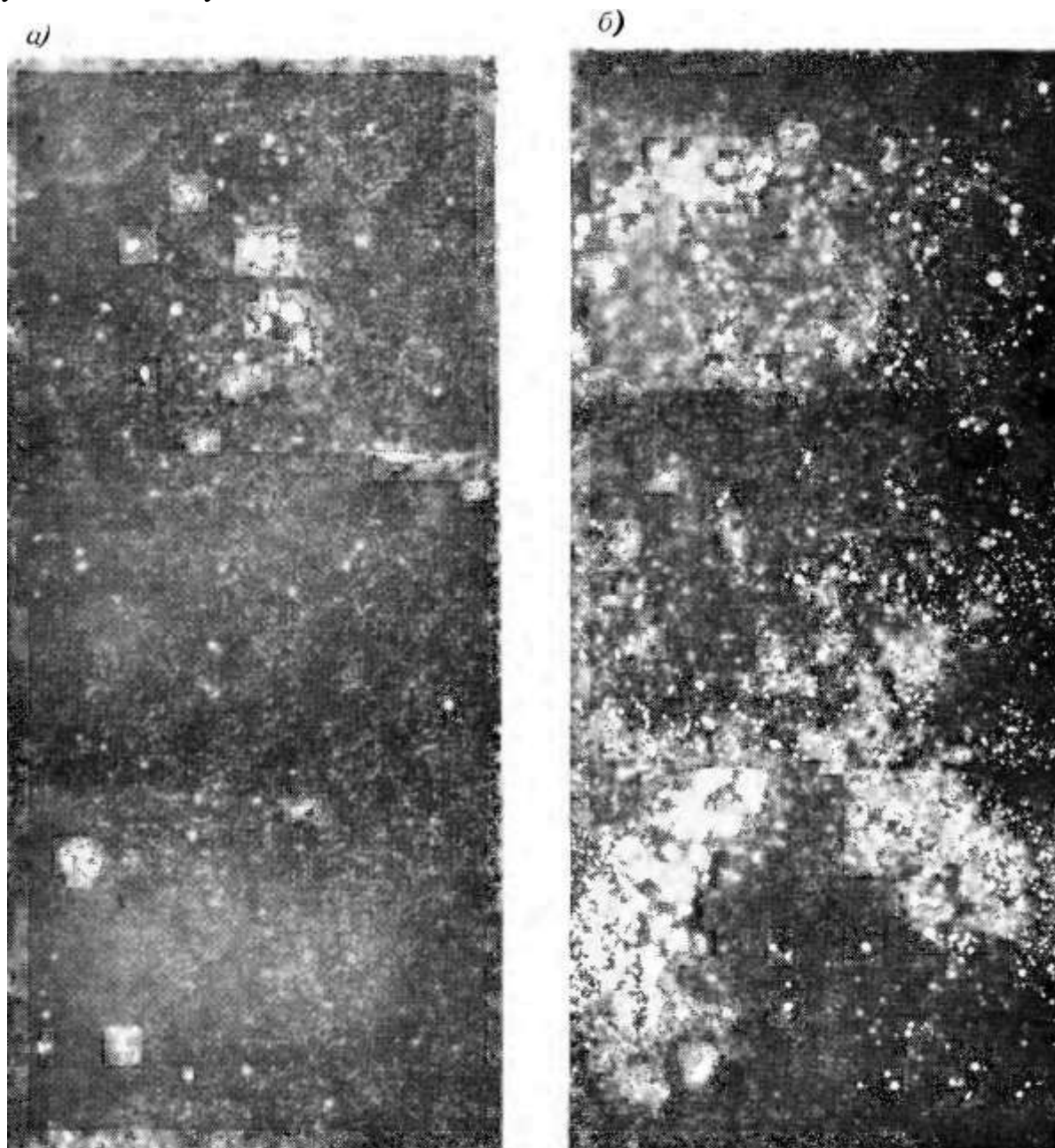
Из опытов следует, что роль зумпфа сводится к смягчению удара струи металла при повороте каналов литниковой системы. Естественно, что более глубокий зумпф в большей степени смягчает удар и обеспечивает уменьшение интенсивности размывания поверхности формы.

Сопоставление автордиограмм, полученных при набивке стержня, устанавливаемого в основание стояка тремя и шестью ударами лабораторного копра, показало, что увеличение плотности набивки снижает количество засоров. Очевидно, это связано с увеличением поверхностной прочности формы.

При изготовлении отливок по выплавляемым моделям [182] мл общего числа бракуемых отливок от 50 до 70% бракуется по причине засора.

Неметаллические частицы, образующиеся в результате шелушения или растрескивания огнеупорного покрытия, обламывания гусениц или падающие в открытую литниковую воронку извне, собираются на дне стояка или попадают в литниковые каналы. При заполнении формы металлом эти частицы могут разноситься по всей отливке. Для выяснения их распространения в отливках, пыли проведены следующие опыты. Изготавливались модельные блоки, состоящие из стояка диаметром 30 мм, к которому на трех

ярусах по высоте, через 60 мм, прикреплялось по три модели отливок в виде параллелепипедов размерами 12 × 12 × 52 мм. На каждом ярусе одна модель располагалась горизонтально, вторая направлялась вверх, третья — вниз, образуя со стояком угол около 45°.



Фиг. 47. Авторадиограммы, характеризующие влияние зумпфа на размывание поверхности формы сталью:

а — с глубоким зумпфом; *б* — без зумпфа.

Блоки изготавливались двух типов: с литниковой воронкой и закругленным зумпфом и с литниковой чашей и клиновидным зумпфом в основании стояка. В формы, изготовленные по этим модельным блокам, перед заливкой засыпалось по 2 г песка, просеянного через сито № 30, но оставшегося на сите № 50. В форму заливалась сталь. Литые блоки после извлечения из форм очищались вручную, после чего песчинки, образующие засор на поверхностях отливок, подсчитывались.

Тип металло- приемника	Ярус отливка	Направление отливок			Среднее по ярусу
		вниз под углом 45°	горизон тально	вверх под углом 45°	
		число песчинок на 1 см			
Воронка	Верхний	1,97	2,50	0,74	1,74
	Средний	0,83	1,75	1,18	1,25
	Нижний	0,92	1,48	0,92	1,11
Чаша	Верхний	1,64	0,68	0,14	0,82
	Средний	2,04	0,48	0,54	1,02
	Нижний	0,72	0,58	0,30	0,53

В табл. 20 представлено среднее (из 4— 5 отливок) количество песчинок, приходящихся на один квадратный сантиметр поверхности.

Количество засоров уменьшается в два раза в отливках, отлитых с литниковой чашей, по сравнению с отливками, отлитыми с литниковой воронкой, однако применение литниковой чаши вызывает неудобства при выполнении ряда технологических операций.

Число песчинок, попавших в отливки, направленные горизонтально и вниз, больше, чем в отливки, направленные вверх; особенно отчетливо это проявляется на верхних ярусах. Эти закономерности следует связывать с особенностями падения песчинок. При засыпке песка в воронку диаметром 60 мм все частицы, попавшие на ее поверхность, пересыпаются в стояк; при засыпке песка в чашу в стояк попадают только те частицы, которые падают непосредственно в отверстие стояка диаметром 30 мм. В отверстия питателей верхнего яруса попадают те песчинки, траектории падения которых искривлены. Особенно большое число песчинок падающих по искривленной траектории, будет при их осыпании с боковой поверхности литниковой воронки. Естественно, что в питатели, направленные под острым углом вверх по отношению к стояку, попадание падающих песчинок менее вероятно, чем в питатели, направленные горизонтально или вниз. При увеличении расстояния между отливками и основанием воронки вероятность попадания песчинок в питатели и удет уменьшаться вследствие того, что на этих участках траектории падающих частиц приближаются к вертикали.

Изучение распределения засора по различным поверхностям стальных отливок дало результаты, представленные в табл. 21.

Наибольшая часть засоров располагается на нижних и торцовых поверхностях. Очевидно, что при заполнении небольших полостей частицы песка, попавшие ранее в форму, прижимаются потоком металла к ее нижней поверхности и не могут всплывать. Таким

Поверхности отливок	Направление отливок			Итого
	вниз под улом 45°	горизон- тально	вверх под углом 45°	
	количество частиц в % от общего числа (усредненные данные)			
Верхняя	5,84	5,66	5,27	16,77
Боковая	4,17	6,97	4,92	16,06
Нижняя	8,40	28,80	8,32	45,52
Торцовая	13,21	3,44	5,00	21,65

образом, в отличие от обычного литья, ответственные поверхности отливок, изготавливаемых по выплавляемым моделям, следует располагать наверху, а не внизу.

Наиболее загрязненными являются участки отливок, удаленные от литника. Очевидно, металл смывает отслаивающиеся частицы огнеупорного покрытия, золы и пр., заноса их в глубь полостей форм. Следовательно, отливку следует располагать таким образом, чтобы ее наиболее ответственная часть примыкала к стояку или литниковому ходу.

2. ОТСЛАИВАНИЕ ПОВЕРХНОСТНОЙ ЧАСТИ ФОРМЫ

При определенных условиях поверхностная часть стенки формы может отслаиваться до образования на поверхности металла твердой корки; тогда жидкий металл затекает между отставшим слоем формовочной смеси и основной стенкой. В результате образуется специфический поверхностный дефект, называемый ужиной [120—123]. После удаления образовавшегося нароста на отливке остается бесформенное углубление с включениями частиц формовочной смеси. Ужины образуются наиболее интенсивно на плоских поверхностях отливок, оформленных стенками форм, подвергающихся длительному воздействию теплоты от расплавленного металла, передающейся путем непосредственного воздействия в районе подвода литника или путем излучения.

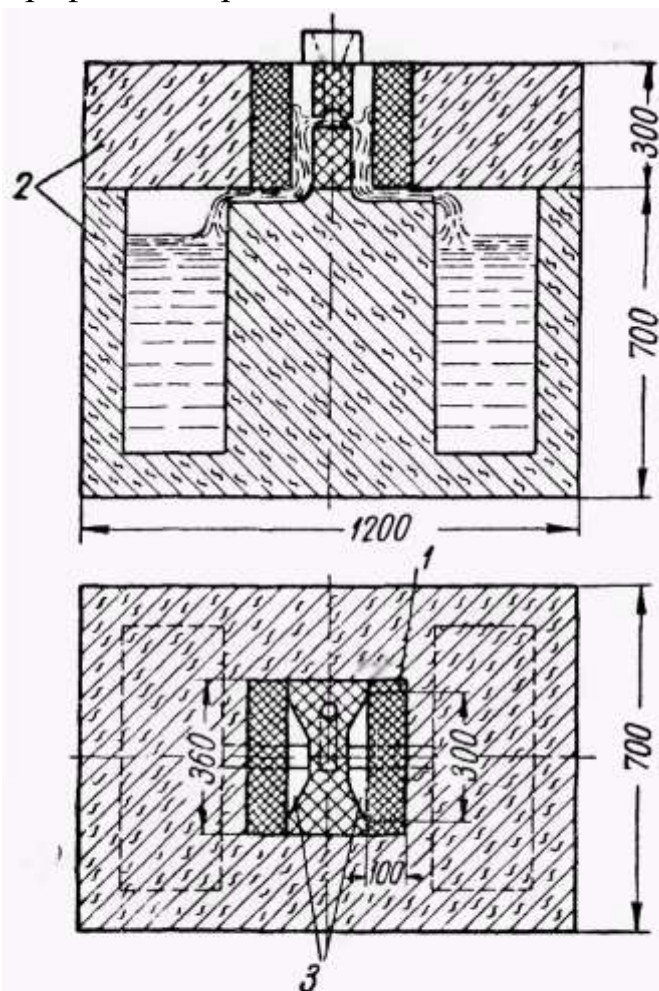
С целью изучения механизма возникновения отслоений по схеме фиг. 48 была проведена серия опытов [186]. Сталь 35Л при температуре 1530—1560° заливалась из стопорного ковша в форму. Металл, вытекая из литника, ударял в противоположные стенки, оформленные стержнями из испытуемых формовочных смесей. Стекая вниз, он заполнял резервуары; Изменяя емкость резервуаров,

можно было регулировать продолжительность воздействия струи металла на поверхность формы. По окончании заполнения резервуаров происходила быстрая заливка верхней половины формы; при этом фиксировались все нарушения сплошности поверхностного слоя стержней из испытуемых смесей. Составы и характеристики испытуемых формовочных смесей приведены в табл. 22.

На фиг. 49 представлены фотографии поверхностей опытных отливок, залитых в сухую песчано-глинистую смесь, с применением ленинградской метростроевской (кембрийской) глины (смесь № 3, табл. 22), при различной продолжительности воздействия струи металла на поверхность формы. В течение первых 20 сек. ужимины не образуются; между 20 и 30 сек. они возникают и дальше; площадь, пораженная ужиминами, возрастает пропорционально времени воздействия струи. На других формовочных смесях была получена качественно аналогичная картина.

На фиг. 50 представлена зависимость площади, занятой ужиминами на поверхности отливки, от времени воздействия струи для различных формовочных смесей. Для каждой формовочной смеси существует определенное критическое время воздействия струи, в течение которого ужимины не будут образовываться.

Наименьшей стойкостью обладает сырая песчано-глинистая смесь (кривая 1). При ее проशीловке толстыми гвоздями на расстоянии 30 мм стесчг развития плен резко уменьшается, хотя они и не устраняются (кривая 5). Сухие песчано-глинистые смеси обладают существенно большей устойчивостью против плен, чем сырые, однако большое значение имеет их качество. Сокращение времени сушки с 2 час. (кривая 8) до 1 час. (кривая 2) резко снижает устойчивость формы; переход с высококачественной часов-ярской глины (кривая 3) на низкокачественную ленинградскую метростроевскую резко понижает устойчивость; длительная выдержка стержня в форме перед или никой (кривая 7) снижает стойкость. Изготовление из сухой песчано-глинистой смеси стержней с заведомо неравномерным уплотнением, колеблющимся от 40 до 80 условных единиц по твердомеру не оказало влияния на образование ужимин. Применение жидко-



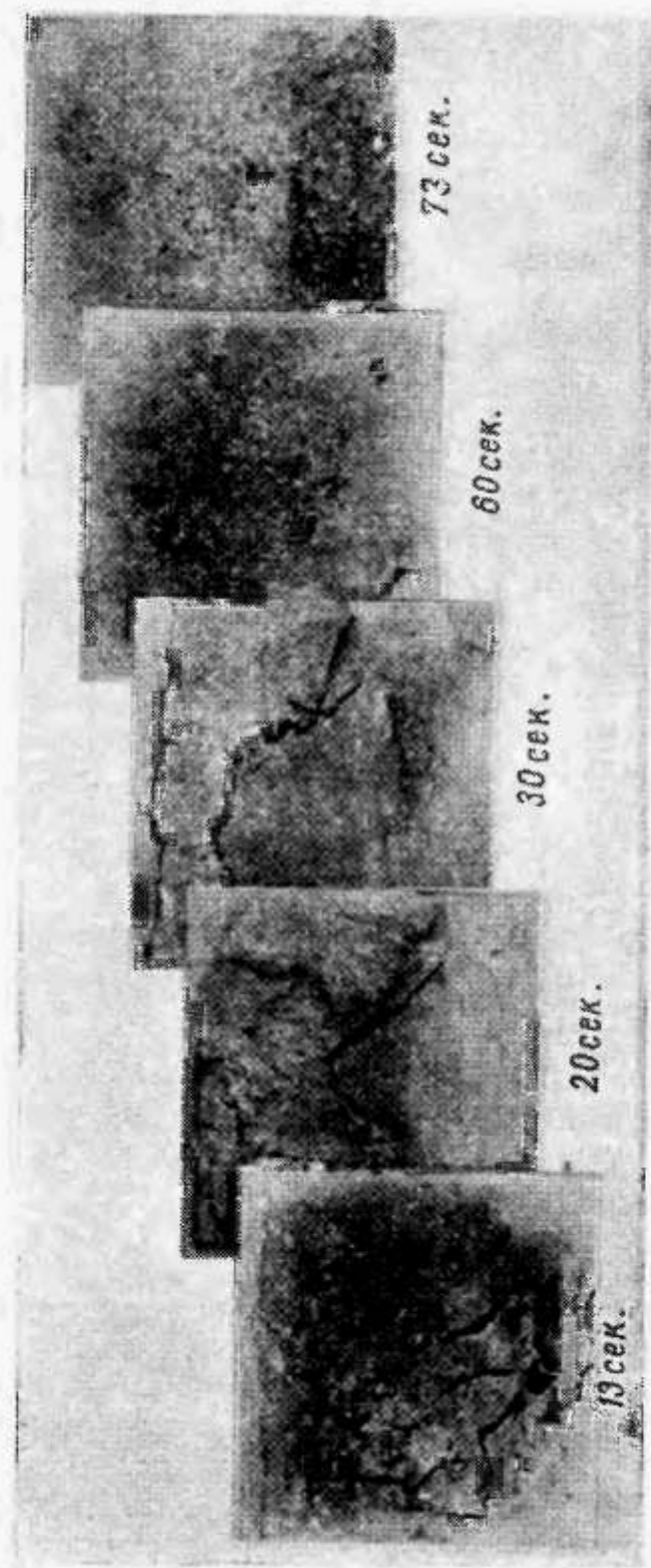
Фиг. 48. Схема проведения опытов для исследования процесса возникновения ужимин при воздействии на стенку формы струи металла:

1 — стержни, изготовленные из опытных формовочных смесей, 2 — песчано-глинистая форма; 3 — опытные отливки.

№ смеси	Наименование смеси	Состав смеси в % по весу										Свойства смеси			Температура сушки в °С	Продолжительность сушки в час.
		кварцевый песок 50/100	хромистый железняк 40%	древесные опилки	часов-ярская глина	ленинградская метростроевская глина	крепитель 4ГУ	жидкое стекло модуль 2,5	10-процентный раствор NaOH	мазут	влажность	Прочность в кг/см ²				
												сжатие (сырая)	срез (сухая)	разрыв (сухая)		
1	Песчано-глинистая сырая.....	90	—	—	10	—	—	—	—	5	0,3	—	—	—	—	
2	Песчано-глинистая сухая	90	—	—	10	—	—	—	—	7	0,4	1,0	—	300	2	
3	Песчано-глинистая сухая	80	—	—	—	20	—	—	—	7	0,2	0,9	—	300	2	
4	Опиловочная сухая.....	87	—	5	8	—	—	—	—	12	0,2	0,3	—	300	2	
5	Из хромистого железняка .	—	10	—	—	—	—	—	—	6	0,6	—	—	400	3	
6	Жидкостекольная	95	—	—	5	—	—	5,5	1,2	0,5	—	—	—	8	200	
7	Песчано - масляная	95	—	—	4	—	4,0	—	—	2	—	—	5	200	2	

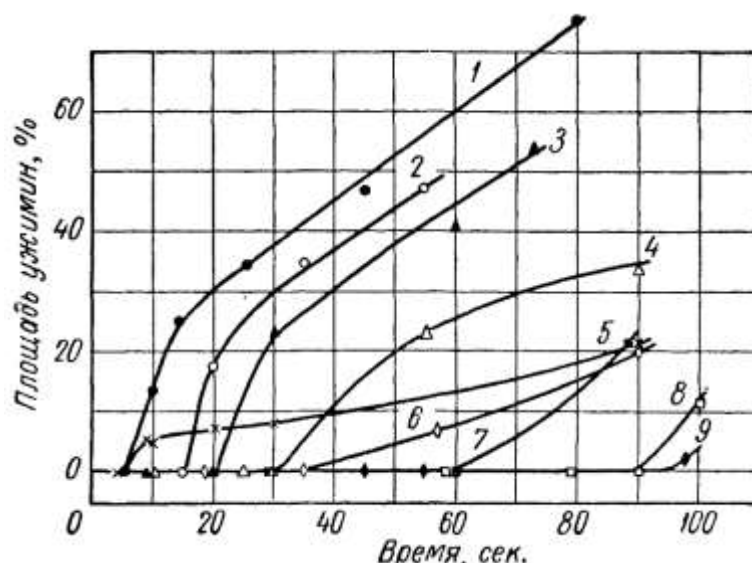
стекольной смеси (кривая 4) повышает устойчивость формы по сравнению с сырой песчано-глинистой смесью, но она значительно ниже стойкости качественной сухой формы. Смесь, изготовленная на хромистом железняке (кривая 6), особенно с прошивкой (кривая 9), обеспечивает наиболее высокую устойчивость против образования ужимин. При длительном воздействии струи металла на поверхность стержня из песчано-масляной или опилочной смеси происходит выгорание органических добавок, в результате чего хотя отслаивание и не происходит чистота поверхности отливки значительно ухудшается.

В другой серии опытов изучалось отслаивание на верхней горизонтальной поверхности отливки в результате длительного теплового излучения на поверхность формы с зеркала жидкого металла. Сталь заливалась через литниковую воронку, стояк и литник в полость формы с размерами 50 × 300 × 300 мм, снабженную в конце порогом, переливаясь через который металл мог заполнить приемный резервуар. Пока приемный резервуар не заполнен, уровень жидкого металла не достигает верхней поверхности формы



Фиг. 49. Формирование ужимин на стальных отливках при различной продолжительности воздействия струи на стенку формы.

и нагревает ее только за счет излучения. Когда наполнение приемного резервуара закончено, металл заполняет полость формы и фиксирует все нарушения поверхностного слоя ее верхней части. Изменяя емкость резервуара, можно изменять продолжительность воздействия лучистой теплоты на поверхность формы. В процессе заполнения приемного резервуара зазор между зеркалом металла и верхней поверхностью формы составлял 15 мм. Верхние половинки форм изготавливались из опытных формовочных смесей, нижние половинки формы — из обычной сырой песчано-глинистой смеси. Опыты проводились с формовочными смесями № 1, 2, 5 и 6 (табл. 22).



Фиг. 50. Зависимость площади ужимин от времени воздействия струи жидкого металла на стенку формы, изготовленной из различных формовочных смесей:

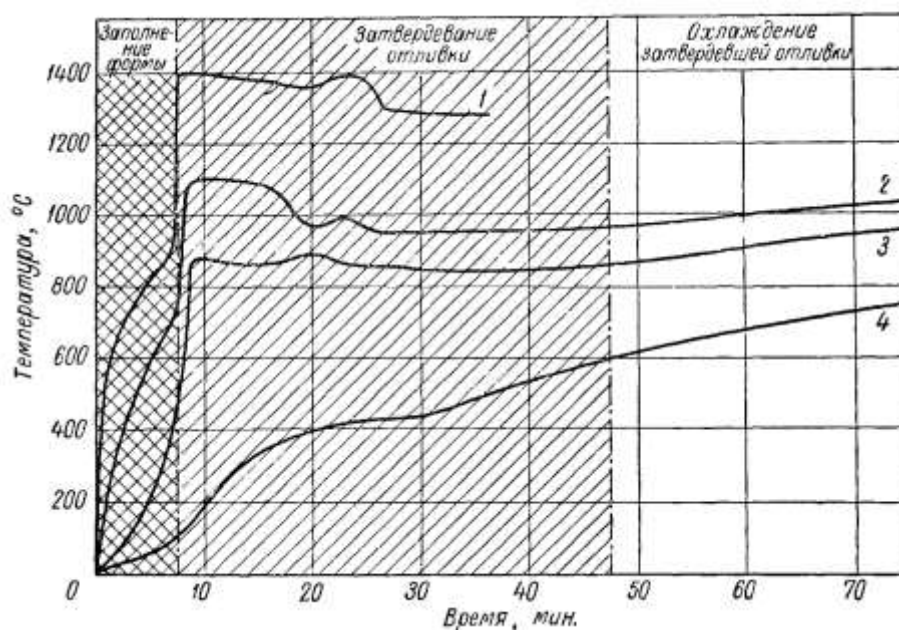
1 — песчано-глинистая, сырая; 2 — песчано-глинистая, не полностью просушенная; 3 — песчано-глинистая, сухая, на метростроевской глине; 4 — жидкостекольная; 5 — песчано-глинистая, сырая, с проशीловкой гвоздями; 6 — из хромистого железняка; 7 — песчано-глинистая, сухая, с выдержкой стержней в форме 20 час; 8 — песчано-глинистая, хорошо высушенная; 9 — из хромистого железняка с проशीловкой гвоздями.

Вид дефектов на верхних поверхностях отливок, полученных в этой серии опытов, — «обгар» — отличается от дефектов, образующихся на боковых поверхностях отливок в предыдущей серии опытов более равномерным распределением. Верхние поверхности формы испытывают только термическое воздействие и не подвергаются механическому. При увеличении времени воздействия теплоты излучения на поверхность формы количество дефектов увеличивалось. Оценить степень развития дефектов по их площади, как в первой серии опытов, не представляется возможным. Наименьшей стойкостью против разрушения обладает сырая песчано-глинистая смесь. Сухая песчано-глинистая смесь обладает хорошей устойчивостью. Жидкостекольная смесь при малой длительности воздействия лучистой теплоты не дает особых дефектов, но при более длительной выдержке образует ужимины. Смесь из хромистого железняка с проशीловкой не образует существенных дефектов, ни при малых, ни при больших выдержках. Таким образом, различные формовочные смеси по устойчивости против разрушения лучистой

теплотой располагаются в той же последовательности, что и по устойчивости против разрушения струей металла.

С целью изучения теплового режима формы, нагреваемой теплотой излучения, в ней было произведено измерение температур. На расстоянии 0,5; 3; 5 и 8 мм от поверхности формы устанавливались термопары.

На фиг. 51 представлены результаты измерения температур в сырой песчано-глинистой форме при заполнении ее в течение



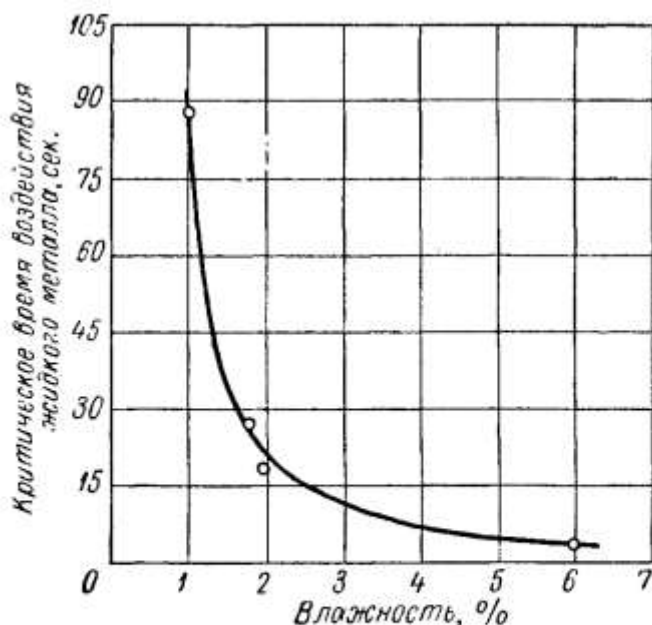
Фиг. 51. Температурные кривые для верхней половинки формы, нагреваемой излучением с поверхности жидкого металла:

- 1 — термопара на расстоянии 0,5 — 1,0 мм от поверхности формы; 2 — термопара на расстоянии 3 мм от поверхности формы; 3 — термопара на расстоянии 5 мм от поверхности формы,
4 — термопары на расстоянии 8 мм от поверхности формы.

45—50 сек. сталью с температурой 1540—1560°C. Измерения показывают, что температура поверхности формы очень быстро поднимается под действием теплоты излучения до 600—700°. Далее подъем замедляется и примерно через одну минуту может достигнуть максимума 900°. По окончании заполнения, в момент соприкосновения металла с поверхностью верхней половинки формы, температура мгновенно поднимается до 1400°. За время затвердевания отливки температура ее поверхности несколько снижается. На расстоянии 3 мм от поверхности температура формы на 200—400° ниже, чем на самой поверхности, а на расстоянии 8 мм едва успевает подняться до 100° за время заливки. Под действием теплоты излучения поверхность формы нагревается медленнее, чем под действием непосредственного контакта с жидким металлом.

Повышение температуры вызывает объемные изменения в формовочном материале. Значительный температурный градиент обуслови-

вает внутренние напряжения в поверхностном слое. Нагрев поверхностного слоя формовочной смеси вызывает миграцию влаги как испаряющейся, так и кристаллизационной, выделяющейся при нагревании глинистой составляющей формовочной смеси до высокой температуры. Ввиду большого температурного градиента в форме влага получает возможность конденсироваться сравнительно



Фиг. 52. Зависимость продолжительности воздействия металла, необходимой для образования ужимин, от суммарного содержания влаги в формовочной смеси.

близко от поверхности. Связь между общей влажностью формовочной смеси, включающей в себя влагу, испаряющуюся при 100°C, и кристаллизационную влагу, и склонностью к образованию ужимин для ряда формовочных смесей, представлена на фиг. 52. Чем выше общее содержание влаги, тем интенсивнее развивается отслаивание. Чем дольше воздействие теплоты на поверхность формы, тем на большую глубину она прогревается и тем больше толщина отслаивающейся корочки. При особо длительном воздействии металла происходит отслаивание двух и более слоев. Таким образом, первопричиной

отслаивания поверхностной части формы являются возникающие в ней температурные напряжения, а миграция и последующая конденсация влаги создают зону наименьшей прочности, по которой происходит разрушение.

Большую устойчивость сухих форм по сравнению с сырыми, можно объяснить их большей прочностью и меньшими возможностями миграции влаги. Введение проशीловки чисто механически укрепляет поверхностную корку и препятствует ее отслоению, но не может предотвратить растрескивание. Наряду с чисто температурными напряжениями в корке, объемные изменения, а следовательно, и напряжения, могут быть вызваны структурными превращениями в кварце. Этот источник напряжений будет отсутствовать в смеси из хромистого железняка. Отслоившиеся частицы корки могут терять связь с основной стенкой формы и переноситься жидким металлом, образуя засор.

3. ПРОНИКНОВЕНИЕ ГАЗОВ ИЗ ФОРМЫ В МЕТАЛЛ

Источниками газового давления в форме могут быть:

- 1) воздух, заполняющий поры в стенках форм, расширяющийся при нагревании;
- 2) испарение влаги и удаление кристаллизационной влаги;

3) горение органических связующих добавок и угля [438]. Выделение и нагревание газов создает на поверхности соприкосновения формы и металла повышенное давление. Условием возникновения газового пузыря в отливке является следующее неравенство:

Давление на границе металла и формы



Поверхностное натяжение металла или прочность корочки на его поверхности
+ гидростатическое давление металла
+ давление газов на поверхности металла.

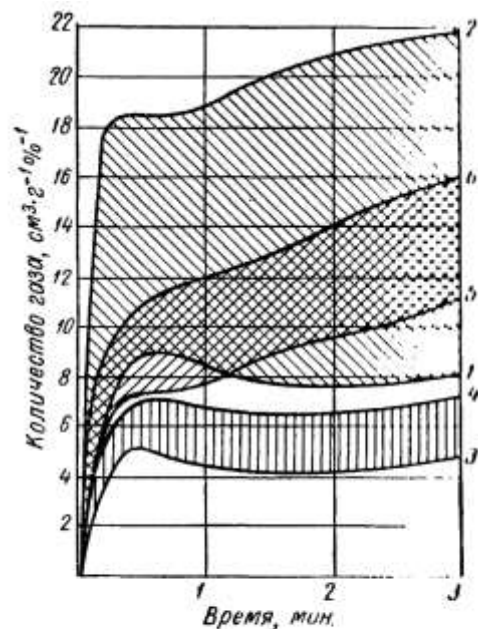
Образовавшийся в жидком металле газовый пузырь может всплывать в верхнюю часть отливки. Газовые пузыри могут возникать в отливке за счет выделения газов из формы только до тех пор, пока на поверхности металла не образуется достаточно толстой и прочной корки. Толщина этой корки для различных материалов и условий, по-видимому, колеблется в пределах от нескольких десятых долей миллиметра до нескольких миллиметров.

Критериями газотворной способности формовочной смеси является количество газов, выделяющихся при нагреве до определенной температуры (обычно 1000°), и интенсивность выделения газов во времени.

На фиг. 53 представлены кривые выделения газов типичными стержневыми смесями, изготовленными с максимальным и минимальным количеством газотворных добавок при нагреве до 1000° , пересчитанные на 1 г смеси, построенные по данным О. В. Колачевой [124]. Составы смеси приведены в табл. 23.

Количество воздуха, находящегося в порах 1 г смеси (фиг. 53), будет меньше 1 см^3 , т. е. ничтожно по сравнению с количеством газов, выделяющихся при горении связующих добавок. Выделение газов из смесей на масле или его заменителях происходит очень быстро, смеси на сульфитном щелоке выделяют газы медленно. Принятая методика не учитывает паров, образующихся при удалении влаги, их количество также достаточно велико.

Поданным Ф. Маске и Е. Пивоварского [40] в атмосфере мир формовочной смеси содержание кислорода составляет 18%; ее основой являются окись и двуокись углерода, а также водород.



Фиг. 53. Газотворная способность различных стержневых смесей

1 и 2 — песчано-глинистые опилочные смеси;
3, 4 — смеси на сульфитном щелоке; 5, 6 — песчано-масляные смеси.

Наименование смеси	Весовой состав в %					
	кварцевый песок	глина	сверх 100 %			
			сульфит-ный щелок	масло	опилки	влага
Глинисто-опилов-ная.....	90,0	10,0	1,0	—	1 0	6,0
«	90,0	10,0	1,5	—	4,0	6,0
Сульфитная . .	97,0	3,0	2,5	—	—	3,0
«	95,5	5,0	4,0	—	—	3,0
Масляная . . .	100	—	1,0	1,0	—	—
«	100	—	1,5	1,5	—	—

Ю. Я. Финарти [125] произвел измерения давлений в стенках песчаных форм путем установки на разных расстояниях от поверхности отливки металлических трубок, соединенных с водяными манометрами. Измерения производились при отливке чугунных плит размерами 30 × 150 × 200 мм. Основные результаты его измерений представлены на графиках фиг. 54, а, б и г. На фиг. 54, а сравнивается давление в нижней части открытой формы на расстоянии 8—10 мм от поверхности отливки в условиях плотной набивки и повышенной влажности (газопроницаемость 28 единиц, твердость формы 80 — 85 по Дитерту, влажность 6,9%) — кривая 1 и обычной плотности и влажности (газопроницаемость 38 единиц, твердость 75- 80 по Дитерту, влажность 4,3%) — кривая 2.

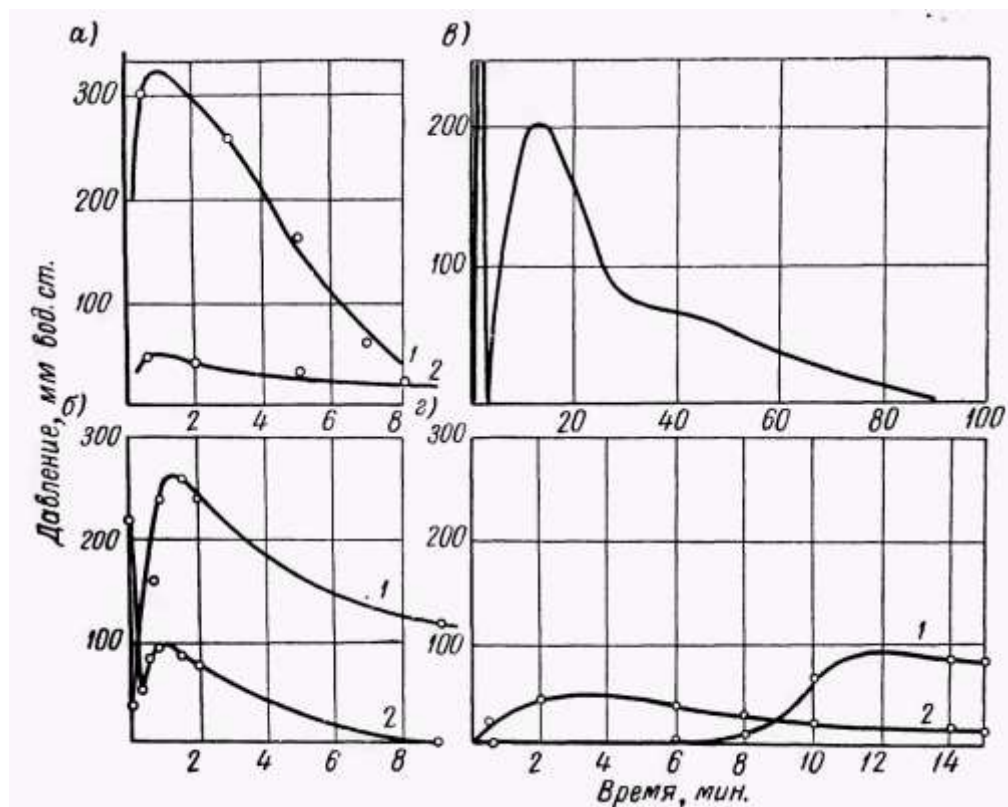
В первом случае давление поднялось свыше 300 мм; очевидно, на поверхности формы оно было еще больше; в металле наблюдалось кипение и отливка имела газовые раковины. Во втором случае раковины в отливке отсутствовали. На фиг. 54, г сравнивается давление в верхней половине формы в переуплотненной и переувлажненной части (кривая 1) и в нормально набитой части (кривая 2). В обоих опытах повышение плотности набивки и влажности ведет к резкому повышению давления. На фиг. 54, б сравнивается давление на расстоянии 10 мм от поверхности (кривая У) и в канале, открытом в полость формы, в глубине которого установлен конец измерительной трубки в условиях закрытой формы (кривая 2). В этом случае в конце заливки, соответствующем началу отсчета времени, обе кривые регистрируют повышенное давление, связанное с трудностью удаления воздуха из полости формы. Через некоторое время избыточное давление в полости формы падает до нуля.

А. Д. Попов [126] по аналогичной методике произвел измерение давления в форме на расстоянии 25 мм от поверхности стальной отливки толщиной 100 мм в условиях закрытой формы без прибылей и выпоров. Полученная им кривая (фиг. 54, в) в принципе соответствует кривой 2 на фиг. 54, б. Первый максимум, по-видимому, соответствует возрастанию давления воздуха при удалении его из формы, второй — развитию давления в стенке формы в результате

газообразования и нагрева формовочной смеси. Опыты показывают, что давление в поверхностном слое формы может составлять 50—350 мм вод. ст.

П. Н. Бидуля [127] предложил рассматривать поверхностный слой формы как некоторый фильтр, через который газы могут проникать из стенки формы к поверхности отливки. Однако для количественного решения этой задачи пока не хватает многих данных.

Основной вывод, к которому приводит и практика, и теоретический анализ, сводится к тому, что для предотвращения проникно-

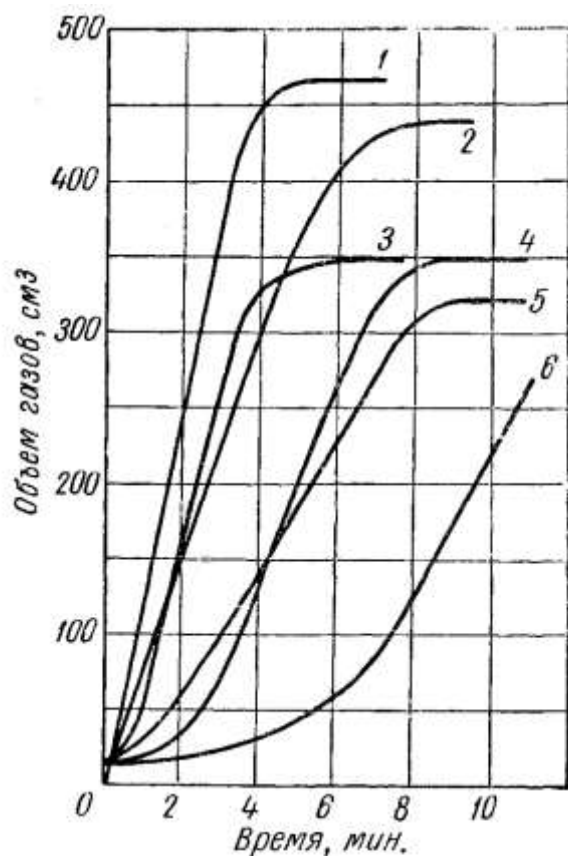


Фиг. 54. Давление в порах стенок форм:

а — чугунная отливка, открытая форма: 1— 10 мм от поверхности, плотная набивка, высокая влажность; 2 — то же, слабая набивка, низкая влажность; *б* — чугунная отливка, закрытая форма: 1— 10 мм от поверхности; 2 — открытый вентиляционный канал; *в* — стальная отливка, закрытая форма, 25 мм от поверхности; *г* — чугунная отливка, закрытая форма: 1 — плотно набитая и преувлажненная часть формы; 2 — слабо набитая часть формы.

вления газов из формы в металл необходимо создать на поверхности формы газонепроницаемый и негасотворный слой небольшой толщины и одновременно обеспечить высокую газопроницаемость стенки формы. Как указывает П. П. Берг [40], «в процессах образования газовых раковин в отливках решающее значение имеет не абсолютная величина проницаемости, а такое соотношение величин проницаемости в разных частях литейной формы, которое способствует образованию газового потока, направленного в сторону от отливки к наружным частям формы». Для оценки условий проникновения газов из формы через негасотворный слой Ф.Д. Оболенцев [128] производил опыты по нагреву прокаленных образной диаметром 20 мм из смеси глины и песка с различной толщиной

стенки, заполненных газотворными веществами в виде мела и олифы. Газы, выделяющиеся через стенки образца, улавливались и их объем измерялся. На фиг. 55 представлены кривые выделения газов из образцов. При уменьшении толщины стенок образца — не газотворного слоя — скорость выделения газов заметно возрастает. При уменьшении температуры нагрева с 1100 до 1000° скорость выделения существенно замедлилась. Увеличение газотворной способности при добавке в мел 5% олифы увеличило и количество газов и скорость их выделения. Следовательно, толщина поверхностного слоя и температурный режим формы могут оказывать значительное влияние на давление на поверхности формы и отливки.



Фиг. 55. Проникновение газов через не газотворный слой:

1 — наполнитель — мел. + 5% олифы, нагрев до 1100° ; толщина стенки образца 3 мм; 2 — то же, толщина стенки образца 7 мм; 3 — наполнитель — мел, нагрев до 1100° , толщина стенки образца 3 мм; 4 — то же, толщина стенки образца 7 мм; 5 — наполнитель — мел, нагрев до 1000° , толщина стенки образца 3 мм; 6 — то же, толщина стенки образца 7 мм.

Опыты П. П. Берга [40] показали, что при повышении температуры заливки чугуна оказывается возможным применять смеси с повышенной газотворной способностью и пониженной газопроницаемостью без появления газовых раковин.

Газы, в особенности водород, могут растворяться в металле не только в печи, но и в процессе выпуска, а также в ковше и при заливке форм. Ф. Д. Оболенцев [128] провел опыты, показавшие, что при перепускании стали через канал диаметром 10 мм в сыром стержне длиной 600 мм происходило заметное увеличение содержания в ней водорода. При перепускании металла через сухой стержень содержание газа не возрастало (табл. 24).

В. И. Лакомский и В. И. Явойский [129] и А. Д. Ушаков [130] отметили явление образования газовых раковин в магниевом чугуне, связанное с взаимодействием между магниевыми соединениями и влагой формовочной смеси. В большинстве случаев эти раковины имеют сфероидальную

форму и концентрируются в поверхностном слое толщиной до 2 мм. Наблюдается связь между расположением в поверхностном слое скоплений сульфидов магния и газовыми раковинами. Взаимодействие сульфидов магния с влагой, очевидно, может привести к образованию водорода или сероводорода. При отливке магниевового чугуна в сухую или в сырую форму с пониженной влажностью раковины исчезают. В обычном сером чугуне раковины такого типа не наблюдаются. Взаимодействие между влагой

Материал стержня	Содержание водорода в $\text{см}^3/100 \text{ г}$	
	проба из печи	проба из отливки
Песчано-глинистая смесь	0,6	1,8
Песчано-масляная смесь (сухая)	3,8	10,8
	4,8	4,6

формы и магнием, содержащимся в алюминиевых сплавах, ведет к образованию окислов и появлению черного излома в отливках. Образование газовых раковин за счет взаимодействия металла с формой возможно и при изготовлении отливок в металлических формах. Подкорковые газовые раковины часто наблюдаются при заливке металла в холодную металлическую форму. Очевидно, они образуются за счет влаги и газов, адсорбированных на холодной поверхности формы до заливки. Нагрев металлической формы до температур, превышающих $500\text{—}600^\circ$, также ведет к образованию газовой пористости в чугунной отливке. Как показал Н. П. Дубинин [131], эта пористость может быть связана, во-первых, с взаимодействием между углеродом чугуна и окислами, образующимися на поверхности формы, во-вторых, с газами, выделяющимися из металла формы при ее нагревании до достаточно высоких температур. Опыты Н.П. Дубинина показали, что при нагревании образцов из металла форм в вакууме выделяются заметные количества газов.

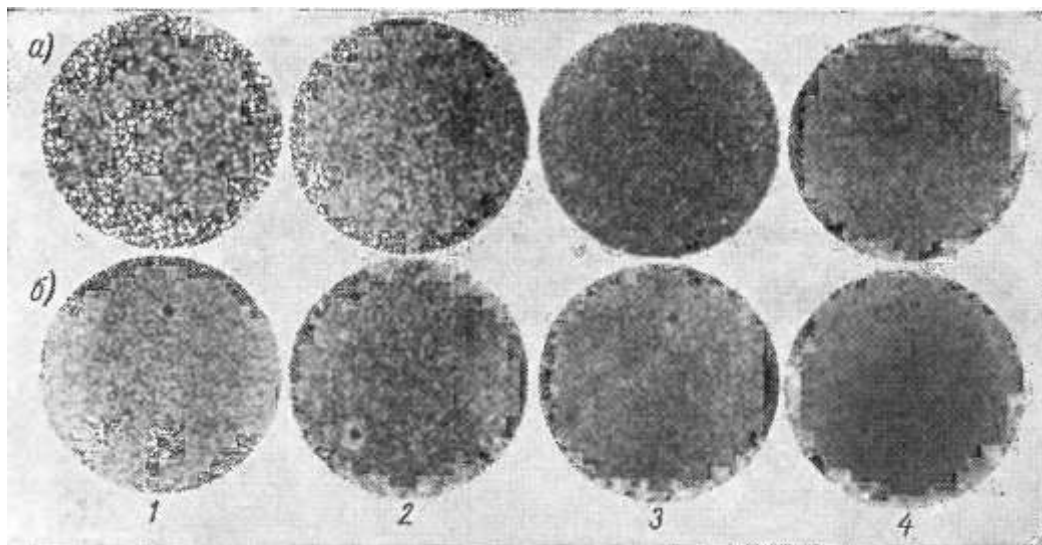
При отливке стальных слитков подкорковые пузыри возникают, во-первых, за счет взаимодействия между окислами, образующимися на поверхности брызг, попавших на стенки изложницы, и основным металлом, во-вторых, за счет газообразования при сгорании смазки. Если смазка содержит чрезмерное количество летучих или мала скорость ее перегонки, или она нанесена чрезмерно толстым слоем, выделение из нее газов заканчивается уже после того, как уровень металла окажется выше данной зоны. Газы, выделяющиеся из смазки ниже зеркала металла, могут исказить поверхность слитка, а при достаточном количестве прорывать поверхностную пленку и образовывать подкорковые пузыри или свищи. Аналогичные явления наблюдаются при отливке слитков из цветных металлов и сплавов [132]. Для устранения подкорковых пузырей, очевидно, должно устанавливаться некоторое соотношение между скоростью выделения газов из слоя смазки и скоростью подъема уровня металла.

4. ФОРМИРОВАНИЕ ПОВЕРХНОСТИ ОТЛИВКИ

Поверхность отливки в той или иной мере воспроизводит поверхность формы. Для иллюстрации этого положения на фиг. 56 представлены в одинаковых масштабах фотографии поверхности оболочковых форм па бакелитовом связующем, изготовленных из квар-

цевого песка, рассеянного на различные фракции, и поверхности стальных отливок, полученных в этих формах [184].

Основным фактором, определяющим чистоту поверхности отливки, является размер зерна песка. Как показали исследования А. Д. Попова [133], при уменьшении размера зерна песка с 0,84 до 0,10 мм средняя величина выступа уменьшается от 0,35 до 0,10 мм. При дальнейшем уменьшении зерна величина выступов на стали начинает вновь увеличиваться, что связано с оплавлением мелких



Фиг. 56. Поверхность оболочковых форм на бакелитовом связующем (а) и полученных в них отливок из стали 25Л (б) ($\times 10$): фракции песка: 1 — 40 меш.; 2 — 50 меш.; 3 — 70 меш.; 4 — 140 меш.

зерен и с уменьшением газопроницаемости смеси. На чугунах величина выступов уменьшается монотонно. Повышенное газовое давление на границе металла и формы создает своеобразную шероховатость поверхности отливки, не связанную непосредственно с рельефом поверхности формы. Отливки, получаемые в формах из негасящих мелкозернистых материалов, обеспечивают высокую чистоту поверхности. Примерами такого сочетания являются: литье по выплавляемым моделям в прокаленные формы из чрезвычайно мелкого пылевидного кварца и литье в формы из мелкозернистых кварцевых песков на связующем из азотистых и хлористых солей по методу Ф. Д. Оболенцева [326].

При одинаковой крупности песка существенное влияние на чистоту поверхности отливки оказывает состав формовочной смеси, определяющий ее температуру плавления. Исследования П. П. Берга [40] и А. Д. Попова [133] показывают, что при увеличении содержания глины в формовочной смеси ее огнеупорность падает по линейному закону. Например, при увеличении содержания глины с 5 до 30% огнеупорность падает с 1500 до 1050° С. Небольшие добавки глины хотя и снижают огнеупорность смеси, но затрудняют проникновение

металла в ее поры и способствуют улучшению чистоты поверхности; значительные добавки глины вызывают существенное ухудшение качества поверхности отливки.

Способность металла проникать в поры формы, помимо их размеров, может зависеть от условий смачивания металлом формовочного материала. Смачивание твердого тела жидкостью определяется их химическим сродством и оценивается краевым углом смачивания, который измеряется по профилю капли жидкости, лежащей на плоской поверхности твердого тела. Краевой угол связан с величинами поверхностного натяжения жидкости на границах с воздухом и твердым телом. Исследования С. И. Сапиро [135] показали, что краевой угол смачивания сталью плавленного кварца составляет $140\text{--}150^\circ$, т. е. химическое сродство отсутствует. Краевой угол смачивания сталью хромомagneзита составляет $80\text{--}100^\circ$. Для обычной песчано-глинистой смеси он лежит в пределах $80\text{--}150^\circ$. Увеличение шероховатости поверхности ведет к увеличению угла смачивания на $30\text{--}40^\circ$, т. е. к уменьшению смачиваемости. Введение добавок поверхностно активных веществ существенно понижает поверхностное натяжение металла и должно изменять смачиваемость. Прямой связи между смачиваемостью формовочной смеси металлом и чистотой поверхности отливок или проникновением металла в поры стенок формы установить пока не удалось.

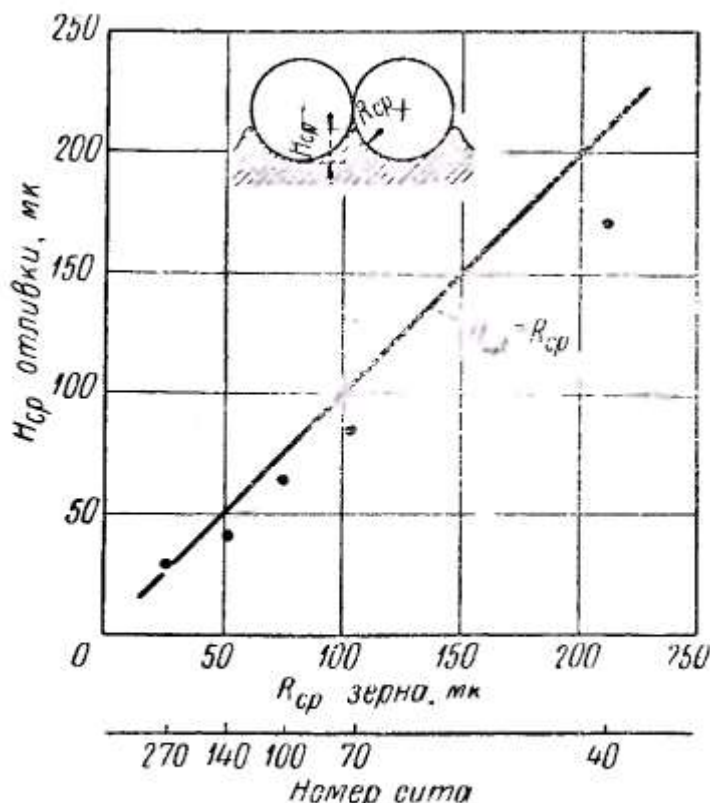
Колебания выступов микропрофиля на отливках имеют диапазон от 20 до 500 *мк*. Такой диапазон колебаний затрудняет использование существующих приборов для определения чистоты поверхности, приспособленных для измерения микропрофиля гораздо более чистых поверхностей механически обработанных деталей. Для исследования чистоты поверхности отливок и измерения ее микропрофиля может быть использована специальная установка [187]. На подвижной стол инструментального микроскопа устанавливается исследуемый образец и закрепляется на нем струбцинами. В тубус микроскопа на место объектива ввинчивается кронштейн, в который зажимается индикаторная головка часового типа с ценой деления 0,01 *мм*.

В измерительный штифт головки укрепляется игла с радиусом закругления 35—40 *мк*. Тубус, при помощи кремальерного винта, опускается до соприкосновения иглы индикатора с образцом, фиксируется при помощи стопорного винта и стрелка индикатора устанавливается в нулевое положение. Горизонтальное перемещение стола с образцом осуществляется с помощью микрометрического винта. Через равные интервалы фиксируются показания индикатора. По зафиксированным точкам строится профилограмма, на которой воспроизводится микропрофиль поверхности образца в увеличенном масштабе.

Зависимость чистоты поверхности отливки от зернового состава формовочной смеси изучалась на отливках коробчатого типа, сечением 100 × 100 *мм*, высотой 220 *мм* и толщиной стенки равной 5 *мм*, вливаемых в оболочковые формы. Оболочковая формовка, в силу использования почти чистого формовочного материала, позволяла

наиболее полно выявить влияние отдельных технологических факторов на чистоту поверхности отливок.

Оболочковые формы изготавливались с облицовкой из отсеянных фракций кварцевого песка 40, 70, 100, 140 и 270 меш. Сталь марки 35Л заливалась при температуре 1560°C. Снятые профилограммы показали, что на тонкостенных отливках наиболее гладкая поверхность ($H_{\max} = 30$ мк) получалась на отливках,



Фиг. 57. Зависимость чистоты поверхности отливок от размера зерен формовочного материала.

залитых в формы, облицованные песком фракции 270, наиболее грубая ($H_{\max} = 260$ мк) оказалась на отливках, залитых в формы, облицованные песком фракции 40. На основании обработки профилограмм построена диаграмма, представленная на фиг. 57. Сопоставление средних высот выступов H_{cp} и средних величин радиуса зерен кварцевого песка R_{cp} показали, что они имеют почти одинаковое значение. Это означает, что в изучаемых условиях жидкий металл дает довольно точный отпечаток микрорельефа зерен на поверхности формы и не проникает в глубь стенок формы.

С целью изучения влияния температуры металла на чистоту поверхности отливок было проведено исследование [187]. В

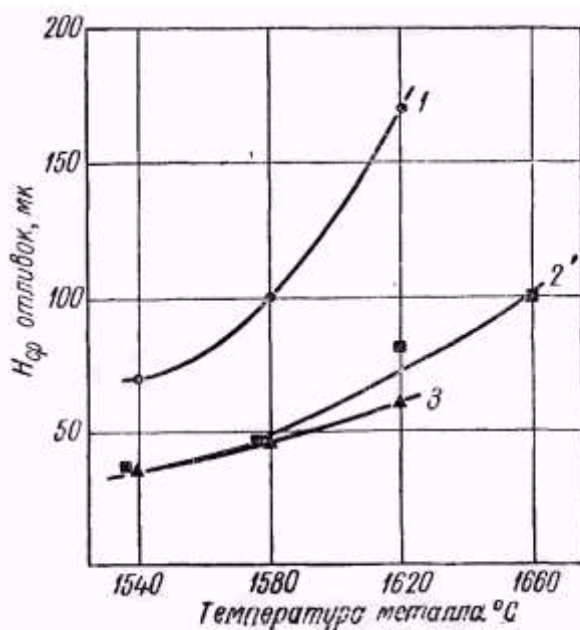
качестве облицовочного слоя форм были применены следующие материалы:

- а) кварцевый песок марки 70/140 (модуль мелкости 69,8);
- б) хромомagneзит (зерновой состав — 50 + 200, модуль мелкости 112,5);
- в) хромистая руда (зерновой состав — 50 + 200, модуль мелкости 115,0).

Формы заливались металлом при температуре 1540, 1580, 1620 и 1650°C. На основании обработки профилограмм, полученных с поверхности соответствующих отливок, построен график (фиг. 58), показывающий зависимость чистоты поверхности отливок от температуры заливаемого металла и материала формы. При повышении температуры чистота поверхности наиболее заметно ухудшается на отливках, полученных в песчаных формах, менее заметно на отливках, полученных в формах из хромомagneзита и хромистой руды. Скорость затвердевания поверхностной корочки отливок, залитых в формы из хромомagneзита, гораздо больше, чем при заливке в формы из кварцевого песка. Этим можно объяснить тот факт, что чистота поверхности отливок, залитых в формы из хромомagneзита и хромистой руды, при повышении температуры заливки

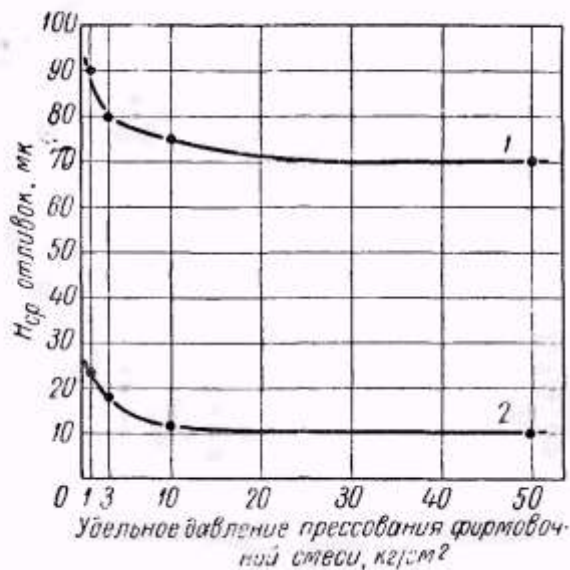
изменяется менее резко, чем на отливках, залитых в песчаные формы.

Исследование влияния степени уплотнения смеси на глубину проникновения металла производилось на отливках, полученных в формах, изготовленных из смесей на основе кварцевого песка марки 70/140 (средний размер зерен примерно 0,2 мм) и пылевидного кварца (средний размер зерна около 0,05 мм). Изменение плотности смесей достигалось за счет изменения удельного давления прессо-



Фиг. 58. Зависимость чистоты поверхности отливки от температуры заливочного металла:

1 — форма из кварцевого песка; 2 — форма из хромомagneзита; 3 — форма из хромистой руды. 70/140.



Фиг. 59. Зависимость чистоты поверхности отливки от степени уплотнения формы:

1 — смесь на основе кварцевого песка
2 — смесь на основе пылевидного кварца.

вания в пределах от 1 до 50 кг на квадратный сантиметр площади формы. Температура заливки формы составляла 1560°C. Обработка профилограмм поверхности отливок и построение соответствующих зависимостей (фиг. 59) показало, что при увеличении уплотнения смесей глубина проникновения металла уменьшается. Наиболее эффективное уменьшение глубины проникновения металла наблюдается при уплотнении формы до 7—10 кг/см². Дальнейшее увеличение давления уже не вызывает заметного уменьшения глубины проникновения металла.

При значительной глубине проникновения жидкого металла в поры стенок формы на поверхности отливки возникает механический пригар. Проникновение металла на глубину нескольких слоев зерен и больше может происходить при значительных перегревах металла или при большом гидростатическом напоре в крупных отливках. П. А. Бурсук [136] исследовал влияние давления на проникновение металла в поры стенок формы, создавая его за счет центробежной силы. Оказалось, что каждая формовочная смесь

имеет определенную критическую величину давления, ниже которой проникновение металла в глубь пор не происходит. Наибольшую критическую величину давления имеет хромомagneзитовая смесь на жидком стекле — $2,5 \text{ кг/см}^2$; наиболее низкую — песчано-глинистая смесь — $0,6 \text{ кг/см}^2$. При введении в песчано-глинистую смесь добавок маршаллита от 15 до 60% критическая величина давления возрастает до $2,1 \text{ кг/см}^2$. Очевидно, что проникновение металла в поры стенок формы даже на глубину многих слоев зерен происходит за весьма краткий промежуток времени. Этот процесс составляет механическую фазу образования пригара.

5. ХИМИЧЕСКОЕ ВЗАИМОДЕЙСТВИЕ МЕЖДУ МЕТАЛЛОМ И ФОРМОВОЧНОЙ СМЕСЬЮ

Вслед за механическим проникновением металла в поры стенок формы разворачиваются процессы его окисления газовой фазой, химического взаимодействия окислов металла с формовочными материалами, проникновения продуктов этого взаимодействия дальше в глубь формы, оплавления и спекания зерен формовочного материала. Сумма этих процессов составляет химическую фазу формирования пригара [434, 51].

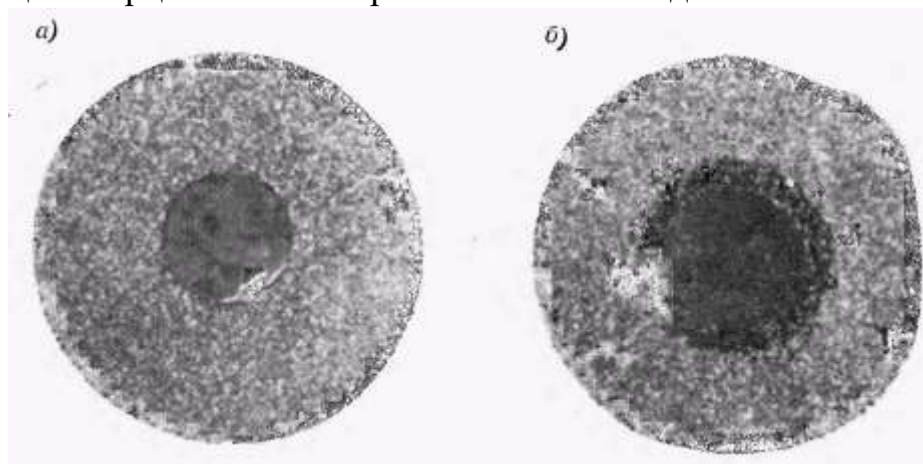
Н. С. Крещановский [137] впервые изучил образование легкоплавких продуктов взаимодействия окислов металла и формовочного материала. Исследования И. Б. Куманина [138] выявили роль смачиваемости металлом и тепловых свойств формовочной смеси в образовании пригара.

С целью изучения химической фазы пригара на стальных отливках было проведено исследование [188]. Образцы готовились из испытуемой формовочной смеси и имели форму цилиндров диаметром 30 и высотой 70 мм. Внутри цилиндров заформовывались стержни диаметром 10 мм из стали марки 35Л. Образцы устанавливались внутрь индуктора высокочастотной установки и подвергались нагреву по заданному режиму. Замер температуры производился платина—платинородиевой термопарой, введенной внутрь металлического стержня. Для изучения влияния газовой фазы на процесс химического взаимодействия металла с формовочной смесью образец помещался в резервуар из кварцевого стекла, через который пропусклся тот или иной газ. После соответствующей выдержки в индукторе и охлаждения образцы пропитывались бакелитовым лаком и подвергались сушке.

Из обработанных таким способом образцов с помощью тонких карборундовых кругов вырезались поперечные темплеты в виде дисков, из которых, в свою очередь, готовились прозрачные шлифы для петрографического анализа и изучения структуры контактных зон.

При исследовании влияния температуры нагрева на процесс развития химической фазы пригара образцы изготавливались из сырой песчано-глинистой смеси. Образцы выдерживались в индукторе по 15 мин. при температуре 800, 1000, 1200 и 1400°C в воздухе. На фиг. 60 представлены фотографии типичных образцов.

При нагреве до 800° глубина контактной зоны составляет около $0,1$ мм. На поверхности металлического стержня образуется лишь тонкая пленка окислов и заметного проникновения этих окислов в глубь формовочной смеси не происходит. При увеличении температуры нагрева окислы проникают в поры между зернами формовочной смеси; в случае нагрева до 1400° глубина их проникновения достигает $2,0$ — $2,5$ мм. По периферии контактной зоны зерна песка имеют трещиноватость и тридимитовую оторочку, толщина которой обычно возрастает по направлению к металлическому стержню постепенно, нацело замещая кварц. Ближе к стержню часто наблюдается появле-

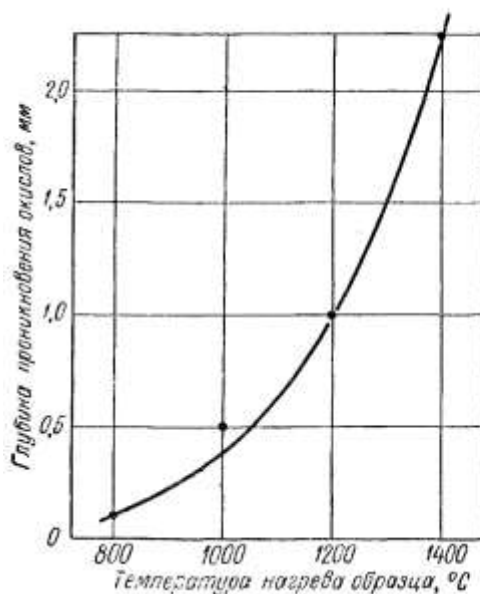


Фиг. 60. Фотографии шлифов из образцов для изучения контактной зоны: *а*—температура нагрева 800° , выдержка 15 мин.; *б*—температура нагрева 1400° , выдержка 15 мин.

ние зерен кристобаллита, возникающих в результате замещения кварца, а также кристаллов кристобаллита свободного роста, имеющих форму игл. На образцах, нагретых до 1200° и выше, в зоне непосредственной близости к стержню были обнаружены новые минералы: фаялит и пироксен. Возникновение этих минералов связано с процессами химического взаимодействия окислов металла с кремнекислотой. На фиг. 61 представлена зависимость глубины проникновения окислов в формовочную смесь от температуры нагрева образцов при выдержке 15 мин.

При исследовании влияния состава газов на развитие химической фазы пригара образцы изготовлялись из сырой песчано-глинистой смеси и выдерживались в индукторе при температуре 1300° в течение 15, 30 и 60 мин. Опыты проводились на воздухе, в атмосфере кислорода, аргона и водорода. При нагреве образцов на воздухе и выдержке в 60 мин. толщина контактной зоны достигала $2,5$ — $3,0$ мм. При нагреве образцов в атмосфере кислорода и выдержке $\gg 60$ мин. толщина контактной зоны достигала $3,0$ — $3,5$ мм. Строение контактной зоны аналогично строению, полученному в предыдущих опытах. При нагреве образцов в атмосфере аргона и выдержке в 60 мин. толщина контактной зоны составляла около $2,0$ мм.

Контактная зона в этом случае была очень светлой, что указывало на недостаточное количество окислов по сравнению с предыдущими опытами. Развитие зоны проникновения окислов в этом случае, очевидно, связано как с использованием недостаточно чистого (технического) аргона, так и с наличием влаги в формовочной смеси. При нагревании



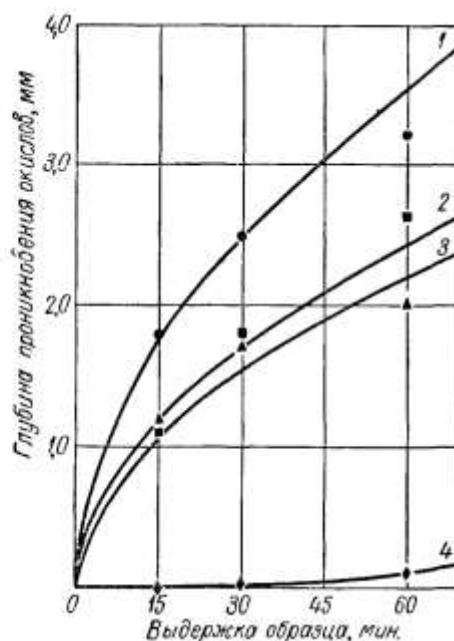
Фиг. 61. Зависимость глубины проникновения окислов в формовочную смесь от температуры нагрева.

образцов в атмосфере водорода с выдержкой 15 и 30 мин. зона проникновения окислов отсутствует полностью; в случае выдержки в 60 мин. она имеется лишь в зачаточной степени. Последнее связано с некоторым подсосом воздуха в резервуар. В случае выдержки образцов в атмосфере водорода формовочный материал не имеет почти никаких превращений, связанных с аллотропическими изменениями кварца и керамическими процессами, за исключением трещи новатости и частичной тридимитизации, сопровождающейся деформацией отдельных зерен.

На фиг. 62 представлена зависимость толщины контактной зоны от продолжительности выдержки образцов в атмосфере различных газов. Кривые фиг. 62 соответствуют выражению

$$l = k\sqrt{\tau}, \quad (73)$$

где l — толщина контактной зоны в мм.



Фиг. 62. Зависимость глубины проникновения окислов в формовочную смесь от продолжительности выдержки в атмосфере различных газов:

1 — кислород;	$k = 0,46$	$\text{мм} \cdot \text{мин}^{-1/2}$	;
2 — воздух;	$k = 0,32$	$\text{мм} \cdot \text{мин}^{-1/2}$	;
3 — аргон;	$k = 0,28$	$\text{мм} \cdot \text{мин}^{-1/2}$	;
4 — водород.			

τ — продолжительность выдержки образцов в мин.;

k — постоянная величина, характеризующая процесс проникновения окислов в формовочную смесь в данной атмосфере и при данной температуре в $мм\ мин^{-1/2}$.

В условиях проведения опытов для кислорода k составило 0,46; для воздуха — 0,32 и для аргона — 0,28 $мм\ мин^{-1/2}$. Таким образом, увеличение толщины контактной зоны на образцах при данной температуре происходит во времени по параболическому закону. Химическая фаза пригара развивается несравненно медленнее, чем механическая.

При исследовании влияния состава формовочных смесей на процесс развития химической фазы пригара опытные образцы изготавливались из следующих материалов: жидкостекольная смесь и песчано-глинистая смесь с добавкой декстрина, магнезитовая смесь, покрытие из этилсиликата с маршаллитом, которое предварительно наносилось на поверхность металлического стержня.

Образцы выдерживались в индукторе при 1300° в течение 15 мин. Петрографический анализ и изучение структуры показали, что контактная зона на образцах, изготовленных из жидкостекольной и песчано-глинистой смеси с добавкой декстрина, составила 1,0—1,5 $мм$.

На образцах, у которых на металлический стержень нанесено покрытие с этилсиликатом, глубина контактной зоны соответствовала толщине покрытия (1,0—1,2 $мм$). На образцах, изготовленных из магнезита, контактная зона наблюдалась лишь в зачаточной стадии. Зерна магнезита в образце почти нацело замещены периклазом.

При температуре выше 800° в результате интенсивного взаимодействия металла с кислородом на поверхности раздела металл — формовочный материал образуются окислы, которые плавятся и просачиваются в поры стенки формы, образуя контактную зону. Присутствие окислов металла в контактной зоне способствует активному развитию аллотропических превращений кварца и керамических процессов, приводящих к оплавлению и спеканию его зерен. Аллотропические превращения и керамические процессы в контактной зоне сопровождаются химическим взаимодействием окислов металла и формовочного материала, которое приводит к возникновению новых минералов. Контактная зона (фиг. 63) в общем случае состоит из трех областей, последовательно расположенных друг *ла* другом: 1) кристобалитизации и новообразований; 2) тридимитизации; 3) незначительных изменений зерен формового материала. Область кристобалитизации и новообразований характеризуется оплавленными зернами кварца, частично или полностью перешедшими в кристобалит и сросшимися между собой кристаллами кристобалита свободного роста игольчатой формы. В этой зоне преимущественно происходят новообразования минералов. Область тридимитизации соответствует начальной стадии аллотропических превращений кварца. В ней зерна кварца имеют значительную трещиноватость и приобретают тридимитовую оторочку, некоторые зерна нацело переходят

ГЛАВА VI

ЛИТНИКОВЫЕ СИСТЕМЫ

1. КОНСТРУКЦИИ ЛИТНИКОВЫХ СИСТЕМ

Литниковой системой называется совокупность резервуаров и каналов, через которые расплавленный металл из ковша поступает в полость литейной формы.

Нормальными элементами литниковой системы являются:

1. Литниковая воронка или чаша — резервуар, предназначенный для приема струи металла, вытекающего из ковша (или, в единичных случаях, из печи).

2. Стояк — вертикальный (иногда наклонный, иногда не прямолинейной формы) канал, предназначенный для передачи металла из литниковой воронки к другим элементам литниковой системы.

3. Литниковый ход (в чугунном литье — шлакоуловитель) — канал, обычно лежащий в горизонтальной плоскости, предназначенный для передачи металла из стояка к литникам.

4. Литники — каналы, предназначенные для подачи металла непосредственно в полость формы.

По числу элементов литниковые системы разделяются на состоящие из:

1) двух элементов — литниковой воронки и литника;

2) трех элементов — литниковой воронки, стояка, и литников;

3) четырех элементов — литниковой воронки, стояка, литникового хода и литников.

Литниковые системы по конструкции могут быть разделены на следующие типы.

Первый тип — верхняя литниковая система. Литники подводятся к верхней части отливки, в прибыль или под прибыль.

Второй тип — боковая литниковая система. Литники подводятся к боковой поверхности отливки в ее средней части по высоте в одной горизонтальной плоскости, обычно по разьему.

Третий тип — нижняя или сифонная литниковая система. Литники подводятся к боковой или торцовой поверхности в нижней части отливки.

Четвертый тип — ярусная литниковая система. Литники подводятся на двух или более уровнях по высоте отливки к ее боковой поверхности.

В табл. 25 представлено распределение типов литниковых систем в зависимости от веса стальных отливок, выявленное при обследовании ряда заводов различного профиля.

Таблица 25

Тип литниковой системы	Весовые группы отливок в кг					
	< 100		100—500		> 500	
	пределы колебаний	средние величины	пределы колебаний	средние величины	пределы колебаний	средние величины
Верхняя	0—10	7	0—10	6	0—5	3
Боковая	70—100	80	20—80	55	0—50	25
Нижняя и ярус-	0—30	13	0—50	39	50—80	72

Таким образом, для отливок весом менее 100 кг применяются главным образом боковые литниковые системы, для отливок весом от 100 до 500 кг — боковые и нижние; для отливок более 500 кг — нижние и ярусные. Верхние литниковые системы применяются редко.

Основным требованием к литниковой системе для любого технологического процесса и любого литейного материала является обеспечение заполнения полости формы металлом без недоливов и спаев. Кроме того, литниковая система должна задерживать частицы шлака и создавать условия заполнения формы, улучшающие питание отливок. Условия заполнения формы, создаваемые литниковой системой, не должны вызывать возникновения дефектов в отливках в виде засоров и ужимин, связанных с разрушением формы, усадочных раковин и пористости в местах подвода литников, трещин, возникающих в результате торможения усадки, и плен, связанных с вспениванием и окислением металла. Наряду с удовлетворением перечисленных требований расход металла на литниковую систему должен быть минимальным.

При выборе типа литниковой системы в первую очередь необходимо определить положение отливки, которое обеспечивало бы удобство изготовления формы и модели, требуемые условия питания и заполнения, способствующие получению качественной литой заготовки. Верхняя литниковая система обеспечивает наилучшие условия заполнения отливок с малыми и средними толщинами стенок; создает наиболее благоприятные условия для питания; в наименьшей степени способствует развитию местных разогревов и связанных с ними дефектов; требует минимального расхода металла и проста, но выполнению при единичных мелких отливках. Основным недостатком верхней литниковой системы является то, что при ее применении падение металла с большой высоты может вызывать размывание формы и образование засоров; кроме того, она не обеспечивает задержания шлака. Струя металла, свободно падающая в воздухе,

увлекает его за собой и окисляется; особенно это относится к цветным сплавам. Степень окисления должна возрасти при уменьшении диаметра струи и увеличении высоты падения. В еще большей степени окисление металла происходит при ударе струи о преграду или в случае фонтанирования при быстром вытекании струй из литникового канала в свободную полость формы. Верхняя литниковая система должна применяться для отливок небольшого веса, простой формы, небольшой высоты с малой и средней толщиной стенок.

Боковая литниковая система, уменьшая по сравнению с верхней высоту падения струй и возможность разрушения формы, вместе с тем несколько ухудшает условия заполнения формы и требует повышенного расхода металла. При правильно выбранном месте подвода металла она обеспечивает такое же качество отливки, как верхняя. Литниковая система этого типа создает наибольшие удобства подвода металла к различным узлам сложных отливок и организации шлакоотделения при размещении литниковых ходов и литников в плоскости разъема. Боковая литниковая система должна применяться для отливок, имеющих средний вес, небольшую высоту и большие габариты.

Нижняя литниковая система создает неблагоприятные условия для заполнения тонких стенок, может способствовать развитию местных разогревов, обгара, и горячих трещин; требует повышенного расхода металла. Основным преимуществом нижней литниковой системы является обеспечение минимального размыва формы и образования засоров, а также получения качественной поверхности в нижних частях отливок большой высоты.

Сплавы, склонные к окислению и пенообразованию, такие, как алюминиевые и магниевые, а также алюминиевые бронзы необходимо заливать снизу. Нижняя литниковая система должна применяться для отливок среднего и большого веса, большой высоты, обладающих большой толщиной стенок.

Ярусная литниковая система обеспечивает возможность получения крупных и очень крупных отливок без размывания формы при лучших условиях питания и меньшем развитии дефектов в местах подвода металла, чем нижняя литниковая система. Литниковая система этого типа наиболее сложна по выполнению и требует наибольшего расхода металла. Она хорошо выполняет свое назначение только в том случае, когда ярусы литников включаются в заполнение полости формы последовательно снизу вверх. Ярусная литниковая система должна применяться для отливок большого и очень большого веса и высоты.

После установления типа литниковой системы должно быть выбрано число и место подвода литников к отливке. Рассредоточенный подвод металла большим количеством литников снижает возможность местных разогревов, способствует уменьшению пористости, горячих трещин и пригара в районе подвода. Излишнее количество литников, ненужных для получения качественной отливки, вызывает дополнительные расходы на изготовление формы, обрубку и потери металла. Кроме того, чрезмерное уменьшение сечения

литников увеличивает торможение металла, может вызвать замедление заполнения формы и сократить полезный эффект от рассредоточенного подвода. При выборе числа литников для стальных отливок можно руководствоваться данными табл. 26, составленной на основе опыта заводов.

Таблица 26

Вес отливок в кг	Преобладающая толщина стенок в мм		
	15	15—50	50
	Рекомендуемое число литников		
<10	1—2	1—2	1
10— 100	2—5	2	1
100— 1000	2	6	9
1000	8	3—10	2—6

При установлении литников для стальных отливок с небольшими толщинами стенок можно пользоваться следующими данными:

толщина стенки отливки в мм.....	5 — 8	8—12	12—18
наибольшее количество металла, протекающего через один литник в кг.....	5	15	35

Для обеспечения плотности и повышения механических свойств стальных отливок литники необходимо подводить под прибыль или в массивные части отливок, питаемые прибылью. Подвод металла в вертикально расположенные элементы отливок обеспечивает более высокую плотность, чем в расположенные горизонтально. Для обеспечения заполнения тонкостенных отливок целесообразно подводить металл сверху и располагать особо тонкие стенки вертикально. Количество металла, проходящего через тонкую стенку, число поворотов на пути металла и длина пути в тонкой стенке должны быть минимальными.

С этой точки зрения хорошие результаты дают литниковые системы со щелевыми или дождевыми литниками [431]. Путь металла к тонким стенкам должен проходить по возможности в массивных сечениях самой отливки. В некоторых случаях целесообразно создавать специальные (удаляемые при обработке) утолщения на стенках отливок для облегчения заполнения последних. Создание встречных потоков металла в тонкой стенке весьма нежелательно. Если такая встреча неизбежна, необходимо обеспечить совершенно свободное удаление газов из района встречи потоков. Для смягчения удара струи, предотвращения разрушения формы и образования засоров литник должен направлять металл вдоль противоположной стенки. Направление удара струи на выступающие части стержня или формы недопустимо. Для борьбы с засорами целесообразно выбирать подвод литников таким образом, чтобы неметаллические частицы, всплывающие

на поверхность металла, выносились в прибыль. Литники должны подводиться в такие места, чтобы их легко можно было отрезать от отливки и зачистить места отрезки.

Каналы литниковой системы не должны тормозить усадки отливки. В частности, не следует соединять между собой каналами стояки (если их два или больше). Каналы литниковых систем не следует располагать по границе формы и стержня. Переходы от канала одного сечения к каналу другого сечения, а также повороты каналов необходимо делать плавными с радиусами галтелей, составляющими от $\frac{1}{3}$ до $\frac{1}{2}$ диаметра канала. При переходе от стояка к литниковому ходу и от литникового хода к крайнему литнику должны быть предусмотрены зумпфы с радиусами закруглений, равными радиусу канала и глубиной не менее диаметра этого канала.

2. РАЗМЕРЫ СЕЧЕНИЙ КАНАЛОВ ЛИТНИКОВЫХ СИСТЕМ

Подавляющее большинство расчетов сечения каналов литниковых систем для отливок исходит из равенства, выражающего расход жидкости

$$\frac{G}{\gamma} = F_{\text{л}} v \tau_{\text{з}}, \quad (75)$$

где $\frac{G}{\gamma}$ — объем отливки (G — вес отливки);

γ — удельный вес металла;

$F_{\text{л}}$ — площадь сечения литников;

v — скорость истечения металла в полость формы;

$\tau_{\text{з}}$ — время заполнения.

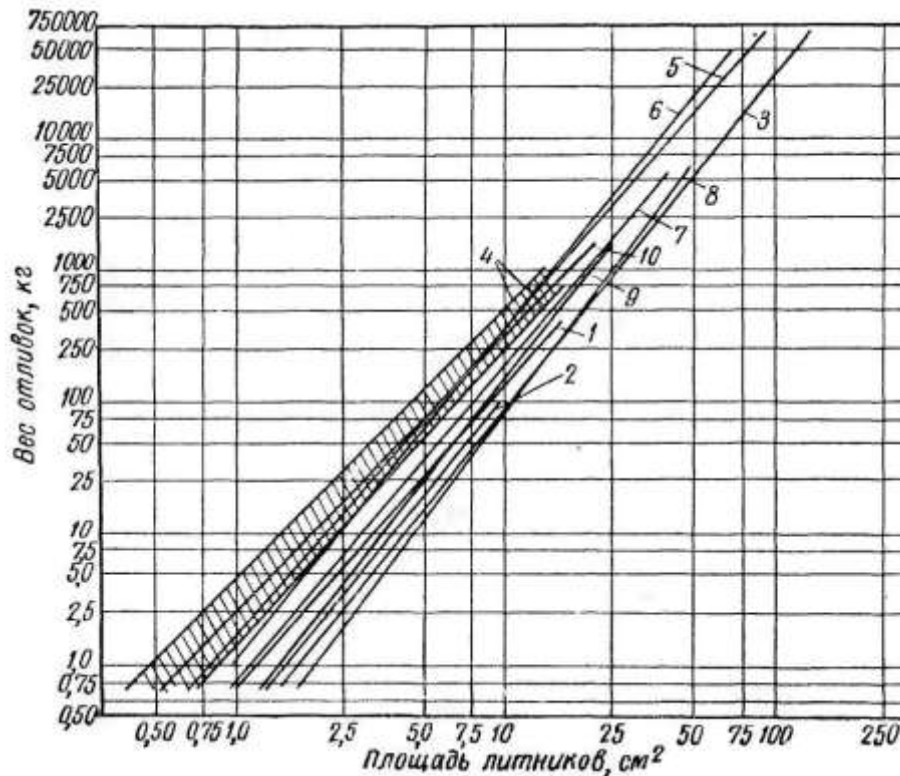
Поскольку искомым является площадь сечения литников, равенство (75) применяется в следующей форме:

$$F = \frac{G}{\gamma v \tau_{\text{з}}}, \quad (76)$$

.....Надо найти эту стр.

выбора продолжительности заполнения предлагался ряд эмпирических формул, связывающих ее с весом и толщиной стенок.

На фиг. 66 представлены результаты расчетов литниковых систем для чугунных отливок по имеющимся в литературе методам: Озани-Диттерта [86] — 1, Дитерта [141] — 2, С. В. Руссияна [142] — 3, В. И. Фундатора [85] — 4, К. А. Соболева [143] — 5, Н. И. Мищенко [146] — 6, Б. В. Рабиновича [147] — 7, И. Ф. Воро-



Фиг. 66. Расчетные зависимости площади сечения литников от веса чугунных, отливок по разным данным.

.....Надо найти эту стр.

дают близкие зависимости между весом отливки и сечением литников.

На фиг. 67 представлены результаты расчетов литниковых систем для стальных отливок по имеющимся в литературе методам: Ю. А. Нехендзи и А. И. Волкова [39] — 1, Г.М. Дубицкого [149]—3, С.В. Руссияна [142]—4, Б.В. Рабиновича и М. Е. Брылева [150] — 5, расчет по формуле (94) — 6, Д.Р. Кононова [151] — 7. Кроме того, на фиг. 67 нанесена пунктиром область, в которой разместились кривые для чугуновых отливок, представленные на фиг. 66 (2). Для расчета взята серия отливок с параметрами, указанными в табл. 27.

Из сопоставления фиг. 66 и 67 видно, что разброс значений для стального литья больше, чем для чугунового. Однако и в этом случае результаты расчетов по различным методам не очень сильно расходятся между собой.

С целью выявления приемов проектирования литниковых систем на ряд заводов были посланы эскизы трех стальных отливок (фиг. 68) с просьбой разработать технологические карты на их изготовление, пользуясь принятыми на заводе методами. Обработка полученных данных представлена в табл. 28. Как видно из присланных ответов, в выборе площади сечений элементов литниковых систем наблюдаются сравнительно небольшие расхождения; выбор места подвода металла и конструкции литниковых систем весьма разнообразен и неустойчив.

Любой расчет, опирающийся на равенство (75), должен связать скорость истечения металла и продолжительность заполнения формы с весом отливки или иными ее параметрами. Имеющиеся методы расчета литниковых систем различаются только формами этих связей или величинами коэффициентов, входящих в соответствующие выражения. До тех пор, пока выбор величин одного из сомножителей правой части равенства (76) — времени заполнения — не приобретет ясного физического или технологического обоснования, весь расчет площади сечения литников имеет характер эмпирической формулы, границы и возможности применения которой в конкретных случаях всегда могут вызывать сомнения.

Скорость истечения металла из литниковой системы в полость формы зависит от места подвода литника к отливке и потерь напора на его пути от литниковой воронки до отливки. Будем считать, что уровень металла в литниковой системе поддерживается постоянным за все время заполнения формы.

Обозначим:

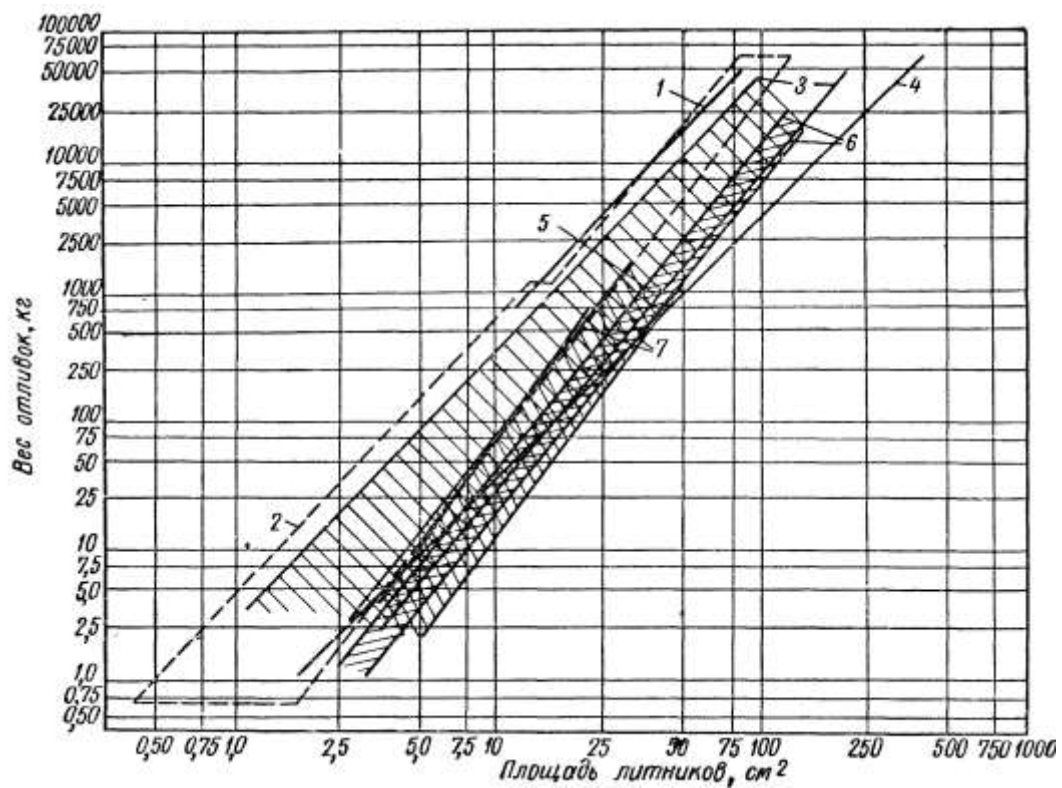
H — гидростатический напор литниковой системы, равный высоте стояка, в см;

h — расстояние от уровня металла в литниковой чаше до верхней поверхности отливки в см;

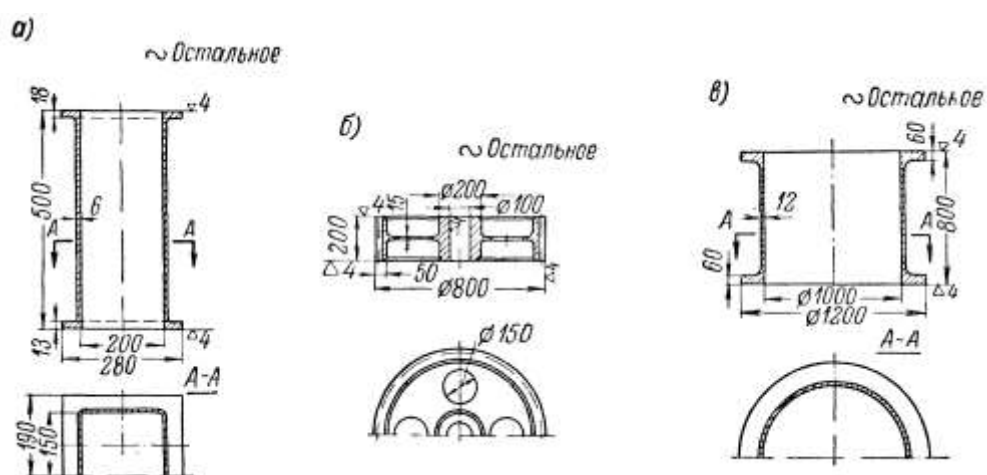
g — ускорение силы тяжести в см/сек²;

μ — коэффициент расхода;

v — среднюю за время заполнения отливки скорость истечения металла в см/сек [180].



Фиг. 67, Расчетные зависимости площади сечения литников от веса стальных отливок по разным данным.



Фиг. 68. Эскизы отливок для проектирования литниковых систем:
 а — коробка, вес детали ~ 25 кг; б — зубчатое колесо, вес детали ~ 260 кг; в — барабан, вес детали ~ 650 кг.

Характеристики		Коробка	Зубчатое колесо	Барабан
Вес отливки в кг		25	260	650
Положение отливки в %	горизонтальн о вертикально	100 —	100 —	80 20
Тип литниковой системы в %	верхняя боковая нижняя ярусная	— 100 — —	— 60 40 —	— 60 30 10
Площади сечения в см ²	Стойак Литниковый ход Литники	9,6—19,6 (13,8)* 10—23,4 (15,5) 9,0—27,0 (16,0)	8,0—28,2 (16,7) 10,5—48,0 (19,5) 9,0—32,0 (19,7)	42,6—44,2 (24,6) 10,3—90 (36,0) 19,6—40,0 (31,8)
Число литников в %	один два три четыре шесть восемь четырнадцать	20 50 — 10 — 10 10	60 20 10 10 — — —	— 85 — — 15 — —
* Здесь и в дальнейшем в скобках указаны средние значения.				

Используя формулы гл. IV,
получим: при подводе металла сверху

$$v_{\text{с}} = \mu \sqrt{2g} \sqrt{H}; \quad (77)$$

при подводе металла снизу, сифоном,

$$v_H = \mu \sqrt{2g} \frac{H - h}{2(\sqrt{H} - \sqrt{h})}; \quad (78)$$

при подводе металла на середине высоты отливки, по разъему

$$v_p = \mu \sqrt{2g} \frac{(H - h)\sqrt{H}}{\sqrt{H}(\sqrt{H} - \sqrt{h}) + \frac{1}{2}(H - h)}. \quad (79)$$

Для получения общей зависимости необходимо связать величины H и h с размерами или весом отливки. Положим, что толщина слоя формовочной смеси над верхней поверхностью отливки равна половине ее высоты, т. е.

$$h = 0,5H_0, \quad (80)$$

где H_0 — высота отливки.

Естественно полагать, что высота отливок, как и любой другой размер, будет изменяться пропорционально кубическому корню из их объема или веса. На фиг. 69 представлена зависимость между весом и высотой большого количества разнообразных отливок, построенная по данным различных заводов. Точки образуют вполне определенную закономерность. Прямая на фиг. 69, соответствующая средним значениям рассматриваемых величин, выражается зависимостью

$$H_0 = 4,4\sqrt[3]{G}, \quad (81)$$

где H_0 — высота отливки в см;

G — вес отливки в кг.

Используя равенства (80) и (81), из выражений (77), (78) и (79) получим:
при подводе металла сверху

$$v_{\text{с}} = \mu \sqrt{2g} \cdot 1,48\sqrt[6]{G}; \quad (82)$$

при подводе металла по разъему

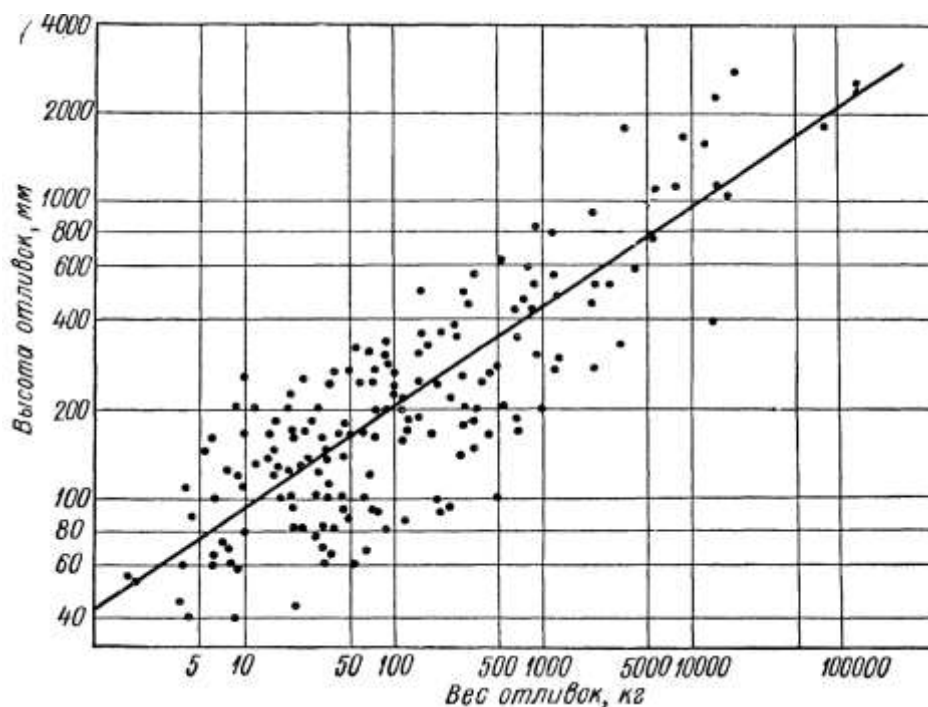
$$v_p = \mu \sqrt{2g} \cdot 1,91\sqrt[6]{G}; \quad (83)$$

при подводе металла снизу

$$v_H = \mu \sqrt{2g} \cdot 2,01\sqrt[6]{G}; \quad (84)$$

Оценим следующими величинами общие потери напора, происходящие вследствие изменения сечений каналов и трения об их стенки; для ЛИТНИКОВРЛХ систем из двух элементов (литниковая чаша и стояк) — 0,70; из трех элементов (литниковая чаша, стояк и

литник) — 0,85; из четырех элементов (литниковая чаша, стояк, литниковый ход и литник) — 1,00. В системе из двух элементов поворотов не будет; в системе из трех элементов будет один поворот, дающий потерю напора в 1,2; в системе из четырех элементов будет по крайней мере два поворота, дающих общую потерю напора в 2,4. Тогда сумма потерь составит для систем из двух элементов $\Sigma\xi = 0,70$; для систем из трех элементов $\Sigma\xi = 2,05$; для систем из четырех элементов $\Sigma\xi = 3,40$.



Фиг. 69. Зависимость высоты отливок от них веса (по заводским данным).

Выражение для скорости истечения металла из литниковой системы в полость формы в общем виде может быть представлено следующим образом:

$$v = \mu_i \omega_j \sqrt[6]{G}; \quad (85)$$

где μ_i — коэффициент расхода литниковой системы;

ω_j — коэффициент типа литниковой системы.

Для системы из двух элементов $\mu_1 = 0,76$.

Для системы из трех элементов $\mu_2 = 0,58$.

Для системы из четырех элементов $\mu_3 = 0,48$.

При подводе металла сверху $\omega_1 = 66$.

При подводе металла по разъему $\omega_2 = 84$.

При подводе металла снизу $\omega_3 = 90$.

При подводе металла в разъем и снизу литниковая система из двух элементов не будет применяться, а при подводе металла сверху не будет применяться литниковая система из четырех элементов. Поэтому возможные колебания произведения $\mu_i \omega_j$ будут лежать

в пределах от 38 до 52. Учитывая, что произведение $\mu_i \omega_i$ в конечных выражениях входит под знаком квадратного корня, для расчетов, не претендующих на особую точность, можно принять его постоянное среднее значение равным 45. Тогда окончательно.

$$v = 45 \sqrt[6]{G}; \quad (86)$$

Основным требованием к литниковой системе для стальной отливки следует считать осуществление заполнения полости формы без недоливов и спаев при минимальном расходе металла на литниковую систему. Если форма не заполняется, то нет отливки. Следовательно, время заполнения формы должно быть выбрано таким, чтобы металл не останавливался в результате затвердевания до окончания процесса заполнения.

При подводе металла в массивную отливку тонким литником, он может затвердеть в литнике раньше, чем в отливке. Следовательно, расчет надо вести по сечению литника.

Расход металла через квадратный литник $2R \times 2R$ определится выражением (54).

Выберем продолжительность заполнения формы таким образом, чтобы к концу заполнения на стенках литника затвердевал слой

металла толщиной x , и обозначим $\frac{x}{R} = n$. Анализ выражения (54) и опытных данных показывает, что литник обладает достаточно большой пропускной способностью при значениях $n = 0,18 \div 0,25$. При $n = 1$ время заполнения формы будет соответствовать времени полного затвердевания литника ($K\sqrt{\tau} = R$). При этом условии выражение (54) преобразуется в следующее:

$$q_{\max} = \frac{2}{3} v \frac{R^4}{K^2} \quad (87)$$

Выражение (87) показывает максимальный возможный расход металла через литник данного сечения.

Из выражений (86) и (54) можно получить:

$$\tau_3 = \frac{1}{K} \sqrt{\frac{G}{4\gamma \left(\frac{1}{n^2} - \frac{4}{3n} + \frac{1}{2} \right)}}. \quad (88)$$

Если принять для заливки стали в песчаную форму $K=0,14 \text{ см/сек}^{-1/2}$, $\gamma = 0,0078 \text{ кг/см}^3$ и $n = 0,20$, получим для толстостенных отливок

$$\tau_3 = 1,35 G^{\frac{5}{12}}. \quad (89)$$

При подводе в тонкую стенку литником, имеющим толщину, равную толщине стенки отливки, металл может остановиться из-за образования твердой корки на поверхности конца потока в форме. Следовательно, расчет надо вести по сечению отливки,

Движение после начала образования корки ведет к образованию спаев и не может быть допущено. Отбросив второй член под знаком квадратного корня в выражении (55) и принимая $A = 0,25$, получим

$$\tau = 0,25R^2\sqrt{t}. \quad (90)$$

Из выражений (54) и (90) можно получить

$$\tau_3 = \frac{1}{K} \sqrt{\frac{G}{4\gamma \left(\frac{1}{K^2 0,25\sqrt{t}} - \frac{4}{3K\sqrt{0,25\sqrt{t}}} + \frac{1}{2} \right)}}. \quad (91)$$

Минимальные температуры заливки для углеродистой стали составляют 1510—1520°. По В. И. Фундатору [85], для серого чугуна эта величина составляет 1240—1250°, для силумина — 700—730°, для магниевых сплавов 720—750°, для бронзы 1050—1080°.

Если принять минимальный перегрев для заливки сталью тонкостенных отливок $t = 20^\circ\text{C}$ и $K = 0,14 \text{ см/сек}^2$, получим для тонкостенных отливок

$$\tau_3 = 1,00G^{\frac{5}{12}}. \quad (92)$$

Таким образом, и для толстостенных и для тонкостенных отливок получаются формулы, близкие по структуре к эмпирическим, предлагаемым различными авторами. Общий вид таких формул следующий:

$$\tau_3 = A\delta^m G^n, \quad (93)$$

где A , m , n — коэффициенты (табл. 29);

δ — толщина стенки отливки в мм;

G — вес отливки в кг;

τ_3 — время заполнения в сек.

Таблица 29

A	m	n	Источники
1/2	1/4	1/2	Г. Дитерт
1,50—2,35	0	1/2	Ю. А. Нехендзи
1,11	0	1/2	С. В. Руссиян
2	1/3	1/3	К. А. Соболев
1,5	1/3	1/3	Г. М. Дубицкий
1,0	1/3	1/3	Н. И. Мищенко
1,35	0	5/12	Формула (89), толстостенные отливки
1,00	0	5/12	Формула (92), тонкостенные отливки

На фиг. 70 расчеты по формулам (88) и (91) сопоставлены с результатами хронометража заливок, проведенного на нескольких заводах при заполнении форм для стальных отливок различного веса. Заливка производилась из стопорного ковша в литниковые системы с литниковой чашей и литниковой воронкой. Различия в результатах, полученных при заливке этими способами, не обнаружено. На диаграмме фиг. 70 области, относящиеся к тонкостенным и толстостенным отливкам, выделены различной штриховкой. При прочих равных условиях время заполнения тонкостенных отливок оказывается пониженным по сравнению с толстостенными. Расчеты по формуле

(88) произведены при значениях $\frac{x}{R} = 1$ и $\frac{x}{R} = 0,25$ Ни одна опытная

точка не доходит до кривой, соответствующей $\frac{x}{R} = 1$, выражающей условия, когда время затвердевания литника совпадает с продолжительностью заполнения формы. Кривая, соответствующая $\frac{x}{R} = 0,25$, близка к средней линии для точек, отвечающих условиям заполнения толстостенных отливок. Расчеты по формуле (91) произведены при значениях перегревов $t = 60^\circ$ и $t = 10^\circ$. Ни одна опытная точка не доходит до кривой, соответствующей заливке с перегревом $t = 10^\circ$.

Как видно из табл. 29, в существующих эмпирических формулах показатель степени у веса отливки принимается равным либо $1/2$, либо $1/3$; теоретический расчет дает показатель степени $5/12$, что является средним между вышеуказанными величинами. Как видно из фиг. 70, результаты хронометража дают величины, соответствующие кривым, полученным по теоретическому расчету. Таким образом, предлагаемая система расчета времени заполнения форм дает результаты, не противоречащие существующей практике.

Комбинируя выражения (76), (89) и (92), получим окончательную формулу для расчета площади сечения литников

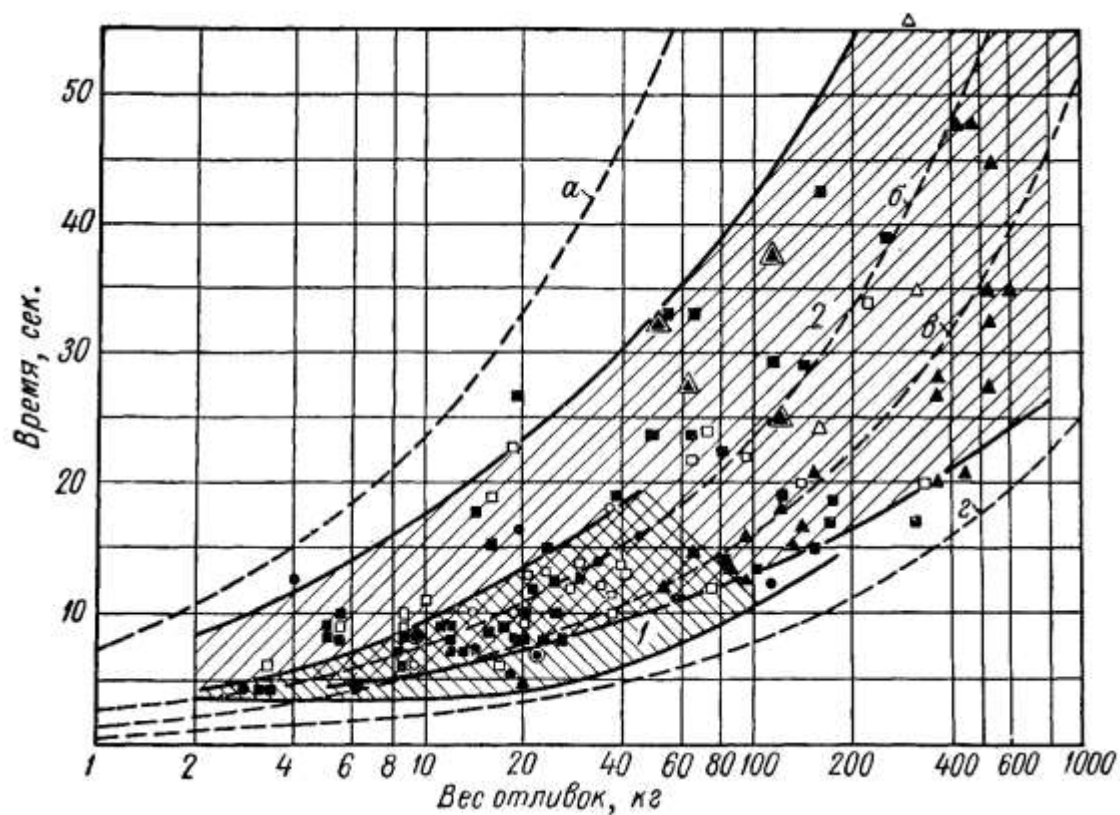
$$F_{\text{л}} = (2 \div 3) G^{5/12} = (2 \div 3) \sqrt[6]{\frac{G}{G}}, \quad (94)$$

где $F_{\text{л}}$ — суммарная площадь сечения литников в см^2 ;

G — вес отливки с прибылями в кг.

Величина 2 относится к толстостенным отливкам; величина 3 — к тонкостенным.

На фиг. 71 и 72 сопоставлены фактические площади сечения стояков и литников для отливок различного веса, полученные по данным ряда передовых заводов, и результаты расчетов по формуле (94). Можно видеть, что теоретический расчет дает величины, соответствующие практическим данным. Следовательно, выражение (94) может быть рекомендовано как рабочая формула для расчета площадей литников для стальных отливок. При внесении необходимых коррективов в коэффициент перед значением веса отливки, формулу (94) можно использовать для расчетов площадей сечения литников для отливок из других литейных материалов,



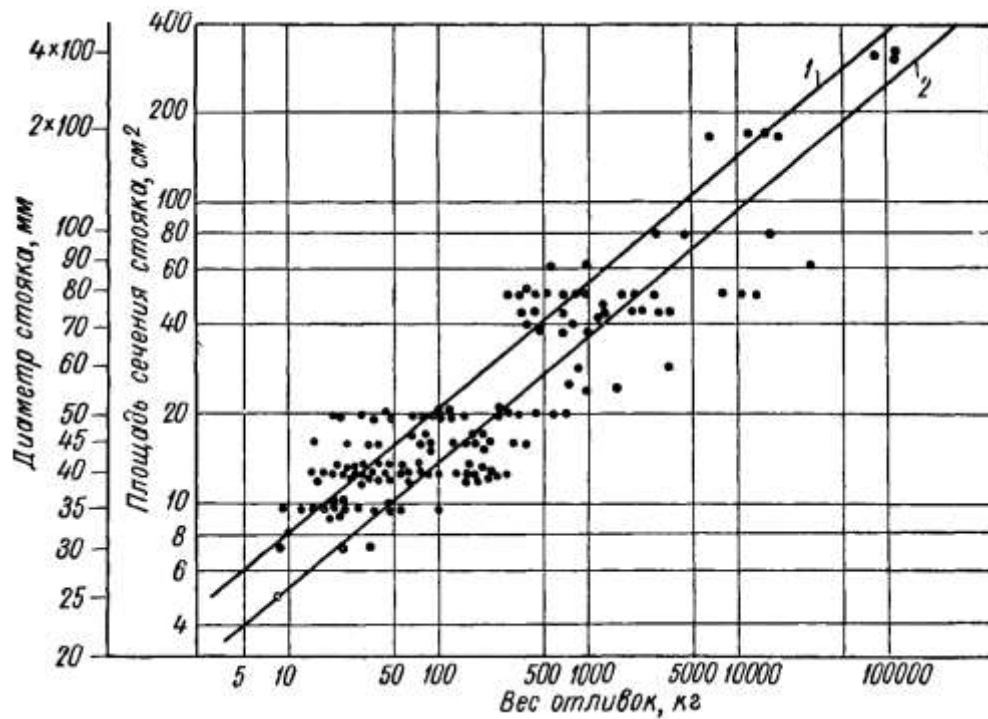
Фиг. 70. Продолжительность заполнения форм (по данным хронометража в заводских условиях):

1 — тонкостенные отливки; 2 — отливки со средней толщиной стенки.

Пунктирные линии построены по расчету:

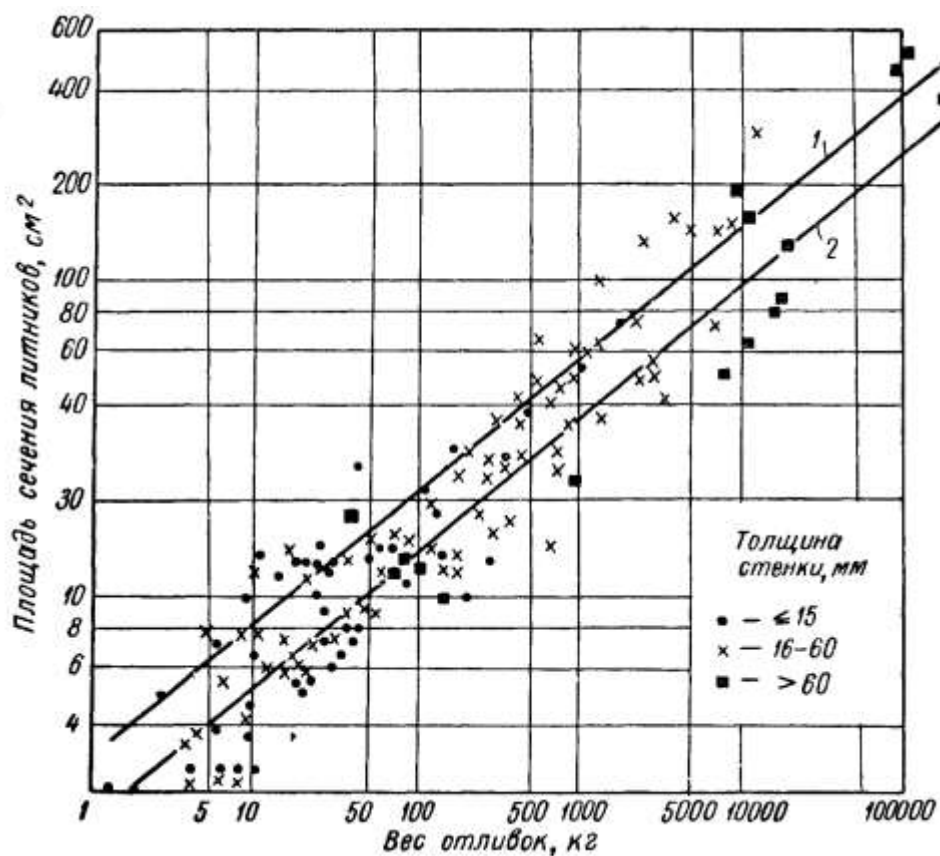
$$a - \frac{x}{R} = 1,0; \quad б - \frac{x}{R} = 0,25; \quad в - t = 60^\circ; \quad г - t = 10^\circ.$$

Толщина стенки, мм	Стопорный ковш; литниковая чаша	Чайниковый ковш литниковая воронка	Чайниковый ковш; литниковая чаша
6—12	○	●	⊙
13—25	□	■	⊠
26—60	△	▲	⊡



Фиг. 71. Зависимость площади сечения стояка от веса отливок, получаемых в одной опоке:

1 — расчетная кривая для тонкостенных отливок; 2 — расчетная кривая для толстостенных отливок.



Фиг. 72. Зависимость площади сечения литников от веса отливок:

1 — расчетная кривая для тонкостенных отливок; 2 — расчетная кривая для толстостенных отливок.

В табл. 30 приведены площади сечений литников, вычисленные по формуле (94) для отливок различного веса.

Таблица 30

Вес отливок с прибылями в кг		Площадь сечения	Вес отливок с прибылями в кг		Площадь сечения
толстостен- ные отливки	Тонкостен- ные отливки	литников в см ²	Толстостен- ные отливки	Тонкостен- ные отливки	литников в см ²
4	2	3,3	300	120	21,7
10	4	5,2	750	300	33,0
25	10	7,5	1 800	700	45,0
50	20	10,1	3 500	1200	58,8
100	40	14,0	6 000	2200	74,5
175	70	17,7	10 000	3500	92,0

3. ШЛАКООТДЕЛЕНИЕ

Литниковая система должна быть построена таким образом, чтобы частицы шлака, попадающие Вместе с металлом из ковша, а также крупные частицы формовочной смеси, отделяющиеся от стенок формы в каналах литниковой системы, были задержаны и не попали в полость формы.

Для того, чтобы неметаллические частицы не вышли из пределов литниковой системы, они, во-первых, должны иметь возможность всплыть, во-вторых, должны быть задержаны в какой-то ее части. Скорость всплывания неметаллических частиц в металле принято определять уравнением Стокса

$$w = \frac{2}{9} g \frac{(\gamma_m - \gamma_{ш})}{\eta} \rho^2, \quad (95)$$

где w — скорость всплывания;

g — ускорение силы тяжести;

γ_m — $\gamma_{ш}$ — разность удельных весов жидкого металла и материала шлаковой частицы;

ϱ — радиус шлаковой частицы;

η — вязкость металла.

Применяя равенство (95) к расчету всплывания шлаковой частицы, мы предполагаем, что металл находится в покое, а движение частицы происходит при ламинарном режиме. Опыты показывают, что ламинарный режим имеет место и формула Стокса справедлива при значениях критерия Рейнольдса, не превышающих 0,6. Принимая во внимание выражение для критерия Рейнольдса, получим, что предельный размер частицы, движение которой еще будет подчиняться равенству Стокса, составит

$$\rho \leq \sqrt[3]{\frac{9 \operatorname{Re} \eta^2}{4 g \gamma_m (\gamma_m - \gamma_{ш})}}. \quad (96)$$

$\varrho = \rho$

Принимая $Re = 0,6$, для чугуна $\eta = 0,02$, $\gamma_m = 6,8 \text{ г/см}^3$, $\gamma_{ш} = 2,6 \text{ г/см}^3$, получим, что диаметр шлаковой частицы составит $0,07 \text{ мм}$. Следовательно, равенство Стокса применимо для расчетов всплывания мелких неметаллических частиц и продуктов раскисления, но не применимо для расчетов всплывания шлаковых частиц, имеющих размеры порядка одного миллиметра и более, которые образуют засоры и шлаковые раковины.

Б. В. Рабинович [152] рекомендует пользоваться для расчетов всплывания шлаковых частиц в металле следующей формулой:

$$w = \sqrt{\frac{8g(\gamma_m - \gamma_{ш})}{3C\gamma_m}} \rho, \quad (97)$$

где C — коэффициент сопротивления, являющийся функцией от критерия Рейнольдса. При изменении критерия Рейнольдса в пределах от 10^3 до 10^5 величину коэффициента сопротивления можно считать постоянной величиной, равной примерно $0,4$.

Шлаковые частицы, находящиеся в турбулентном потоке металла, наряду с всплыванием участвуют в движении самого потока. Движение каждой из них происходит по сложным вихревым траекториям. В турбулентном потоке можно говорить о существовании некоторой вертикальной составляющей скорости. При расчетах процессов осаждения частиц грунта в воде в гидротехнических сооружениях вертикальную составляющую скорости принимают пропорциональной средней горизонтальной скорости потока

$$v_v = \beta v, \quad (98)$$

где v_v — вертикальная составляющая скорости;

v — горизонтальная скорость потока;

β — коэффициент пропорциональности, приблизительно равный $0,2$ [153].

Вертикальная составляющая скорости может как ускорять, так и замедлять всплывание. Существует критическая скорость потока, при которой всплывание и накапливание частиц на его поверхности становится невозможным. При этом частицы находятся в состоянии «витания». Б. В. Рабинович [152] на основании своих наблюдений считает, что для случая движения шлаковых частиц размером 1 мм в жидком чугуне, критическая скорость движения составляет 37 см/сек .

Можно полагать, что для обеспечения всплывания частиц скорость их подъема должна быть меньше вертикальной составляющей скорости потока.

Принимая те же значения постоянных, что и выше, и полагая $C = 0,4$ и $\beta = 0,2$, получим, что предельная скорость потока чугуна, при которой шлаковая частица диаметром 1 мм будет всплывать при любом соотношении с вертикальной составляющей скорости, составит 70 см/сек . В гидротехнике предельная скорость потока поды, не размывающая ложа из мелкого песка, допускается равной 35 см/сек .

Для того чтобы шлаковая частица могла всплыть в шлакоуловителе длиной L и высотой h при самом невыгодном соотношении вертикальной составляющей потока, должно быть выполнено равенство

$$\frac{L}{v} = \frac{h}{w - \beta v}, \quad (99)$$

где v — скорость потока;
 w — скорость всплывания частицы.

Для того чтобы шлаковые частицы определенной крупности всплыли, необходимо, чтобы металл в шлакоуловителе прошел путь L при скорости меньше критической.

Из условия неразрывности потока следует

$$v_{ш} L_{ш} = v_l F_l, \quad (100)$$

где $v_{ш}$ и $F_{ш}$ — скорость металла и площадь поперечного сечения в шлакоуловителе;
 v_l и F_l — скорость металла и площадь поперечного сечения в литнике.

Скорость течения металла в литнике можно определить из выражений (75), (89), и (94) следующим образом:

$$v_l = \frac{G}{\gamma F_l \tau_3} = \frac{G^{1/6}}{\gamma m n}, \quad (101)$$

где m и n коэффициенты перед значениями веса отливки в выражениях (89) и (94).

Из выражений (100) и (101) можно получить соотношение площадей шлакоуловителя и литника, необходимое для обеспечения всплывания частиц

$$\frac{F_{ш}}{F_l} = \frac{G^{1/6}}{\gamma m n v_{ш}}. \quad (102)$$

Для случая заполнения толстостенных отливок можно принять $m = 1,35$; $n = 2,00$.

Кроме того, примем для чугуна удельный вес $\gamma_m = 0,0068 \text{ кг/см}^3$ и критическую скорость $v_{ш} = 40 \text{ см/сек}$. Тогда

$$\frac{F_{ш}}{F_l} = 1,2 G^{1/6}, \quad (103)$$

где G — вес отливки в кг.

Расчет показывает, что для отливок весом 1 кг достаточно отношение площадей сечения шлакоуловителя и литника — 1,3; при весе отливок 10 кг это отношение должно составлять 1,9 и при весе отливки 100 кг — 2,7.

Если принять для чугуна $\gamma_m = 6,8 \text{ г/см}^3$, $\gamma_{ш} = 2,6 \text{ г/см}^3$, $C = 0,4$ и $5 = 0,05 \text{ см}$ из формулы (97) получим, что скорость всплывания будет равна $w = 15 \text{ см/сек}$.

Длина пути, на котором частицы размером порядка 1 мм смогут всплыть, составит

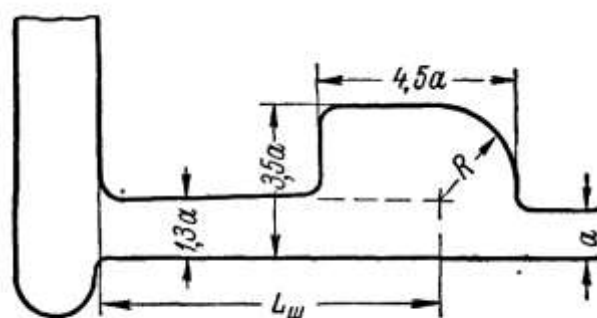
$$L = \frac{h v_{ш}}{w - \beta v_{ш}}. \quad (104)$$

Если считать $\beta = 0,2$, $w = 15 \text{ см/сек}$ и $v_{ш} = 40 \text{ см/сек}$, получим, что отношение длины шлакоуловителя к высоте должно составлять примерно 5,5.

Следовательно, при изготовлении чугуновых отливок весом около 10 кг для обеспечения задержания в шлакоуловителе частиц размером более 1 мм его сечение должно быть примерно вдвое больше, чем сечение литников, и длина примерно в пять раз больше высоты. При этом нет надобности делать весь литниковый ход таких размеров; достаточно увеличить его высоту вдвое на участке, равном пяти высотам литника, так как достаточно, чтобы частица вышла на пути в шлакоуловителе из пределов сечения литника, а не всего шлакоуловителя. Эта идея нашла свое выражение в дроссельных литниковых системах, разработанных Б. В. Рабиновичем.

А.В.Казанцев [154], основываясь на опытах с моделями и металлом, подтвержденных длительной практикой серийного производства, рекомендует применять на чугуновых и стальных отливках шлакоуловители со сборниками, имеющими конфигурацию,

представленную на фиг. 73. Как видно из фиг. 73, практика привела к отношению площадей сборника и литника, равному 3,5, и отношению длины к высоте, равному 4,5. Учитывая ориентировочный характер расчета, известную произвольность выбора критической скорости и предельного размера шлаковых частиц, величины, получаемые теоретически, можно считать соответствующими действительности.



Фиг. 73. Конфигурация шлакоуловителя для чугуновых отливок.

Частица, всплывшая в шлакоуловителе на поверхность металлического потока, действительно будет задержана в нем только при условии, что шлакоуловитель заполнен и литниковая система замкнута. При этом условии частица, попадая в область малых скоростей вблизи верхней стенки, будет резко уменьшать свою горизонтальную скорость. Если частица имеет достаточно большие размеры, то соприкоснувшись с поверхностью, она может и не остановиться, а перейти на режим «влечения» — перекатывания по неровностям стенки канала.

Однако при этом скорость движения частицы замедляется настолько, что это равносильно остановке.

Для обеспечения возможно более быстрого заполнения литниковой системы и устранения свободной поверхности металла в ее каналах, считается необходимым последовательно увеличивать площади сечения элементов от литника к стояку. Для уменьшения скорости движения металла на выходе из литников в цветном литье считают полезным делать их с плавным расширением. Расширяющиеся литниковые системы получили широкое распространение в цветном литье и находят применение при стальном.

* Соотношения площадей сечения элементов литниковых систем, рекомендуемые некоторыми авторами для различных видов литья, представлены в табл. 31.

Таблица 31

Вид литья	Площадь литника	Площадь литникового хода (шлакоуловителя)	Площадь сечения стояка	Источник
Чугун серый	1,5	1,25 (фильтровальная сетка 1,0)	1,5	Г. В. Козырев [175]
Чугун серый	1,0	0,90—1,10	0,80—1,15	В. И. Фундатор [85]
Чугун ковкий ...	1,0	1,2	1,3	В. Н. Серединский [301]
Сталь	1,0	1,0—1,2	1,0	Ю. А. Нехендзи [39]
Алюминиевые и медные сплавы, склонные к пенообразованию .	0,8—1,4	2—4	1,0	К. Н. Милицын, В. С. Ловчинов, А. М. Суворов [176]
Магниеые сплавы . .	4—6	2—3	1,0	
Сплавы на основе никеля, цинка и не вспенивающиеся сплавы на основе меди	0,8—1,4	0,8—1,5	1,0	

В литниковых системах для стальных отливок, заливаемых из стопорных ковшей, попадания шлака со струей металла не происходит. Поэтому нет надобности обеспечивать замкнутость литниковой системы. Для стальных отливок обычно рекомендуется применять равные площади сечения литника, литникового хода и стояка.

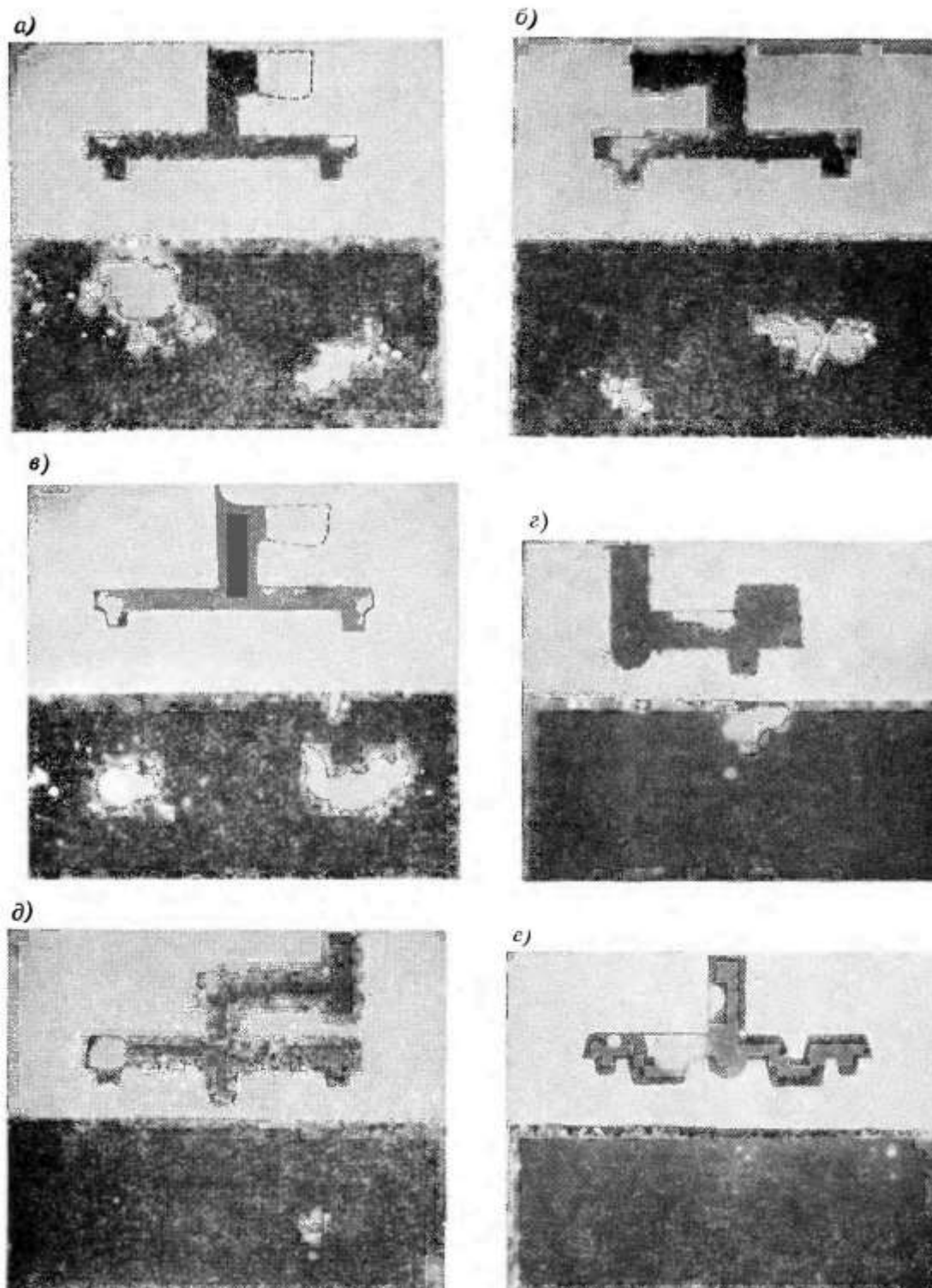
Для выяснения применяемых соотношений площадей сечений различных элементов литниковых систем для стальных отливок, были собраны и обработаны заводские данные. Выяснилось, что нет никакой связи между отношением площадей сечения литников к площади сечения литникового хода и площади сечения литникового хода к площади сечения стояка и весом стальной отливки. Оба соотношения колеблются в широких пределах от 0,2 до 2,2. Средняя величина обоих соотношений около единицы. Таким образом, обычно рекомендуемое равенство площадей сечения литников, литникового хода и стояка для стальных отливок практически, как правило, не выдерживается. Очевидно, это положение не ведет к появлению каких-либо дефектов в отливках. Исходя из соображений экономии металла для стальных отливок весом до 100 кг, следует придерживаться равенства площадей сечений элементов литниковых систем.

Для отливок большого веса можно рекомендовать делать площади сечений литникового хода и стояка несколько меньшим, чем площадь сечения литников.

Последовательное уменьшение площадей сечений элементов литниковой системы от стояка к литнику не всегда гарантирует ее замкнутость. Как показали исследования П. П. Берга [174] и Б. В. Рабиновича [155], литниковые системы, построенные по этому принципу, часто работают неудовлетворительно, так как в стояке образуется разрежение и происходит подсос газа из стенок формы. Металл вытекает из суживающихся литников с повышенной скоростью благодаря «эффекту брандспойта», что увеличивает опасность разрушения и размыва формы.

Чем меньше вес отливки, тем труднее запереть литниковую систему. Для облегчения быстреего заполнения литниковой системы с целью максимального улавливания шлаков В. И. Фундатором [85] еще в 1931 г. предложены тормозящие литниковые системы, в которых литниковый ход состоит из двух или более колен, располагающихся в различных половинках формы и направленных под углом друг к другу. С этой же целью в литниковые системы вводят фильтровальные сетки, создающие значительное торможение потока и уменьшающие скорость движения. Б. В. Рабиновичем [156] в 1950—1953 гг. разработаны дроссельные литниковые системы, при применении которых между стояком и питателем включают узкие щелевидные каналы, представляющие собой малое сечение системы. Образованные непосредственно в сырой форме взамен выполняемых обычно стержнями фильтровальных сеток, они устраняют инжекцию газов при заливке и обеспечивают спокойный вход металла в форму. Для облегчения всплывания шлаковых частиц путем использования инерционных сил дроссели могут чередоваться с шлакоуловителями увеличенного сечения. С целью облегчения отделения шлаковых частиц от металла применяются центробежные шлакоуловители. Они представляют собой цилиндрические полости, в которые металл вводится по касательной или еще лучше по дуге круга. При вращении легкие шлаковые частицы под действием центробежной силы собираются в центре шлакоуловителя и не должны попадать в литник, присоединенный сбоку. В работе В. П. Антонова [157] приводится пример использования центробежных сил для отделения шлака от металла. Сочетание литникового хода в виде дуги с углом 137° и цилиндрической бобышки, в которую металл подводился под углом, создавало вращательное движение и обуславливало вытеснение шлаковых частиц в определенную часть литниковой системы. Применение этой литниковой системы позволило уменьшить брак по шлаковым включениям с 6,5—5,5% до 1,3%.

С целью сравнения способностей различных литниковых систем задерживать неметаллические частицы и изучения их поведения при заполнении формы успешно используются радиоактивные индикаторы [185]. Специальное исследование на чугунных отливках с размерами $50 \times 950 \times 500$ мм и различными литниковыми системами дало следующие результаты. Продолжительность заполнения



Фиг. 74. Авторадиограммы, демонстрирующие влияние конструкции литниковой системы на задержание неметаллических частиц при получении чугуновых отливок: *а* — расширяющаяся система; *б* — система равного сечения; *в* — сужающаяся система; *г* — система с завихрителями; *д* — система с двухколенчатым шлакоуловителем; *е* — система с шлакоуловителем, состоящим из нескольких колен, расположенных под углом друг к другу.

форм чугуном, имеющим температуру 1280—1300°, составляла 25—30 сек. Через 5 сек. после начала заливки на поверхность металла в литниковую воронку забрасывалось 5 г сухой песчано-глинистой формовочной смеси в порошке, содержащей радиоактивный изотоп вольфрама W^{185} активностью 2,5 мКи на каждую порцию. Снятие автордиограмм дало возможность выявить степень задержки неметаллических частиц литниковыми системами различной конструкции.

Литниковые системы имели следующие характеристики:

1. Расширяющаяся система. Площади сечения стояка, литникового хода и литника соответственно равны: 5,74; 6,9; 8,0 см² или их отношения 1,0 : 1,2 : 1,4.
2. Система равного сечения. Площади сечения стояка, литникового хода и литника равны 8,0 см², их отношение 1,0 : 1,0 : 1,0.
3. Сужающаяся система. Площади сечения стояка, литникового хода и литника соответственно равны: 11,2; 9,6; 8,0 см² или их отношение 1,4 : 1,2 : 1,0.
4. Литниковая система с завихрителем.
5. Тормозящая система с двухколенчатым шлакоуловителем.
6. Тормозящая система с шлакоуловителем из нескольких колен, расположенных под углом друг к другу.

На фиг. 74 представлены фотографии автордиограмм с соответствующих отливок. Так же как в описанных выше опытах, неметаллические частицы распределены главным образом против литников и почти исключительно на верхней поверхности отливок. Из анализа автордиограмм следует, что расширяющиеся, сужающиеся и равного сечения литниковые системы дают примерно одинаковые результаты в смысле задержания неметаллических частиц. Применение завихрителя также не дало эффекта. Применение тормозящей литниковой системы, особенно при нескольких элементах, расположенных под углом друг к другу, позволило заметно уменьшить количество засоров. Автордиограммы с разрезов элементов литниковых систем, представленные на фиг. 74, показывают, что основными районами, в которых задерживаются неметаллические частицы, являются места поворота элементов, в особенности расположенные по разные стороны от плоскости разъема. Радиограммы наглядно показывают пути движения неметаллических частиц. В местах соединения шлаковика и литника металлический поток теряет скорость и вертикальная составляющая скорости движения частиц начинает преобладать. Все это облегчает всплывание неметаллических частиц.

ГЛАВА VII

ЗАТВЕРДЕВАНИЕ ОТЛИВОК

1. ТЕПЛОВЫЕ СВОЙСТВА ЛИТЕЙНЫХ МАТЕРИАЛОВ

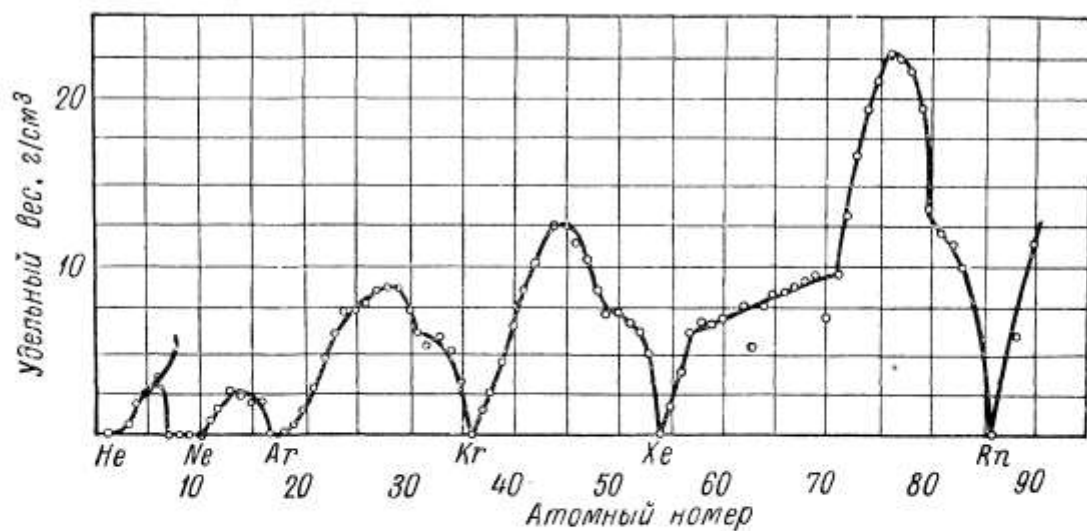
Условия затвердевания и охлаждения отливок в формах определяются в первую очередь свойствами самого литейного материала — его объемным весом, теплоемкостью, теплопроводностью и теплотой кристаллизации, во вторую очередь — свойствами материала формы и в третью очередь — условиями контакта.

На фиг. 75—78 представлены зависимости перечисленных свойств простых тел при нормальной температуре от номера в периодической системе элементов Д. И. Менделеева. На фиг. 79—81 представлены зависимости этих свойств от температуры для наиболее важных технических металлов и сплавов. Диаграммы построены по современным справочным данным.

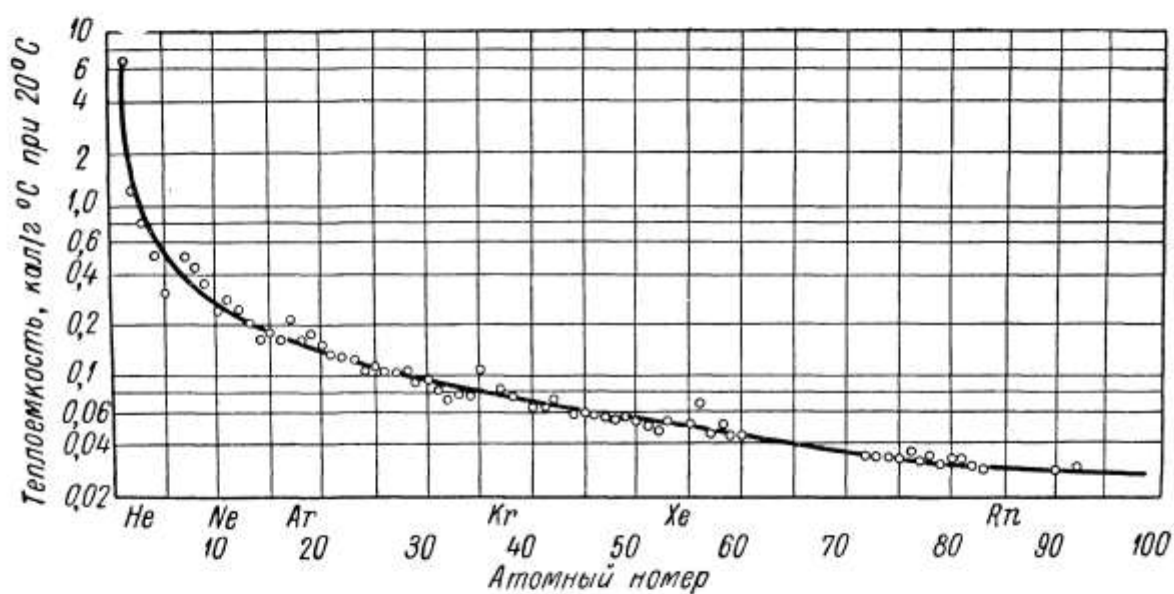
Приведенные данные позволяют производить расчеты процессов затвердевания и сравнивать между собой различные литейные материалы с точки зрения тепловых процессов, происходящих при изготовлении из них отливок.

2. ЗАТВЕРДЕВАНИЕ ПРИ ПОСТОЯННОЙ ТЕМПЕРАТУРЕ

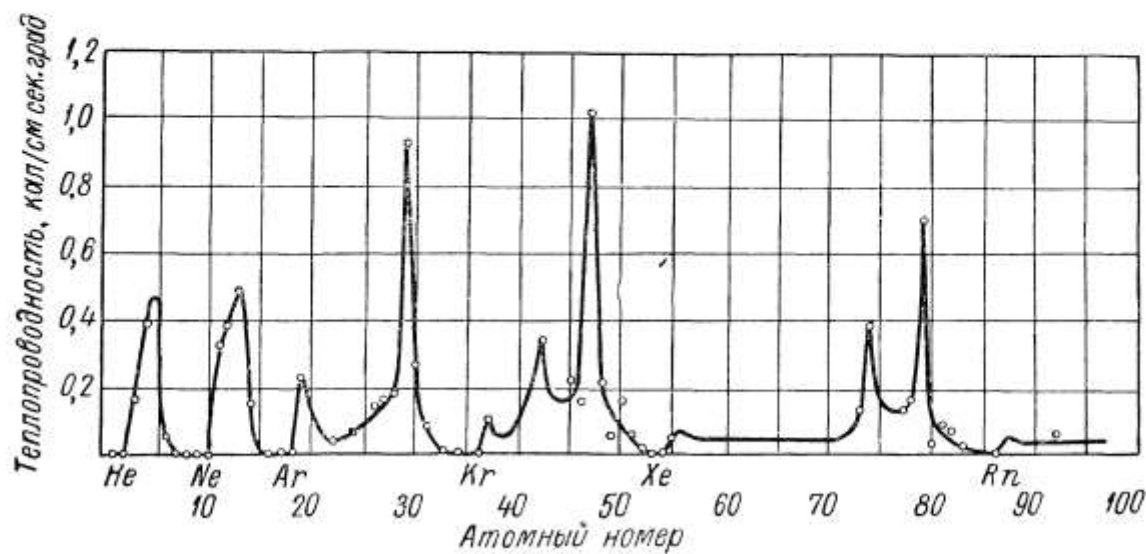
Тепловая задача об охлаждении тела с освобождением скрытой теплоты кристаллизации впервые была поставлена и решена в упрощенной форме членами Российской Академии наук Ляме и Клапейроном в статье «Мемуар о затвердевании охлаждающейся жидкой сферы» [158]. Первое полное и строгое решение задачи о затвердевании тела, ограниченного одной плоскостью, было получено австрийским математиком Д. Стефаном в 1889 г. [159] и использовано для анализа процесса образования льда в северных морях. Решение Стефана до сих пор остается единственным строгим решением в математической теории затвердевания. Постановка и решение задачи Стефана как в общей форме, так и применительно к условиям затвердевания слитков и отливок неоднократно обсуждалось в научной литературе.



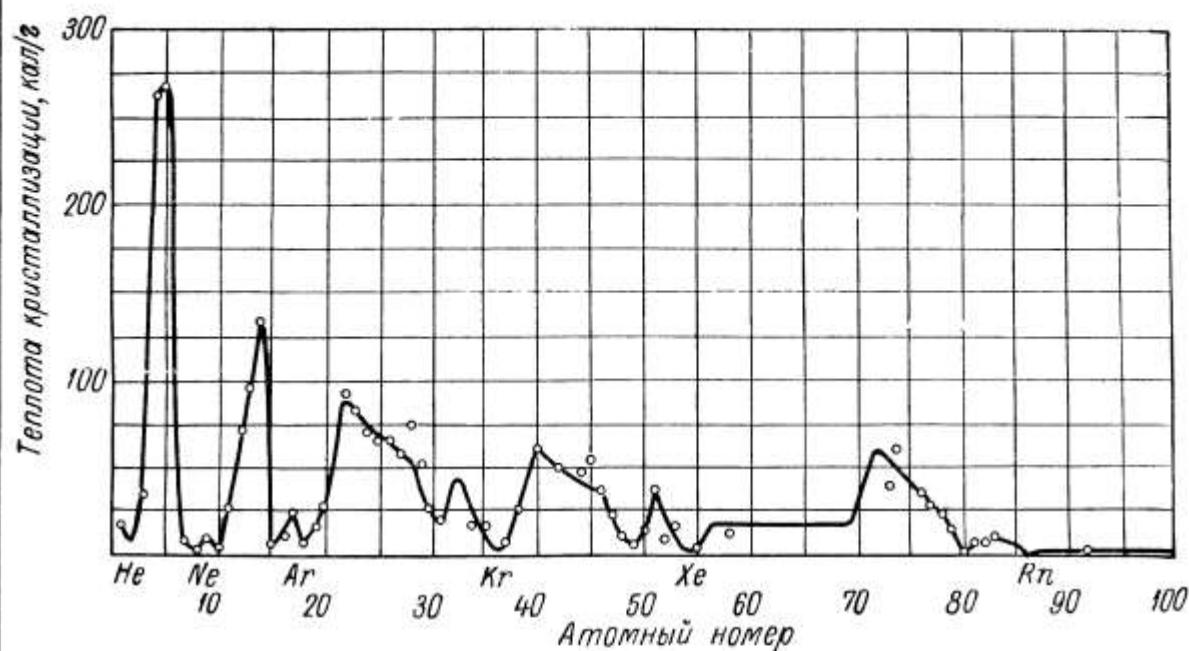
Фиг. 75. Зависимость объемного веса простых тел от атомного номера.



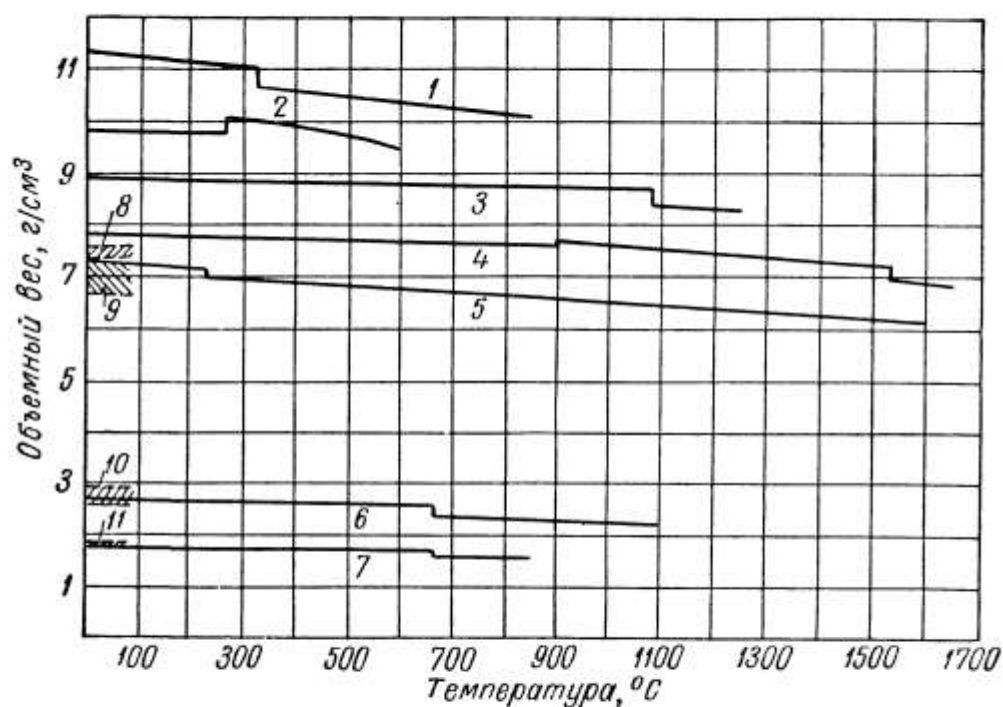
Фиг. 76. Зависимость теплоемкости простых тел от атомного номера.



Фиг. 77. Зависимость теплопроводности простых тел от атомного номера.



Фиг. 78. Зависимость теплоты кристаллизации простых тел от атомного номера.

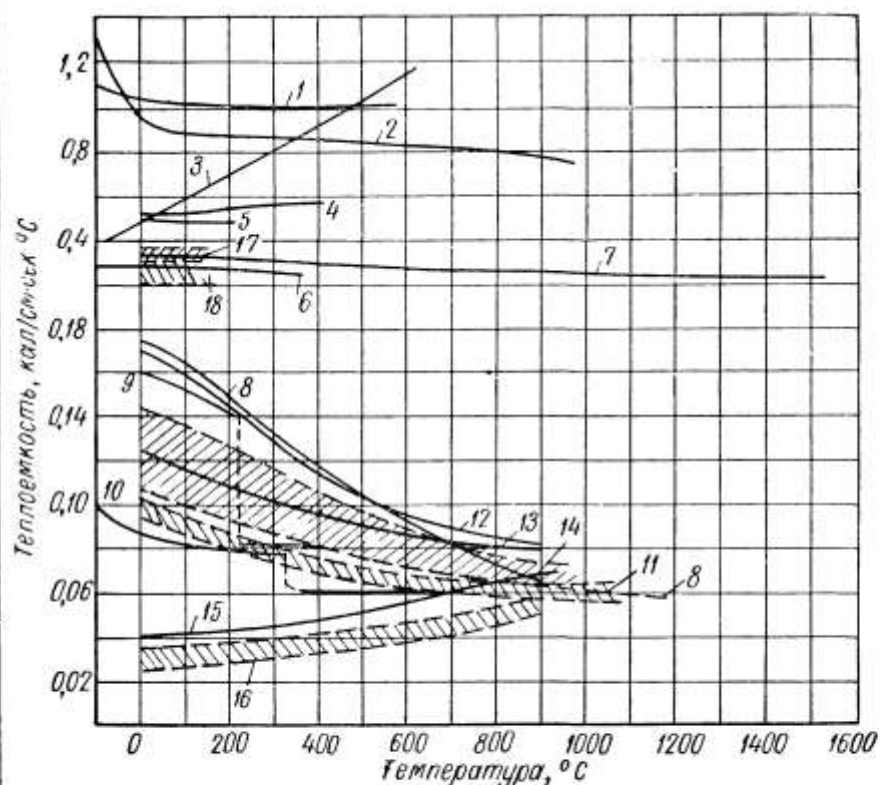
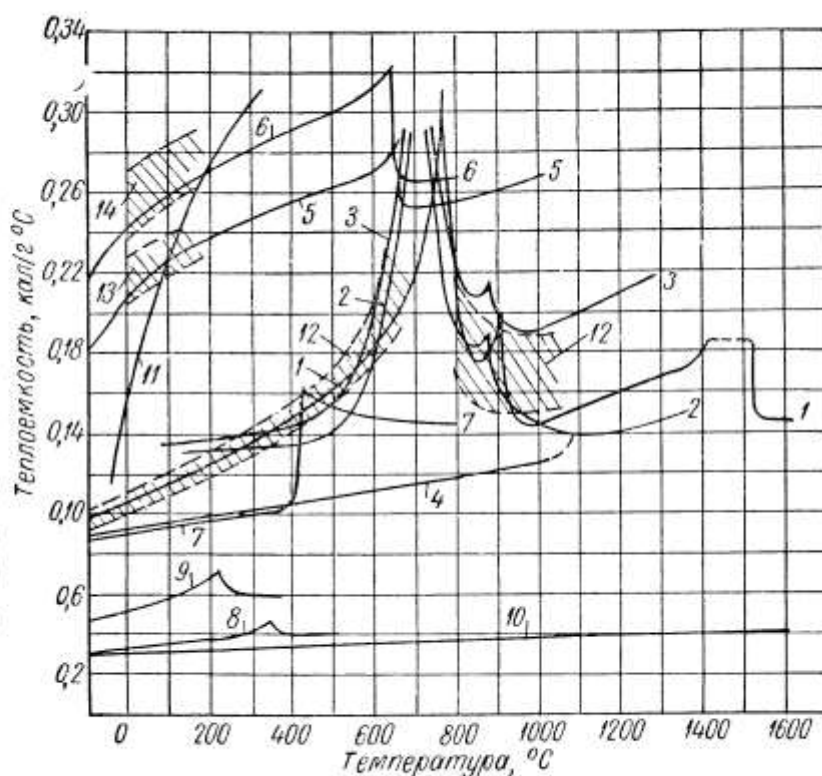


Фиг. 79. Зависимость объемного веса некоторых металлов и сплавов от температуры:

1 — свинец; 2 — висмут; 3 — медь; 4 — железо; 5 — олово; 6 — алюминий; 7 — магний; 8 — белый чугун; 9 — серый чугун; 10 — алюминиевые сплавы; 11 — магниевые сплавы.

Фиг. 80. Зависимость истинной теплоемкости некоторых металлов и сплавов от температуры:

1 — железо; 2 — серый чугун 3,7% C; 1,5% Si, 0,63% Mn; 3 — белый чугун 2,8% C, 1,48% Si, 0,73% Mn; 4 — медь; 5 — алюминий; 6 — магний; 7 — цинк; 8 — свинец; 9 — олово; 10 — вольфрам; 11 — графит; 12 — стали с содержанием углерода от 0,1 до 1,0%; 13 — алюминиевые сплавы; 14 — магниевые сплавы.



Фиг. 81. Зависимость теплопроводности некоторых металлов и сплавов от температуры:

1 — серебро; 2 — медь; 3 — вольфрам; 4 — алюминий; 5 — магний; 6 — цинк; 7 — молибден; 8 — железо; 9 — олово; 10 — свинец; 11 — чугун с глобулярным графитом (2,5—3,5% C); 12 — чугун с пластинчатым графитом (3,5% C, 2,3% Si, 0,67% Mn); 13 — чугун пластинчатым графитом (2,5% C, 2,3% Si, 0,59% Mn); 14 — сталь (0,1—0,8% C); 15 — быстрорежущая сталь; 16 — малотеплопроводные теплоустойчивые стали; 17 — алюминиевые сплавы; 18 — магниевые сплавы.

Основными результатами решения Стефана являются выражения

$$T_m = T_0 - T \left[1 - \frac{G \left(\frac{y}{\sqrt{4a_m \tau}} \right)}{G \left(\frac{K}{\sqrt{4a_m}} \right)} \right], \quad (105)$$

$$T_{ж} = T_0 + t \left[1 - \frac{1 - G \left(\frac{y}{\sqrt{4a_{ж} \tau}} \right)}{1 - G \left(\frac{K}{\sqrt{4a_{ж}}} \right)} \right], \quad (106)$$

$$x = K \sqrt{\tau}, \quad (107)$$

$$\frac{\gamma_{ж} L \sqrt{\pi}}{2} K = b_m T \frac{e^{-\frac{K^2}{4a_m}}}{G \left(\frac{K}{\sqrt{4a_m}} \right)} - b_{ж} t \frac{e^{-\frac{K^2}{4a_{ж}}}}{1 - G \left(\frac{K}{\sqrt{4a_{ж}}} \right)}, \quad (108)$$

где T_m и $T_{ж}$ — температуры в твердой и жидкой области на расстоянии y от поверхности тела;

T_0 — температура кристаллизации;

$t = T_{нач} - T_0$ — перегрев — разность между начальной температурой тела $T_{нач}$ и температурой кристаллизации T_0 ;

$T = T_0 - T_{нов}$ — перепад температур в твердой области — разность между температурой кристаллизации T_0 и температурой

поверхности $T_{нов}$;
 $b_m = \sqrt{\lambda_m c_m \gamma_m}$; λ_m, c_m, γ_m ; $a_m = \frac{\lambda_m}{c_m \gamma_m}$ — теплоаккумуляция
 теплоемкость, объемный вес и температуропроводность
 металла, соответственно, в твердом состоянии;

$b_{ж} = \sqrt{\lambda_{ж} c_{ж} \gamma_{ж}}$; $\lambda_{ж}, c_{ж}, \gamma_{ж}$; $a_{ж} = \frac{\lambda_{ж}}{c_{ж} \gamma_{ж}}$ — то же в жидком состоянии;

L — теплота кристаллизации;

x — расстояние изотермы кристаллизации от поверхности тела — толщина твердой области;

K — коэффициент затвердевания, находимый графически из уравнения (108).

Равенство (108) предназначается для нахождения величины коэффициента затвердевания K . Обычно это делается графически.

Выражение (107) получило впоследствии название закона квадратного корня и было использовано для обработки многочисленных экспериментальных данных.

Л. И. Рубинштейн [160] расширил математический анализ задачи Стефана для переменных начальных и граничных условий.

Л. С. Лейбензон в 1931 г. [161] был предложен приближенный метод решения задач о затвердевании, заключающийся в том, что законами распределения температур в твердой и жидкой областях задаются заранее, подбирая их так, чтобы они удовлетворяли начальным и граничным условиям. Подставляя выражения этих законов в уравнение теплового баланса на границе твердой и жидкой областей, решают его относительно толщины твердой области. Принимая эти законы линейными и задаваясь различными условиями охлаждения поверхности, Л. С. Лейбензон с сотрудниками [162, 163] получили выражения для расчета продолжительности затвердевания трех основных тел — стенки, цилиндра и сферы.

Закон квадратного корня, полученный для полупространства, строго говоря, не может быть применим для расчета полной продолжительности затвердевания тел с криволинейной поверхностью — цилиндра и сферы. С целью учета конфигурации тела Н. И. Хворинов [164] ввел в теорию затвердевания понятие о приведенной толщине. Он предложил пользоваться в расчетах не абсолютными размерами тел, а отношениями их объема к поверхности. При таком подходе вопрос о расчете продолжительности затвердевания тел конечных размеров, в том числе сложной формы, решался хотя и приближенно, но очень просто [428].

Конечные результаты расчетов продолжительности затвердевания простейших тел — стенки, цилиндра и сферы по Лейбензону и при помощи приведенных толщин дают совпадающие результаты. Соотношение продолжительности затвердевания стенки, цилиндра и сферы равных толщин и радиусов при этом составляют $1 : 0,25 : 0,11$.

Первый расчет температурного поля в затвердевающей слитке был произведен японцем С. Саито [165]. В его расчете теплота кристаллизации оценивалась как дополнительный фиктивный перегрев выше температуры кристаллизации. Англичанин М. Х. Ляйфут [166] систематически применял решение задачи Стефана к анализу условий затвердевания слитка. Американец А. Л. Фейлд [167] путем логических рассуждений пришел к закону квадратного корня и впервые придал ему форму удобной рабочей формулы. Немец С. Шварц [168], опираясь на решение задачи Стефана, рассмотрел процессы, происходящие в зазоре между слитком и изложницей, и сделал наиболее строгую попытку решить задачу о затвердевании цилиндра.

Первое исследование теплового режима отливки в песчаной форме было проведено советскими исследователями П. П. Бергом и О. В. Колачевой [218].

Дальнейшее развитие теории затвердевания отливок и слитков получила в работах В. М. Тагеева и Б. Б. Гуляева [169], Г. П. Иванцова [170], А. И. Вейника и А. А. Гухмана [171], А. И. Вейника [44], Н. И. Хворинова [172], Н. Г. Гиршовича и Ю. А. Нехендзи [173], П. П. Берга [341] и многих других советских и зарубежных исследователей.

В результате проведенных исследований первоначальные общие рассуждения об одновременном или направленном затвердевании отливок заменяются систематической теорией затвердевания.

В некоторых работах утверждается, что выражение (107) является эмпирической формулой, а величина K — «коэффициентом незнания». Однако это не так. Во-первых, выражение (107) получено на основе строгого математического решения, вошедшего как образец в серьезные курсы математической физики. Во-вторых, анализ условий затвердевания отливок, выполненный средствами теории подобия, приводит к той же самой зависимости. В-третьих, к настоящему времени проведено большое количество экспериментальных исследований, которые подтверждают справедливость равенства (107) в широком диапазоне разнообразных условий и дают для них конкретные величины коэффициента затвердевания. Закон квадратного корня (107) неприемлем для расчета процесса затвердевания осевой части отливок, форма которых отличается от плоских стенок, и для расчета процессов затвердевания отливок из сплавов, кристаллизующихся в широком интервале температур. Однако строгих решений для расчета затвердевания для указанных условий до сих пор не предложено. Поэтому представляется вполне целесообразным использование равенства (107) для практических расчетов.

В настоящее время математическая теория затвердевания перерастает в обширный самостоятельный раздел теории теплопередачи. Ее детальное рассмотрение в объеме настоящей книги не представляется возможным.

Элементарный анализ показывает, что уравнение для определения коэффициента затвердевания можно представить в виде зависимости между безразмерными величинами

$$f\left(\frac{T}{T_0}; \frac{t}{T_0}; \frac{a\tau}{R^2}; \frac{cT_0}{L}; \frac{x}{R}\right) = 0, \quad (109)$$

где R — определяющий размер тела.

Нет оснований сомневаться, что равенство в такой общей форме применимо не только для полупространства, но и для тел конечных размеров при условии их геометрического подобия. При постоянном материале отливок и форм и при пренебрежении за малостью теплотой перегрева это равенство можно использовать в виде выражения

$$\varphi\left(\frac{x}{R}; \frac{\tau}{R^2}\right) = 0. \quad (110)$$

Здесь критерий Фурье $\frac{a\tau}{R^2}$ заменен симплексом $\frac{\tau}{R^2}$, так как величина температуропроводности для одинаковых литейных материалов может быть введена в масштаб соответствующих диаграмм. Для распределения температур можно написать

$$\psi_1\left(\frac{T_m}{T_0}; \frac{\tau}{R^2}\right) = 0; \quad (111)$$

$$\psi_2\left(\frac{T_{жс}}{T_0}; \frac{\tau}{R^2}\right) = 0; \quad (112)$$

Следует иметь в виду, что описание тепловых процессов равенствами (110) — (112) является первым приближением. При более строгом анализе необходимо было бы учитывать критерий Био и другие соотношения.

Обработка экспериментальных данных по затвердеванию отливок из различных материалов в формах из различных материалов, произведенная Б. Б. Гуляевым [89] и Н. И. Хвориновым [172], показала плодотворность применения безразмерных координат вида $\frac{x}{R}$, $\frac{\tau}{R^2}$.

Для экспериментального исследования процессов затвердевания отливок применяется значительное количество методов, число которых с течением времени увеличивается. Существующие методы могут быть классифицированы следующим образом.

Прямые методы. К ним относятся:

1) термический анализ при помощи термопар, установленных в различных точках отливки. В широком масштабе этот метод впервые был использован школой Н. Т. Гудцова [189];

2) выливание жидкого остатка, замер остающегося слоя, закалка выливаемого жидкого металла и изучение его структуры. Метод впервые был использован А. С. Лавровым в 1866 г. [28].

Косвенные методы. Косвенные методы включают в себя:

1) моделирование тепловой картины затвердевания на основе гидравлической или электрической аналогии;

2) измерение температур в стенках формы, составление теплового баланса и установление на его основе закономерностей процесса затвердевания отливки;

3) исследование процессов возникновения и роста кристаллов легкоплавких жидкостей с целью перенесения полученных закономерностей на процессы затвердевания металлических отливок;

4) изучение строения затвердевших и охладившихся отливок различными методами с целью восстановления картины их затвердевания.

Вспомогательные методы. К вспомогательным методам относятся:

1) введение примесей, быстро распределяющихся в жидком металле, фиксирующих границы твердой фазы и обнаруживаемых при исследовании разрезов затвердевшей отливки. В качестве таких примесей наиболее удобны радиоактивные изотопы, но могут применяться сера или иные индикаторы;

2) встряхивание отливки в определенные промежутки времени, позволяющее зафиксировать границу твердой фазы по смещению элементов структуры на шлифах;

3) ощупывание затвердевшего слоя и измерение его толщины при помощи измерительных приспособлений, вводимых в отливки через жидкую часть;

4) просвечивание затвердевающей отливки проникающими излучениями на пленку или экран.

Естественно, что полное представление о процессе затвердевания можно получить только при использовании нескольких методов.

Наилучшие результаты дает сочетание прямых методов — термического анализа и выливания жидкого остатка — с изучением структуры отливок.

Постоянную температуру кристаллизации имеют чистые металлы, химические соединения и эвтектические сплавы. Многие технические сплавы (например, среднеуглеродистая сталь), кристаллизующиеся в узком интервале температур, могут приближенно рассматриваться как материалы, имеющие постоянную температуру кристаллизации. При анализе температурной кривой охлаждения чистого металла (фиг. 82 [190]) обычно считают, что ее первый перегиб соответствует началу, а второй — концу затвердевания отливки в целом. Однако это неправильно.



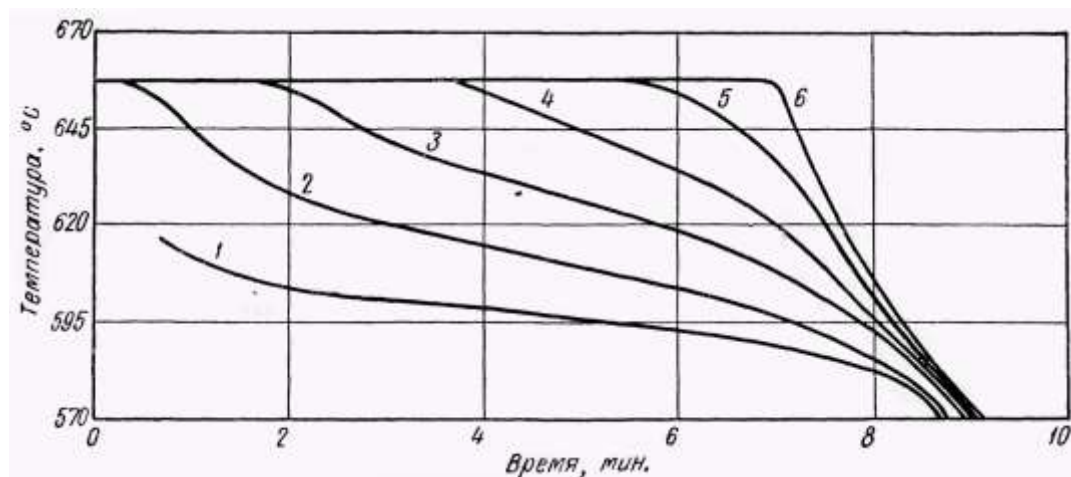
С целью изучения процесса затвердевания были произведены детальные измерения температур в цилиндрических отливках диаметром 250 и 105 мм, а также опыты по выливаю жидкого остатка и введению радиоактивных индикаторов. Отливки изготовлялись в геометрически подобных друг другу чугунных изложницах [191 — 194]. При заливке металла в большую изложницу его перегрев составлял 6—7% от температуры кристаллизации, а при заливке в малую изложницу — 4—5%. Величина перегрева металла

выбиралась таким образом, чтобы к середине процесса заливки он в большей части снимался. Отливка слитков в металлические изложницы была выбрана в связи с тем, что в этих условиях получают значительные температурные градиенты и закономерности процесса затвердевания выявляются более четко, чем в случае заливки в песчаные формы.

Измерение температур производилось в отливках как большого, так и малого размера. Термопары располагались на среднем уровне по высоте отливки по радиусу. В отливке диаметром 250 мм было установлено 6 термопар, а в отливке диаметром 105 мм — 3 термопары. Показания термопар записывались автоматически шеститочечным электронным потенциометром ЭПП-09 с интервалом между отсчетами 5 и 3 сек. Точность измерений температур может быть оценена в 2—3°C.

Для проведения опытов с выливанием жидкого остатка изложница диаметром 105 мм устанавливалась на платформе, позволяющей опрокинуть отливку в нужный момент и вылить жидкий остаток.

Условия приготовления металла и заливки сохранились такими же, как и при опытах с измерением температур. При изучении затвердевания чистого металла отливки изготавливались из алюминия марки АЛ100. На фиг. 83 представлены температурные кривые, полученные при затвердевании отливки диаметром 250 мм. Кривые не фиксируют ни переохлаждения, ни перегрева, так как металл в данных условиях достиг уровня термпар при температуре, близкой к точке кристаллизации. Все термопары (кроме самой крайней) записывают температурные кривые с одной площадкой, соответствующей тем-



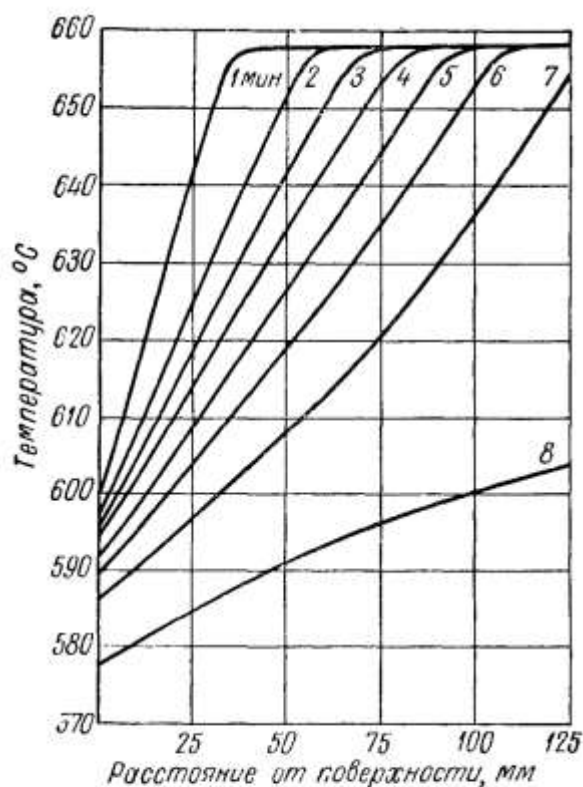
Фиг. 83. Температурные кривые для затвердевания цилиндрической отливки из алюминия марки АЛ100 в чугунной форме:

1 — 5 мм от поверхности отливки; 2 — 25 мм; от поверхности отливки; 3 — 50 мм от поверхности отливки; 4 — 75 мм от поверхности отливки; 5 — 100 мм от поверхности отливки; 6 — 125 мм от поверхности отливки (центр).

пературе затвердевания. После снятия перегрева во всей жидкой области отливки устанавливается одинаковая температура; температурный градиент во всех ее точках, кроме границы раздела с твердой областью, равен нулю. Рост твердых кристаллов при отсутствии температурного градиента в жидкой области невозможен, так как при этом не может быть отведена теплота кристаллизации [195]. Рост кристаллов возможен только на границе раздела жидкой и твердой области, где существует температурный градиент и происходит отвод тепла к поверхности отливки. Каждая температурная кривая фиксирует перегиб от площадки к нисходящей ветви, соответствующей охлаждению твердого металла в тот момент, когда граница раздела твердой и жидкой области достигнет данной термопары. Величина температурной остановки от момента заполнения металлом уровня формы, на котором установлена термопара, до момента появления (второго) перегиба на температурной кривой соответствует времени, в течение которого граница раздела твердой и жидкой области переместится от поверхности отливки до горячего

спая данной термопары. Порядок появления перегибов на термопарах, установленных на разных расстояниях от поверхности отливки, показывает, что затвердевание происходит строго последовательно.

Таким образом, в отличие от схемы фиг. 82, первый перегиб температурной кривой охлаждения чистого металла соответствует моменту снятия перегрева, а не началу кристаллизации. При заливке без перегрева (как на фиг. 83) он может вообще отсутствовать. При заливке при



Фиг. 84. Температурное поле в отливке из алюминия (построено по температурным кривым фиг. 83).

1 — 8 время в минутах.

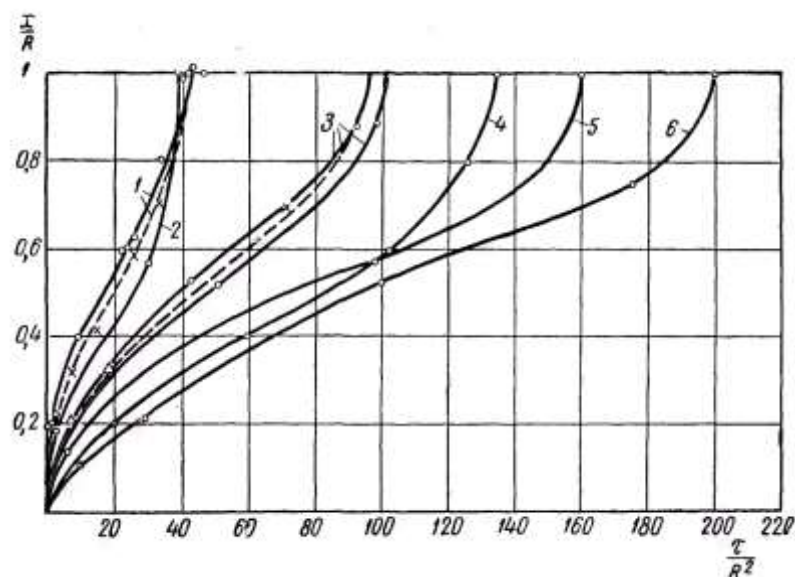
очень большом перегреве он может сливаться со вторым перегибом (см. ниже). Второй перегиб температурной кривой охлаждения чистого металла соответствует моменту затвердевания элементарного объема, окружающего горячий спай термопары, при его достижении границей раздела между жидкой и твердой областью, а не концу кристаллизации отливки в целом. Второй перегиб совпадет с концом кристаллизации отливки только в том случае, когда термопара установлена строго в тепловом центре отливки. Вообще любая температурная кривая фиксирует процессы, происходящие исключительно в элементарном объеме, окружающем горячий спай термопары, и она не может быть распространена на всю отливку в целом. Для уяснения последовательности процесса затвердевания отливки необходима установка серии термопар и совместный анализ температурных кривых,

полученных с их помощью. На фиг. 84 представлено температурное поле алюминиевой отливки, построенное по температурным кривым фиг. 83, в координатах расстояние — температура для разных моментов времени. Температурное поле наглядно демонстрирует картину процесса затвердевания. Температура поверхности отливки падает сначала быстро, затем более медленно. Распределение температур в твердой области близко к линейному. На основании температурных кривых может быть построена кривая затвердевания в координатах время (τ) — толщина твердого слоя (x) или в безразмерных координатах: критерий гомохронности $\frac{\tau}{R^2}$ (время, деленное на квадрат

радиуса отливки) — относительная толщина твердого слоя $\left(\frac{x}{R}\right)$.

При использовании безразмерных координат можно сравнивать результаты опытов, проведенных на отливках различных размеров при условии постоянства материалов отливки и формы и геометрического подобия отливок.

На фиг. 85 представлены кривые затвердевания отливок из чистых металлов — алюминия, меди, сурьмы, технического железа и эвтек-



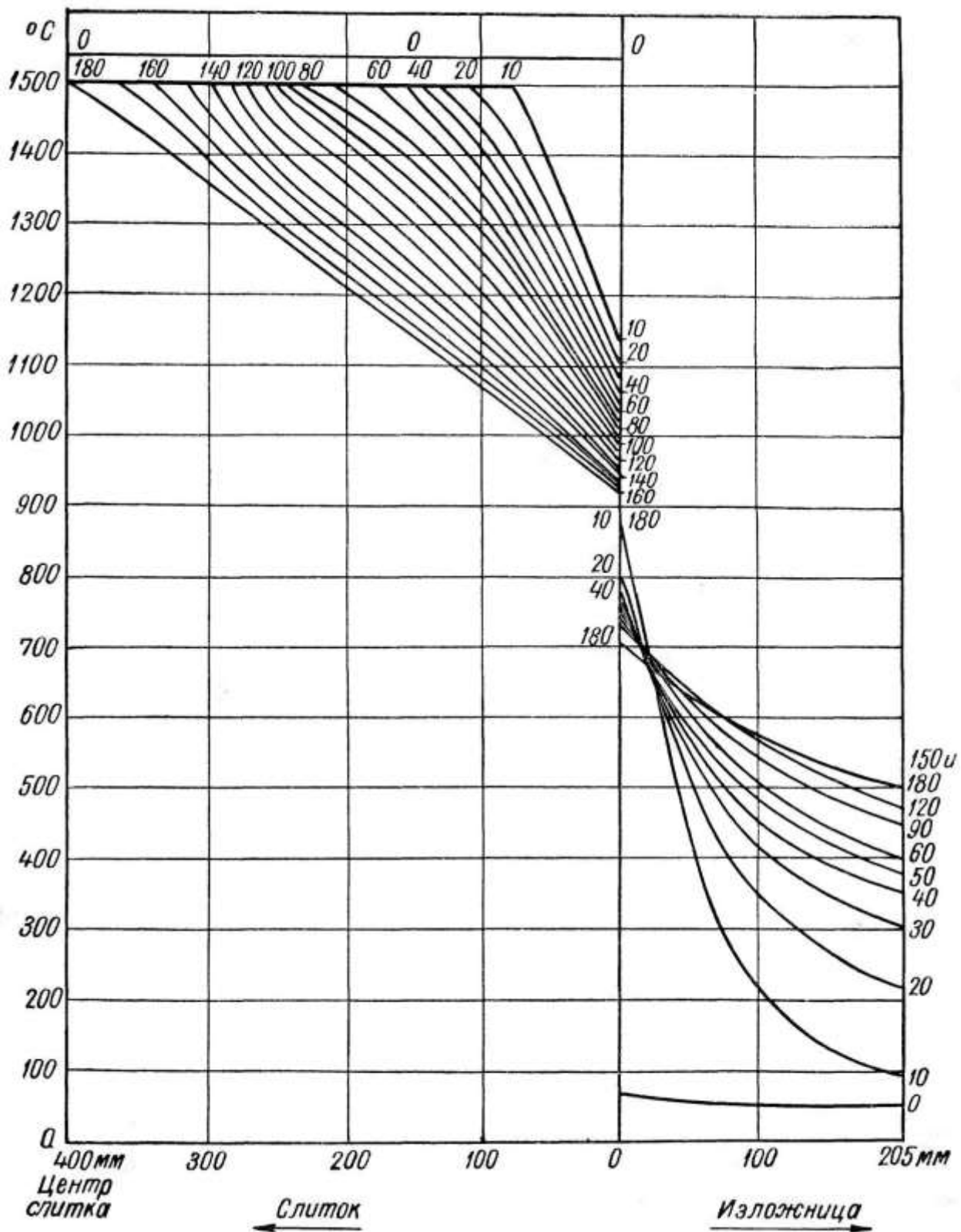
Фиг. 85. Кривые затвердевания отливок из металлов и сплавов, кристаллизующихся при постоянных температурах:

1 — алюминий; 2 — медь; 3 — техническое железо ($\text{Fe} + 0,04\% \text{C}$); 4 — эвтектический сплав алюминия и кремния ($\text{Al} + 11,7\% \text{Si}$); 5 — сурьма; 6 — эвтектический сплав железа и углерода ($\text{Fe} + 4,3\% \text{C}$). Пунктиром показаны кривые перемещения границы выливаемости

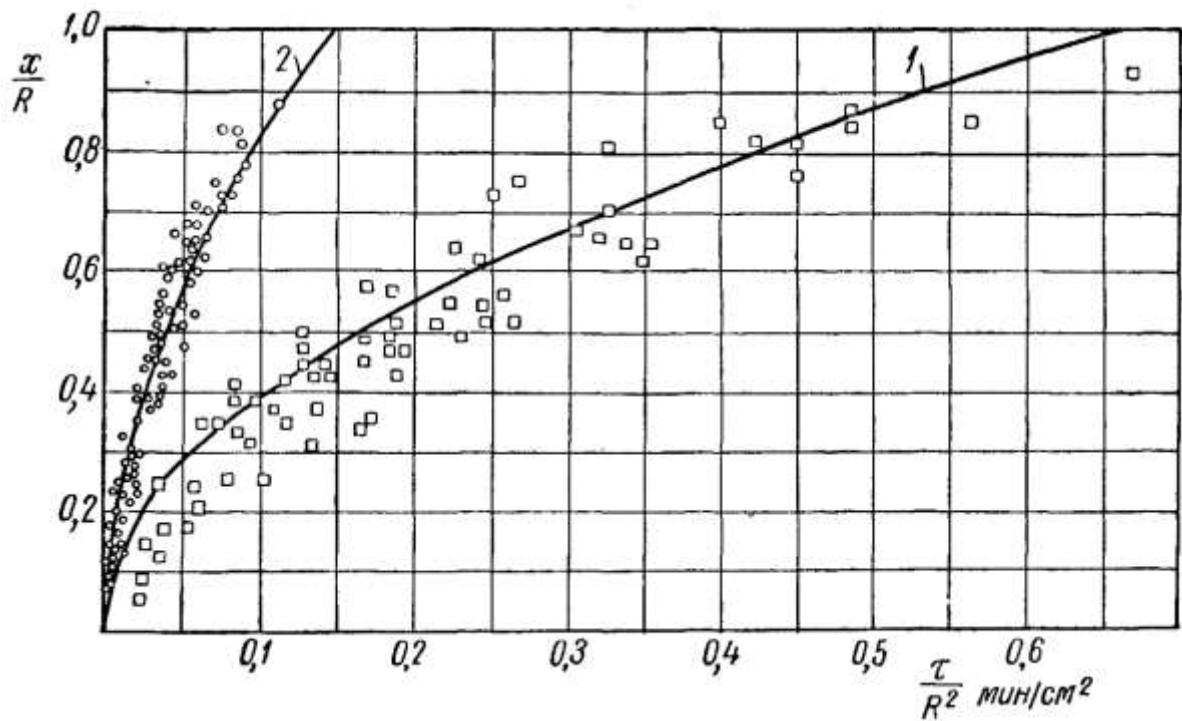
○ — измерение температуры; × — выливание; Δ — введение индикатора.

тических сплавов — алюминий +11,7% кремния и железо +4,3% углерода. Кривые построены на основании результатов опытов, проведенных методами измерения температур, выливания жидкого остатка и введения радиоактивных индикаторов. Все кривые для металлов и сплавов, затвердевающих при постоянной температуре, имеют аналогичный характер. На первых $\frac{2}{3}$ радиуса отливок затвердевание подчиняется закону квадратного корня, в осевой части имеет место ускорение затвердевания, обусловленное цилиндрической формой отливок.

На фиг. 86 представлено температурное поле для слитка весом 7 т из стали 30ХНЗМ, затвердевающего в чугуновой изложнице [169]. На фиг. 87 представлены кривые затвердевания отливок из среднеуглеродистой стали в металлических и песчаных формах,

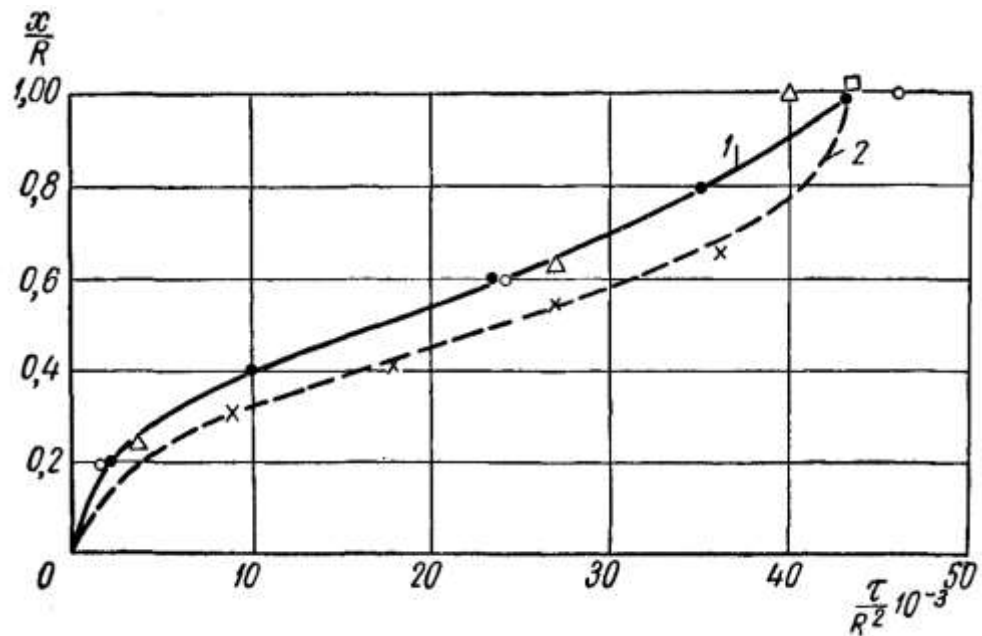


Фиг. 86. Температурное поле в слитке весом 7 т из стали 30ХНЗМ и изложнице.
Цифры около кривых обозначают время в минутах.



Фиг. 87. Кривые затвердевания отливок из среднеуглеродистой стали в песчаных (1) и металлических (2) формах.

Кривые соответствуют закону квадратного корня при $k = 1,3 \text{ см/мин}^{1/2}$ (1);
 $k = 2,6 \text{ см/мин}^{1/2}$ (2).



Фиг. 88. Кривые затвердевания цилиндрических отливок из алюминия АЛ100:

1 — измерение температур; 2 — выливание жидкого остатка.

● — слиток 70 кг; Δ , $\square$, $\circ$ — слиток 6 кг; $\times$ — слиток 6 кг.

построенные по опытным данным, полученным главным образом методом выливания жидкого остатка. Во всех приведенных случаях процесс затвердевания находится в близком соответствии с законом квадратного корня.

Граница между твердой и жидкой областью в затвердевающей отливке даже из чистого металла не является правильной геометрической поверхностью. Затвердевание металла происходит в форме роста кристаллов. Кристаллы, как правило, растут неравномерно.

На фиг. 88 сопоставлены кривые затвердевания отливок из чистого алюминия, полученные методом измерения температур и методом выливания жидкого остатка. Граница выливаемости располагается по ходу затвердевания заметно глубже, чем граница затвердевания, выявляемая методом измерения температур. На внутренней поверхности отливок после удаления жидкого остатка можно наблюдать выступающие оси дендритов; очевидно, что часть из них могла быть увлечена жидким металлом при выливании. Размер наибольших выступов соизмерим с расстоянием между границами, полученными методами выливания жидкого остатка и измерения температур. По мере увеличения толщины твердой корки с течением времени величина выступов увеличивается.

Эти опыты показывают, что при затвердевании чистых металлов неравномерность роста кристаллов вызывает образование области затвердевания, в которой сосуществует твердая и жидкая фаза. Для условий затвердевания чистого алюминия в металлической форме максимальная ширина области затвердевания составила 2—3% радиуса отливки.

3. ЗАТВЕРДЕВАНИЕ В ИНТЕРВАЛЕ ТЕМПЕРАТУР

Принципиально все технические литейные материалы кристаллизуются в интервале температур. Исследования, учитывающие интервал кристаллизации, немногочисленны, все они проводились на отдельных сплавах, имеющих значительный интервал кристаллизации. Р. Радл [196] исследовал некоторые сплавы алюминия и меди. Л. И. Сокольская [197] и А. А. Лебедев и Л. И. Сокольская [198] исследовали затвердевание нескольких сплавов на основе алюминия. А. А. Бочвар и И. И. Новиков [199] предложили делить интервал кристаллизации сплава на две части: жидко-твердую и твердо-жидкую. Границей между этими двумя частями определяется начало линейной усадки; она должна совпадать с границей выливаемости. Опыты А. А. Бочвара и В. В. Кузина [200] показали, что в случае сплавов, кристаллизующихся в широком интервале температур, при выливании жидкого остатка вместе с жидкостью удаляется некоторая часть твердых кристаллов, а в твердом металле остается значительный объем жидкой фазы.

Вопрос о расчете затвердевания в интервале температур находится в начальной стадии изучения. Г. П. Иванцов [201], опираясь

на решение Стефана, сформулировал условия задачи о затвердевании в интервале температур полупространства, А. А. Рыжиков [43] показал, что для решения этой задачи необходимо располагать зависимостью между температурой и освобождением теплоты кристаллизации внутри интервала кристаллизации.

С целью изучения процессов затвердевания в интервале температур были произведены опыты [191—194] на отливках диаметром 250 и 105 мм из сплавов следующих типов:

- сплавы, дающие ряд твердых растворов Al — Zn; Cu — Zn;
- сплавы с эвтектическим превращением Al — Si; Al—Cu; Sb — Zn; Al — Ni;
- сплавы с перитектическим превращением Zn — Cu; Al — Ni;
- сложные сплавы Fe — C.

Исходными материалами для приготовления сплавов служили, по возможности, чистые металлы. В каждой системе цветных сплавов исследовалось от трех до шести составов, а в системе железо—углерод — тринадцать составов.

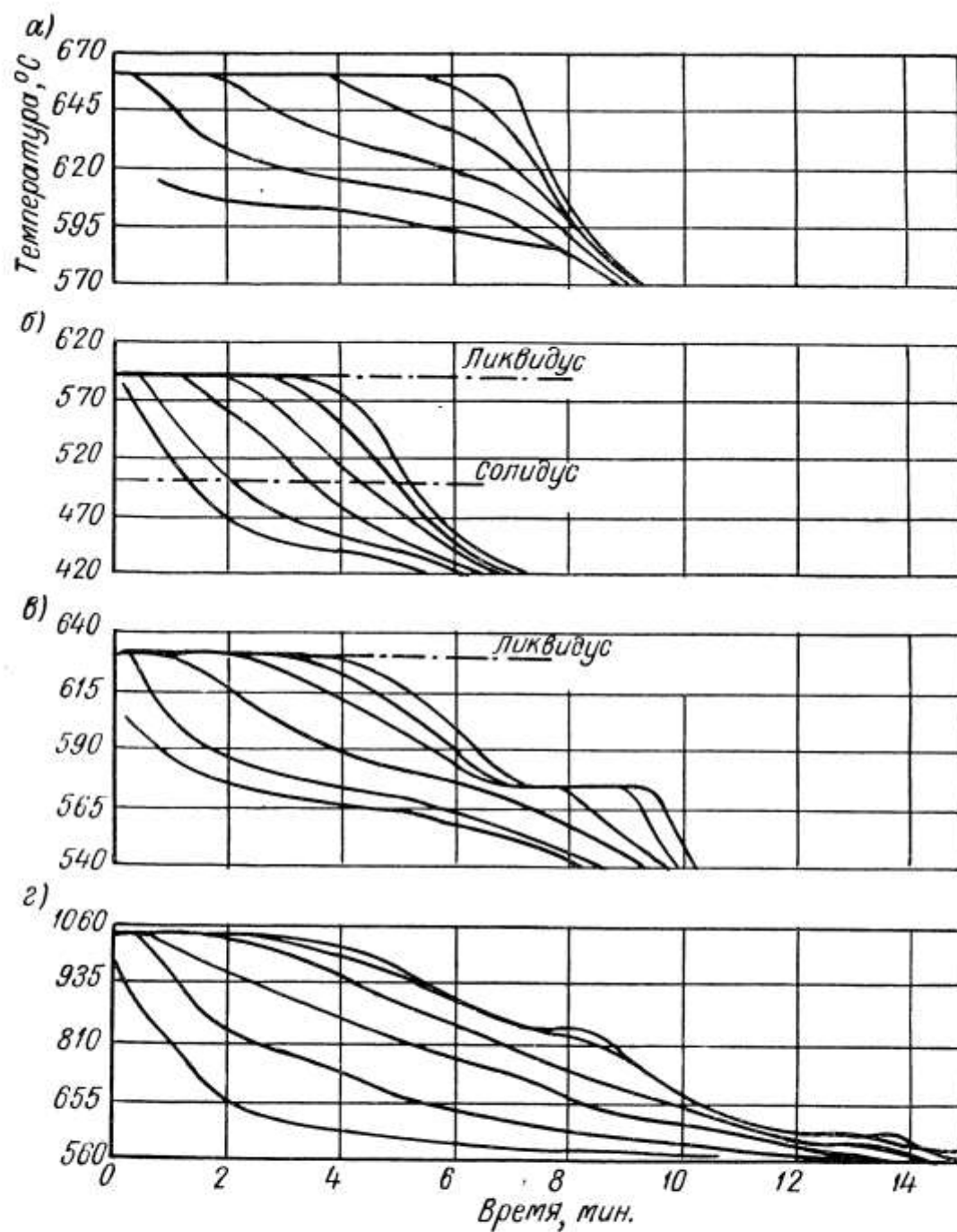
Методика измерения температур и выливания жидкого остатка при исследовании затвердевания цветных сплавов была такая же, как описано в предыдущем разделе. При измерении температур в отливках из железо-углеродистых сплавов использовались платина-платинородиевые термопары, которые кроме двухканальных фарфоровых трубок были защищены специальными огнеупорными трубками из технического глинозема. Для смягчения термического удара и предотвращения возможности растрескивания трубки покрывались специальной огнеупорной пастой.

Спай термопар вставлялся в кварцевый наконечник с внутренним диаметром 3 мм, выступавшим из огнеупорной трубки примерно на 10—15 мм. При исследовании сплавов с температурой ликвидус более 1300° кварцевый наконечник также покрывался огнеупорной пастой во избежание возможного разрушения.

Исследование процесса затвердевания при помощи радиоактивных индикаторов проводилось как на цветных, так и на железоуглеродистых сплавах. В качестве радиоактивных индикаторов применялись изотопы W^{185} , Ag^{110} , Ca^{45} , Co^{60} , Zn^{65} , Zr^{94} .

В опытах использовались различные методы введения индикаторов. Наиболее удачным оказалось введение индикатора в жидком виде вместе с небольшим количеством сплава того же состава, что и исследуемый. Небольшая порция этого «зараженного» изотопом сплава готовилась отдельно. Сопоставление метода введения радиоактивных индикаторов с методом выливания показало, что чаще всего они выявляют одну и ту же картину. Радиоактивный индикатор распространяется как в жидкой области, так и в области затвердевания, но его перемещения за границу выливаемое™ не наблюдалось, за исключением сплавов, кристаллизующихся в очень большом интервале температур.

На фиг. 89 сопоставлены типичные температурные кривые для цветных сплавов, относящихся к различным типам диаграмм состояния. При затвердевании чистого металла (фиг. 89, а, алюминий),



Фиг. 89. Типичные температурные кривые для затвердевания отливок из сплавов, относящихся к различным видам диаграмм состояния:
 а — чистый металл Al100; б — твердый раствор Al + 42,4% Zn;
 в — сплав с эвтектическим превращением Al + 3,8% Si; г — сплав с перитектическим превращением Al + 38,0% Ni.

как уже отмечалось, фиксируется одна площадка, соответствующая температуре затвердевания. В случае сплавов типа твердого раствора (фиг. 89, б, алюминий + 42,4% цинка) на температурных кривых также фиксируется одна площадка, соответствующая температуре ликвидус. При затвердевании твердого раствора могут существовать три точки перегиба: снятие перегрева, начало выпадения кристаллов и конец кристаллизации. О продвижении границы начала выделения первичных кристаллов твердой фазы, — точка ликвидус, — так же как и для чистого металла, здесь можно судить по перегибам на температурных кривых. Перегиб, соответствующий точке солидуса при затвердевании твердых растворов, фиксируется недостаточно отчетливо. Очевидно, при затвердевании последних капель жидкого металла выделяется исчезающе малое количество теплоты затвердевания, которое не может резко изменить характер кривой охлаждения. О времени полного затвердевания отливки можно судить по изменению кривизны температурной кривой, соответствующей центральной термопаре.

В сплавах с эвтектическим превращением (фиг. 89, в, алюминий + 3,8% кремния) на температурных кривых наблюдаются две площадки: одна соответствует температуре ликвидус, вторая — температуре эвтектического превращения. Первый перегиб температурной кривой соответствует снятию перегрева, второй — началу выделения первичных кристаллов, третий перегиб соответствует концу этих выделений, четвертый — эвтектическому превращению. О полном затвердевании сплава можно судить по концу второй площадки. Так же как и для чистого металла, наличие площадки при температуре эвтектического превращения указывает на отсутствие температурного градиента в определенной области отливки. Следовательно, для сплавов с эвтектическим превращением процесс выделения первичных кристаллов и эвтектическое превращение имеют свои закономерности продвижения в глубь отливки; завершение выпадения первичных кристаллов в определенном объеме отливки по времени может не совпадать с эвтектическим превращением.

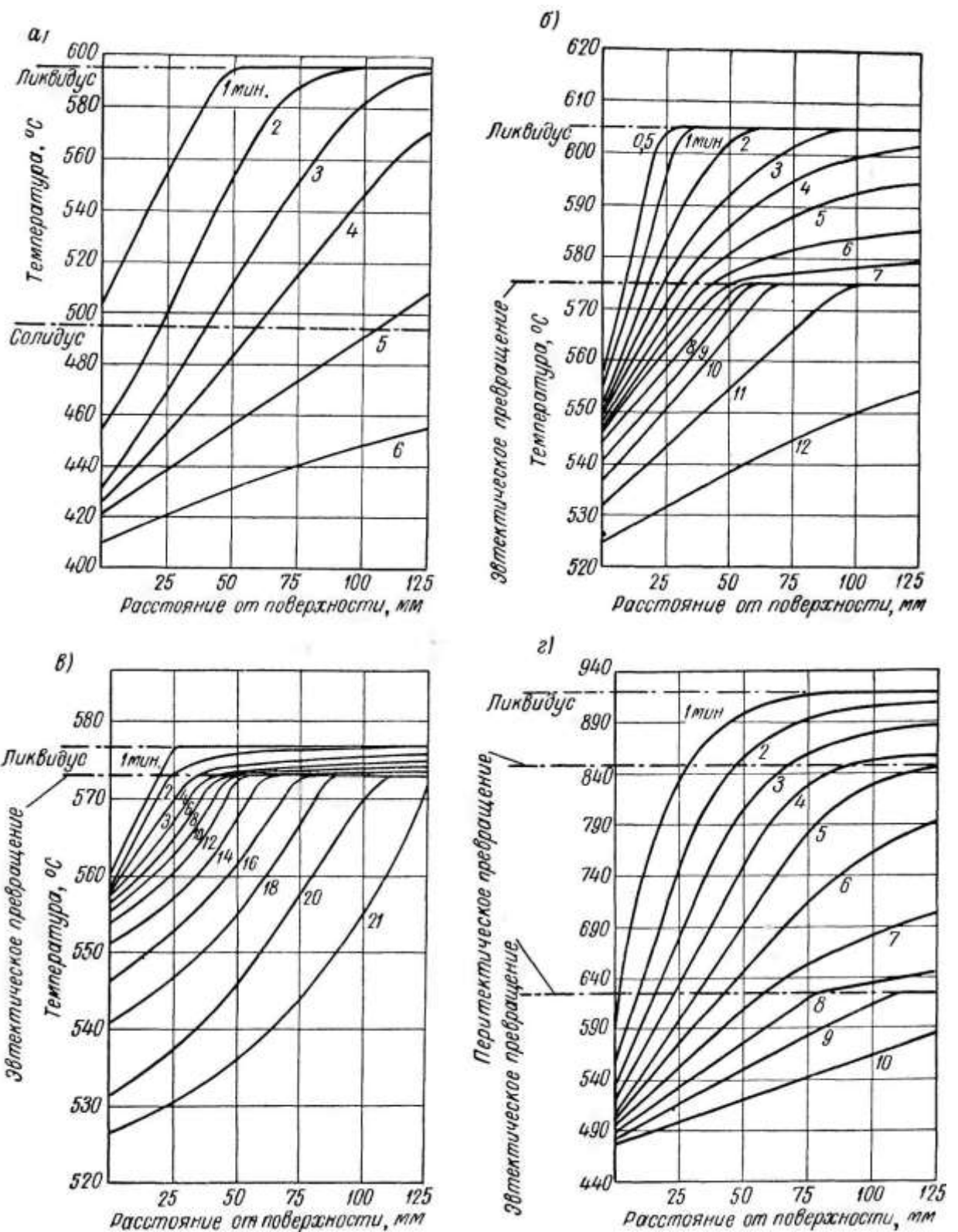
Для сплавов с перитектическим превращением (фиг. 89, г, алюминий + 38% никеля) характерны три площадки на температурных кривых. Первая соответствует температуре ликвидус, вторая соответствует температуре перитектической реакции и третья — температуре солидус. Перитектическая реакция, представляющая собой взаимодействие между первичными выделениями и жидкостью с образованием вторичных выделений, протекает с выделением тепла. При затвердевании сплавов с перитектическим превращением наблюдается шесть точек перегиба температурной кривой: первая — снятие перегрева, вторая — начало выпадения первичных кристаллов, третья — начало перитектической реакции, четвертая — конец перитектической реакции, пятая — конец выделения кристаллов и, наконец, шестая — эвтектическое превращение.

Из анализа температурных кривых охлаждения следует, что фазовые превращения при затвердевании в сплавах, так же как

в чистых металлах, развиваются последовательно от периферии к центру, причем конец одного превращения может не совпадать с началом следующего за ним. На температурной кривой это явление отражается в виде площадки. Например, выделение твердой фазы в двойных сплавах начинается после снятия перегрева не одновременно по всему сечению слитка. Существует граница начала появления первых кристаллов, которая с определенной скоростью перемещается от поверхности к центру отливки. Таким образом, понятие температурной остановки на кривой охлаждения в первую очередь связано с фактором пространства. В случае сплавов, затвердевающих в интервале температур, теплота кристаллизации может отводиться как через ранее затвердевшую часть отливки, так и через жидкость при изменении ее состава и температуры плавления в процессе затвердевания. Область затвердевания сплава с эвтектическим превращением может быть разделена на две зоны: в первой происходит выделение первичных кристаллов, во второй зоне сосуществуют твердые первичные кристаллы и жидкость эвтектического состава. В сплаве с перитектическим превращением таких зон может быть четыре.

Широко распространено мнение, что выделение первичных кристаллов твердого раствора или сплава с эвтектическим превращением должно выражаться перегибом на температурной кривой и должно происходить сразу во всей отливке, как только будет достигнута точка ликвидус. Это мнение основывается на применении к рассматриваемой системе правила фаз (компонентов — два, фазы — две; следовательно, есть одна степень свободы — температура, которая должна понижаться для того, чтобы шел процесс). Для затвердевания чистых металлов это правило как будто подтверждается (компонент — один, фазы — две, степеней свободы нет, температура не может понизиться без исчезновения одной из фаз), на температурной кривой имеется площадка. Для затвердевания эвтектических сплавов также имеется площадка, что не расходится с правилом фаз (компонентов — два, фазы — три, степеней свободы нет). Для затвердевания сплавов типа твердых растворов и сплавов с эвтектическим превращением, но не эвтектического состава правило не подтверждается.

Фиг. 89 ясно показывает, что перед началом выделения первичных кристаллов в обоих случаях имеют место площадки. Расхождение «теории» с фактами объясняется неправильным применением правила фаз к отливке в целом, явно не находящейся в состоянии равновесия. Понятие равновесия в реальной отливке может быть справедливо только в пределах элементарных объемов. Равенство степеней свободы нулю надо понимать как утверждение, что жидкая и твердая фазы могут сосуществовать только при одной температуре. Появление одной степени свободы при выделении первичных кристаллов в системе с эвтектикой или в твердом растворе надо понимать как утверждение, что жидкая и твердая фазы могут сосуществовать при различных температурах. Таким образом, появление площадок на температурных кривых охлаждения связано не



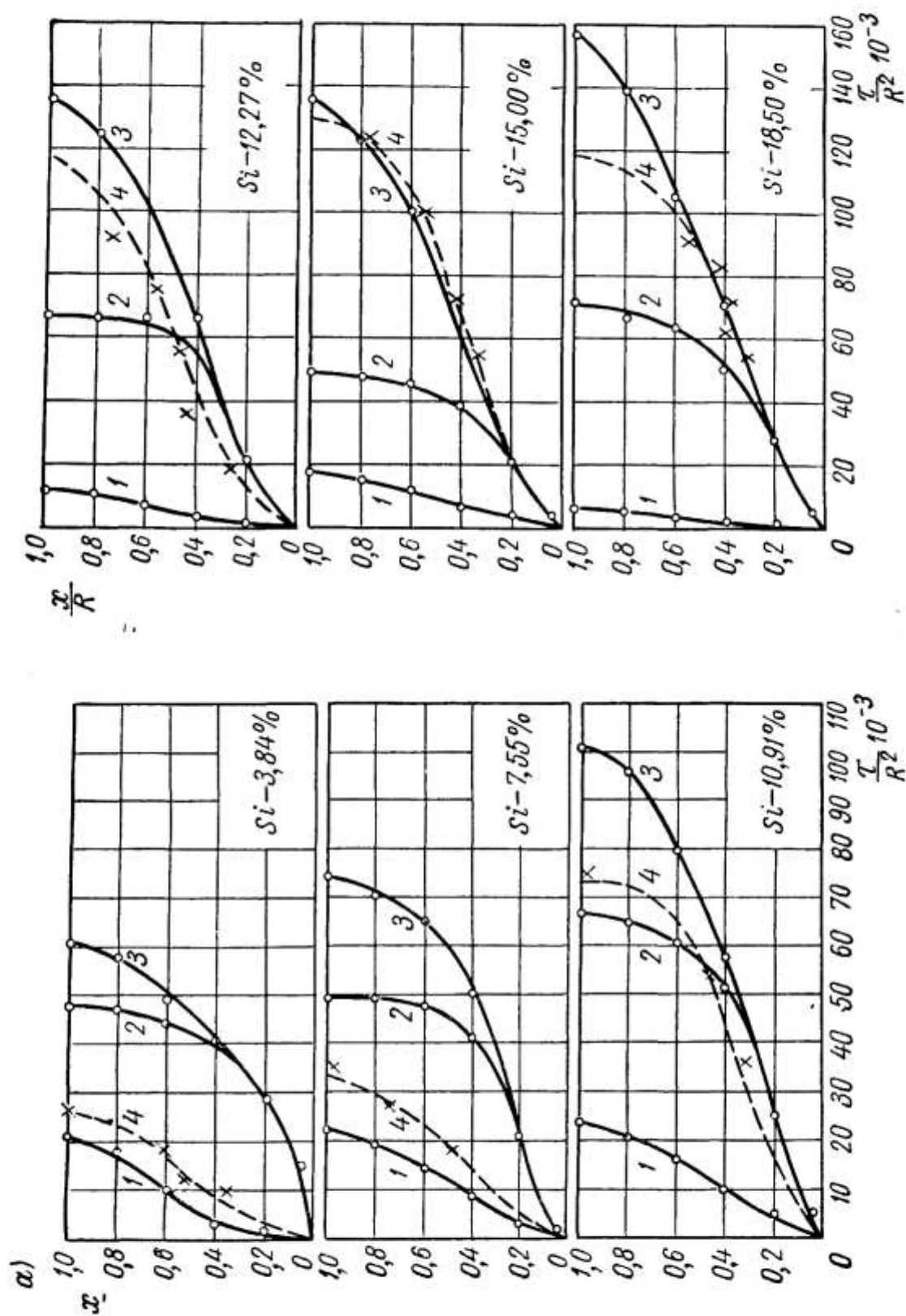
Фиг. 90. Типичные температурные поля в цилиндрических отливках из сплавов, относящихся к различным видам диаграмм состояния:
 а — твердый раствор Al + 42,4% Zn; б — сплав с эвтектическим превращением, далекий от эвтектического состава Al + 7,55% Si; в — сплав с эвтектическим превращением, близкий к эвтектическому составу Al + 12,3% Si; г — сплав с перитектическим превращением Al + 34,6% Ni.
 Цифры у кривых обозначают время в минутах.

с термодинамическими условиями появления новых фаз, а с условиями охлаждения отливок.

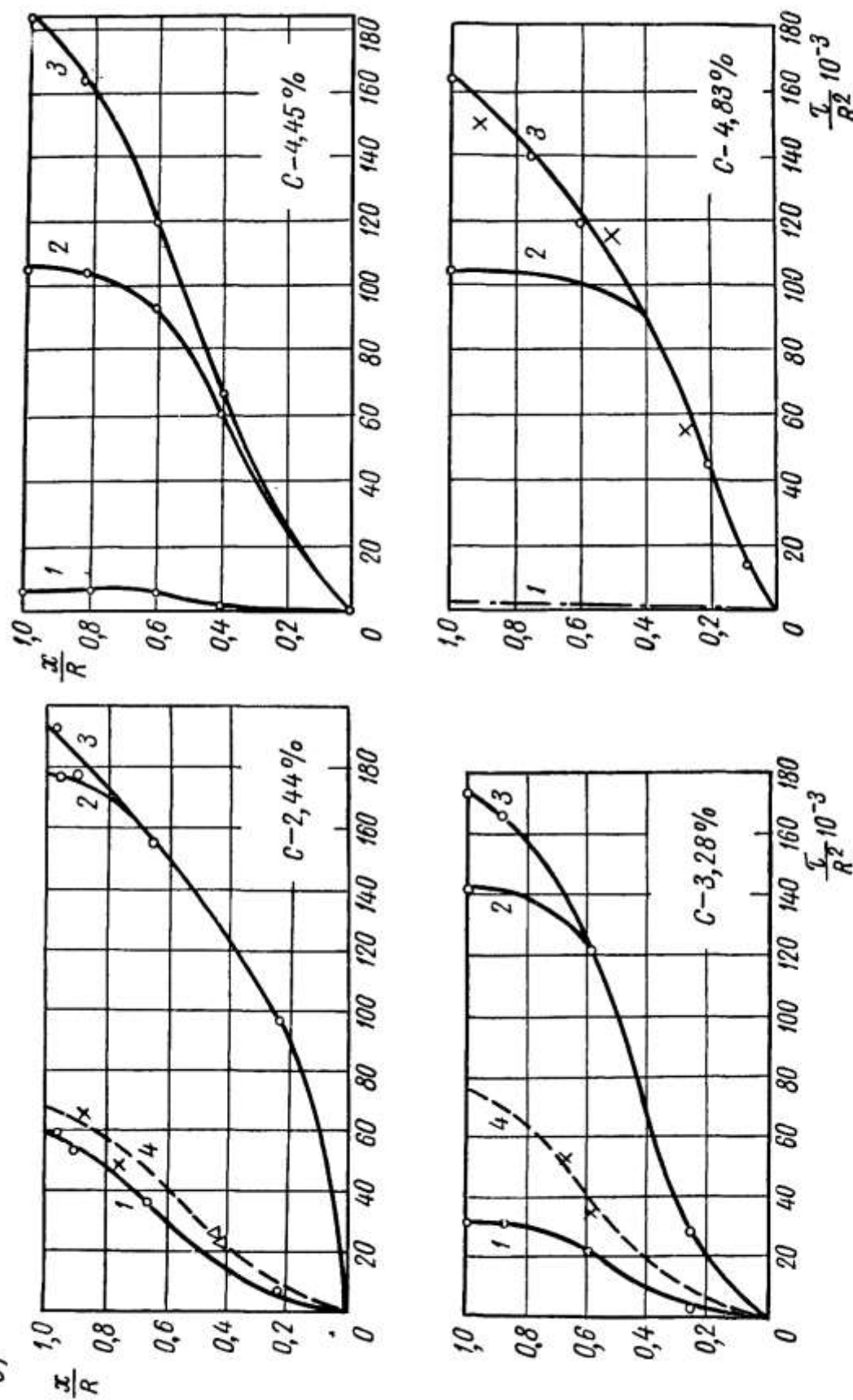
Типичные температурные поля при затвердевании отливок из сплавов различного типа представлены на фиг. 90. При затвердевании твердых растворов (система алюминий—цинк) внутренние объемы отливки сохраняют некоторое время постоянную температуру ликвидус (фиг. 90, *а*). Температура солидус на изохронах не отмечается. При затвердевании сплавов с эвтектическим превращением (система алюминий—кремний) на температурном поле имеются два участка скругления изохрон, соответствующих температуре ликвидуса и эвтектической температуре (фиг. 90, *б* и *в*). Момент установления температуры солидус в жидкой области отливки соответствует завершению выделения первичных кристаллов в центре отливки. При затвердевании сплавов с перитектическим превращением (система алюминий—никель) изохроны скругляются при температуре ликвидус и имеют перегибы при температурах перитектического и эвтектического превращения (фиг. 90, *г*).

Типичные кривые затвердевания для отливок из различных сплавов представлены на фиг. 91, 92 и 93. При затвердевании твердых растворов (системы алюминий—цинк и железо—углерод) перемещение границы ликвидус от поверхности к центру отливки происходит с непрерывным замедлением, а границы солидус — с непрерывным ускорением, особенно в центре. Граница выливаемости располагается между границами ликвидус и солидус (фиг. 91). В начальный период затвердевания в отливках из сплавов типа твердых растворов ширина области затвердевания расширяется; к концу затвердевания она несколько сужается. В различных участках отливки область затвердевания существует различное время. Средняя треть отливки находится в области затвердевания наибольшее время.

При затвердевании сплавов с эвтектическим превращением (системы алюминий—кремний и железо—углерод) перемещение границы ликвидус сначала происходит с замедлением, а в средней части отливки с ускорением (фиг. 92). Границы окончания выделения первичных кристаллов и границы солидус перемещаются с ускорением; вначале они сливаются, а в осевой части граница окончания выделения первичных кристаллов перемещается гораздо быстрее, чем граница солидус. При затвердевании отливок из сплавов с эвтектическим превращением наблюдается непрерывное расширение области затвердевания от поверхности до оси отливки. По мере увеличения в сплаве концентрации второго компонента в пределах от чистого вещества до эвтектической точки ширина области затвердевания и время ее перемещения через различные участки отливки возрастают. Граница выливаемости в доэвтектических сплавах на алюминиевой основе тяготеет к границе ликвидус, а в заэвтектических сплавах к границе солидус. Для выяснения причин различия в положении границы выливаемости производилась закалка в воду металла, находящегося в двухфазном состоянии, с целью зафиксировать форму выделения первичных кристаллов. В доэвтектических сплавах первичные кристаллы твердого раствора кремния в алюминии



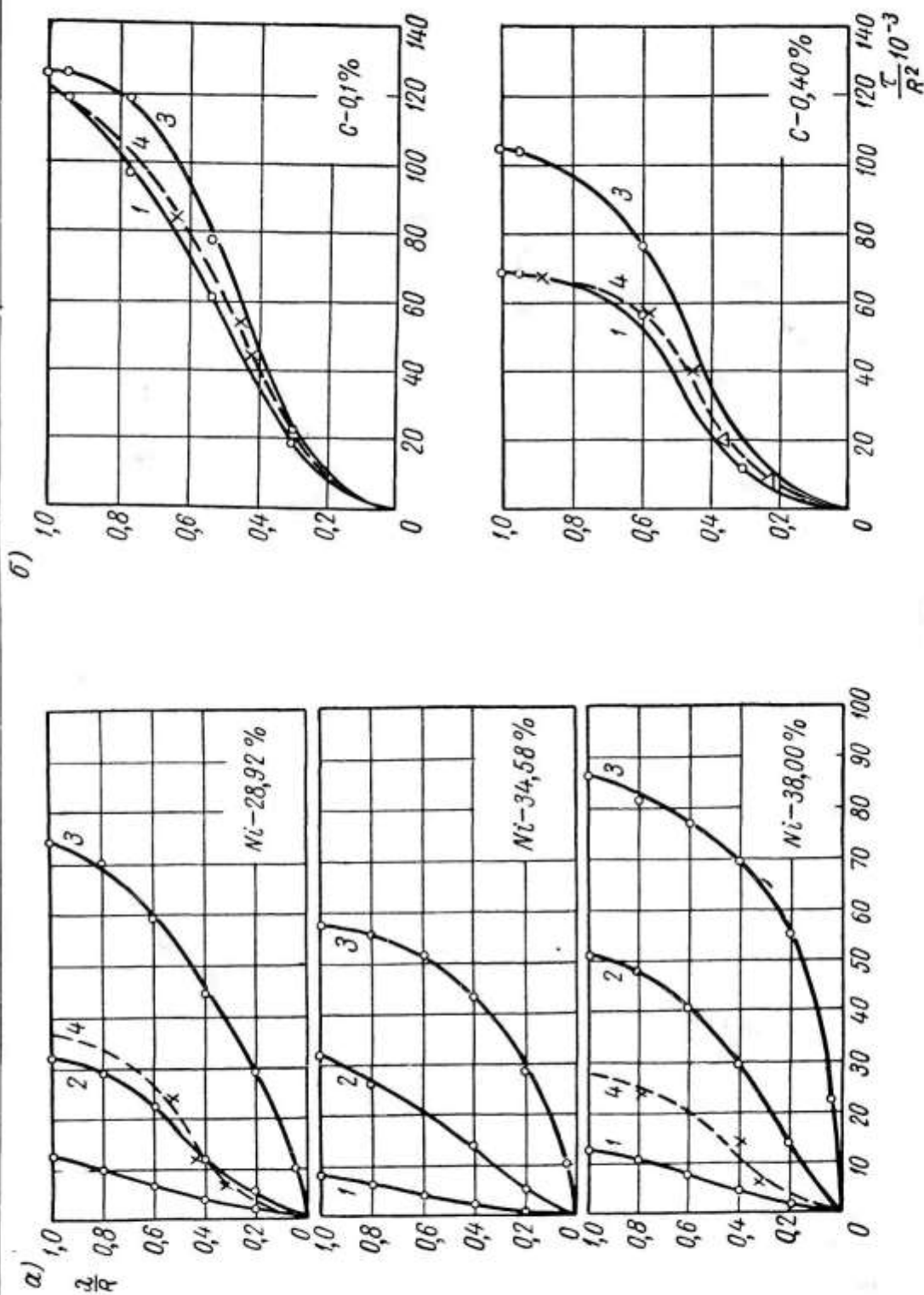
σ)



Фиг. 92. Кривые затвердевания цилиндрических отливок из сплавов с эвтектическим превращением.

а — система Al — Si; б — система Fe — C;

1 — граница ликвидуса; 2 — граница конца выделения первичных кристаллов; 3 — граница солидуса; 4 — граница выливаемости. О — измерение температуры; X — выливание; Δ — введение индикатора.



Фиг. 93. Кривые затвердевания цилиндрических отливок из сплавов с перитектическим превращением.
а — система Al — Ni; б — система Fe — C.

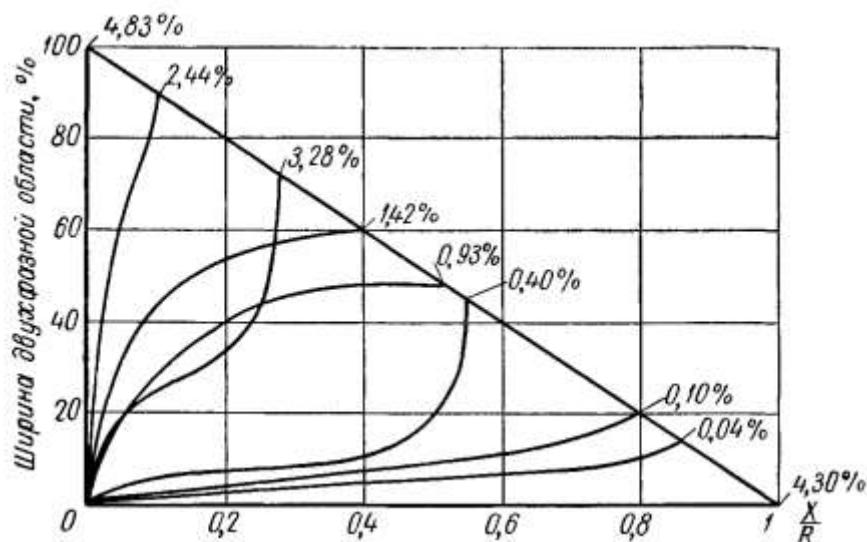
1 — граница ликвидуса; 2 — граница перитектического превращения; 3 — граница солидуса; 4 — граница выливаемости.
O — измерение температуры; X — выливание; Δ — введение индикатора.

имеют форму сильно разветвленных дендритов, Они способны удерживать в межосных пространствах много жидкого металла. В заэв-тектических сплавах первичные кристаллы кремния имеют форму полиэдров. Они не могут образовать прочного скелета и при выливании удаляются вместе с жидким металлом. Аналогичная картина наблюдается в сплавах на железной основе. Первичные кристаллы доэвтектического твердого раствора углерода в альфа- и бета-железе имеют формы дендритов и граница затвердевания тяготеет к границе ликвидус. Первичные кристаллы графита в заэвтектических сплавах не могут образовать жесткого каркаса и легко удаляются вместе с жидким металлом. Граница выливаемости при этом сливается с границей солидус.

При затвердевании сплавов с перитектическим превращением (системы алюминий—никель и железо—углерод) область затвердевания разделяется на несколько зон границами: начала выделения первичных кристаллов — ликвидус, конца выделения первичных кристаллов и начала перитектической реакции, конца перитектической реакции и начала выделения вторичных кристаллов, эвтектического превращения — солидус (фиг. 93). В системе алюминий—никель, затвердевающей в широком интервале температур, перемещение границы ликвидуса вначале происходит с некоторым замедлением, а затем ускоряется, остальные границы перемещаются с непрерывным ускорением. Ширина области затвердевания непрерывно расширяется. В системе железо—углерод, затвердевающей в сравнительно узком интервале температур, при рассматриваемых содержаниях углерода, перемещение границ всех превращений вначале происходит с замедлением, а в осевой части отливки ускоряется. Граница выливаемости располагается в средней части области затвердевания.

Рассмотрим кинетику перемещения области затвердевания по сечению отливок из сплавов такой сложной системы, как железо—углерод (фиг. 94). По горизонтальной оси диаграммы отложено расстояние от поверхности отливки, отнесенное к ее радиусу; по вертикальной оси отложена ширина области затвердевания, выраженная в процентах от радиуса отливки в момент достижения границей солидус данного расстояния от поверхности отливки. Гипотенуза треугольника на фиг. 94 соответствует моменту достижения границей ликвидус оси отливки. Сумма координат каждой точки, лежащей на гипотенузе, равна 100%. Кривые, соответствующие различным содержаниям углерода, позволяют оценить ширину области затвердевания при достижении границей солидус любой точки в отливке из сплава данного состава. В сплавах с содержанием до 0,5% углерода в начальной части процесса область затвердевания имеет небольшую ширину, но к концу затвердевания резко расширяется. В сплавах с содержанием 0,5—1,4% углерода, наоборот, характерно резкое расширение области затвердевания в начальной стадии процесса. При затвердевании последних двух третей радиуса ширина области затвердевания почти не меняется. В сплавах, содержащих около 2,5% углерода, область затвердевания очень быстро распростра-

няется почти на весь объем отливки. При увеличении содержания углерода от 2,5% до эвтектического содержания 4,3% ширина области затвердевания постепенно сокращается. При эвтектическом содержании углерода ширина области затвердевания сокращается до минимума. В заэвтектических сплавах область затвердевания охватывает всю отливку, так как выделение первичных кристаллов графита начинается еще в процессе заполнения формы.



Фиг. 94. Изменение ширины области затвердевания по сечению цилиндрических отливок из сплавов системы Fe — C.

Таким образом (фиг. 95), при затвердевании отливки из реального технического материала всегда имеет место область затвердевания, в которой сосуществует твердая и жидкая фаза. Внутренняя граница этой области определяется концами кристаллов, выступающих в глубь жидкой области отливки и соответствует границе ликвидус. Ее наружная граница определяется последними каплями жидкой фазы, затвердевающими в окружении твердого металла, и соответствует границе солидус. Существование области затвердевания определяется неравномерностью роста кристаллов, связанной с кристаллографическими закономерностями и избирательной кристаллизацией, связанной с физико-химическими параметрами сплава. Неравномерность роста кристаллов имеет место, как в сплавах, так и в чистых металлах, следовательно, область затвердевания может развиваться и в отливках из чистых металлов.

В сложных сплавах область затвердевания может разделяться на несколько зон, в каждой из которых происходят свои физико-химические превращения. Зоны разделяются между собой определенными границами фазовых превращений. Кроме того, область затвердевания разделяется на три части.

1. Часть макроскопических перемещений жидкости; в ней кристаллы не образуют связанного каркаса и свободно движутся вместе с жидкостью.

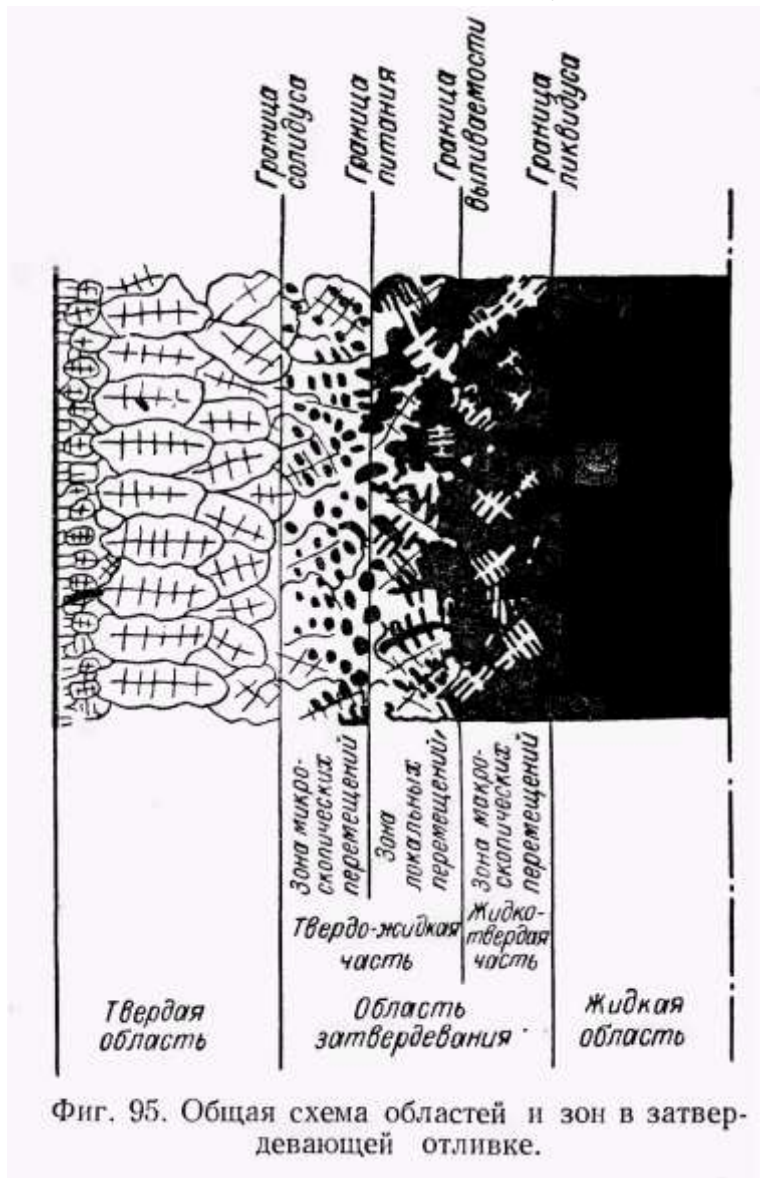
2. Часть локальных перемещений жидкости; в ней кристаллы образуют связанный каркас, но жидкость может перемещаться между дендритами на расстояния, соизмеримые с их размерами; от части макроскопических перемещений она отделяется границей выливаемости.

3. Часть микроскопических перемещений жидкости; в ней ветви дендритов разделяют жидкость на замкнутые объемы, не сообщающиеся между собой; каждый такой объем затвердевает обособленно с образованием микропоры; от части локальных перемещений она отделена границей питания. При затвердевании наружных слоев отливок граница выливаемости и граница питания обычно близки друг к другу и часть локальных перемещений жидкости имеет небольшую протяженность. При затвердевании осевых слоев отливки границы выливаемости и питания раздвигаются. Часть локальных перемещений жидкости получает особенно большое развитие после достижения границей выливаемости оси отливки.

Многочисленные опыты, проведенные на разнообразных металлах и сплавах, показывают, что перемещение границ между зонами физико-химических превращений в реальных отливках происходит строго последовательно. Таким образом, закон последовательной кристаллизации, выдвинутый акад. Н. Т. Гудцовым, находит свое подтверждение в широкой области сплавов.

При непрерывном изменении состава сплава происходит непрерывное изменение его теплофизических свойств. Эти изменения, в свою очередь, определяют процесс затвердевания. Следовательно, кинетика затвердевания может служить объектом физико-химического анализа, а изменение скорости превращений может быть выбрано в качестве одного из его параметров.

В широко распространенном понимании диаграмма состояния сплава соответствует его равновесному состоянию, т. е. постоянству



Фиг. 95. Общая схема областей и зон в затвердевающей отливке.

температур и давлении во всех точках системы, равенству химических потенциалов всех фаз и постоянству концентраций компонентов во всех точках каждой из фаз системы. Считается, что диаграмма состояния строится по результатам опытов, проводившихся при таком медленном изменении температуры, что система как угодно близко подходит к условиям равновесия. Это формально дает право рассматривать процесс вне времени и пространства. При изучении реальных отливок из реальных сплавов мы не можем рассматривать процесс иначе как во времени и пространстве. Затвердевающая отливка представляет собой систему, резко отличную от равновесной. Разбивая отливку на элементарные объемы, в пределах которых можно не считаться с изменением температуры, концентрации и давления, представляется возможным проследить за изменениями, происходящими в каждом отдельном объеме, что фактически и делается при термическом анализе. В затвердевающей отливке каждый элементарный объем соответствует определенному горизонтальному сечению поля диаграммы состояния. Указанные обстоятельства могут служить предпосылкой для сопоставления диаграммы состояния с параметрами процесса затвердевания соответствующих сплавов.

Температурные кривые для серии сплавов какой-либо двойной системы при условии, что отливки во всех опытах имели одинаковую форму и размеры, а термопары устанавливались всегда в одном и том же положении, дают основания для построения следующих двух диаграмм:

1. Диаграммы состояния в координатах температура—концентрация; они фиксируют температуры начала и конца различных превращений.
2. Кинетической диаграммы затвердевания в координатах время-концентрация; она фиксирует время достижения температур начала и конца различных превращений.

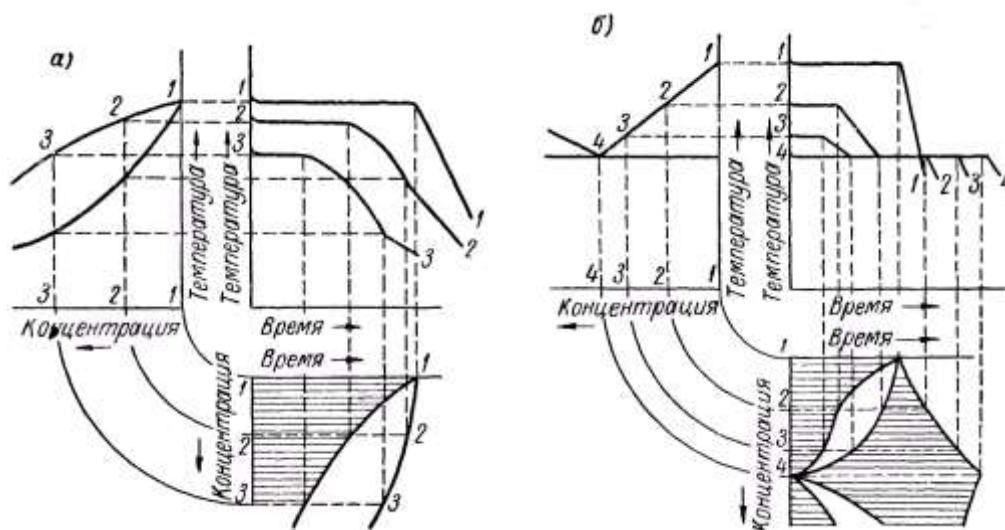
Температуры начала и конца превращений не зависят от положения термопары в затвердевающей отливке; время достижения границами превращений термопары существенно зависит от ее положения.

Для определенности можно принять, что термопара всегда будет располагаться в центре отливки (тигля); отливка будет иметь цилиндрическую форму, а время будет выражаться в безразмерных координатах. Тогда диаграмма приобретает общее значение, а результаты, представленные на ней, могут быть, в принципе, перенесены на любой конкретный случай. Кинетическая диаграмма позволяет оценить, как будет происходить во времени процесс затвердевания сплава того или иного типа.

На фиг. 96 представлены схемы, демонстрирующие метод построения обычных диаграмм состояния и кинетических диаграмм затвердевания по результатам термического анализа для сплавов типа твердого раствора и сплавов с эвтектическим превращением. При затвердевании твердых растворов (фиг. 96, а) мы встречаемся с двумя границами превращений: ликвидуса (внутренняя граница области затвердевания) и солидуса (наружная граница области затвердева-

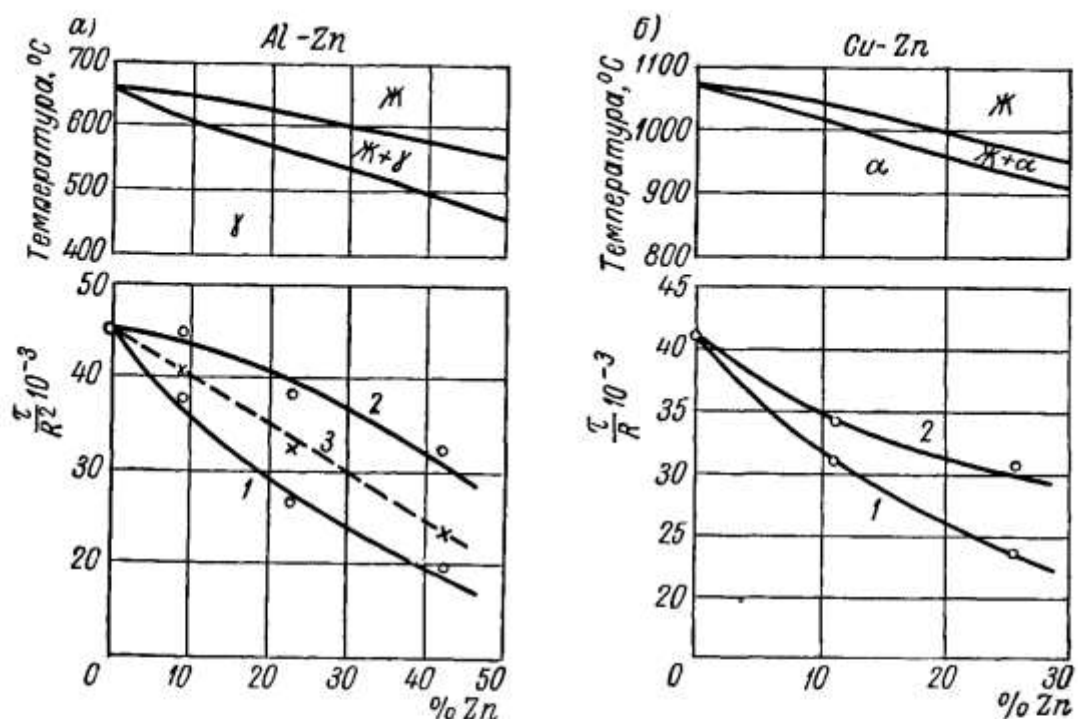
ния). В сплавах с эвтектическим превращением (фиг. 96, б) таких границ уже три:

- 1) начало выпадения первичных кристаллов — ликвидус (внутренняя граница области затвердевания);
- 2) конец выпадения первичных кристаллов, не фигурирующий на диаграмме состояния, так как по температурной шкале он сливается с эвтектическим превращением;
- 3) эвтектическое превращение — солидус (внешняя граница области затвердевания).

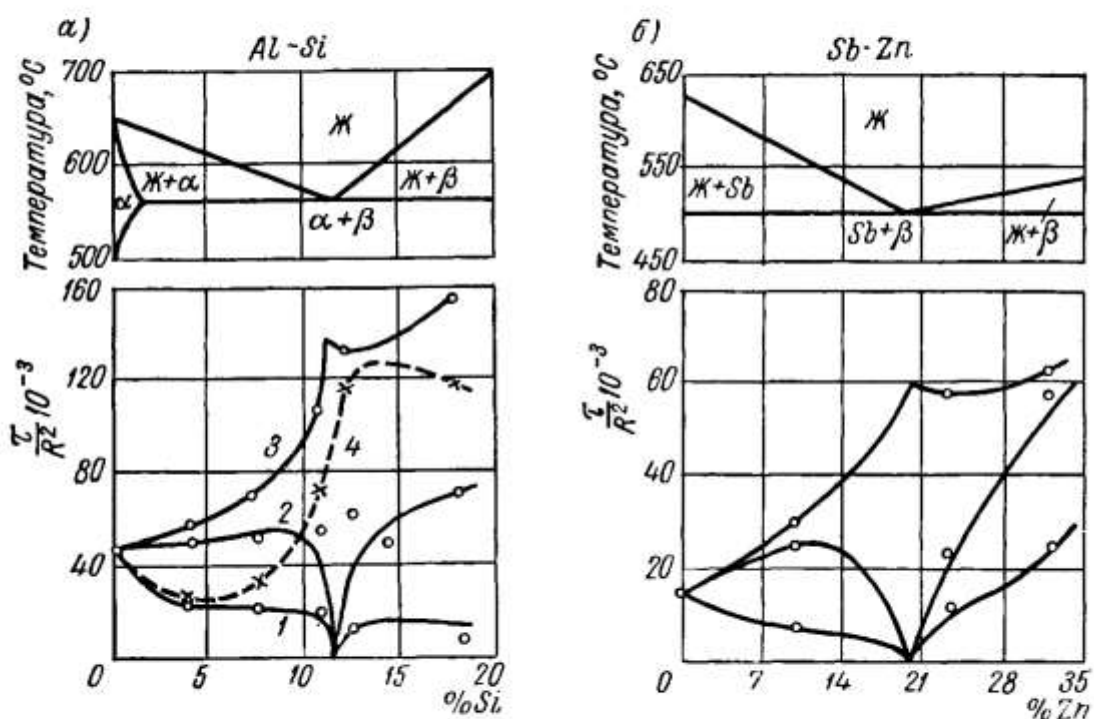


Фиг. 96. Схемы построения диаграмм состояния и кинетических диаграмм затвердевания для сплавов типа твердого раствора (а) и с эвтектическим превращением (б).

Рассмотрим типичные кинетические диаграммы состояния для систем сплавов различного типа. На фиг. 97 сопоставлены кинетические диаграммы затвердевания и диаграммы состояния для систем алюминий—цинк и медь—цинк, относящихся к твердым растворам. На кинетических диаграммах в этом случае имеются две кривые: одна выражает время достижения оси отливки границей ликвидус, другая — границей солидус. При увеличении концентрации второго компонента в обеих системах время затвердевания уменьшается, а расстояние между кривыми увеличивается. На фиг. 98 сопоставлены кинетические диаграммы затвердевания и диаграммы состояния для систем алюминий—кремний и сурьма—цинк, имеющие эвтектическое превращение. На кинетических диаграммах нанесено по три кривых: одна из них выражает время достижения оси отливки границей начала выпадения кристаллов — ликвидус, вторая — конец выпадения первичных кристаллов, третья — эвтектическое превращение — солидус. При эвтектической концентрации кривые начала и конца выпадения первичных кристаллов сливаются в одну точку на оси координат и сплав кристаллизуется при постоянной температуре с минимальным развитием области затвердевания. На кривых кинетических диаграмм, выражающих время достижения



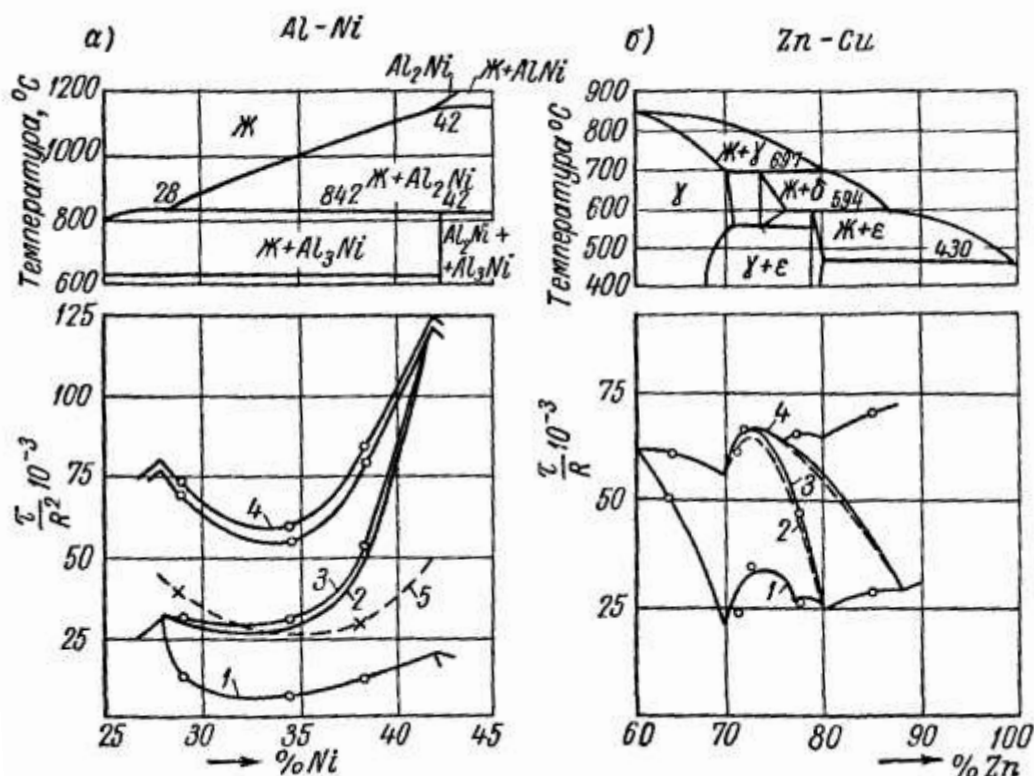
Фиг. 97. Кинетические диаграммы затвердевания для отливок из сплавов типа твердого раствора.
 а — система Al — Zn; б — система Cu — Zn:
 1 — ликвидус; 2 — солидус; 3 — граница выливаемости.



Фиг. 98. Кинетические диаграммы затвердевания для отливок из сплавов с эвтектическим превращением.
 а — система Al — Si; б — система Sb — Zn:
 1 — ликвидус; 2 — конец выделения первичных кристаллов; 3 — солидус (эвтектическое превращение); 4 — граница выливаемости.

оси отливки границей солидус при эвтектических концентрациях, наблюдается точка перегиба, а время их затвердевания больше, чем время затвердевания соседних сплавов.

На фиг. 99 сопоставлены кинетические диаграммы затвердевания и диаграммы состояния для систем алюминий—никель и цинк—медь, имеющие перитектическое превращение. На кинетических диаграммах нанесено по пять кривых, выражающих время достижения оси

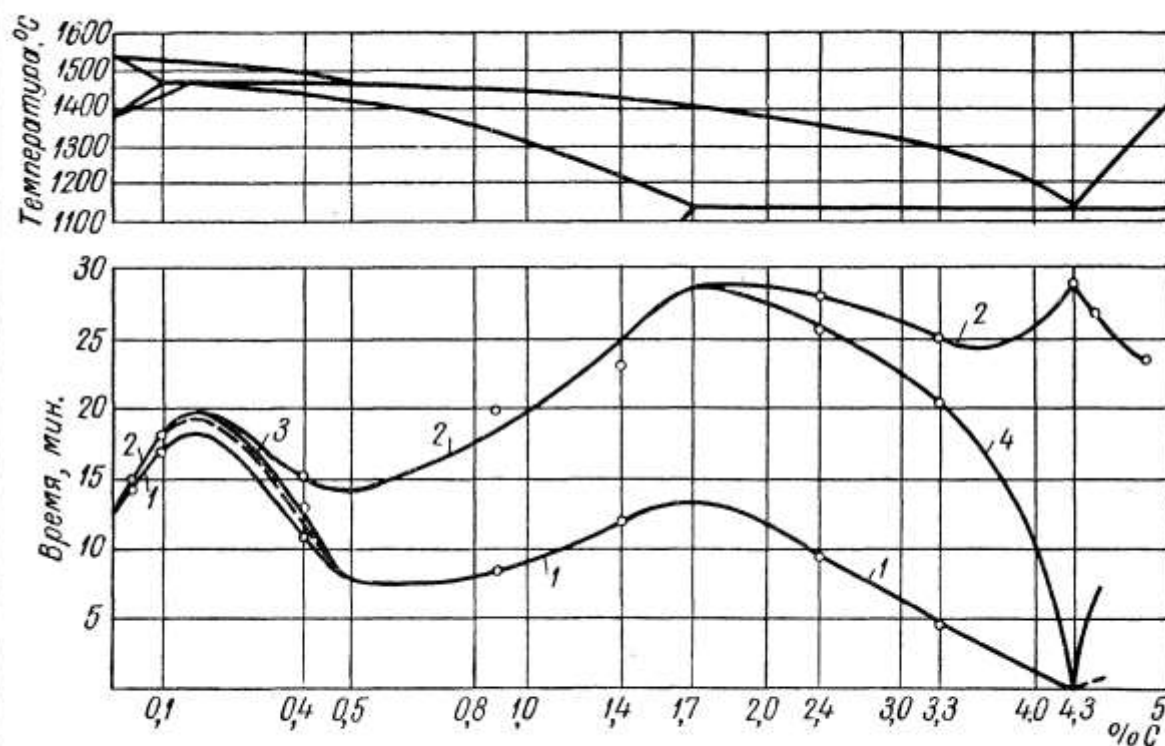


Фиг. 99. Кинетические диаграммы затвердевания для отливок из сплавов с перитектическим превращением. *а* — система Al — Ni; *б* — система Zn — Cu:

1 — ликвидус; 2 — конец выделения первичных кристаллов; 3 — перитектическое превращение; 4 — солидус; 5 — граница выливаемости.

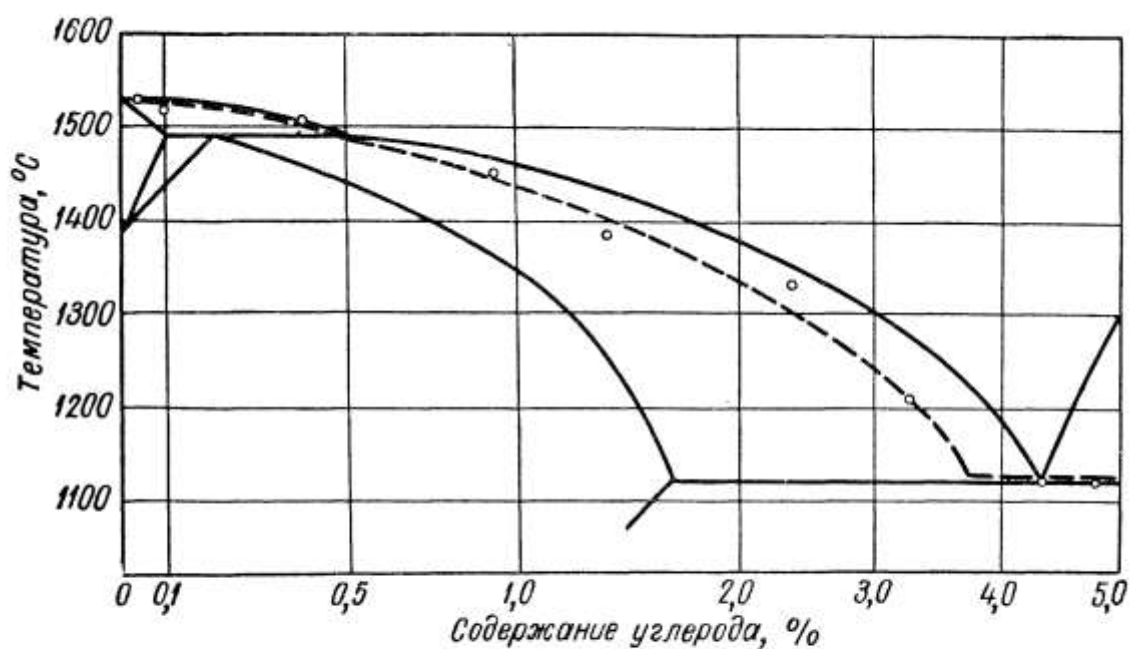
отливки следующими границами: начало первичной кристаллизации, конец выпадения первичных кристаллов, перитектическое превращение, конец выпадения вторичных кристаллов, эвтектическое превращение. Можно наблюдать максимумы кривых при концентрациях сплавов, соответствующих максимальному развитию перитектической реакции.

Наконец, на фиг. 100 представлена кинетическая диаграмма затвердевания отливок из железо-углеродистых сплавов, в сопоставлении с их диаграммой состояния. Для построения использованы опыты со сплавами, содержащими 0,05, 0,10, 0,4, 0,9, 1,4, 2,4, 3,3, 4,5% углерода. На примере такой сложной системы можно проследить соответствие критических точек и перегибов на линиях диаграммы состояния и кинетической диаграммы затвердевания. Кривые кинетической диаграммы затвердевания образуют максимум при содержании углерода 0,18%. Этой концентрации соответствует

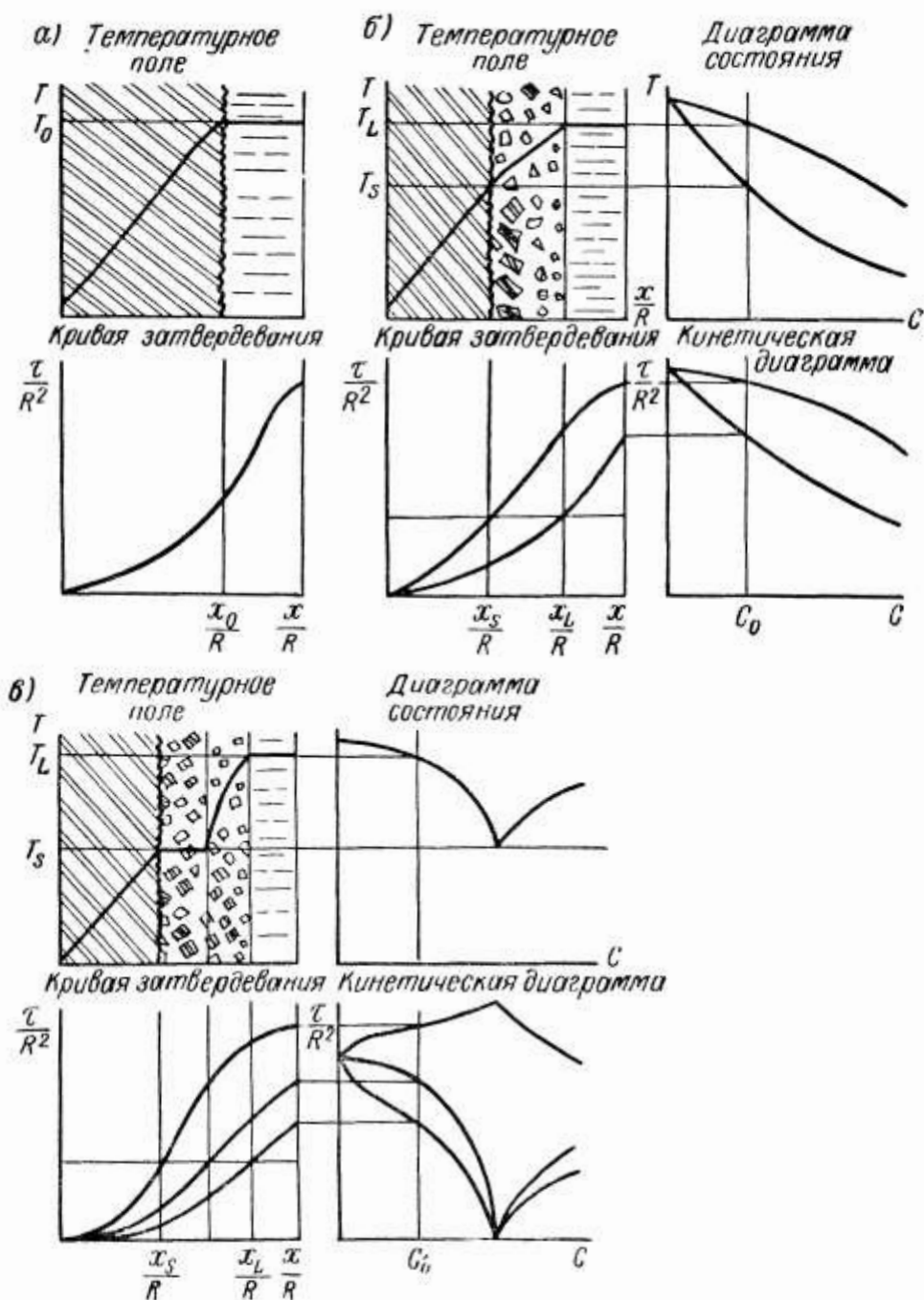


Фиг. 100. Кинетическая диаграмма затвердевания для отливок из сплавов системы Fe — C:

1 — ликвидус; 2 — солидус; 3 — перитектическое превращение; 4 — конец выделения гамма-железа.

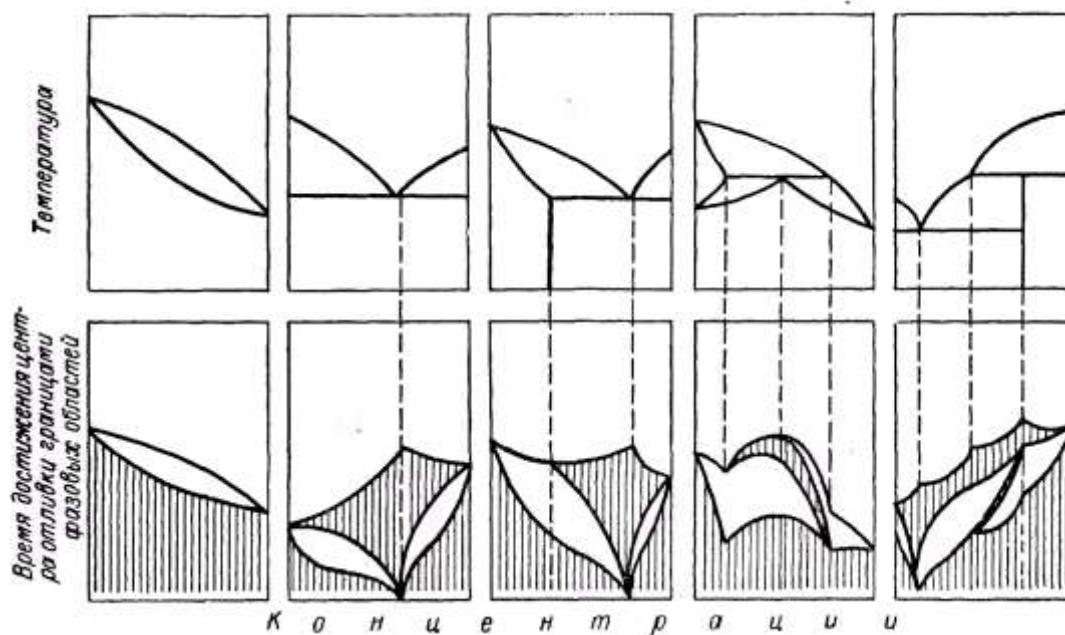


Фиг. 101. Положение границы выливаемости в системе Fe — C.



Фиг. 102. Схемы связи между температурными полями в отливках, кривыми затвердеваниями, диаграммами состояния и кинетическими диаграммами затвердевания для чистых металлов (а), сплавов типа твердых растворов (б) и сплавов с эвтектическим превращением (в).

максимальное развитие перитектической реакции, которая, очевидно, замедляет затвердевание. Затвердевание сплавов с содержанием от 0,5 до 1,7% углерода происходит в соответствии с рассмотренными выше закономерностями для твердых растворов. Затвердевание сплавов с содержанием свыше 1,7% углерода происходит в соответствии с закономерностями, действующими для сплавов с эвтектическим превращением.



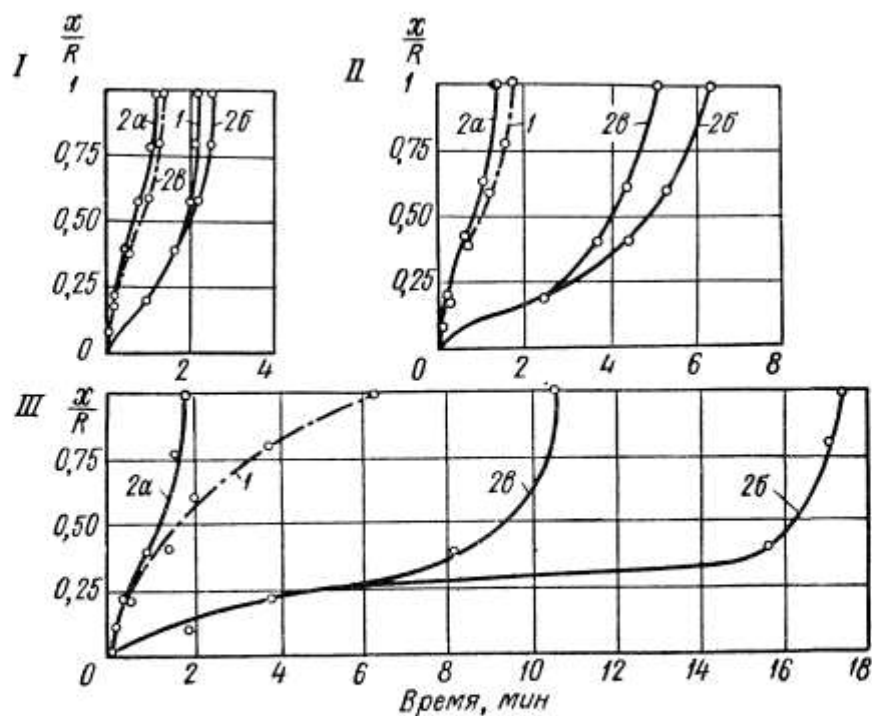
Фиг. 103. Схема связи между видом диаграммы состояния и кинетической диаграммой состояния для двойных сплавов.

На некоторых кинетических диаграммах затвердевания (фиг. 97, а, 98, а, 99, а), кроме кривых, соответствующих границам зон физико-химических превращений, нанесены кривые времени достижения границей выливаемости оси отливок. Одновременно на диаграммах состояния нанесены, между солидусом и ликвидусом, кривые температуры на границе выливаемости (соответствующая диаграмма для железо-углеродистых сплавов представлена на фиг. 101). Эта температура устанавливалась путем совмещения положения границы выливаемости с температурным полем отливки. Точка пересечения границы выливаемостиTM с соответствующей изохроной, очевидно, отвечает температуре на границе выливаемости. Граница выливаемости является не только критерием процесса затвердевания. Принципиально она может совмещаться с границей начала линейной усадки (по А. А. Бочвару), границей нулевой жидкотекучести (по Ю. А. Нехендзи) и, на большей части процесса затвердевания отливки, с границей питания. С жидким остатком могут удаляться только те кристаллы, которые не связаны прочным скелетом. Перемещение макроскопических объемов жидкости в отливке возможно только при температуре более высокой, чем на границе выливаемости.

На фиг. 102 представлены схемы, указывающие связь между температурными полями в отливках, кривыми затвердевания, диаграммами состояния и кинетическими диаграммами затвердевания для чистых металлов, сплавов типа твердых растворов и сплавов с эвтектическим превращением. На фиг. 103 представлена схема кинетических диаграмм состояния двойных сплавов, построенная путем обобщения всех изложенных в настоящем разделе материалов.

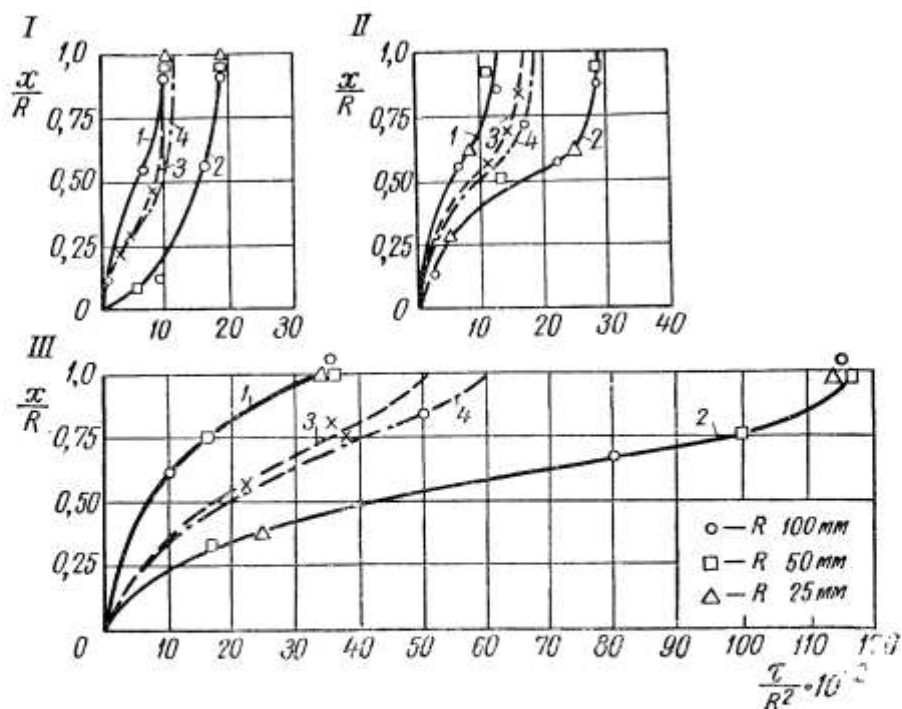
4. ВЛИЯНИЕ КОНФИГУРАЦИИ ОТЛИВОК НА ПРОДОЛЖИТЕЛЬНОСТЬ ИХ ЗАТВЕРДЕВАНИЯ

Для проектирования ряда элементов литейной технологии необходимо иметь возможность рассчитывать продолжительность затвердевания сложных отливок в целом, а также их отдельных частей и сечений. Гипотеза приведенных толщин дает соблазнительное по простоте решение этой проблемы. Однако экспериментальные данные, используемые для ее проверки, слишком разнородны и недостаточно убедительны. Кроме того, не ясно, в каком соотношении находятся величины, получающиеся при расчете по приведенным толщинам с временем достижения оси отливки различных границ области затвердевания. С целью выяснения этих вопросов было проведено исследование затвердевания отливок, имеющих конфигурацию трех основных тел — плиты, цилиндра и сферы, из чистого алюминия, алюминиевого сплава с эвтектическим превращением (алюминий + 7,5% кремния) и углеродистой стали 35Л [202]. Отливки из алюминия и его сплава с кремнием заливались в металлические формы; стальные отливки заливались в песчаные формы. Отливки из алюминия и его сплава имели радиус (или половину толщины), равный 100 мм. Исследование производилось методом измерения температур. На фиг. 104 представлены кривые затвердевания отливок из алюминия и его сплава. Полностью подчиняется закону квадратного корня только затвердевание плиты из чистого алюминия (фиг. 104, ///, кривая /). При затвердевании цилиндра и сферы из алюминия наблюдается ускорение затвердевания в осевой части. Соотношение продолжительностей затвердевания плиты, цилиндра и сферы при равных радиусах (толщинах) для алюминиевых отливок в металлической форме составляет 1 : 0,26 : 0,19. Это довольно ощутимо расходится с соотношением, вытекающим из гипотезы приведенных толщин — 1 : 0,25 : 0,11. При затвердевании отливок из сплава алюминия с 7,5% кремния область затвердевания имеет три границы: начала выделения первичных кристаллов, конца выделения первичных кристаллов и эвтектического превращения — солидуса. Перемещение всех этих трех границ в отливках приближается к параболическому закону в самой начальной стадии затвердевания и резко ускоряется в осевых частях. Ускорение имеет место не только в сферических и цилиндрических отливках, но и в плоских. Соотношение продолжительностей затвердевания плиты, цилиндра и сферы составляет для границы ликвидус 1:0,78:0,65, для границы солидус 1:0,36 :0,14. Следовательно,



Фиг. 104. Кривые затвердевания шара (I), цилиндра (II), и стенки (III) из алюминия и сплава алюминия с 7,5% кремния.

1 — алюминий; 2 — сплав алюминия с кремнием; а — ликвидус; б — солидус; в — конец выделения первичных кристаллов.



Фиг. 105. Кривые затвердевания шара (I), цилиндра (II) и стенки (III) из стали 35Л:

1 — ликвидус; 2 — солидус; 3 — граница выливаемости; 4 — граница питания.

для этих сплавов применение расчета по приведенным толщинам совершенно неприемлемо.

Отливки из стали имели радиусы (толщины) трех размеров — 25, 50 и 100 мм. Это было сделано с целью проверки возможности влияния абсолютных размеров отливок на перемещение в них различных границ области затвердевания. Исследование производилось методами измерения температур и выливания жидкого остатка. На фиг. 105 представлены кривые затвердевания отливок из стали. В области затвердевания выделены четыре границы: ликвидус, граница выливаемости, граница питания и граница солидус. Положение границы питания определялось приближенно, на основе систематического осмотра разрезов отливок и снятия рентгенограмм как из отливок данной серии, так и других. Кривые затвердевания показывают, что закону квадратного корня полностью подчиняется только перемещение границ ликвидуса, и в меньшей степени — выливаемости в отливке, имеющей конфигурацию плиты (фиг. 105, I и III). Во всех остальных случаях перемещение границ области затвердевания происходит с ускорением в осевой части. В начальной стадии затвердевания почти все они перемещаются по закону, близкому к параболическому. Соотношение продолжительностей затвердевания плиты, цилиндра и сферы составляет:

для границы ликвидус $1 : 0,37 : 0,28$

для границ выливаемости и питания $1 : 0,28 : 0,18$

для границы солидус $1 : 0,26 : 0,15$

расчет по гипотезе приведенных толщин $1 : 0,25 : 0,11$.

Таким образом, расчет по приведенным толщинам не может рассматриваться как общий метод оценки кинетики процесса затвердевания отливок. Однако даваемые им цифры приближаются к величинам, характеризующим перемещение границы выливаемости и питания в стальных отливках, затвердевающих в песчаных формах, а также в отливках из чистого металла. Следовательно, для ряда технологических расчетов в стальном литье гипотеза приведенных толщин может быть использована как приближенный метод.

Сопоставление величин, полученных на отливках различных абсолютных размеров (фиг. 105) показывает, что они хорошо согласуются между собой. Следовательно, перемещение различных границ области затвердевания подчиняется принципу подобия, и построение кривых затвердевания в координатах $\frac{x}{R}$; $\frac{\tau}{R^2}$ вполне закономерно для отливок, получаемых как из чистых металлов, так и из сплавов.

Измерения показали, что в стальной отливке, имеющей конфигурацию плиты, коэффициент затвердевания равен для границы выливаемости $1,3 \text{ см/мин}^{1/2}$ или $0,168 \text{ см/сек}^{1/2}$; для границы питания $1,2 \text{ см/мин}^{1/2}$ или $0,155 \text{ см/сек}^{1/2}$.

Ускорение при затвердевании осевого объема в отливках из сплавов, имеющих развитую область затвердевания, связано с тем, что граница ликвидус продвигается в глубь жидкой области гораздо быстрее, чем в сплаве с узкой областью затвердевания при равной

суммарной величине теплоты кристаллизации. После смыкания границ ликвидуса на оси отливки затвердевание жидкого металла в межосевых пространствах дендритов происходит с увеличенной скоростью.

Рассмотрим механизм затвердевания металла в сопряжениях литых деталей [183]. Угол в 90° является наиболее распространенным в конструкциях литых деталей. Будем рассматривать галтель во внутренних углах в 90° как цилиндр, затвердевающий снаружи. Примем, что объем металла, затвердевающего на единицу поверхности формы, не зависит от конфигурации отливки. В случае затвердевания плоской стенки

$$V = \xi, \quad (113)$$

где V — объем металла, затвердевшего на единицу поверхности формы;

ξ — толщина затвердевшего слоя.

В случае затвердевания цилиндра снаружи

$$V = \xi \left(1 + \frac{\xi}{2r} \right), \quad (114)$$

где r — радиус цилиндра (галтели).

Определим толщину слоя, затвердевшего в углу к моменту окончания затвердевания основных стенок сопряжения, т. е. к моменту, когда

$$\xi = \frac{b}{2}, \quad (115)$$

где b — толщина основной стенки. Приравнявая объемы, получим

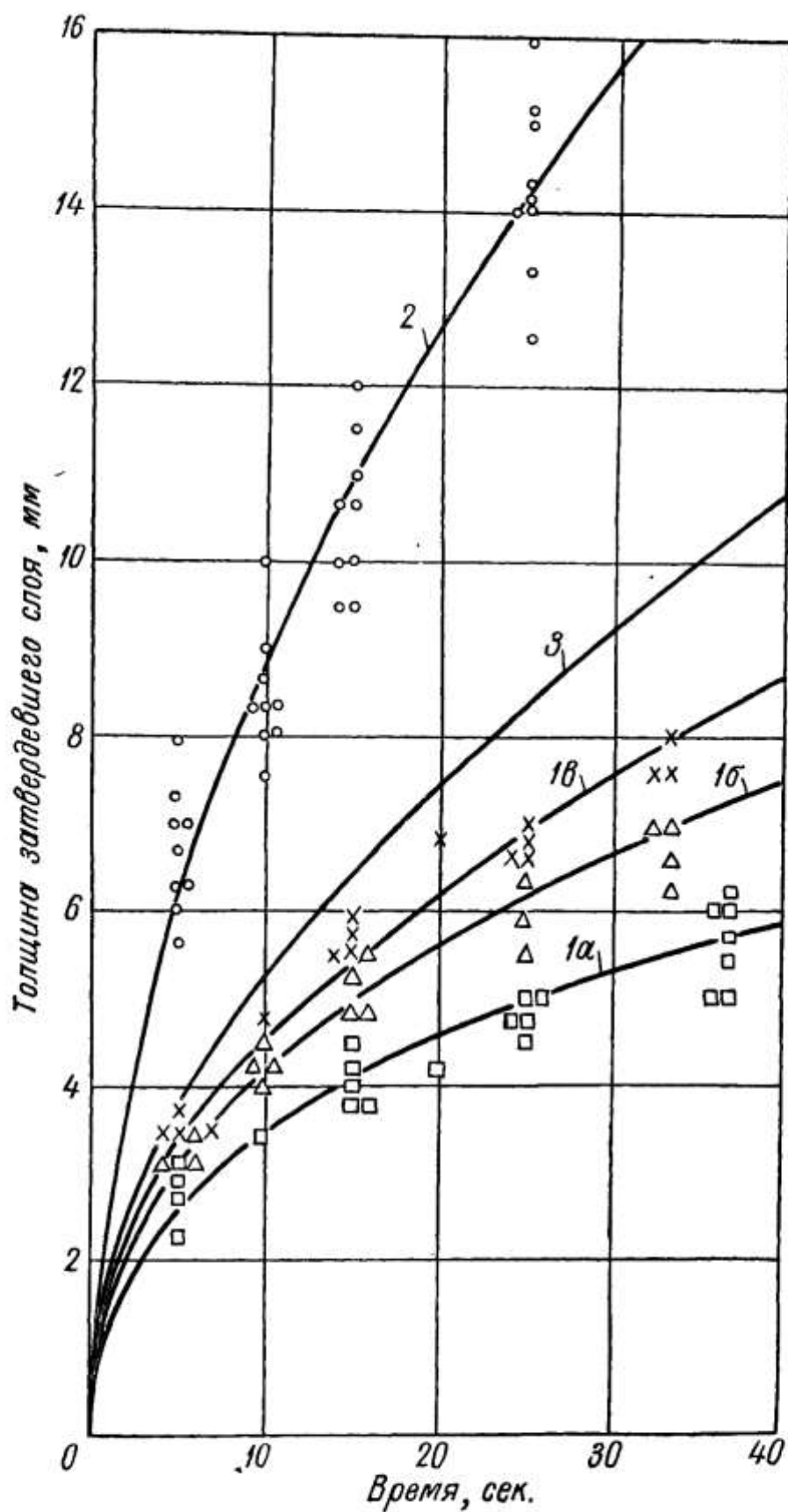
$$\frac{b}{2} = x \left(1 + \frac{x}{2r} \right), \quad (116)$$

где x — толщина слоя, затвердевшего в углу.

Выражая $\frac{b}{2}$ через $1,3\sqrt{\tau}$, решая полученное квадратное уравнение относительно x и отбрасывая мнимые корни, получим

$$x = r \left(\sqrt{1 + \frac{2K\sqrt{\tau}}{r}} - 1 \right). \quad (117)$$

Для проверки полученного выражения были залиты L- T- и X-образные пересечения с толщиной стенок 30 мм и X-образное пересечение с толщиной стенок 50 мм. Отливки имели высоту 130 мм и переменный радиус галтели (внизу 0 и вверху 20 мм). Отливки заливались сталью 35Л. Температура заливки была принята равной 1550°C . Формовка производилась из сырой песчано-глинистой смеси. Толщина затвердевшего слоя определялась методом выливания жидкого остатка. В результате опытов установлено, что тип пересечения и толщина стенки, т. е. размеры узла, не оказывают влияния на процесс затвердевания стали в углах. На фиг. 106 представлены



Фиг. 106. Кривые затвердевания в углах сопряжений стенок:
 1 — внутренний угол; 2 — внешний угол; 3 — плоская стенка;
 радиусы закруглений. a — 3,5 мм; b — 9,0 мм; c — 17,0 мм.

кривые, рассчитанные по формуле (117) и нанесены экспериментальные данные. Как видно, расчет хорошо согласуется с опытом. Кинетика затвердевания в углах L-, T- и X-образных сопряжений оказалась одинаковой.

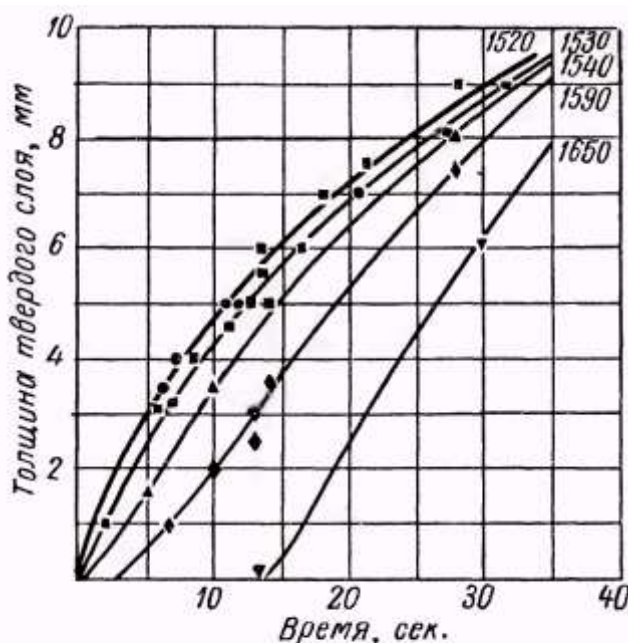
5 ВЛИЯНИЕ ВНЕШНИХ ФАКТОРОВ НА ЗАТВЕРДЕВАНИЕ ОТЛИВКИ

Основными внешними факторами, оказывающими влияние на процесс затвердевания отливок, являются: условия охлаждения поверхности, температура заливки и давление. Анализ условий охлаждения поверхности отливки формой посвящена глава VIII.

Рассмотрим влияние на затвердевание отливок температуры заливки. Н.И. Хвориновым [164], Г.П. Иванцовым [170], А.И. Вейником [44] предложены гипотезы и высказан ряд теоретических положений о влиянии перегрева металла

на процесс затвердевания.

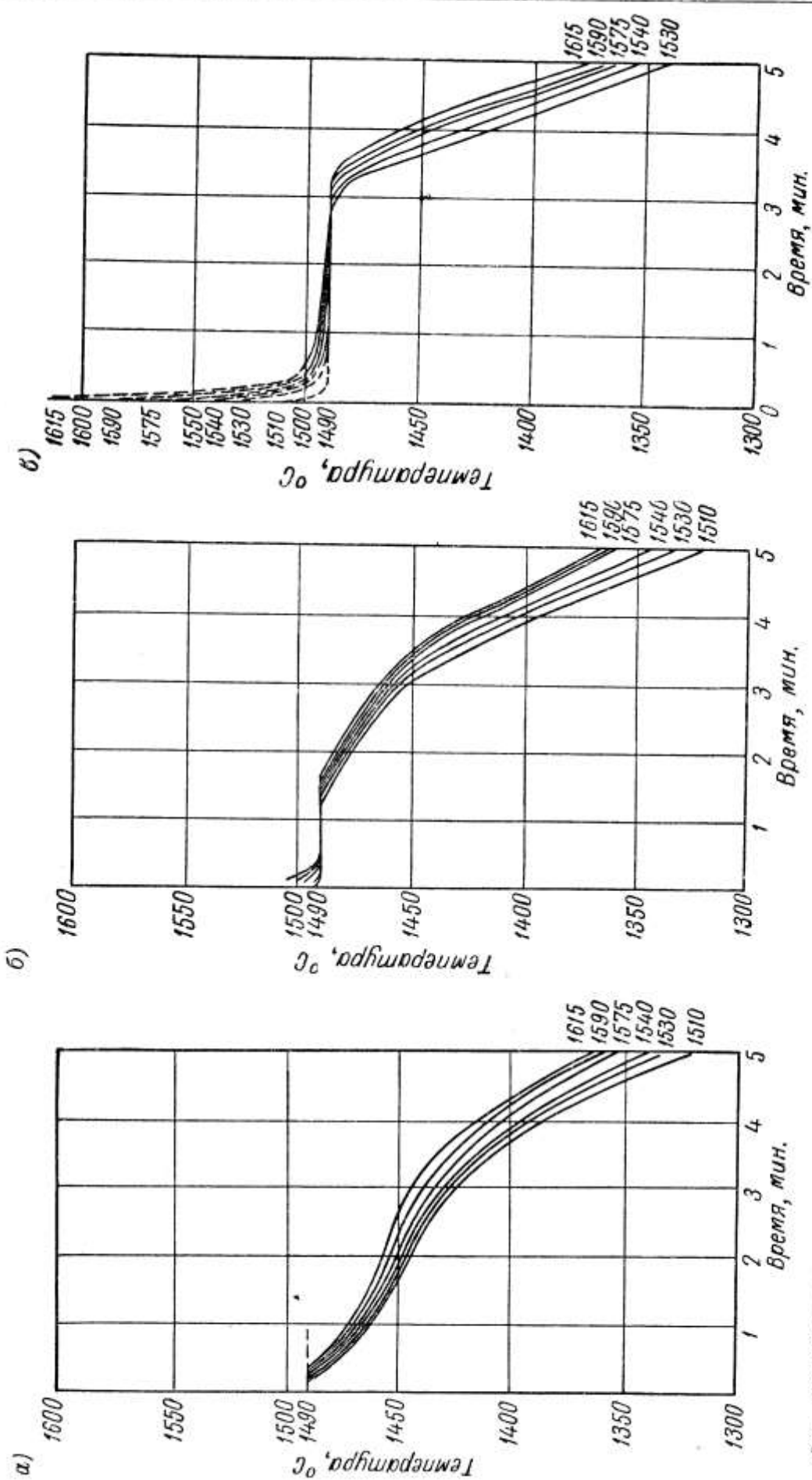
С целью экспериментального изучения этого вопроса проведено специальное исследование [203]. Опытные отливки из стали 35Л заливались в сырые песчаные формы в виде цилиндров диаметром 60 мм, высотой 180 мм. Кинетика начальной стадии затвердевания изучалась методом выливания жидкого остатка. Опытные отливки заливались при температурах 1520, 1530, 1540, 1590 и 1650°. На основании этих опытов построены кривые затвердевания отливок для первых 30 сек. после достижения уровнем металла при заливке половины высоты отливок (фиг. 107). Нарастание корки в начальной



Фиг. 107. Начальная стадия затвердевания стальных отливок диаметром 60 мм при различных температурах заливки.

стадии затвердевания лучше описывается линейным законом, чем законом квадратного корня.

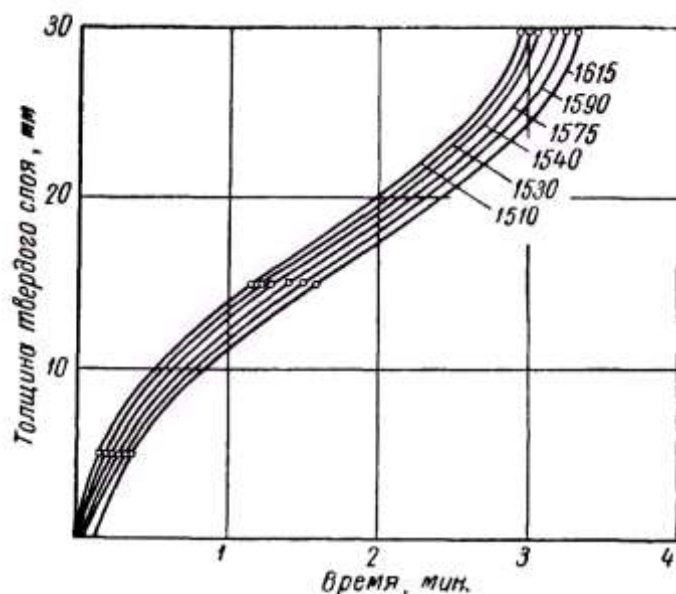
В начальной стадии затвердевания толщина твердой корки довольно неравномерна. При увеличении температуры заливки эта неравномерность резко усугубляется. При незначительном перегреве в начальной стадии кривые затвердевания приближаются к закону квадратного корня. При увеличении перегрева они приближаются к линейному закону. При небольших перегревах образование твердой корки начинается немедленно до соприкосновения металла с поверхностью формы. При увеличении перегрева появляется все возрастающий промежуток времени, в течение которого металл



Фиг. 108. Температурные кривые для затвердевания стальных отливок диаметром 60 мм, залитых при различных температурах.

не образует твердой корки. Средняя температура жидкого металла должна опуститься ниже некоторого минимального значения, чтобы затвердевание началось.

Для оценки влияния температуры заливки на общую продолжительность затвердевания измерения производились при помощи термопар. Термопары вводились в полость формы вертикально через нижний торец. В каждом опыте одна термопара устанавливалась в поверхностном слое — на расстоянии 5—6 мм от поверхности; вторая — на половине радиуса — 15 мм от поверхности;



Фиг. 109. Кривые затвердевания стальных отливок диаметром 60 мм, залитых при различных температурах.

третья в центре — 30 мм от поверхности. Концы всех трех термопар размещались в одной плоскости на расстоянии 60 мм от дна формы, 120 мм от верха. Опытные отливки заливались при температурах 1510, 1530, 1540, 1575, 1590 и 1615°.

Все температурные кривые, записанные термопарами, показали четко выраженные площадки при температуре кристаллизации. Температурные кривые для поверхностного слоя, половины радиуса и оси отливок, залитых, при различных температурах, представлены на фиг. 108. Кривые демонстрируют четкую

зависимость условий охлаждения отливок от температуры заливки. Температурные кривые во всех трех зонах закономерно смещаются вправо по шкале времени при повышении температуры заливки. По мере увеличения температуры заливки перегрев в центре и на половине радиуса отливки сохраняется в течение все более длительных промежутков времени. Положение перегиба кривых, соответствующего затвердеванию данной зоны, показывает хотя и незначительное, но систематическое замедление этого процесса с повышением температуры заливки. На фиг. 109 представлены кривые затвердевания отливок при различных температурах заливки. Точки на диаграмме фиг. 109 соответствуют моментам перегибов от площадок при температуре 1490° к нисходящим ветвям кривых на диаграммах фиг. 108. При затвердевании первых двух третей радиуса кривые затвердевания соответствуют закону квадратного корня; в осевой части наблюдается ускорение процесса, связанное со специфическими особенностями охлаждения цилиндрической отливки. Повышение температуры заливки замедляет охлаждение металла и систематически сдвигает во времени кривые затвердевания. Общий ход кривых затвердевания опытных отливок, пред-

ставленных на фиг. 109, приближенно может быть выражен равенством

$$x = 1,4\sqrt{\tau} - 0,024t, \quad (118)$$

где x — толщина твердого слоя
в см;

τ — время в мин.;

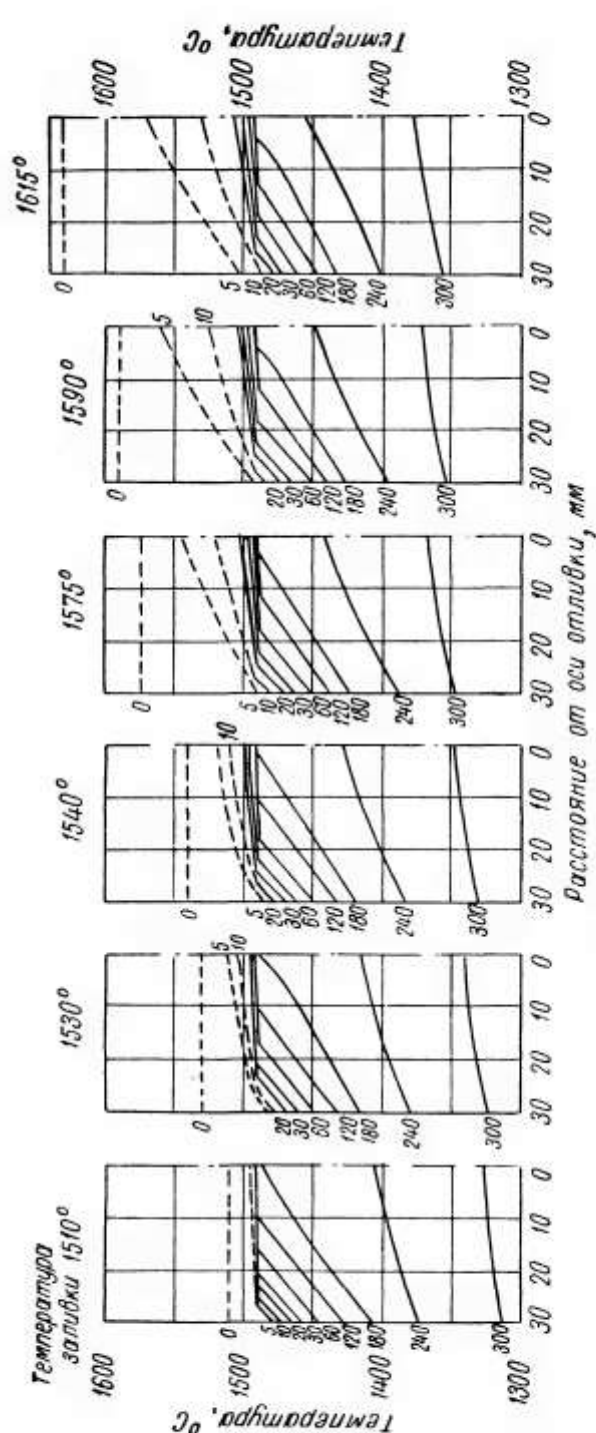
t — перегрев в °C;

$1,4=K$ — коэффициент затвердевания в см/мин^{1/2};

$0,024$ — коэффициент, учитывающий влияние перегрева.

Повышение перегрева с 20 до 125° увеличило общую продолжительность затвердевания отливки примерно на 13%. Обычные колебания температуры металла при заливке могут изменять продолжительность затвердевания в пределах не более 4—6%.

Наиболее полно и наглядно показывают картину затвердевания температурные поля. Температурные поля в отливках, залитых при различных температурах построенные по данным фиг. 107, 108 и 109, представлены на диаграмме фиг. 110. Из этой диаграммы следует, что процессы снятия перегрева и затвердевание отливок протекают одновременно и параллельно. При больших начальных перегревах заметная часть его теплоты сохраняется почти



Фиг. 110. Температурные поля в стальных отливках диаметром 60 мм, залитых при различных температурах. Цифры у кривых обозначают время в секундах.

до конца затвердевания. Разделение этих двух процессов может считаться справедливым только для низких температур заливки, в общем же случае является приближенным представлением. Распределение температур в твердом слое очень близко к линейному. При увеличении температур заливки температурные кривые делаются более пологими.

Таким образом, увеличение перегрева оказывает заметное влияние на начальную стадию затвердевания и увеличивает продолжительность затвердевания отливок, хотя в весьма незначительной степени.

Вопрос о влиянии давления на затвердевание отливок изучен пока недостаточно. Обычно считается, что воздействие давления связано с улучшением условий теплопередачи в контакте отливки и формы. Н. Н. Белоусов [204] произвел исследования влияния всестороннего давления на кинетику кристаллизации сплавов на алюминиевой основе. Измерения показали, что продолжительность затвердевания цилиндрической отливки диаметром 60 мм из сплава АЛ8 в песчаной форме без приложения давления составила 8,4 мин., при давлении 65 атм оно снизилось до 4,5 мин. Затвердевание отливки диаметром 60 мм из сплава АЛ2 без давления продолжалось 7,5 мин., в автоклаве под давлением 45 атм — 4,5 мин. При получении отливок диаметром 80 мм из сплава АЛ2 в металлических формах время затвердевания составляло около 2,1 мин. В условиях поршневого давления 2000 кг/см² время затвердевания этих отливок уменьшилось до 0,6 мин.

Такое резкое изменение продолжительности затвердевания при увеличении давления нельзя объяснить ликвидацией зазора между отливкой и формой и улучшением условий теплопередачи между ними. Очевидно, давление оказывает более сложное влияние на процесс затвердевания.

6. ОХЛАЖДЕНИЕ ОТЛИВОК В ФОРМЕ

Отливка не может извлекаться из формы сразу же после окончания затвердевания и должна некоторое время охлаждаться в ней. При преждевременной выбивке может произойти разрушение отливки ввиду низкой прочности металла вблизи точки кристаллизации; резкое ускорение охлаждения на воздухе может вызвать значительные внутренние напряжения, деформации и трещины.

Необходимая продолжительность охлаждения отливки в форме зависит от скорости охлаждения и температуры, при которой можно производить выбивку, не опасаясь развития в ней дефектов. П. Ф. Василевским [205], С. В. Руссияном и др. [206] были обобщены заводские данные о времени охлаждения стальных и чугуновых отливок в форме. П. Г. Новиков и В. Г. Грузин [55] произвели экспериментальные исследования процессов охлаждения отливок.

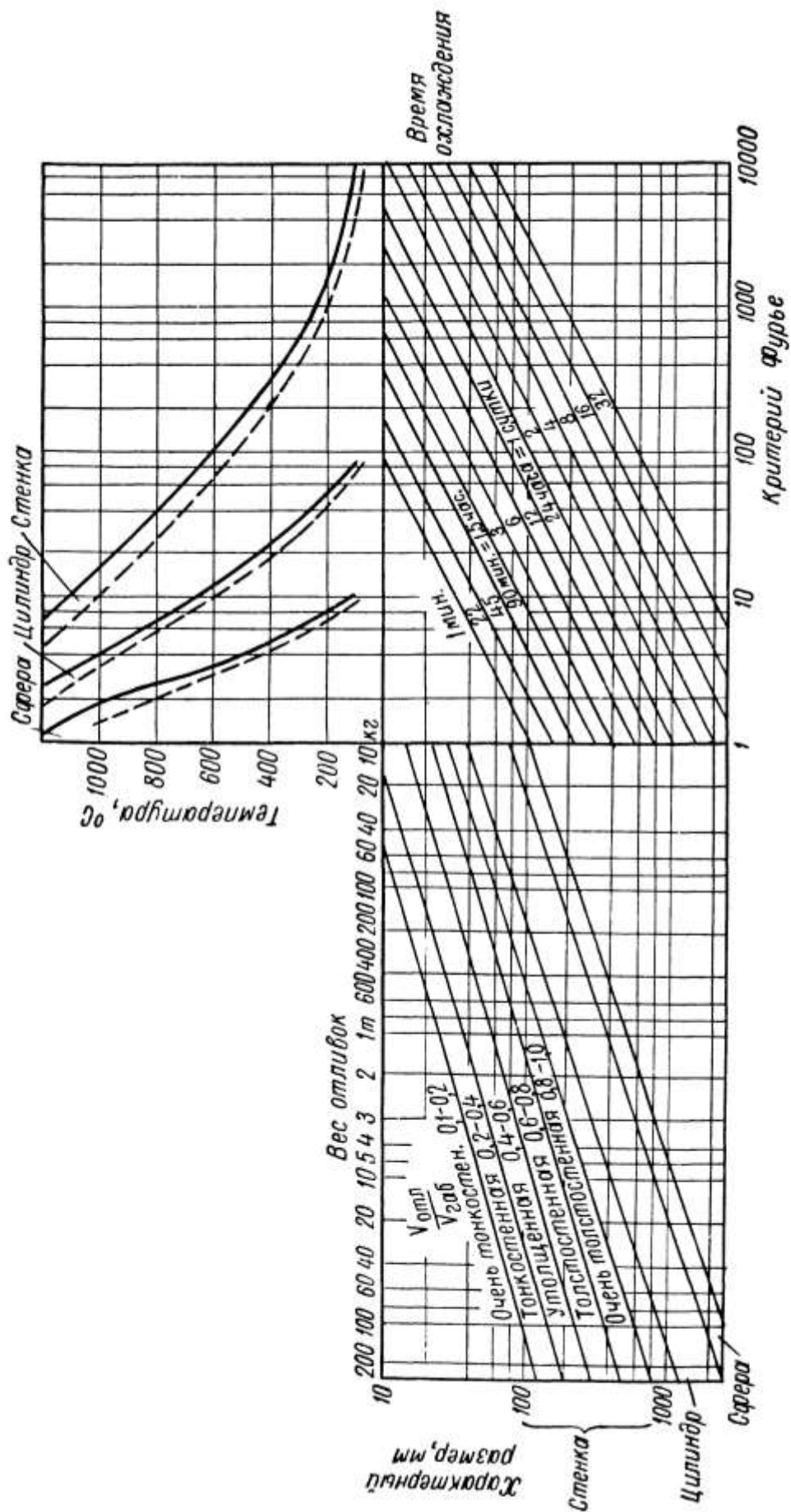
Большинство рекомендаций по определению продолжительности охлаждения стальных и чугуновых отливок в формах после заливки рассчитано на выбивку при температурах 150—200°. Они основываются на предположении, что извлечение отливки при такой тем-

пературе обеспечит минимальное развитие внутренних напряжений и деформаций. Ю. А. Нехендзи [39] приводит данные, согласно которым при выдержке стальных отливок не менее двух часов при температурах 600—650° внутренние напряжения снимаются на 90%, при температурах 550° — на 60%, при температурах 500° только на 45% и при температурах 400° — на 10%. Основываясь на том, что в углеродистых сталях внутренние превращения завершаются к 720°, наибольшей температурой выбивки считается 600—650°. Исследования И. П. Егоренкова [207] показывают, что в охлаждении чугуновых отливок большую роль играет теплота внутреннего превращения при 720°. Время его протекания соизмеримо с временем затвердевания отливок. После снижения температуры отливки до 500—400° ее дальнейшее охлаждение с формой следует рассматривать как единую систему. Градиент температур по сечению отливки достигает минимального значения при 750—600°, дальше он несколько увеличивается, но далеко не достигает значений, имеющих место в интервале температур от температуры заливки до 750°. В начале процесса охлаждения наиболее горячими местами отливки являются ее самые массивные части и прибыли. В дальнейшем более горячими местами оказываются тонкие части отливки.

П. Г. Новиков и В. Г. Грузин [55] рекомендуют следующие температуры извлечения из песчаных форм отливок из углеродистой стали:

неответственные детали без затрудненной усадки, простой конфигурации, весом до 200 кг (после извлечения из форм отливки складываются в кучу).....	800°
рядовые детали, имеющие неравномерные толщины стенок с термическими узлами, а также массивные детали, охлаждающиеся холодильниками. Массивные части отливки обнажаются (отливки после извлечения из форм загружаются в колодцы копильники)	600°
то же, что и в предыдущем случае, при условии затрудненного выравнивания температур и невозможности принятия специальных мер по улучшению условий охлаждения	400°
ответственные детали с затрудненной усадкой, склонные к короблению и трещинам.....	200°

Для определения времени, в течение которого стальные и чугунные отливки, охлаждаясь в форме, достигают назначенной температуры, можно пользоваться номограммой фиг. 111. Номограмма построена по данным П. Г. Новикова и В. Г. Грузина на основе измерения температур в большом количестве разнообразных отливок. Для оценки влияния конфигурации на скорость охлаждения отливки разбиты на три класса: стенки, цилиндры и сферы. Кроме того, в классе стенки выделено несколько групп в зависимости от отношения фактического объема к габаритному объему $V_{отл} : V_{габ}$. В левом нижнем квадранте номограммы должна быть найдена точка, соответствующая классу и весу отливки: в верхнем правом квадранте на кривой для принятого класса отливок должна быть найдена точка, соответствующая температуре, при которой намечается извлекать отливку из формы; продолжая из первой точки горизонтальную



Фиг. 111. Номограмма для определения времени выдержки чугунов и стальных отливок в формах:

прямую и из второй точки вертикальную прямую до их пересечения, найдем время необходимой выдержки. Номограмма дает не очень высокую, но приемлемую для практических нужд точность. Опыты показали, что при остывании тяжелых стальных и чугунных отливок состав формовочных материалов и состав металла незначительно влияют на скорость охлаждения. Однако этими факторами нельзя пренебрегать при оценке охлаждения в формах мелких отливок.

О. Ю. Коцюбинским [208, 209] произведены расчеты охлаждения отливок в песчаных формах для случаев плиты и балки, составленной из прямоугольных контуров, позволяющие проследить процессы теплопередачи между отливкой и формой более детально, чем при других методах.

Весьма эффективным мероприятием по сокращению времени охлаждения отливки является принудительное охлаждение формы воздухом, описанное И. В. Митичевым [210]. Метод применяется при формовке крупных станочных отливок в кессонах. Вместо обычной постели из топочной гари нижняя часть формы формуется на системе чугунных коробок с отверстиями, в которые при помощи вентилятора непрерывно подается воздух. По данным И. В. Митичева, при внедрении принудительного охлаждения время выдержки отливки станины весом 6,5 т в форме сократилось с 40—50 час. до 8—10 час; кроме того, резко сократилось время охлаждения кессона для подготовки к следующей формовке. Применение массивной чугунной постели в сочетании с верхней опокой увеличенной жесткости позволило также повысить точность изготовления отливок и снизить припуски на механическую обработку.

ГЛАВА VIII

РАБОТА ФОРМЫ

1. НАГРЕВАНИЕ ФОРМЫ

Охлаждение отливки происходит за счет нагрева формы и окружающего пространства. Теплопередача в стенках песчаных форм, являющихся капиллярно-пористыми телами, принципиально должна рассматриваться с учетом массообмена. Массообмен выражается: в фильтрации воздуха, находящегося в порах формовочной смеси; горении органических веществ и фильтрации продуктов их горения; испарении и освобождении связанной влаги и фильтрации паров воды. Эти процессы осложняются возможностью конденсации влаги в холодных слоях формы, удаленных от отливки и протекания реакций в газообразных окислах углерода, происходящих с изменением объема в горячих слоях формы вблизи отливки.

Основы общей математической теории теплообмена в капиллярно-пористых телах предложены А. В. Лыковым и продолжают разрабатываться коллективом его сотрудников [211—213]. Теплопередача в капиллярно-пористых телах, в особенности содержащих влагу, в общем виде должна описываться дифференциальными уравнениями, учитывающими потенциалы переноса тепла и массы. В этом случае температурный градиент будет определяться коэффициентами теплопроводности, теплоемкости и температуропроводности. Градиент массосодержания — термоградиентным коэффициентом — аналогом теплоемкости и коэффициентом потенциалопроводности — аналогом температуропроводности. Изучение процессов тепло- и массообмена в стенках литейных форм во всей полноте потребует еще много времени. При современном состоянии изучения этих процессов приходится рассматривать их формально, без учета массообмена, но с использованием коэффициентов теплопроводности и теплоемкости, величины которых учитывают массообмен.

Систематические экспериментальные исследования тепловых свойств пористых материалов проводились Г. М. Кондратьевым и его сотрудниками [214—216]. По их данным, для сухих пористых материалов линейная зависимость между теплопроводностью и температурой сохраняется в широком интервале температур 0—600°C

$$\lambda = \lambda_0(1 + \beta T), \quad (119)$$

где λ — теплопроводность при температуре T ;
 λ_0 — теплопроводность при $^{\circ}\text{C}$;
 β — коэффициент.

Величина β тем меньше, чем меньше размер зерна смеси и мельче поры, а вообще β есть функция от плотности материала одного и того же происхождения.

На теплопроводность и теплоемкость формовочных смесей очень большое влияние оказывает влажность. На фиг. 112 представлены соответствующие зависимости по данным В. Л. Шевелькова [217].

Теплоемкость возрастает при увеличении влажности по закону, близкому к линейному. Ее величина при переходе от сухих песков к смесям с влажностью 6—8% возрастает в 1,5—2 раза. Теплопроводность растет по более сложной зависимости, увеличиваясь в тех же условиях в 2—4 раза. Резкое влияние газовых потоков в форме на теплопроводность впервые было отмечено П. П. Бергом и О. В. Колачевой [218]. Увеличение теплопроводности с увлажнением связано с переносом теплоты парами воды и с резким улучшением условий контактного переноса теплоты между частицами песка вследствие сосредоточения влаги в точках их соприкосновения.

В табл. 32 приведены по литературным данным тепловые характеристики важнейших материалов, применяемых для изготовления форм. Приняты размерности, характерные для теплотехнических расчетов.

Теплоемкость формовочных смесей, составленных из различных материалов, может определяться по правилу смешения [40]. Естественно, что для теплопроводности это правило не применимо.

Процесс нагревания неограниченной формы описывается следующим равенством:

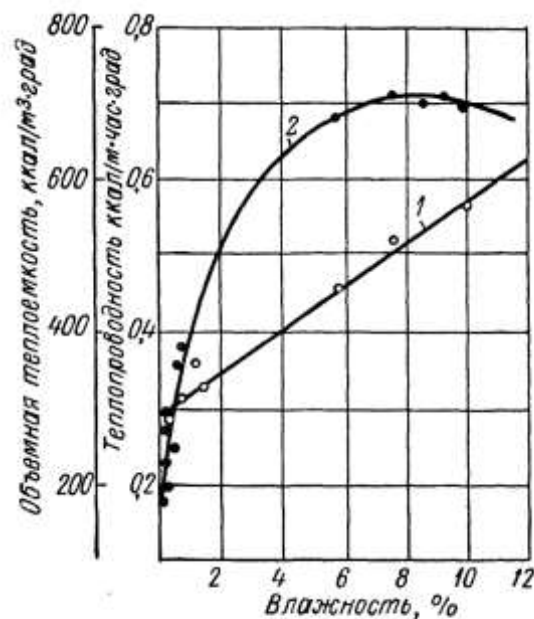
$$T_{\phi} = T_0 - (T_0 - T_{\kappa}) G \left(\frac{y}{\sqrt{4a_{\phi}\tau}} \right), \quad (120)$$

где T_{ϕ} — температура в форме на расстоянии y от ее контактной поверхности с отливкой в момент времени τ ;

a_{ϕ} — температуропроводность материала формы;

T_{κ} — температура поверхности формы в контакте с отливкой;

T_0 — температура кристаллизации металла отливки. При соприкосновении двух неограниченных тел без всяких промежуточных прослоек температура их поверхности будет постоянна



Фиг. 112. Зависимость теплоемкости (1) и теплопроводности (2) кварцевого песка от влажности.

Материал	Температура (Т) в °С	Удельный вес (γ) в кг/м³	Теплоемкость (С) в ккал/кг °С	Теплопроводность (λ,) в ккал/м·час °С	Теплопроницаемость (b) в ккал/м²·час °С	Температуропровод- ность (a) в м²/час
Медь.....	20	8930	0,092	337	500	0,41
Алюминий	300	2600	0,225	235	360 192	0,40
Чугун .	20	7200	0,160	32		0,028
Сталь .	20	7850	0,11	40	186 180	0,046
Сталь	1200	7500	0,16	27		0,023
Магнезит	1000	3100	0,26	3,0	49	0,0037
Чугунная стружка	20	3000	0,25	2,1	39	0,0028
Песок К 50/100 (сырая форма) ...	20	1800	0,55	1,1	33	0,0011
Песчано-глинистая смесь.....	900	1500	0,28	1,4	24	0,0033
Шамот.....	20	1800	0,28	1,0	22	0,0020
Цемент	20	1380	0,31	1,2	22	0,0028
Глина огнеупорная	500	1845	0,76	0,9	20	0,00084
Песок К 50/100 (сухая форма) ...	900	1700	0,30	0,5	16	0,00098
Маршалит	700	1650	0,20	0,3	10	0,00091
Древесные опилки	20	300	0,40	0,15	4	0,00125
Сажа.....	500	200	0,20	0,03	1,0	0,00075

и определится соотношением тепловых свойств их материалов. Для случая затвердевающей отливки и формы неограниченной толщины температура идеального контакта между ними определится выражением

$$T_K = \frac{T_0}{1 + \sqrt{\frac{\lambda_\phi c_\phi \gamma_\phi}{\lambda_m c_m \gamma_m} G \left(\frac{K}{\sqrt{4a_m}} \right)}}, \quad (121)$$

где

K — коэффициент затвердевания;

T_0 — температура кристаллизации металла отливки;

$\lambda_\phi, C_\phi, \gamma_\phi$ — теплопроводность, теплоемкость и объемный вес материала формы;

λ_m, c_m, γ_m — теплопроводность, теплоемкость и объемный вес материала отливки в интервале температур от T_0 до T_K ;

a_m — температуропроводность материала отливки в интервале температур от T_0 до T_k .

Коэффициент затвердевания отливки в песчаной форме при небольшом перегреве металла может быть определен по следующей приближенной формуле:

$$K \cong \frac{T_0 b_\phi 1,158}{\gamma_m L}, \quad (122)$$

где K — коэффициент затвердевания;
 γ_m — объемный вес твердого металла;
 L — теплота кристаллизации;
 $b_\phi = \sqrt{\lambda_\phi c_\phi \gamma_\phi}$ — теплопроницаемость материала формы.

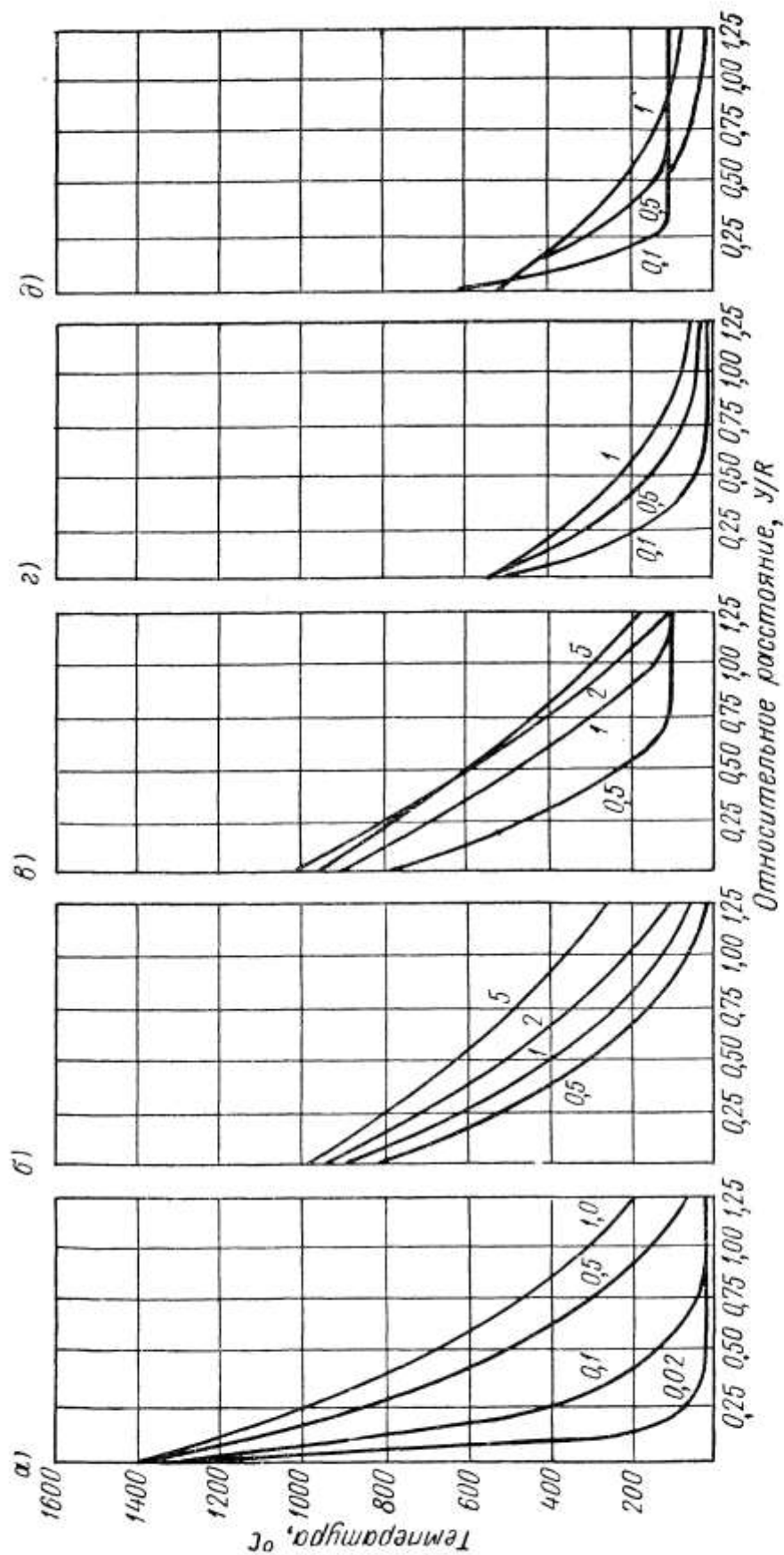
Из формулы (121) следует, что величины теплопроницаемости (или теплоаккумулирующая способность) и температуропроводности являются важнейшими характеристиками, определяющими условия затвердевания отливки в форме из данного материала.

Измерения показывают, что температуры поверхности отливки и формы за время затвердевания асимптотически стремятся к температуре идеального контакта. Однако достижению этой температуры препятствует тепловое сопротивление зазора. Поэтому средняя температура поверхности отливки в период затвердевания выше температуры идеального контакта, а средняя температура поверхности формы — ниже.

В песчаных формах температура поверхности отливки и формы быстро приближается к уровню идеального контакта, в металлических формах — медленно [426].

На фиг. 113 представлены температурные поля в стенках песчаных форм при затвердевании отливок из стали, чугуна и алюминиевого сплава, имеющих конфигурацию плоских стенок или цилиндров. На фиг. 113 время и расстояние выражены в относительных величинах $\frac{\tau}{R^2}$ и $\frac{y}{R}$, где τ — абсолютное время в мин., y — абсолютное расстояние в см, R — половина толщины стенки отливки. Температура поверхности обычных песчаных форм за время затвердевания стальной отливки составляет около 1400—1450°, при затвердевании чугуновой отливки 1000—1100° и при затвердевании отливки из алюминиевого сплава 500—550°. Температура в сырой форме сравнительно быстро достигает 100° на значительной толщине за счет фильтрации паров воды, а далее прогревается постепенно. В сухой форме температура всех точек формы поднимается и опускается постепенно. Перемещение изотермы 100° в этом случае не отличается от перемещения остальных изотерм. Переход от сухой формы к сырой и повышение влажности в сырой формовочной смеси несколько ускоряет прогревание формы и затвердевание отливки. Повышение газопроницаемости действует в том же направлении.

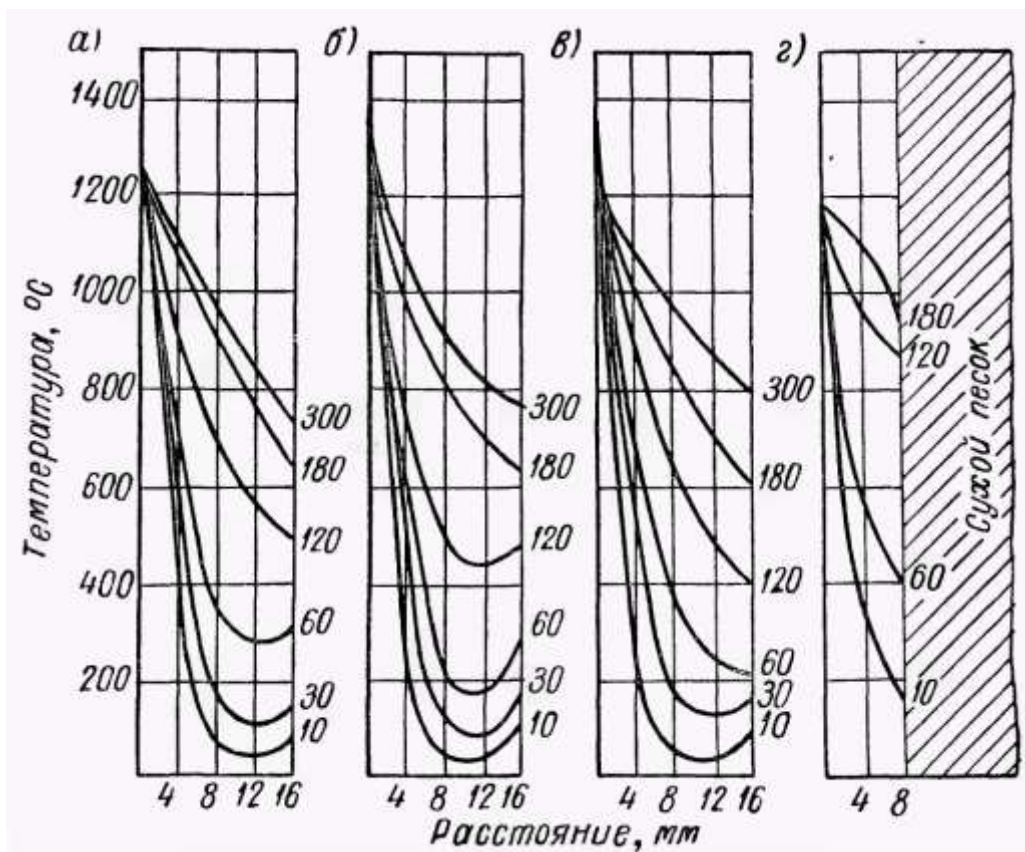
О. В. Колачева [219] произвела измерение температур в стенках песчано-бакелитовых оболочковых форм. На фиг. 114 представлены температурные поля при заливке в оболочковые формы углеродистой стали,



Фиг. 113. Типичные температурные поля в стенках песчаных форм при затвердевании отливок.
а — сталь, сухая форма; б — чугун, сухая форма; в — чугун, сырая форма; г — алюминиевый сплав, сухая форма;
д — алюминиевый сплав, сырая форма.

Цифры у кривых обозначают относительное время в $\frac{1}{2}$ см/мин.

Исследования показывают, что размер зерна смеси оказывает некоторое влияние на распределение температур только в начальной стадии нагрева; через 2—3 мин. после заливки температурные поля в стенках, изготовленных из песка различной крупности, становятся одинаковыми. В период заливки и затвердевания отливок с толщиной стенки 30 мм температура центральных слоев оболочек толщиной 16 мм не превышает 300—500°; температура поверхности формы за этот период составляет 1300—1400°. Характерной особенностью

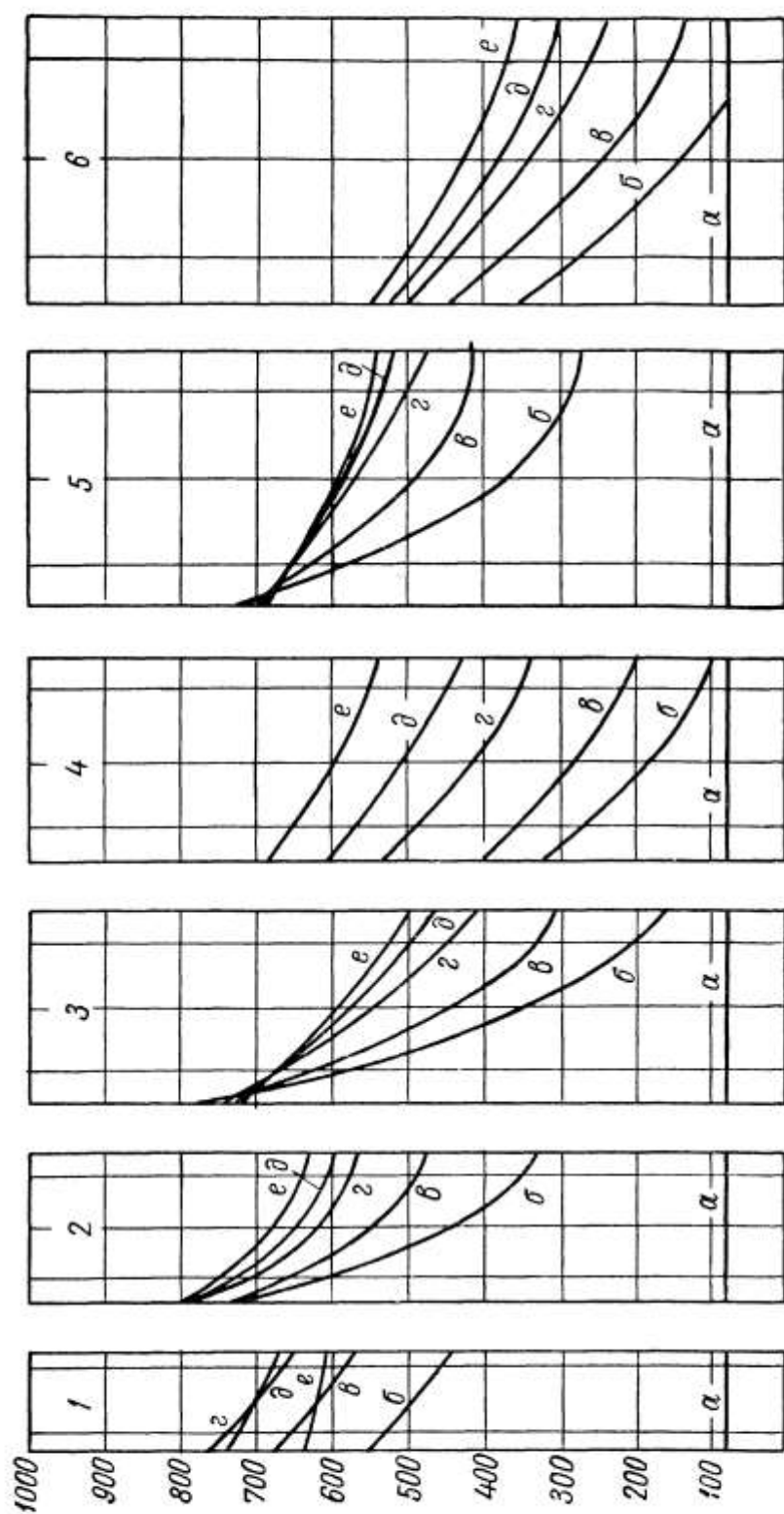


Фиг. 114. Температурные поля в стенках оболочковых форм из смесей с 10% бакелитового лака при затвердевании стали: а — песок 140/270; б—хромовая руда 30—100 меш.; в—магнезит 30—100 меш.; з — песок 140/270 с засыпкой.

Цифры у кривых — время в секундах.

оболочковых форм на термореактивном связующем является горение бакелита, начинающееся сразу после поступления металла в форму. Горение вызывает повышение температуры в наружной части стенок формы по сравнению с центральными слоями. При засыпке оболочек снаружи песком горение не наблюдается и распределение температур в такой комбинированной форме не отличается от обычной песчаной формы.

На фиг. 115 представлены типичные температурные поля в стенках металлических форм (чугунных изложниц) при заливке стальных слитков. Температура их внутренней поверхности за время затвердевания лежит в пределах 600—800°. Интенсивность нагрева и достигаемые температуры в стенках металлических форм определяются условиями контакта с отливкой, толщиной стенки, условиями внешнего охлаждения и теплопроводностью материала формы [422],



Фиг. 115. Типичные температурные поля в стенках металлических (чугунных) форм при затвердевании стали:

1 — круглый слиток, $\frac{s}{R} = 0,25$; 2 — восьмигранный слиток, $\frac{s}{R} = 0,39$; 3 — восьмигранный слиток, $\frac{s}{R} = 0,51$; 4 — круглый слиток, $\frac{s}{R} = 0,54$; 5 — четырехгранный слиток, $\frac{s}{R} = 0,67$; 6 — круглый слиток, $\frac{s}{R} = 0,74$; а — $\frac{\tau}{R^2} = 0,00$; б — $\frac{\tau}{R^2} = 0,01$; в — $\frac{\tau}{R^2} = 0,02$; г — $\frac{\tau}{R^2} = 0,04$; д — $\frac{\tau}{R^2} = 0,06$; е — $\frac{\tau}{R^2} = 0,10$; R — радиус слитка в см; s — толщина стенки формы в см; τ — время в мин.

При отливке граненых слитков и плоских отливок в металлМ-ческие формы корка, образующаяся на плоской поверхности, имеет возможность выпучиваться под действием гидростатического давления и прижиматься к поверхности формы до тех пор, пока не утолстится в достаточной степени. При затвердевании корки в цилиндрических слитках такой вид деформации исключен. Контакт между отливкой и формой на плоских поверхностях в граненых слитках более тесный и дольше сохраняется, чем в круглых слитках. Интенсивность приближения температур поверхности формы и отливки к температуре идеального контакта в граненых слитках гораздо больше, чем в круглых (фиг. 115). Когда толщина твердой корки увеличится настолько, что гидростатическое давление металла не сможет ее деформировать, — образуется зазор. Охлаждение отливки и нагрев формы определяют его увеличение во времени. Газы, заполняющие зазор, обладают пониженной теплопроводностью и наряду со слоями окислов и смазки замедляют дальнейшее нагревание формы, а также охлаждение отливки.

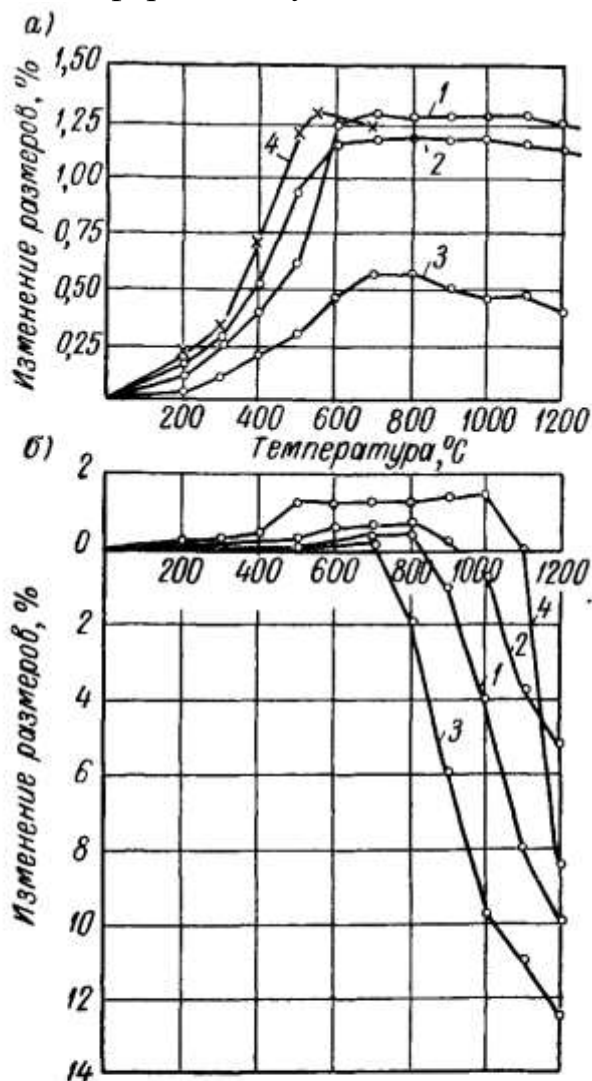
Особенно интенсивно нагревается поверхность металлической формы при литье под давлением. И. И. Горюнов, М. Ф. Макельский и А. А. Демидова [220], пользуясь специальным методом измерений, определили температуры в поверхностном слое пресс-формы при литье под давлением стали. Измерения показали, что пресс-формы при литье под давлением работают в условиях громадных температурных градиентов и очень быстрых теплосмен.

Из фиг. 115 следует, что уменьшение толщины стенки металлической формы способствует повышению температуры ее нагрева и уменьшению температурного перепада по ее сечению. Чем меньше толщина стенки формы, тем меньше она поглотит теплоты и тем больше теплоты она передаст в окружающую среду за время затвердевания отливки. Для цветных сплавов, затвердевающих при низких температурах, увеличение толщины стенки повышает скорость затвердевания отливок, так как интенсивность отвода теплоты излучением и конвекцией с наружной поверхности форм при низких температурах происходит медленно. Для чугуна влияние толщины стенки формы на скорость затвердевания менее значительно. На интенсивность охлаждения стальных отливок толщина стенок металлических форм практически не влияет, так как высокая температура плавления литейного материала поднимает температуру нагрева внешней поверхности формы и создает скорость отвода теплоты в окружающее пространство примерно такую же, как в толщу массивной чугунной стенки. Вопрос о влиянии толщины стенки на условия нагрева форм и охлаждение отливки специально рассмотрен в работах И. Я. Граната и А. А. Безденежных [221], Б. Б. Гуляева [222], Н. Н. Рубцова и Г. Ф. Баландина [223], Н. Д. Орлова [224].

Искусственное охлаждение форм водой в сочетании с малой толщиной стенок и применением высокотеплопроводных материалов имеет перспективы для развития и уже нашло широкое применение в различных системах непрерывного литья.

ДЕФОРМАЦИЯ ФОРМ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ФОРМОВОЧНЫХ СМЕСЕЙ В НАГРЕТОМ СОСТОЯНИИ

При нагревании формы происходят объемные изменения в формовочных смесях, приводящие к искажению размеров отливки и внутренним напряжениям в стенках формы, могущим вызвать их преждевременное разрушение.



Фиг. 116. Изменение линейных размеров при нагревании образцов формовочных материалов.

а — кварцевый песок:

1 — К 50/100; 2 — К 70/140; 3 — пылевидный кварц; 4 — формовочная смесь для чугуна;

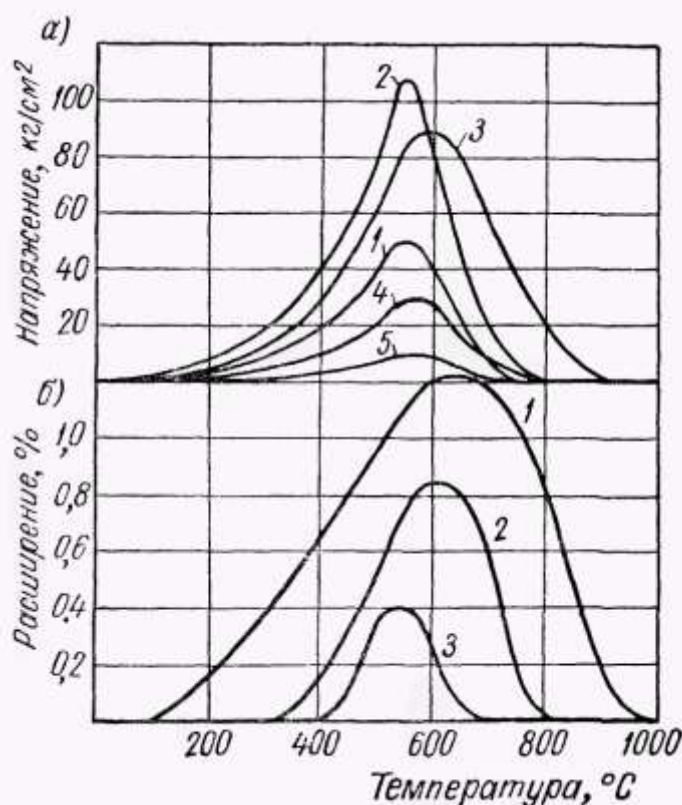
б — формовочная глина:

1 — часов-ярская; 2 — кудиновская; 3 — бентонит; 4 — репинская.

На фиг. 116, а представлено, по данным И. А. Виленской [225], изменение размеров образцов из кварцевых песков различной крупности под влиянием нагрева. Кривая расширения может быть разбита на три участка: от 0 до 500° происходит плавкое расширение; при температурах 500—600° происходит резкое увеличение длины образца, связанное с превращением β -кварца в α -кварц; при температурах 600—1200° размеры образца изменяются очень незначительно, чаще всего происходит небольшое сжатие. При уменьшении размеров песчинок абсолютная величина расширения при нагреве существенно сокращается. При многократных нагревах и охлаждениях происходит некоторое уменьшение усадки, связанное с растрескиванием и измельчением песка. На фиг. 116, б представлено (также по данным И. А. Виленской [225]) изменение длины образцов из различных глин при нагреве. Для глин характерно постепенное увеличение размеров при нагреве до 700—1000° за счет расширения отоходящих примесей; при дальнейшем нагреве происходит резкое сокращение размеров образцов — огневая усадка. Различные виды глин в зависимости от минералогического состава и дисперсности дают различную усадку.

Стенки песчаной формы нагреваются металлом отливки в условиях их ограничения с одной стороны стенками опоки, с другой — стенками отливки. Расширение формы при нагреве вызывает давление на стенки отливки, ее деформации и внутренние напряжения. В стержнях, окруженных стенками отливки, деформация формовочной смеси при нагреве имеет еще

большее значение. А. А. Дубровский [226] произвел измерения напряжений в образцах из различных формовочных смесей диаметром 30 мм, длиной 50 мм, заформованных во втулки из жаропрочной стали, при их нагреве до различных температур. Длина образца сохранялась постоянной, а усадка компенсировалась за счет сжатия, вызывающего соответствующие напряжения. На фиг. 117 представлены кривые развития напряжений при нагреве образцов из обычной уплотненной в различной степени облицовочной смеси для чугуна-ного литья, из отмытого кварцевого песка и из опилочных смесей. При нагреве до 100° напряжения практически не возникают; при этом песчинки под воздействием нагрузки легко перегруппировываются; кроме того, происходит испарение влаги. При нагреве до 500—600° напряжения растут сначала медленно, затем быстрее; при 500—600° они достигают максимума, затем быстро снижаются и к 700—800° исчезают полностью. Подъем напряжений, очевидно, связан с расширением формовочной смеси, снятие напряжений при высоких температурах происходит за счет огневой усадки глины и деформации зерен кварцевого песка. Из фиг. 117 следует, что напряжения в обычной формовочной смеси тем выше, чем больше степень уплотнения. Напряжения в кварцевом песке развиваются примерно так же, как в песчано-глинистой смеси, но снимаются при более высокой температуре. Опилочные смеси испытывают гораздо меньше напряжения, чем безопилочные, за счет возможности перемещения зерен в образовавшиеся пустоты. Напряжения в формовочных смесях при ограничении их расширения достигают значительных величин — 100—130 кг/см². В ряде случаев линейная усадка отливки не только ограничивает расширение смеси но вызывает ее дополнительное сжатие. Измерение напряжений в условиях дополнительного сжатия образца до 0,4% привело к возрастанию напряжений при нагреве до 200—270 кг/см². Значительные колебания напряжений в стенках формы вызывают неравномерное сопротивление усадке отливок и неравномерность отклонения их размеров от размеров модели.



Фиг. 117. Напряжения и деформации под нагрузкой образцов из формовочной смеси для чугуна-ного литья при нагреве.

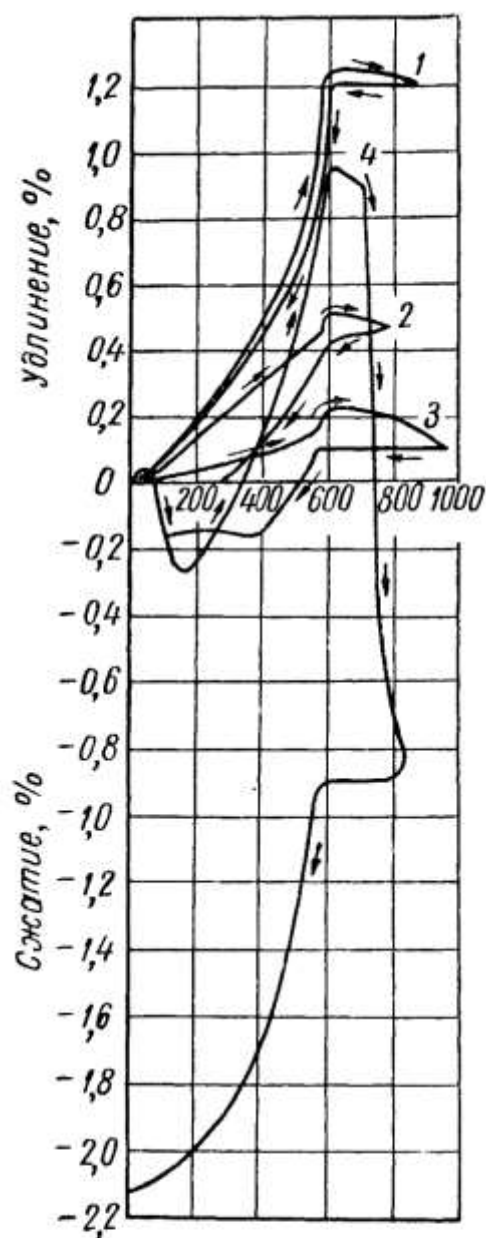
а — напряжения в образцах:

1 — уплотнение тремя ударами; 2 — уплотнение девятью ударами; 3 — добавка 1% опилок; 4 — добавка 3% опилок; 5 — добавка 5% опилок;

б — деформация образцов:

1 — нагрузка в 3 кг/см²; 2 — нагрузка в 17 кг/см²; 3 — нагрузка в 51 кг/см².

Окончательные размеры отливки определяются суммой технологических факторов, среди которых значительное место занимает деформация формы, состоящая из следующих элементов: деформация формы при извлечении модели; расширение формы при сушке; уменьшение размеров за счет деформации при сборке; распор при заливке металлом; расширение формовочной смеси за счет нагревания теплом залитого металла.



Фиг. 118. Деформация при нагревании образцов покрытий форм, изготавливаемых по выплавляемым моделям:

1—этилсиликат, присыпка из кварцевого песка 50/100; 2 — этилсиликат, присыпка из шамотной крошки; 3—этилсиликат, присыпка из плавленного кварца; 4—жидкое стекло, присыпка из кварцевого песка; образец не обжигался.

Измерения деформации формовочной смеси под нагрузкой, произведенные на образцах, дали картину, представленную на фиг. 117, б. Интенсивное расширение формовочной смеси в период затвердевания отливок может служить причиной образования горячих трещин. Деформация форм при литье по выплавляемым моделям изучалась О.В. Ступишиной [227] на образцах размеров $4 \times 10 \times 50$ мм при помощи дилатометра Шевенара. Образцы изготавливались путем четырехкратного нанесения силикатной суспензии на модель в виде бруска с промежуточной сушкой и присыпкой крупным песком. На фиг. 118 представлена дилатометрическая кривая, полученная на образце из гидролизованного раствора этилсиликата с наполнителем из искусственной кварцевой муки из люберецкого песка с присыпкой этим же песком марки 50/100 (кривая 1). При нагреве от нормальной температуры до 573° в результате превращения β -кварца в α -кварц образец закономерно расширяется. При дальнейшем нагреве происходит незначительное сжатие α -кварца. Кривая охлаждения незначительно отклоняется от кривой нагревания. Общее количество кремнезема, входящего в состав обожженной керамики, распределяется следующим образом: в огнеупорном связующем 5%, в наполнителе силикатной суспензии 28%, в присыпке 67%. Следовательно, решающее влияние на величину деформации должен оказывать материал присыпки. На той же фиг. 118 сопоставлены дилатометрические кривые,

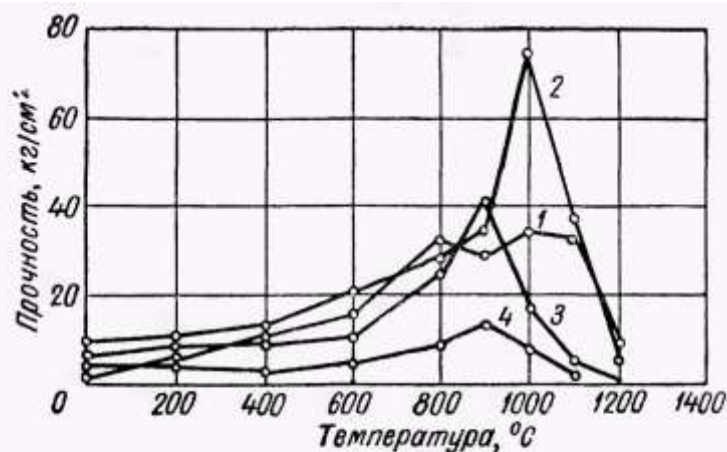
полученные на этилсиликате с применением различных присыпок. Кварцевый песок (кривая 1) дал максимальное расширение 1,27%, шамотная крошка (кривая 2) — 0,52%

и плавленный кварц (кривая 3)—0,23% (по методу лаборатории высокочастотной металлургии ЛЭТИ). Этот результат находится в соответствии с коэффициентами линейного расширения кристаллического кварца $(11,5 \div 13,0) \cdot 10^{-6}$, шамота $(4,5 \div 6,0) \cdot 10^{-6}$ и плавленного кварца $0,43 \cdot 10^{-6}$. На фиг. 118 представлена также дилатометрическая кривая для керамики, полученной на жидком стекле (кривая 4) в необожженном состоянии. При нагреве до $150\text{—}200^\circ$ наблюдается сжатие, связанное с дегидратацией геля кремниевой кислоты; при нагреве до 573° происходит расширение β -кварца, при дальнейшем нагреве незначительное сжатие α -кварца; при нагреве выше 700° происходит очень резкое сокращение длины образца, обусловленное спеканием. Кривая охлаждения отличается от кривой нагрева резким смещением вниз, связанным со спеканием и отсутствием линейных изменений, связанных с дегидратацией.

Дилатометрическая кривая, полученная на образце, прошедшем полный обжиг, не отличается от кривой для образца на этилсиликате; она не имеет деформаций, связанных с дегидратацией и спеканием. При разведении жидкого стекла и соответственно уменьшении количества окиси натрия эффект спекания существенно уменьшается. Применение различных связующих дает различную величину деформации за счет спекания, а следовательно, различную общую усадку. Например, образцы на этилсиликате дают общую усадку около 0,05%, образцы на ацетонсиликате (АРК-1) — 0,1%; образцы на смеси жидкого стекла с этилсиликатом или ацетонсиликатом — 0,4%; образцы на жидком стекле с хлористым аммонием — 1,9%. Таким образом, деформация формы для отливок по выплавляемым моделям при нагреве определяется главным образом природой присыпки. Общая деформация форм после охлаждения связана главным образом с природой связующего вещества.

При изготовлении форм по выплавляемым моделям имеет значение деформация модельного материала при его нагревании в процессе вытапливания. Эта деформация может приводить к разрушению огнеупорного покрытия, образованию заливов и засоров. Измерения Ф. Д. Оболенцева и В. П. Каленова [228] показали, что расширение при нагревании до точки плавления парафина, стеарина и их смеси в равных количествах составило соответственно 5,4; 3,4 и 5%. Расширение огнеупорного покрытия при нагреве до 100° составляло 0,1—0,2%. Естественно, что такая большая разница в коэффициентах расширения при нагревании вызывает напряжения в покрытии, могущие его разрушить. Проверка этого положения на образцах диаметром 50 мм, высотой 50 мм показала, что выталкивание модельного материала при всестороннем нагреве в термостате вызывает интенсивное растрескивание покрытия с общей длиной трещин до 35—40 см. Вытапливание струей горячего воздуха или пара, создающей местный нагрев модельного материала, не вызвало растрескивания покрытия. Упрочнение покрытия путем увеличения числа слоев с двух до восьми при вытапливании в термостатах уменьшает длину трещин вдвое. Применение покрытий на жидком стекле позволяет полностью устранить растрескивание.

При нагревании формы происходит ряд процессов, приводящих к резкому изменению механических свойств формовочной смеси. Плавление и сгорание связующих добавок, разрыв связующих пленок вследствие деформации зерен формовочной смеси или отдельных частей формы и другие процессы ведут к падению прочности. Испарение влаги в случае применения растворяющихся и набухающих связующих добавок, термореактивные процессы, спекание глинистой составляющей и другие процессы ведут к повышению прочности формовочной смеси при нагревании. В результате сочетания этих двух групп



Фиг. 119. Зависимость прочности формовочных смесей с добавкой 15% различных глин от температуры:

1 — суворовская глина; 2 — часов-ярская глина; 3 — кудиновская глина; 4 — смесь с добавкой опилок.

процессов реальные формовочные смеси при повышении температуры сначала постепенно повышают прочность, а затем

по достижении при некоторой температуре максимума довольно быстро снижают ее до нуля. Прочность конкретных частей формы в значительной мере зависит также от скорости их нагревания. Максимум прочности на сжатие песчано-глинистых смесей достигается обычно при температуре 800—1100° и превосходит от 4 до 10 раз прочность той же смеси при

нормальной температуре. И. А. Виленская [225] разделяет глины в зависимости от их влияния на прочность смеси при высоких температурах на следующие три группы:

1) с высокой термохимической устойчивостью (латынинская, суворовская); максимальная прочность смеси достигается при 1100°;

2) со средней термохимической устойчивостью (часов-ярская, пятихатская); максимальная прочность смеси достигается при 1000°. Эта группа глин дает наибольшее возрастание прочности при нагреве по сравнению с прочностью при нормальных температурах;

3) с низкой термохимической устойчивостью (кудиновская, репинская, бентониты); максимальная прочность смеси достигается при 800—900°.

На фиг. 119 представлены типичные зависимости прочности песчано-глинистых смесей от температуры. У песчано-глинистых смесей, нагретых до 500°, деформация незначительна; от 500 до 900° она несколько возрастает, а свыше 900° катастрофически увеличивается. При температурах 1100—1200° глинистые смеси приобретают высокую пластичность. С повышением количества глины прочность возрастает как при нормальной, так и при высокой температуре. Добавки опилок и навоза в формовочную смесь существенно снижают максимум прочности в интервале температур 900—1100° и увеличивают деформацию без изменения усадки. По данным

И. А. Виленской, максимум прочности песчано-глинистой смеси, нагретой до 900° , с добавкой навоза упал с 41 кг/см^2 до 28 кг/см^2 , а с добавкой опилок — до 11 кг/см^2 ; их прочность при нормальной температуре имела близкие значения (фиг. 119).

Жидкостекольные смеси характеризуются высокой прочностью в интервале температур от нормальной до 600° и низкой прочностью при 1200° . Поведение смесей с органическими связующими добавками при высоких температурах принято оценивать по продолжительности их разрушения под определенной нагрузкой, например 5 кг/см^2 , 1400° . По этому признаку можно разделить связующие добавки на несколько групп:

- 1) очень быстро теряющие прочность — менее 1 мин. (канифоль);
- 2) быстро теряющие прочность — 1—3 мин. (МФ17, 4ГУ);
- 3) теряющие прочность со средней скоростью — 3—7 мин. (сульфитоспиртовая барда, рематол);
- 4) медленно теряющие прочность — свыше 7 мин. (древесный пек).

Чрезмерное возрастание прочности при нагревании ведет к образованию трещин; недостаточная прочность при высоких температурах ведет к размыванию или преждевременному разрушению формы.

При многократном нагревании и охлаждении формовочной смеси в контакте с отливкой, а также участии в процессе формовки ее свойства изменяются главным образом в следующих направлениях:

1.Изменение содержания конституционной влаги. Необратимая дегидратация минералов, входящих в состав формовочных смесей, завершается примерно при 700° .

2.Изменение зернового строения смеси. Средний размер зерен при повторных заливках изменяется мало. С одной стороны, происходит некоторое укрупнение зерен за счет спекания; с другой стороны, увеличение количества зерен с размером менее одного микрона за счет растрескивания при нагревании и разрушения под бегунами при смешении.

3.Изменение газопроницаемости. В соответствии с повышением количества мелких зерен при повторных заливках газопроницаемость имеет тенденцию к падению.

4.Изменение прочности. По мере увеличения числа заливок прочность смеси при нормальной температуре, как правило, систематически снижается. Это объясняется в первую очередь дегидратацией глинистой составляющей.

Для обычных песчано-глинистых форм, получаемых в опоках, или металлических форм, напряжения в стенках под действием гидростатического напора металла всегда значительно ниже их прочности. В оболочковых формах, заливаемых без засыпки, прочность стенок ограничивает возможность изготовления крупных отливок. Исследования О. В. Колачевой [219, 229] показали, что в смесях из кварцевого песка или хромагнетита различной крупности с бакелитовым лаком или кремне-органическими смолами, полученных в виде образцов толщиной 10 мм, при нормальной температуре прочность колеблется от 15 до 35 кг/см^2 . При введении этих образцов в печь при температуре 500° прочность их в течение $1\frac{1}{2}$ —2 мин. падает

до уровня 4—5 кг/см², сохраняется на этом уровне до 5—5½ мин. и через 7 мин. падает до нуля. При введении образцов в печь при температуре 700° прочность падает до уровня 2—4 кг/см² в течение нескольких секунд; сохраняется на этом уровне до 1½—2 мин. и через 2½ мин. падает до нуля. Испытания при более высоких температурах сопровождались воспламенением образца и давали неустойчивые результаты.

Оболочковая форма работает как тонкостенный сосуд. Для расчета возникающих в ее стенках напряжений может быть применена формула сопротивления материалов

$$\sigma = \frac{\gamma HR}{\delta}, \quad (123)$$

где σ — напряжение;

H — гидростатический напор;

γ — объемный вес металла;

δ — толщина стенки;

R — радиус отливки.

Отливки класса втулка диаметром 120 мм, высотой 200 мм, с толщиной стенок 20 мм заливались сталью в оболочковые формы с толщиной стенки от 3,5 до 10 мм при подводе металла сифоном. При толщине оболочки менее 7 мм оболочка разрушалась в процессе заливки: при толщине 7—8 мм через 5—10 сек. после заливки и при толщине 8,5 мм и выше оболочки выдерживали давление металла до полного затвердевания отливки. По высоте уровня металла в момент разрушения, пользуясь вышеприведенной формулой, можно подсчитать предел прочности оболочки. Обработка большого количества опытных данных показала, что разрушение происходило при прочности 1,6—1,8 кг/см². Эта величина не зависела от крупности песка и марки бакелита и имела тенденцию к увеличению с уменьшением толщины стенки отливки в пределах 20—5 мм. Очевидно, прочность оболочки определяется главным образом скоростью выгорания связующей добавки. Наиболее заметное влияние на стойкость оболочковой формы оказывают скорость и условия заливки, так как в месте подвода металла возникает слабое место. Поэтому оболочковые формы требуют быстрой заливки рассредоточенными литниками.

Толщина стенки оболочки может определяться по формуле

$$\delta > \frac{\gamma HR}{\sigma_{пр}}, \quad (124)$$

где $\sigma_{пр}$ — предел прочности, который может быть принят равным 1,7 кг/см².

Получение однослойных оболочек с толщиной стенки свыше 15 мм довольно затруднительно. Поэтому, если расчет дает большие величины, следует останавливаться на 15 мм и применять засыпку сухим песком или дробью.

Деформация металлических форм определяется, прежде всего температурой нагрева и коэффициентом линейного расширения материала формы. Конкретными причинами разрушения металлических форм являются:

- 1) размывание жидким металлом; происходит главным образом при заливке стали и при неудачно сконструированных литниковых системах;
- 2) сквозные трещины; возникают в результате макроскопических температурных напряжений. Чаще всего проявляются при первых заливках;
- 3) разрушение поверхности; возникает в форме сетки разгара.

Решающими факторами, определяющими стойкость формы, изготовленной из данного металла, являются температура плавления литейного материала и размер отливки. Кроме того, имеют значение условия контакта формы с отливкой — наличие смазки, применение давления и т. д.

В табл. 33, по данным А. А. Горшкова [230], приведены материалы о стойкости металлических форм в зависимости от условий их работы.

Таблица 33

Литейный материал и тип отливки	Вес отливки	Температура плавления литейного материала в °С	Материал формы	Стоимость формы (число заливок)
Оловянно-свинцовый сплав	Десятки граммов	250	Сталь	500 000
Цинковые сплавы	Десятки граммов	420	»	310 000
Магниевого сплавы	Сотни граммов	640	»	100000
Алюминиевые сплавы	Сотни граммов	650	»	50000
Медные сплавы	Сотни граммов	1050	Сталь и чугун	25 000—50000
Чугунные отливки	Несколько кг	110	Чугун	5 000
Чугунные отливки	Сотни кг	1130	»	250
Чугунные отливки	Несколько кг	1130	»	50—100
Стальные слитки	0,5—3,0 т	1500	»	100—500
Стальные слитки	3—7 т	1500	»	50—100
Стальные слитки	7—16 т	1500	»	30—50
Стальные слитки	100 т	1500	»	10—30

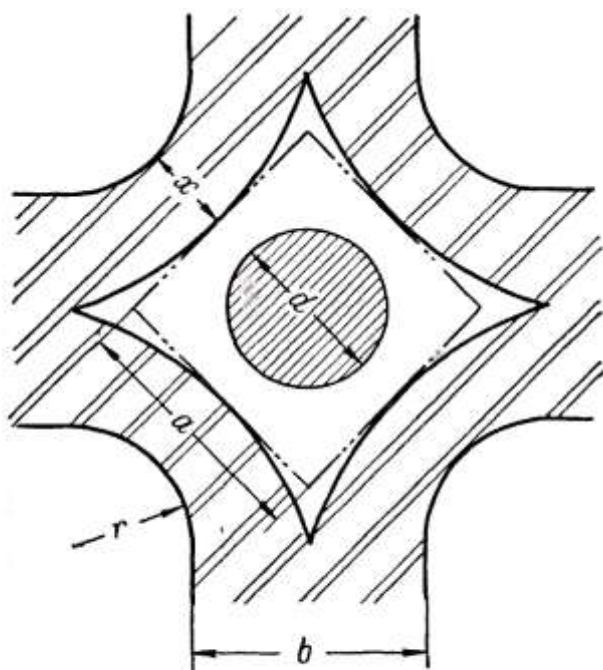
3. РЕГУЛИРОВАНИЕ ЗАТВЕРДЕВАНИЯ ОТЛИВОК ПРИ ПОМОЩИ ФОРМЫ

Основным средством воздействия на скорость затвердевания отливки является применение форм из материалов с различной теплопроводностью. Чаще всего возникает необходимость ускорения охлаждения массивных частей отливок, которые обособляются

от источников питания в процессе затвердевания. В условиях литья в обычные песчаные формы с этой целью используются внутренние и наружные холодильники из стали или чугуна.

Площадь сечения объема, обособляющегося от источника питания при затвердевании X-образного сопряжения, приблизительно равна площади квадрата, сторона которого соответствует a (фиг. 120). Из геометрических соображений, с учетом равенства (116) можно определить

$$a = \sqrt{2}(b + 2r) - 2r\sqrt{1 + \frac{b}{r}}, \quad (129)$$



Фиг. 120. Схема к расчету внутреннего холодильника в X-образном сопряжении.

где b — толщина стенки отливки за пределами сопряжения;
 r — радиус закругления.

Площадь сечения обособляемого объема, в котором разместятся усадочные поры, будет равна:

в X-образном сопряжении

$$S_x =$$

$$= \left[\sqrt{2}(b + 2r) - 2r\sqrt{1 + \frac{b}{r}} \right]^2; \quad (126)$$

в T-образном и L-образном сопряжениях

$$S_T = \frac{1}{2} S_x \quad (127)$$

и

$$S_L = \frac{1}{4} S_x. \quad (128)$$

Для того чтобы при затвердевании узла не происходило обособления его центральной части, необходимо создать такие условия охлаждения, при которых время затвердевания узла было не больше времени затвердевания стенки. Если для решения этой задачи используется внутренний холодильник, его размеры должны быть такими, чтобы за счет его нагревания затвердевал весь обособляющийся объем металла:

$$\frac{\pi d^2}{4} \gamma_x c_x (T_B - T_{x \text{ нач}}) = S_i \gamma_m [c_m (T_m - T_B) + L], \quad (129)$$

где

d — диаметр холодильника

γ_x и γ_m — объемный вес материала холодильника и жидкого металла отливки;

$T_B, T_{x \text{ нач}}, T_m$ — температуры на границе выливаемости, холодильника перед установкой и жидкого металла при заливке;

c_x и c_m — теплоемкость материала холодильника и жидкого металла;

L — теплота кристаллизации металла отливки;

S_i — площадь сечения обособляемого объема,

Решая это равенство относительно диаметра холодильника, получим

$$d = \sqrt{S_i} \sqrt{\frac{4\gamma_m [c_m (T_m - T_\theta) + L]}{\pi \gamma_x c_x (T_\theta - T_{x \text{ нач}})}}. \quad (130)$$

Принимаем следующие значения постоянных величин: $\gamma_x = 7,8 \text{ г/см}^3$; $\gamma_m = 7,1 \text{ г/см}^3$; $c_x = 0,17 \text{ ккал/г } ^\circ\text{C}$; $c_m = 0,19 \text{ ккал/г } ^\circ\text{C}$; $T_\theta = 1460 \text{ } ^\circ\text{C}$; $T_{x \text{ нач}} = 20 \text{ } ^\circ\text{C}$; $L = 65 \text{ кал/г}$; $T_m = 1550 \text{ } ^\circ\text{C}$.

Произведя соответствующие вычисления, получаем:

для X-образного сопряжения

$$d_x = 0,56\sqrt{S_x}; \quad (131)$$

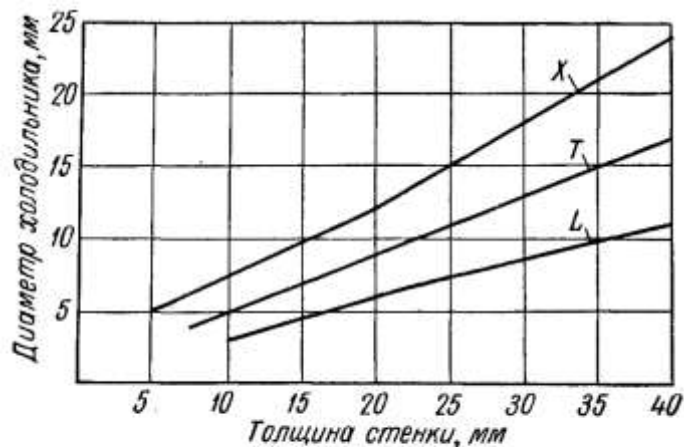
для Т-образного сопряжения

$$d_T = 0,53\sqrt{S_T}; \quad (132)$$

для L-образного сопряжения

$$d_L = 0,50\sqrt{S_L}. \quad (133)$$

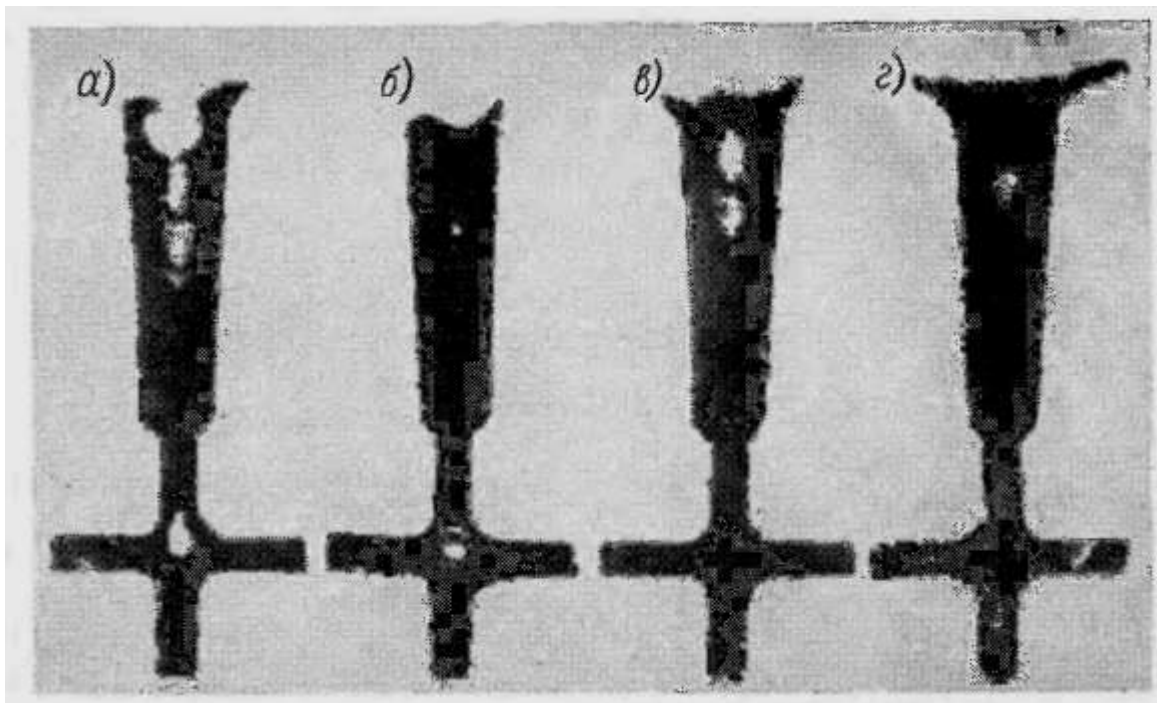
На фиг. 121 представлены зависимости диаметров внутренних холодильников от толщин стенок для X-, Т- и L-образных сопряжений, построенные путем расчета при помощи полученных формул.



Фиг. 121. Зависимость диаметров внутренних холодильников от толщины стенок X-, Т- и L-образных сопряжений.

Для проверки расчетов была изготовлена серия стальных отливок с толщинами стенок 10, 20 и 30 мм, имевших X-, Т- и L-образные сопряжения. Отливки затвердевали без холодильников и с холодильниками различных диаметров от 3 до 15 мм. На фиг. 122 представлены типичные фотографии рентгенограмм отливок X-образных сопряжений при толщине стенки 10 мм, с холодильниками различных размеров. Кривые фиг. 121 показывают, что в этих условиях достаточен холодильник диаметром 7,5 мм. Как видно из рентгенограммы (фиг. 122, в), отливка с таким холодильником не имеет раковин; узел совершенно плотный. В другой отливке (фиг. 122, г) был установлен холодильник диаметром 10,0 мм. Такой холодильник слишком велик; он не сварился и даже вызвал образование усадочных дефектов в стенках, не питаемых прибылью, благодаря их преждевременному обособлению. С холодильником меньших размеров (фиг. 122, в) в отливке образовались раковины. На отливках иных размеров, с иными типами сопряжений были получены аналогичные результаты.

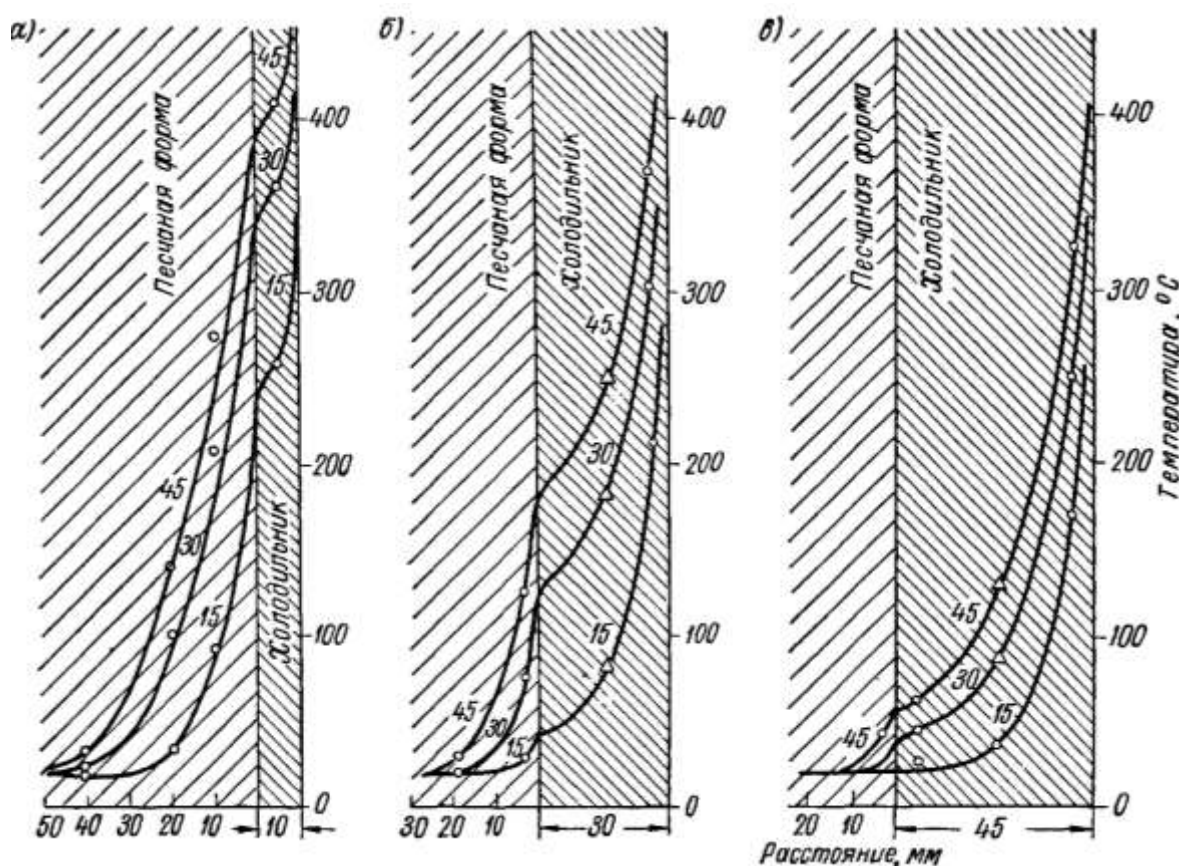
С целью изучения работы наружных холодильников были произведены измерения температур. Холодильник имел форму клина, толщину от 45 мм до нуля и устанавливался на стальную отливку



Фиг. 122. Рентгенограммы темп л етов из Х-образных сопряжений стальных

отливков с толщинами стенок 10 мм:

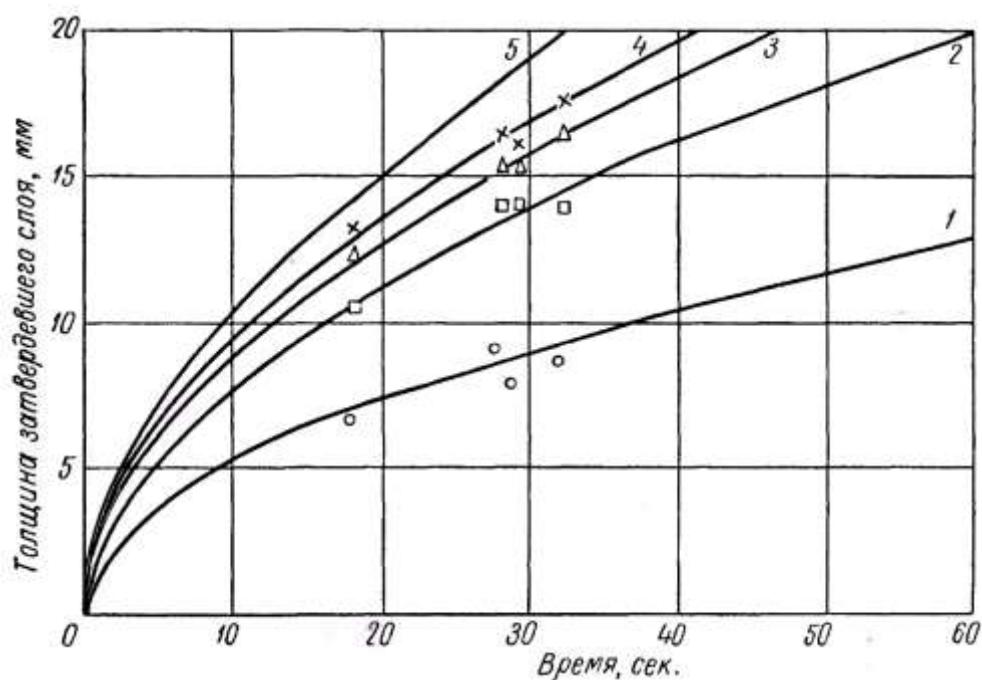
а — без холодильника; б—диаметр холодильника 4,2 мм; в—диаметр холодильника 7,9 мм; г — диаметр холодильника 10,0 мм.



Фиг. 123. Температурные поля в холодильниках различной толщины и в песчаных стенках за ними при установке на стальной отливке толщиной 40 мм.

Цифры у кривых — время в секундах.

с размерами 40 × 200 × 300 мм. Поверхность холодильника покрывалась тонким слоем маршалитовой краски. На фиг. 123 представлены температурные поля в различных сечениях холодильника переменной толщины и в стенке песчаной формы за ним. При толщине холодильника, близкой к толщине стенки отливки, в нем возникает значительный температурный градиент, а форма за холодильником за время затвердевания отливки не успевает нагреться. При относительно малой толщине стенки холодильника его температура быстро



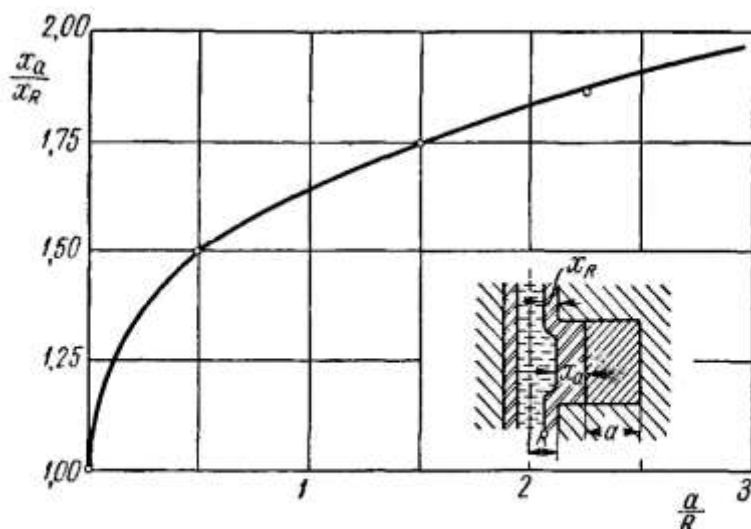
Фиг. 124. Кривые затвердевания стали 35Л в форме с холодильниками различной толщины:

1 — песчаная форма без холодильника, $K = 1,3 \text{ см} \cdot \text{мин}^{1/2}$; 2 — холодильник толщиной 10 мм, $K = 2,0 \text{ см} \cdot \text{мин}^{1/2}$; 3 — холодильник толщиной 30 мм; $K = 2,3 \text{ см} \cdot \text{мин}^{1/2}$; 4 — холодильник толщиной 45 мм, $K = 2,4 \text{ см} \cdot \text{мин}^{1/2}$; 5 — металлическая стенка, $K = 2,5 \text{ см} \cdot \text{мин}^{1/2}$.

поднимается, перепад по сечению невелик, стенка формы за холодильником нагревается до значительных температур. Результаты опытов по выливанию жидкого остатка из стальных отливок, охлаждавшихся холодильником переменной толщины, дали картину, представленную на фиг. 124. Нижняя кривая соответствует затвердеванию в обычной песчаной форме без холодильника; верхняя — затвердеванию в обычной металлической форме; промежуточные соответствуют холодильникам различной толщины. На фиг. 125 представлена в относительных координатах зависимость размера твердого слоя в утолщении от сечения холодильника, построенная по результатам этих опытов. Проведенные исследования показывают, что при утолщении, составляющем более 50% от толщины основной стенки, выравнять время затвердевания при помощи чугунного или стального холодильника в обычной песчаной форме невозможно.

Минимальные размеры плоских холодильников, служащих для ликвидации обособления жидкого металла при затвердевании утолщений, приведены в табл. 34.

Приведенные в табл. 34 размеры наружных холодильников согласуются с данными В. М. Бугачева [231] и А. А. Скворцова [232]. С данными В. П. Десницкого [233, 234] имеются заметные расхождения, так как он полагал, что ускорение затвердевания при применении холодильников значительно больше, чем следует из приведенных выше опытных данных.



Фиг. 125. Зависимость скорости затвердевания стали 35Л от толщины холодильника.

Наиболее благоприятной формой сечения холодильника является трапеция. При этом его охлаждающее действие к краям постепенно снижается и не вызывает резких перепадов температуры в сопряжении поверхностей холодильника и песчаной стенки.

Наряду с сочетанием обычных песчаных форм с металлическими холодильниками различной толщины возможно использование для форм материалов, обладающих различной теплопроводностью. Ю. А. Нехендзи и Ф. Д. Оболенцев [235] исследовали влияние различных материалов формы на скорость затвердевания стали. Исследование производилось методом выливания жидкого остатка на отливке, имевшей конфигурацию шестигранной призмы. Все грани формы изготавливались из различных формовочных материалов. Аналогичные опыты на плоских стальных отливках провел А. Н. Цибрик [115]. Результаты опытов представлены в табл. 35.

Опыты позволяют расположить материалы формы по интенсивности охлаждающего действия в некоторый ряд и показывают ско-

Таблица 34

Толщина основной стенки в мм	Высота утолщения в % от толщины основной стенки		
	25	37,5	50
	Толщина холодильников в мм		
10	3	8	15
20	5	15	30
30	8	23	45
40	10	30	60
50	13	38	75

рости затвердевания, которые могут быть получены при применении различных материалов форм.

По данным Ю. А. Нехендзи и Ф. Д. Оболенцева, применение холодильников, устанавливаемых во внутреннем и наружном углах сопряжений, позволяет выравнивать охлаждение и предотвратить обособление центральной части узлов Т-, L- и Y-образного сечения от основной стенки. В узле X-образного сечения этого можно достигнуть при расположении его стенок в вертикальной и горизонтальной плоскости с установкой в нижних внутренних углах медных холодильников, а в верхних — шамотовых вставок, замедляющих затвердевание. Правда, при этом изолируются от источника питания сами стенки, расположенные горизонтально и внизу.

Б. В. Шварцберг [236] исследовал тепловые свойства полуметаллических смесей, содержащих чугунную стружку или дробь. Свойства определялись в высушенных смесях при нормальной температуре. Связующим являлся сульфитно-целлюлозный экстракт, вводимый в количестве 5%. Результаты исследования показали, что наилучшей формой введения металлической составляющей

Таблица 35

№ п/п	Материал формы	Коэффициент затвердева- ния K в $\text{см}/\text{мин}^{1/2}$	№ п/п	Материал формы	Коэффициент затвердевания K в $\text{см}/\text{мин}^{1/2}$
1	Медь	2,60	12	Шамот объемного веса $0,6 \text{ кг}/\text{дм}^3$.	0,600
2	Чугун	2,11	13	Шамот объемного веса $0,3 \text{ кг}/\text{дм}^3$	0,305
3	Карборунд	1,68			
4	Циркон	1,20	14	Алюминиевый сплав.....	3,00
5	Шамот объемного веса $1,2 \text{ кг}/\text{дм}^3$..	1,16	15	Смесь из графита (65%) и чугунной дроби (35%)	1,24
6	Магнезит	1,10	16	Смесь из песка К 50/100 глины (8%) и воды (5%)	1,10
7	Хромомагнезит . .	1,04	17	Смесь из цемента (90%) и глины	0,70
8	Хромит	1,02	18	Смесь из древес- ных опилок (80%) глины (20%)	0,13
9	Формовочная смесь сырая.....	1,00			
10	Формовочная смесь сухая . .	0,95			
11	Шамот объемного веса $0,9 \text{ кг}/\text{дм}^3$. . .	0,875			

Примечание. Данные, относящиеся к материалам № 1 —13, приведены по Ю.А. Нехендзи и Ф.Д. Оболенцеву [235] к № 14—18—по А.Н. Цибрику [115].

в формовочную смесь является дробь. Она обеспечивает наиболее плотную укладку. Смесь, содержащая 90% чугунной дробь, обладает такими же аккумуляционными свойствами, как магнезитовый кирпич. Стержень, содержащий 65% крупной чугунной стружки, охлаждает почти так же, как обычный песчаный стержень. Н. П. Николайчиком [237] описан опыт отливки изложниц со стержнями, изготовленными из смеси с чугунной стружкой. При этом изложницы имели более мелкие включения графита в поверхностном слое и более высокую стойкость, чем обычные.

С. А. Казеннов [238] показал, что при изготовлении отливок по выплавляемым моделям можно регулировать процесс затвердевания за счет различного расположения стенок деталей в форме. Возможно расположение таких стенок на небольшом расстоянии друг от друга под углом, сходящимся вверх. Стенка формы между элементами отливки быстро прогревается в верхней части и более медленно в нижней. Точка окончания затвердевания сравнительно медленно поднимается снизу вверх. Если отливки находятся близко друг к другу и располагаются параллельно, плоскость окончания затвердевания смещается к внутренним поверхностям их стенок и качество отливок ухудшается. Возможно также применение утеплителей — специальных приливов, располагающихся на небольшом расстоянии от частей отливок, затвердевание которых необходимо замедлить. Минимальное расстояние между стенками отливки и обогревателя можно выбирать равным V_3 суммы толщин их стенок, если они соединены в торце, и V_4 суммы толщин, если они не соединены между собой. Угол наклона взаимообогреваемых стенок и специальных обогревателей к вертикали можно принимать равным $3—5^\circ$.

ГЛАВА IX

УСАДОЧНЫЕ ПРОЦЕССЫ В ОТЛИВКАХ

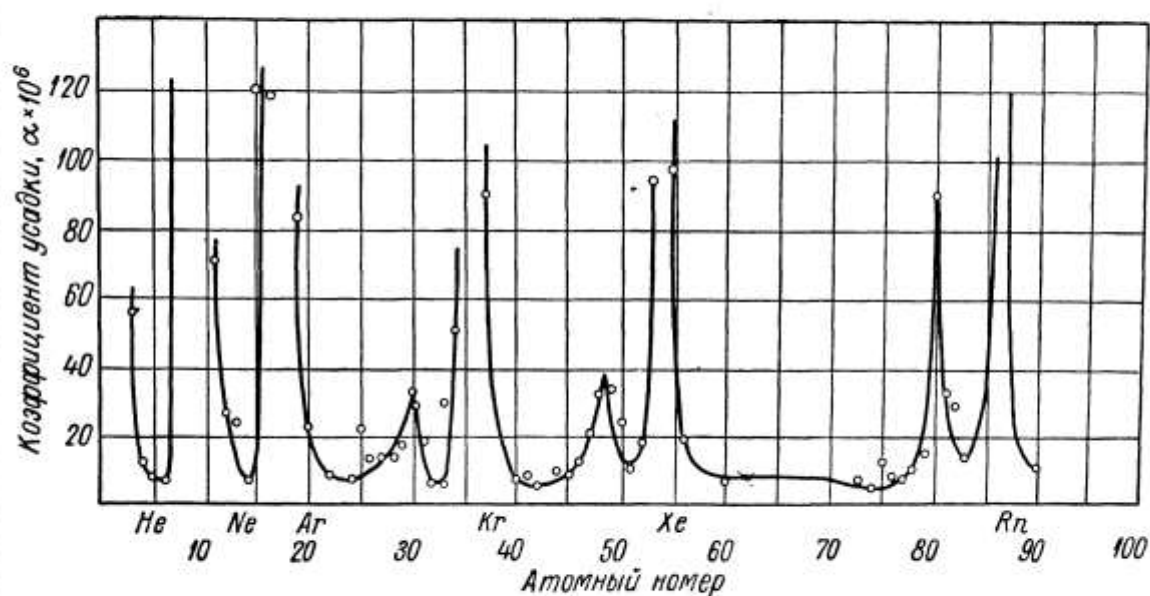
1.КОЭФФИЦИЕНТЫ УСАДКИ

Принято различать усадку металла в жидком состоянии, при затвердевании и в твердом состоянии. Усадка при затвердевании и в жидком состоянии ответственна за образование усадочных пустот — раковин и пор; усадка в твердом состоянии ответственна за развитие внутренних напряжений, деформаций и трещин. Коэффициент усадки металла, находящегося в жидком и твердом состоянии, представляет собой относительное изменение линейных размеров или объемов при охлаждении на один градус. Усадки металла в жидком состоянии и при затвердевании принято выражать в объемных процентах; коэффициент усадки металла в твердом состоянии — в процентах от линейного размера. Кроме того, интересна полная величина усадки в твердом состоянии при охлаждении от температуры заливки до нормальной температуры. Как показал Ю. А. Нехендзи [39], с достаточной точностью можно считать, что объемная усадка равна утроенной линейной усадке. Усадка при затвердевании до сих пор определяется только для чистых металлов, затвердевающих при постоянной температуре. В сплавах, затвердевающих в интервале температур, ее следовало бы относить к охлаждению на один градус. На фиг. 126 и 127 представлены коэффициенты свободной усадки металла, находящегося в твердом состоянии, и при затвердевании простых тел.

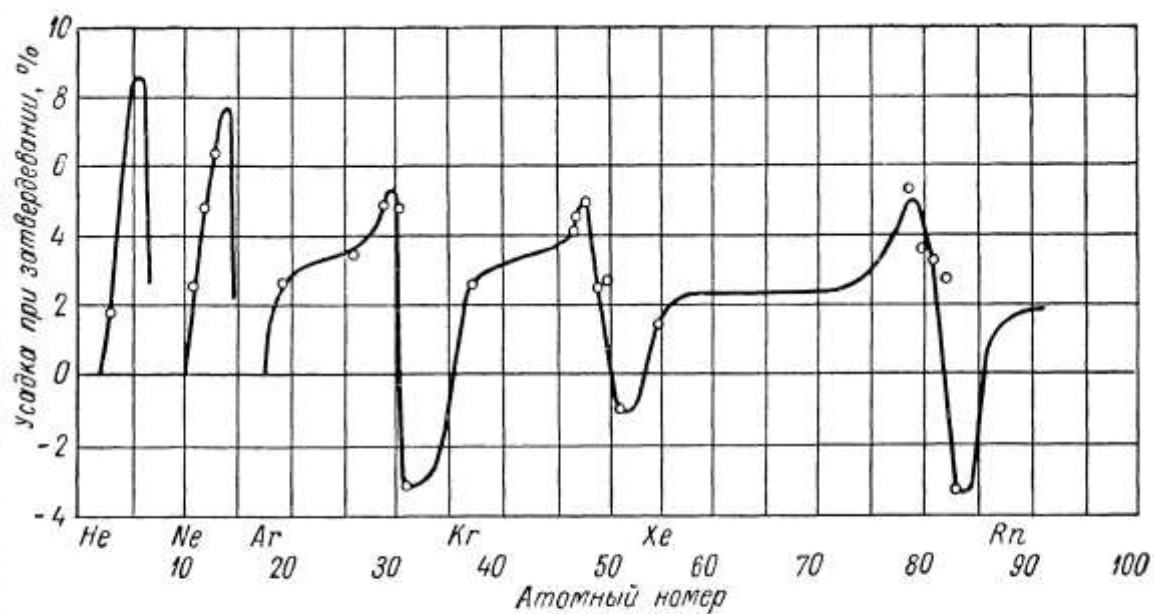
2.УСАДОЧНЫЕ РАКОВИНЫ

Усадочная раковина есть концентрированная группа пустот (или одна пустота), образующихся в результате перемещения макроскопических объемов металла из одной части отливки в другую, вызванного усадкой при охлаждении жидкого металла и затвердевании. Усадочная раковина обычно закрыта сверху слоем металла. Этот слой, а также объемы металла, разделяющие отдельные пустоты усадочной раковины, называются мостами. Часть отливки, в которой размещаются пустоты усадочной раковины вместе с мостами, называется областью усадочной раковины.

При формировании усадочной раковины перемещение металла обычно происходит под действием силы тяжести и атмосферного



Фиг. 126. Зависимость коэффициента линейной усадки простых тел от атомного номера при температурах от 0 до 100°.



Фиг. 127. Зависимость коэффициента усадки при затвердевании простых тел от атомного номера.

давления сверху вниз, поэтому она, как правило, расположена в верхней части обособленно затвердевающего объема. Механизм образования усадочной раковины с исчерпывающей ясностью вскрыт Д. К. Черновым в классической работе «Исследования, относящиеся до структуры литых стальных болванок» [19]. Ю. А. Нехендзи [39] и Н. Г. Гиршовичем [327] предложена следующая формула для определения объема усадочной раковины

$$V_p = \alpha_{ж}(T_{ж.с} - T_3) + \varepsilon_3 + 1,5\alpha_m(T_3 - T_{м.с}), \quad (134)$$

где V_p — объем усадочной раковины (относительный);

$\alpha_{ж}$ — коэффициент объемной усадки жидкого металла;

$T_{ж.с}$ — средняя температура жидкого металла в момент начала затвердевания отливки;

T_3 — температура затвердевания металла;

ε_3 — усадка при затвердевании;

α_m — коэффициент линейной усадки твердого металла;

$T_{м.с}$ — средняя температура твердого металла. Для обычных условий получения отливок из большинства литейных материалов первый и третий члены равенства имеют второстепенное значение. Применяя эту формулу к расчету объема раковины в отливке, необходимо учитывать часть металла, затвердевшую во время заполнения формы; эта часть металла не может участвовать в усадке при затвердевании.

Первый расчет формы усадочной раковины был сделан для цилиндрической отливки А. Брюнингхаузом, Ф. Гейнрихом и Шретером [239]; ими была получена формула

$$\frac{h}{H} = \left(\frac{r}{R} \right)^{\frac{2\alpha}{1-\alpha}}, \quad (136)$$

где h и r — текущие координаты;

R и H — радиус и высота отливки;

α — коэффициент усадки (фактически при затвердевании).

Позднее вывод этой формулы с незначительными вариациями повторялся Л. Фейльдом [240], Г. А. Шварцем [241], А. В. Скоробогатовым [242], А. Портевеном [243], А. А. Рыжиковым [244], Е. Шелем [245], Н. К. Ипатовым и В. А. Фатеевым [246]. Некоторые из перечисленных авторов решали задачи о форме раковины в конической отливке с учетом охлаждения снизу, в отливке, состоящей из двух цилиндров, поставленных друг на друга, и, наконец, в сферической отливке. Основой для указанных расчетов являются следующие положения:

- 1) затвердевание металла происходит слоями, параллельными поверхности отливки;
- 2) усадка происходит только при затвердевании;
- 3) перемещение жидкого металла в пределах затвердевшей части отливки происходит мгновенно и беспрепятственно;
- 4) охлаждение и затвердевание металла с верхней поверхности не происходит совершенно.

Пользуясь этими допущениями и применяя метод конечных разностей, можно рассчитать контур усадочной раковины в отливке любой конфигурации [247].

Однако эта система расчета имеет два коренных недостатка.

1. Она не учитывает особенностей движения металла при затвердевании осевой части отливки. Из расчета следует, что конец усадочной раковины должен дойти до нижней поверхности отливки. В действительности этого не происходит, так как раковина переходит в осевую пористость.

При игнорировании особенностей усадочных перемещений расчет усадочной раковины сводится к чисто тепловой задаче.

2. Она не учитывает затвердевания сверху. Из расчета следует, что усадочная раковина должна быть открытой. В действительности затвердевание сверху вызывает образование мостов и опускание раковин в тело отливки гораздо глубже, чем это следует из приведенной выше формулы.

Расчет процессов образования осевой пористости позволил в принципе найти «конец» усадочной раковины. Учет охлаждения сверху позволил получить расчеты, удовлетворительно согласующиеся с действительностью [89].

Взамен четвертого допущения было принято следующее:

4а) скорость затвердевания металла сверху подчиняется закону квадратного корня; соотношение коэффициентов затвердевания с боковых поверхностей отливки и сверху — постоянно.

Для отливки сложной конфигурации был предложен метод расчета области усадочной раковины в конечных разностях, применимый в принципе к любой отливке. Однако полученные методы расчета оказались достаточно громоздкими. С целью их упрощения для случая расчета усадочных раковин в прибылях отливок было принято дополнительное допущение;

5) образующая боковой поверхности области усадочной раковины есть прямая линия.

В результате оказалось возможным дать следующее равенство для расчета глубины области усадочной раковины

$$Z = \frac{\alpha(V_o + V_n)}{2S_p} + \sqrt{\left[\frac{\alpha(V_o + V_n)}{2S_p} \right]^2 + m^2 R^2}, \quad (136)$$

где Z — глубина области усадочной раковины в прибыли;

m — соотношение скоростей затвердевания сверху и сбоку;

S_p — средняя площадь горизонтального сечения области усадочной раковины;

R — радиус основания прибыли.

Дальнейшее развитие теории усадочных раковин получает в трудах А. А. Рыжикова [42, 43], П. Н. Бидули [37] и А. И. Вейника [249] с учетом затвердевания в интервале температур.

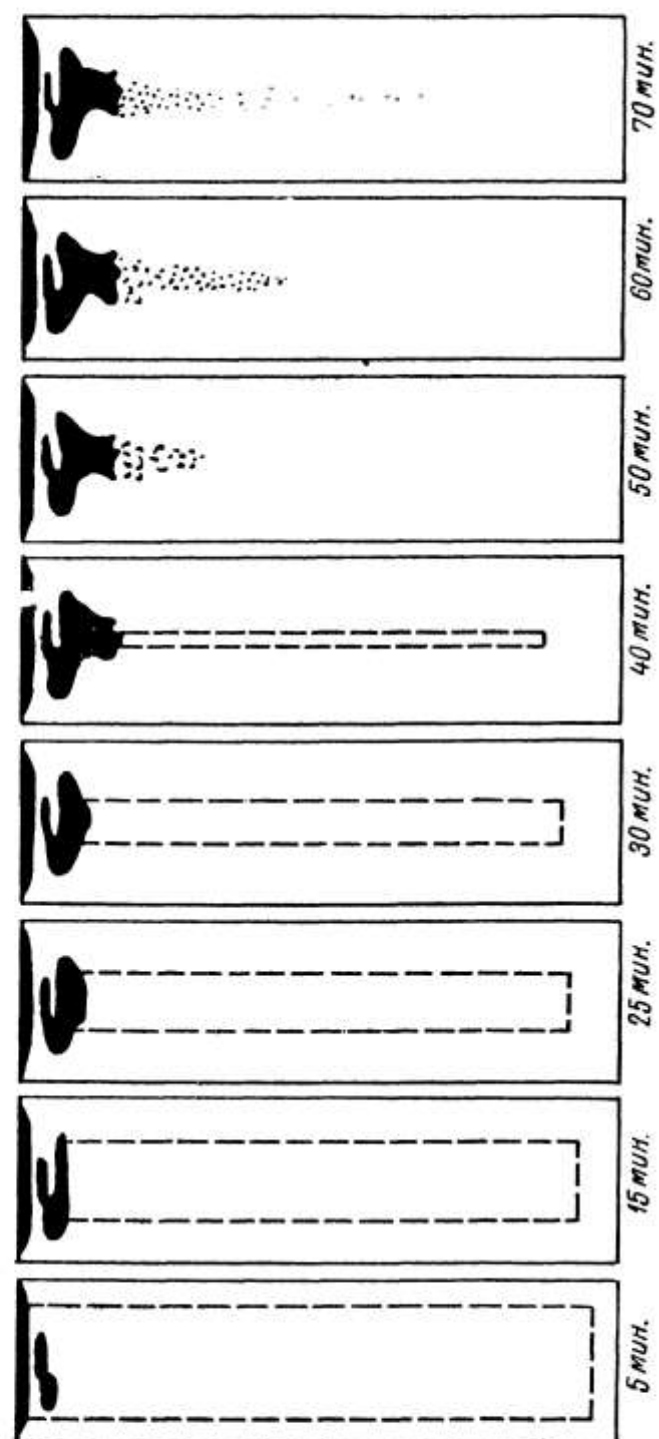
Исследования усадочных раковин в отливках из различных сплавов на алюминиевой основе позволили А. А. Бочвару [248] установить, что в сплавах типа твердых растворов по мере увеличения концентрации второго компонента и расширения интервала

кристаллизации усадочная раковина постепенно перестает быть локализованной и переходит в пористость.

Рассмотрим кинетику формирования области усадочной раковины на модели отливки из сплава стеариновой и пальмитиновой кислот, кристаллизующегося в некотором интервале температур [202]. Сплав заливался в форму размерами 50×50×180 мм, охлаждение которой происходило преимущественно с двух сторон массивными стальными холодильниками. Изменение контура усадочных раковин и формирование пористости в процессе затвердевания отливки фиксировалось путем просвечивания рентгеновскими лучами на пленку. Перенесенные с пленок очертания усадочных пустот представлены на фиг. 128. Здесь же показано пунктирными линиями продвижение границы выливаемости, которая определялась опытным путем на других отливках, затвердевающих в аналогичных условиях. Граница солидус путем просвечивания фиксировалась только в начале затвердевания. В процессе затвердевания в верхней части отливки происходит опускание зеркала жидкости с примыкающей к нему области затвердевания и продвижение от боковых поверхностей отливки границы выливаемости. Контур области усадочной раковины будет определяться перемещением точек пересечения границы выливаемости и плоскости зеркала жидкого сплава. Формирование усадочной раковины заканчивается в момент достижения границей выливаемости оси отливки. Развитие усадочной пористости в осевой зоне отливки определяется условиями перемещения микрообъемов жидкости в области затвердевания и заканчивается в момент достижения границей питания оси отливки. В осевой части отливки граница питания оконтуривает зону грубой пористости, видимую невооруженным глазом на изломах и шлифах.

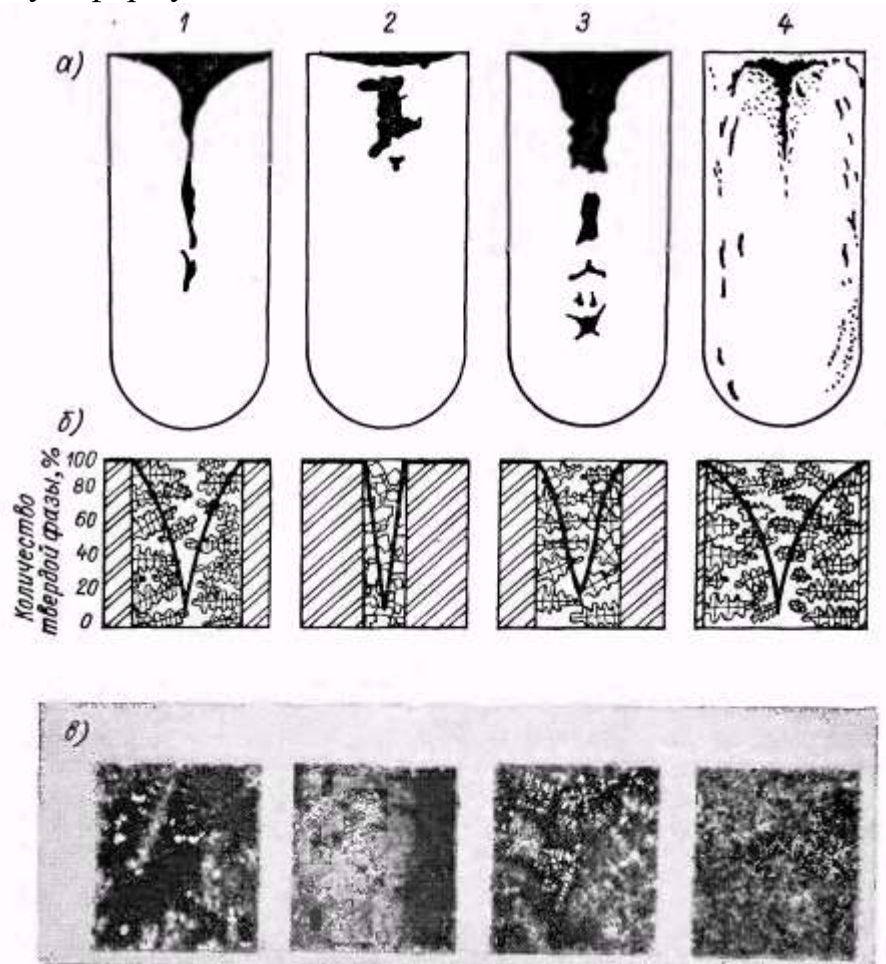
С целью изучения изменения контура усадочной раковины в зависимости от формы и величины первичных кристаллов в области затвердевания, а также от размеров твердо-жидкой зоны в момент смыкания границы выливаемости, было проведено исследование отливок диаметром 100 и 250 мм из алюминия и его сплавов. Отливки затвердевали в металлических формах. Протяженность области затвердевания устанавливалась по результатам измерения температуры в процессе затвердевания отливки. Положение границы выливаемости для различных моментов времени определялось методом выливания жидкого остатка. Для того чтобы определить форму и размеры первичных кристаллов, производилась закалка металла с температур, лежащих в области затвердевания исследуемых сплавов. Образцы травились и рассматривались под микроскопом. Участки образцов, в которых сплав находился в жидком состоянии, как правило, представляли собой серый фон, на котором достаточно четко были видны первичные кристаллы, сформировавшиеся к моменту заковки.

На фиг. 129 сопоставлено несколько типичных примеров развития усадочных пустот. На фиг. 129, а представлены усадочные раковины в отливках из различных сплавов, в нижней части — микроструктуры закаленного металла (фиг. 129, б) и в средней



Фиг. 128. Формирование областей усадочной раковины и осевой пористости в отливке из сплава стеариновой и пальмитиновой кислот.

Чисти — картины распределения жидкой и твердой фазы в момент смыкания границы выливаемости в осевой части отливки (фиг. 129, б). В отливке из чистого алюминия (фиг. 129,6 7) усадочная раковина имеет типичную веретенообразную форму. В отливках



Фиг. 129. Примеры влияния характера затвердевания отливки на развитие усадочных пустот.

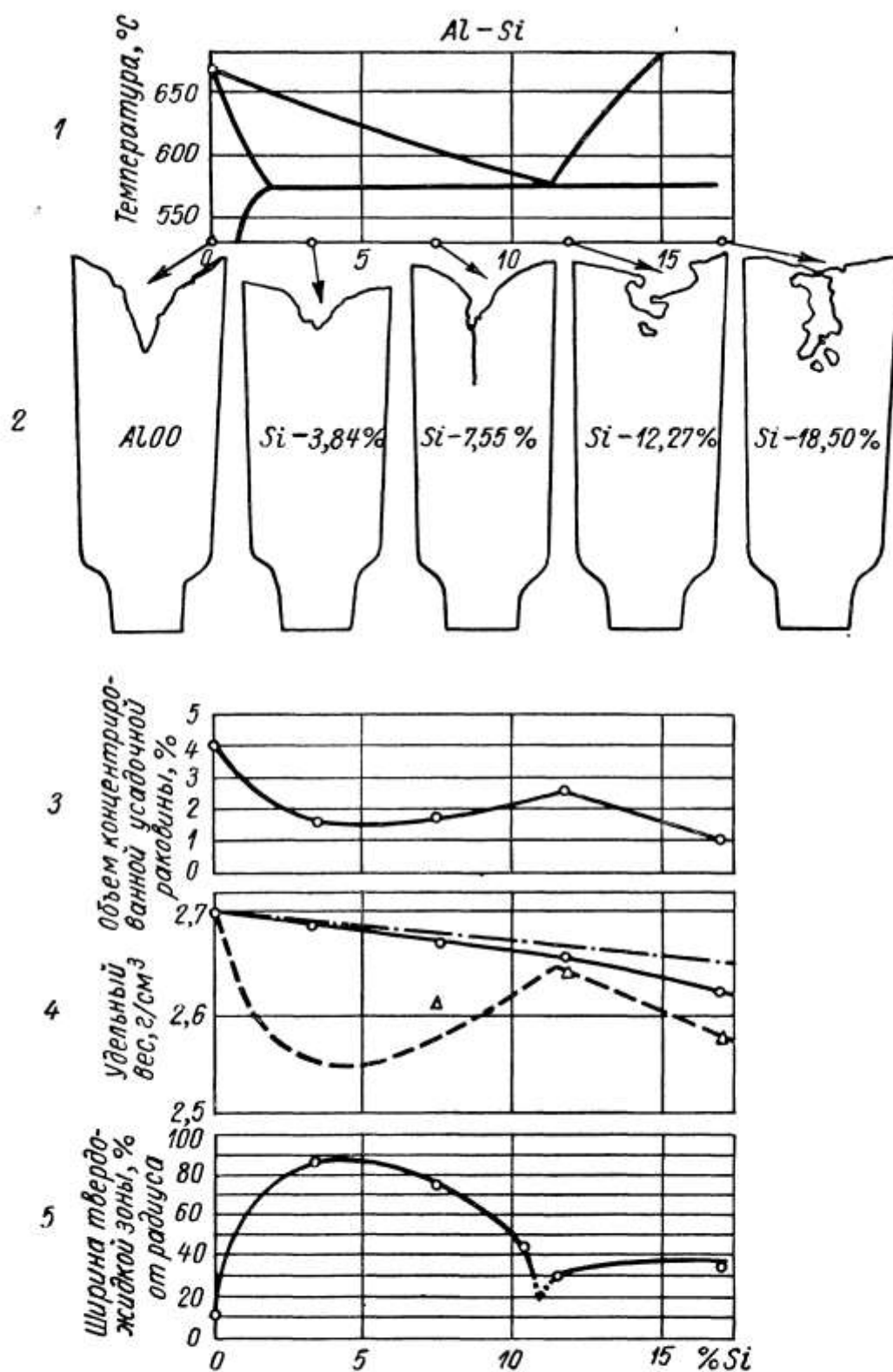
a — контуры усадочных раковин в отливках; *б* — схемы областей затвердевания в момент смыкания границ выливаемости в осевой части отливок; *в* — микроструктура на образцах, полученных закалкой из жидкого состояния при выливании:

1 — алюминий + 7,5% кремния; 2 — алюминий + 18,5% кремния; 3 — алюминий + 24% цинка; 4 — алюминий + 38% никеля.

сплава алюминия с 18,5% кремния и 24,0% цинка (фиг. 129, 2 и 3) к моменту завершения формирования усадочной раковины граница питания в первом случае продвинулась примерно до 60% радиуса и во втором случае — примерно до 50% радиуса. Прорастающие с боков дендриты образуют прочный скелет, когда

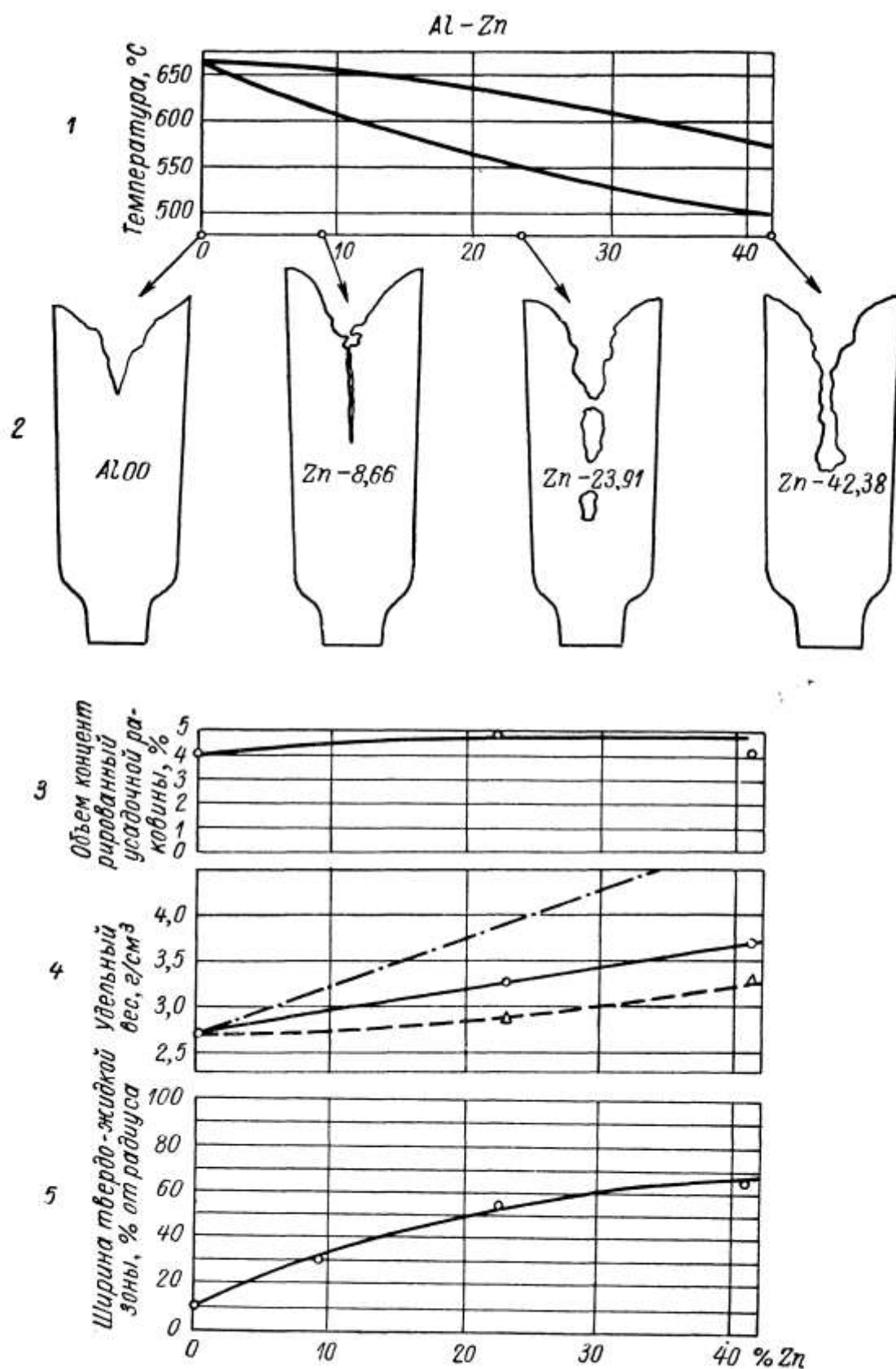
в центре отливки выделяется только 10—20% твердой фазы. Небольшое количество сросшихся крупных дендритов не препятствует перемещению жидкости, компенсирующей усадку в нижних объемах отливки, что приводит к формированию вторичных усадочных раковин. В отливке из сплава алюминия с 38% никеля (фиг. 129, 4) к моменту достижения границей выливаемости оси отливки граница питания успевает продвинуться только на 8% радиуса отливки. Густая сеть сильно разветвленных мелких дендритов срастается в прочный скелет, при этом в центре отливки количество твердой фазы составляет 10%. Затвердевание металла в разобщенных объемах приводит к тому, что почти вся отливка оказывается пораженной пористостью и мелкими раковинами. Концентрированная усадочная раковина очень мала. При выделении первичных кристаллов в виде полиэдров продолжительное время не образуется прочного скелета, что обеспечивает возможность перемещения макроскопических объемов жидкости, несмотря на то, что в ней содержится значительное количество твердой фазы. Примером таких сплавов является сплав алюминия с 18,5% кремния (фиг. 129, 2). Усадочные раковины концентрируются в центральном объеме отливки.

Поскольку условия затвердевания определяют формирование усадочных пустот, было произведено сопоставление формы и объема усадочных раковин в отливках из двойных алюминиевых сплавов с диаграммами их состояния (фиг. 130 А, Б и В). Размеры усадочной раковины определялись на продольных темплетях, вырезанных из отливок. Объем усадочной раковины определялся по площади пустот на темплете с пересчетом на объем. Пористость определялась методом измерения удельного веса. На фиг. 130 сопоставлены контуры и объемы усадочных раковин, удельный вес металла в поверхностной и в центральной зонах и ширина твердо-жидкой части (сумма зон локальных и микроскопических перемещений жидкости) в процентах от радиуса для различных алюминиевых сплавов. На части диаграммы, характеризующей удельный вес, штрих-пунктирной линией показано изменение плотности сплава, рассчитанное по закону аддитивности. Для чистого металла и эвтектического сплава характерно увеличение объема усадочной раковины по сравнению с промежуточными сплавами. В сплавах алюминия с цинком объем усадочной раковины увеличивается при увеличении концентрации цинка, что связано с увеличением коэффициента усадки при затвердевании. В сплавах алюминия с никелем наблюдается резкое сокращение объема усадочной раковины при увеличении содержания никеля. Разница плотности осевой и поверхностной части отливок стремится к минимуму для чистого металла и эвтектического сплава, затвердевающих с минимальным развитием области затвердевания. Эта разница для промежуточных сплавов находится в прямой зависимости от протяженности твердо-жидкой части области затвердевания к моменту, когда граница выливаемости достигает оси отливки. Чем больше протяженность твердо-жидкой части в этот момент, тем больше развита усадочная пористость в осевой части отливки, тем больше разность плотностей в их оси и поверхности.



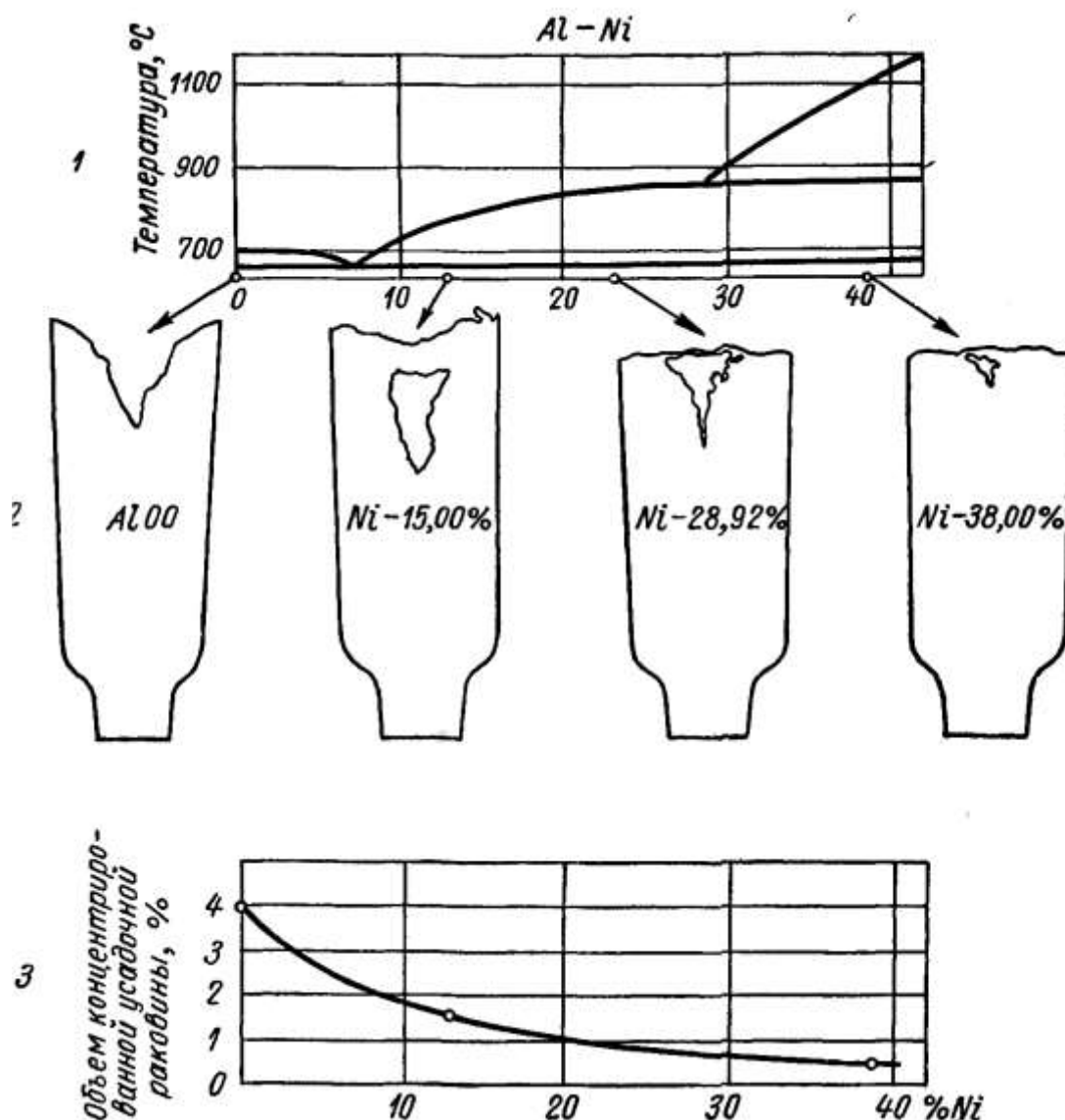
Фиг. 130 А. Влияние условий затвердевания отливок из алюминиевых сплавов на развитие усадочных пустот — система алюминий — кремний:

1 — диаграмма состояния; 2 — разрез отливок; 3 — зависимость объема концентрированной усадочной раковины от содержания второго компонента; 4 — зависимость удельного веса металла от содержания второго компонента в поверхностной зоне (сплошная линия), в центральной зоне (пунктирная линия) и рассчитанного по закону аддитивности (штрих-пунктирная линия); 5 — зависимости ширины суммы зон локальных и микроскопических перемещений от содержания второго компонента.



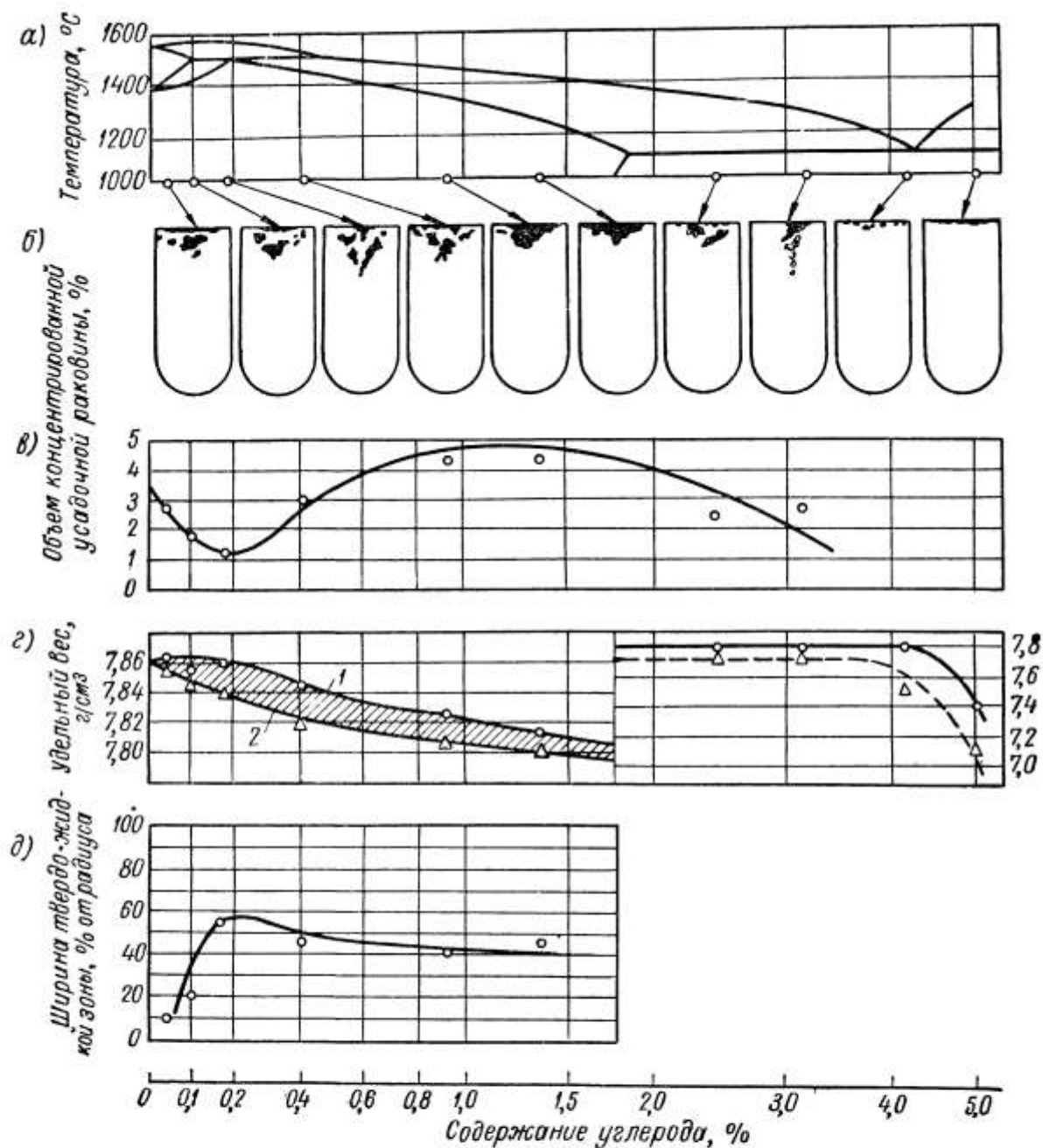
Фиг. 130 Б. Влияние условий затвердевания отливок из алюминиевых сплавов на развитие усадочных пустот — система алюминий — никель.
(Обозначения 1—5 — см. фиг. 130 А).

Сопоставление условий затвердевания с характером формирования усадочных пустот было произведено также на отливках из железоуглеродистых сплавов. Отливки заливались в цилиндрические чугунные формы диаметром 250 мм и после охлаждения разрезались вдоль по оси.



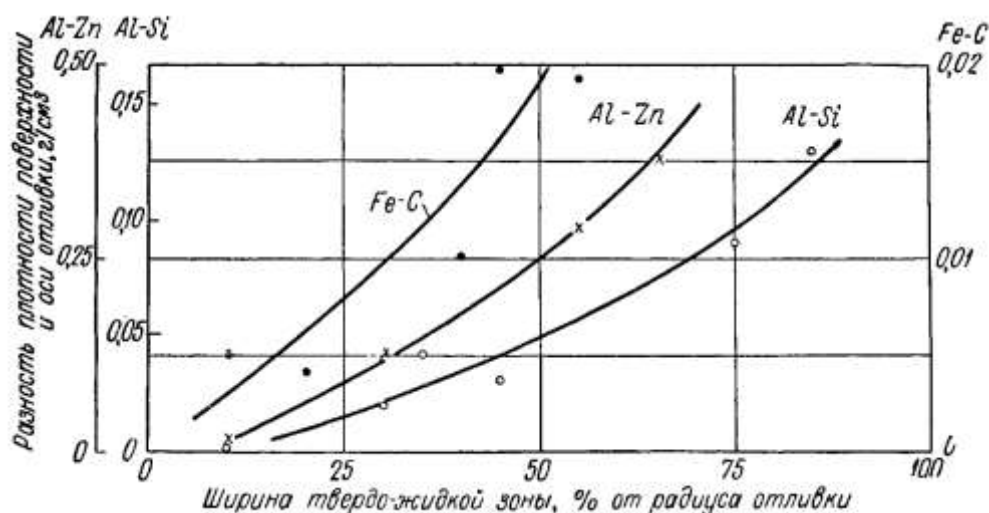
Фиг. 130 В. Влияние условий затвердевания отливки из алюминиевых сплавов на развитие усадочных пустот — система алюминий — никель.
(Обозначения 1—3 см. фиг. 130А).

На фиг. 131 представлены контуры усадочных раковин в отливках из различных железоуглеродистых сплавов. На этой же фигуре изображены кривые, показывающие изменение объемов усадочных раковин в процентах от общего объема отливки, удельного веса на поверхности отливок (сплошная линия) и в осевой зоне (пунктир), а также протяженность твердо-жидкой части области затвердевания при изменении содержания углерода в сплаве. С увеличением количества углерода до 0,18% объем усадочной раковины уменьшается; затем, по мере увеличения содержания углерода в сплавах (до 1,7%),—



Фиг. 131. Влияние условий затвердевания отливок из сплавов системы Fe — C на развитие усадочных пустот:
 а — диаграмма состояния; б — разрез отливок; в — зависимость объема концентрированной усадочной раковины от содержания углерода; г — зависимость удельного веса металла в поверхностной (1) и в осевой зоне (2) от содержания углерода; д — зависимость ширины суммы зон локальных и микроскопических перемещений от содержания углерода.

увеличивается. В сплавах, относящихся к области чугуна, процесс затвердевания сопровождается выделением графита, что оказывает громадное влияние на условия формирования усадочных раковин. Увеличение объема при выделении графита в сплавах с содержанием углерода 4,3% и более приводит к тому, что в отливках из этих сплавов усадочные раковины практически отсутствуют. Для сплавов, относящихся к областям стали и чугуна, значения удельного веса представлены в различном масштабе. С увеличением содержания



Фиг. 132. Зависимость разности плотностей металла на поверхности и в оси отливки от ширины твердо-жидкой части области затвердевания в момент достижения оси отливки границей выливаемости.

углерода примерно до 0,5% наблюдается увеличение разницы значений удельного веса поверхностных и осевых объемов отливки. Это следует объяснить тем, что увеличение содержания углерода до указанного значения приводит к расширению области затвердевания, особенно ее твердо-жидкой части, к моменту, когда граница выливаемости достигает оси отливки. Дальнейшее повышение содержания углерода не вызывает значительных изменений размеров твердо-жидкой части к концу затвердевания и, следовательно, разница в удельном весе поверхности и оси отливки практически не меняется. В сплавах с содержанием углерода более 1,7% графитизация оказывает более значительное влияние на развитие усадочных явлений, чем характер затвердевания. Она в свою очередь сильно зависит от скорости охлаждения. Так же, как на цветных сплавах, наблюдается соответствие между протяженностью твердо-жидкой части области затвердевания в момент, когда граница выливаемости достигает оси отливки, объемом усадочной раковины и разностью плотностей в осевой и поверхностной части.

На фиг. 132 представлены зависимости между шириной твердо-жидкой части (суммы зон микроскопических и локальных перемещений жидкости) области затвердевания в момент достижения оси отливки границей выливаемости, выраженной в процентах от радиуса

отливки, и разностью плотности металла на поверхности и в осевом объеме. Зависимости построены для систем алюминий—кремний (с эвтектическим превращением), алюминий—цинк (твердые растворы) и железо—углерод (стальная часть — сплавы с перитектическим превращением). Диаграмма фиг. 132 показывает, что переход усадочной раковины в зону осевой пористости и развитие последней следует связывать не с абсолютным значением интервала кристаллизации, а с размерами твердо-жидкой части области затвердевания. Например, в заэвтектических сплавах системы алюминий—кремний интервал кристаллизации резко возрастает по сравнению с доэвтектическими сплавами, а твердо-жидкая часть области затвердевания имеет небольшие размеры, в результате разность плотностей между поверхностью и осевой частью отливки оказывается небольшой. Таким образом, локализации усадочной раковины и сокращению рассеянной пористости способствует уменьшение размеров первичных кристаллов и сокращение ширины твердо-жидкой части области затвердевания.

Н. Г. Касумзаде [250] исследовал влияние газового давления и вибрации на формирование усадочных пустот в стальных отливках. Отливки изготовлялись из стали 40, имели вес 60 кг, затвердевали в шамотовой или металлической форме. Давление создавалось при помощи азота. Давление до 40 атм не оказало влияния на характер усадочных пустот. Давление свыше 40 атм привело к повышению плотности стали (табл. 36).

В отливках, полученных под давлением 80 атм, верхний мост продавливается и образуется открытая раковина. При меньших давлениях верхний мост сохраняется.

Из табл. 36 следует, что увеличение объема усадочной раковины хотя и происходит параллельно повышению плотности, но не может быть объяснено улучшением заполнения пор. При возрастании давления от нормального до 80 атм объем усадочной раковины возрастает на 1,1% (абсолютных), а объем пор уменьшается только на 0,4%.

Воздействие вибрации в процессе затвердевания отливок на форму усадочной раковины Н. Г. Касумзаде [250] изучал при частотах

Таблица 36

Давление в атм	Относительный объем усадочной раковины в %			Глубина усадочной раковины и грубой пористости в %	Объемный вес в г/см ³
	открытая часть	закрытая часть	общий объем		
0	0,2	3,4	3,6	32	7,764
40	0,8	3,0	3,8	20	7,762
60	1,3	2,7	4,0	16	7,786
80	4,4	0,3	4,7	13	7,797

от 0 до 1200 в мин. и при амплитудах от 1 до 4 мм. Опыты показали, что при повышении частоты колебаний и их амплитуды во всем изучаемом диапазоне общий съем усадочной раковины непрерывно возрастает главным образом за счет ее открытой части.

При амплитуде около 1 мм повышение частоты колебаний вызывает некоторое уменьшение глубины усадочной раковины; при амплитуде 2—3 мм глубина усадочной раковины не зависит от частоты, а при амплитуде более 3 мм имеет тенденцию к возрастанию при повышении частоты. Таким образом, обработка стальных отливок колебаниями с частотой более 1000 в мин. и амплитудой около 1 мм может способствовать локализации усадочной раковины.

Для оценки влияния температуры заливки на развитие усадочных раковин были изготовлены цилиндрические отливки диаметром 60 мм из стали с различным содержанием углерода. Отливки затвердевали в песчаных формах и заливались с перегревом от 20 до 120° над точкой ликвидус. Исследование показало, что принятая разница в температуре заливки (100°) в условиях компактных отливок не оказала существенного влияния на развитие усадочной раковины. При повышении содержания углерода глубина раковин увеличивается и зона грубой осевой пористости получает большее развитие.

3. УСАДОЧНАЯ ПОРИСТОСТЬ

Усадочной пористостью называют группы мелких пустот, образующихся в результате усадки при затвердевании небольших объемов, доступ питающего жидкого металла к которым затруднен.

Усадочная пористость разделяется на следующие виды:

- 1) рассеянная по всему объему отливки;
- 2) локализованная:
 - а) в утолщениях и сопряжениях стенок отливок;
 - б) в оных местных разогревов, в районе подвода литников;
 - в) в осевых частях плоских и призматических элементов отливок.

Д. К Чернов [19] видел единственную причину возникновения пористости (рыхлости) в неравномерности роста кристаллов.

П. Обергоффером [251] была высказана точка зрения, что осевая пористость в слитке возникает в результате температурных напряжений, разрывающих металл. А. А. Рыжиков [43] придает значение влиянию процессов, происходящих в твердом металле при его охлаждении, на окончательную степень развития пористости. Он видит возможность, как дальнейшего разрыхления, так и уплотнения металла за счет диффузионных и «керамических» процессов. Большие работы по изучению пористости в отливках из цветных сплавов проделаны А. А. Бочваром [252] и его учениками. В цветных сплавах развитие усадочных и газовых пор тесно переплетается между собой. Если первичным толчком для нарушения сплошности металла является усадка, то выделение газов в пустоту может ее резко расширить. Применение давления может деформировать и даже ликвидировать усадочногазовую пустоту. Предложена методика расчета пористости в отливках, затвердевающих

в небольшом интервале температур [89], строящаяся на следующих положениях.

1. Затвердевание происходит слоями, параллельными поверхности отливки.
2. Поверхность раздела между жидкой и твердой фазой представляет собой геометрически правильную поверхность.
3. Усадка происходит только при затвердевании.
4. Движение жидкого металла происходит под действием суммы сил гидростатического напора и атмосферного давления.
5. Движение металла в процессе питания происходит на ламинарном режиме.

При этих условиях были решены задачи о развитии пористости в плоских стенках без напуска и с напуском, а также для цилиндра.

Развитие теории пористости с учетом процессов, происходящих в области затвердевания, дается в трудах А. А. Рыжикова [43] и И. Б. Куманина [253].

Основные экспериментальные методы исследования пористости в отливках сводятся к следующим:

- 1) определение удельного веса на образцах, вырезаемых из различных частей отливок;
- 2) просвечивание проникающими излучениями;
- 3) изучение пор на шлифах;
- 4) косвенные методы, основанные на определении герметичности, механических свойств, вида изломов и др.

До тех пор, пока возможный расход металла через сечение стенки в месте ее присоединения к источнику питания больше расхода, определяемого условиями усадки, отливка затвердевает без образования осевой пористости. Когда расход через сечение стенки в границах выливаемости в месте ее присоединения к источнику питания станет меньше расхода, определяемого условиями усадки, неразрывность потока нарушается. Направленное движение от источника питания к периферийным зонам сменяется частными местными перемещениями металла в отдельных объемах, и отливка затвердевает с образованием осевой усадочной пористости. Поступление металла в стенку на последних этапах затвердевания, когда неразрывность потока в целом нарушена, может привести к некоторому уплотнению металла только в районе прибыли, но оно не окажет существенного влияния на общую плотность отливки.

Рассмотрим плиту прямоугольного сечения с соотношением ширины к толщине достаточно большим, чтобы можно было пренебречь влиянием торцов на процесс затвердевания осевой зоны отливки [183, 254, 255, 256]. Положим, что питание плиты будет осуществляться с одной стороны через всю ее торцовую поверхность. Вырежем вдоль плиты, перпендикулярно к фронту питания, полосу шириной равной единице.

Поскольку затвердевание стенки происходит с двух сторон, используем закон квадратного корня в следующем виде:

$$\frac{dx_n}{d\tau} = \frac{K}{\sqrt{\tau}}, \quad (137)$$

где $\frac{dx_n}{d\tau}$ — скорость роста твердой фазы в объеме стенки, приходящемся на единицу длины вырезанной полоски. Общее условие образования пористости может быть представлено следующим равенством:

$$\left(\frac{dq}{d\tau}\right)_{L=0} = U_z = U_y, \quad (138)$$

где $\left(\frac{dq}{d\tau}\right)_{L=0}$ — расход жидкости через элемент сечения отливки

в месте ее присоединения к источнику питания;

U_z — расход, определенный из гидравлических соображений, основанных на принципе неразрывности потока;

U_y — расход, определяемый условиями усадки, который должен иметь место при полной компенсации всех усадочных пустот в отливке.

Определим сокращение объема вырезанной полоски в единицу времени в процессе затвердевания, т. е. оценим необходимый расход жидкого металла через элемент сечения стенки в месте ее присоединения к источнику питания, компенсирующий усадку

$$U_y = \frac{KL\alpha_3}{\sqrt{\tau}}, \quad (139)$$

где L — длина отливки;

α_3 — коэффициент усадки при затвердевании.

Заменим время в уравнении (139) его значением из закона квадратного корня. Учитывая рост твердой фазы с двух поверхностей отливки и выражая объем затвердевшего металла в виде разности между объемом элемента стенки и объемом оставшегося жидкого металла, окончательно получим

$$U_y = 2K^2\alpha_3 \frac{L}{b - x_{жс}}, \quad (140)$$

где b — толщина стенки;

$x_{жс}$ — приведенная толщина жидкой фазы, численно равная ее объему в единице длины вырезанной полости.

В тот момент, когда граница выливаемости продвинется до центра и твердые кристаллы образуют сплошной скелет, условия движения жидкого металла резко ухудшатся. При обычных размерах отливок осевая пористость образуется практически после достижения именно этого этапа затвердевания. Применительно к двухфазной системе, по аналогии с процессами фильтрации, можем принять

$$U_z = PC, \quad (141)$$

где P — давление, под которым совершается перемещение металла;

C — коэффициент, характеризующий процесс движения металла в зоне локальных перемещений.

Суммарное давление складывается из газового давления в полости усадочной раковины прибыли и гидростатического давления металла.

При применении обычных прибылей давление в полости усадочной раковины должно быть равно или близко к атмосферному. При использовании газового и особенно воздушного давления оно может быть значительно выше

$$U_z = \left(P_y + \gamma H \right) C, \quad (142)$$

где P_y — давление в полости усадочной раковины прибыли;
 γ — объемный вес жидкого металла;
 H — разность уровней оси стенки и верха прибыли.

Коэффициент, характеризующий движение металла через область затвердевания, будет определяться соотношением количеств жидкой и твердой фазы в сечении и размером каналов.

Будем считать, что коэффициент, характеризующий расход металла через затвердевающую стенку, является функцией относительного объема жидкой фазы в сечении. Тогда

$$U_z = \left(P_y + \gamma H \right) \varphi \left(\frac{x_{ж}}{b} \right), \quad (143)$$

где $\varphi \left(\frac{x_{ж}}{b} \right)$ — зависимость расхода от относительного объема жидкой фазы в сечении стенки.

Эта зависимость может быть найдена экспериментально на основании определения пористости отливок.

Если известен объем пор, то можно определить, при каком соотношении количеств жидкой и твердой фазы прекратилось питание отливки

$$\frac{\gamma_{ж}}{b} = \frac{\Pi}{100\alpha_3}, \quad (144)$$

где Π — пористость отливки в процентах.

Объем твердой фазы в момент прекращения питания будет равен

$$b - x_{ж} = b \left(1 - \frac{\Pi}{100\alpha_3} \right). \quad (145)$$

Подставляя формулу (145) в уравнение (140) и используя уравнение (137), окончательно получим

$$U_y = \frac{2K^2\alpha_3 L}{b \left(1 - \frac{\Pi}{100\alpha_3} \right)} = U_z. \quad (146)$$

Обработка опытных данных позволяет установить связь относительного объема жидкой фазы в сечении стенки и возможного расхода металла через это сечение.

Отливки размерами 325 × 1230 × 10; 15; 20; 30; 50 мм заливались в горизонтальном и вертикальном положении; на одном из концов отливки устанавливалась прибыль. Металл подводился под прибыль и в стенку отливки со стороны, противоположной прибыли, литником, имеющим сечение 9 см². Отливки изготовлялись в сухих песчано-глинистых формах из стали марки 35Л. Пористость определялась

по удельному весу металла в темплетях. При определении удельного веса образцов, пораженных интенсивной усадочной пористостью, крупные поры, выходящие на поверхность образца, заливались парафином. Максимальный удельный вес среднеуглеродистой стали 35Л при затвердевании ее в песчаной форме был найден равным $7,84 \text{ г/см}^3$. Этот удельный вес и был принят за удельный вес стали, не имеющей осевой усадочной пористости. Качественная оценка пористости производилась по рентгенограммам поперечных темплетов (фиг. 133).

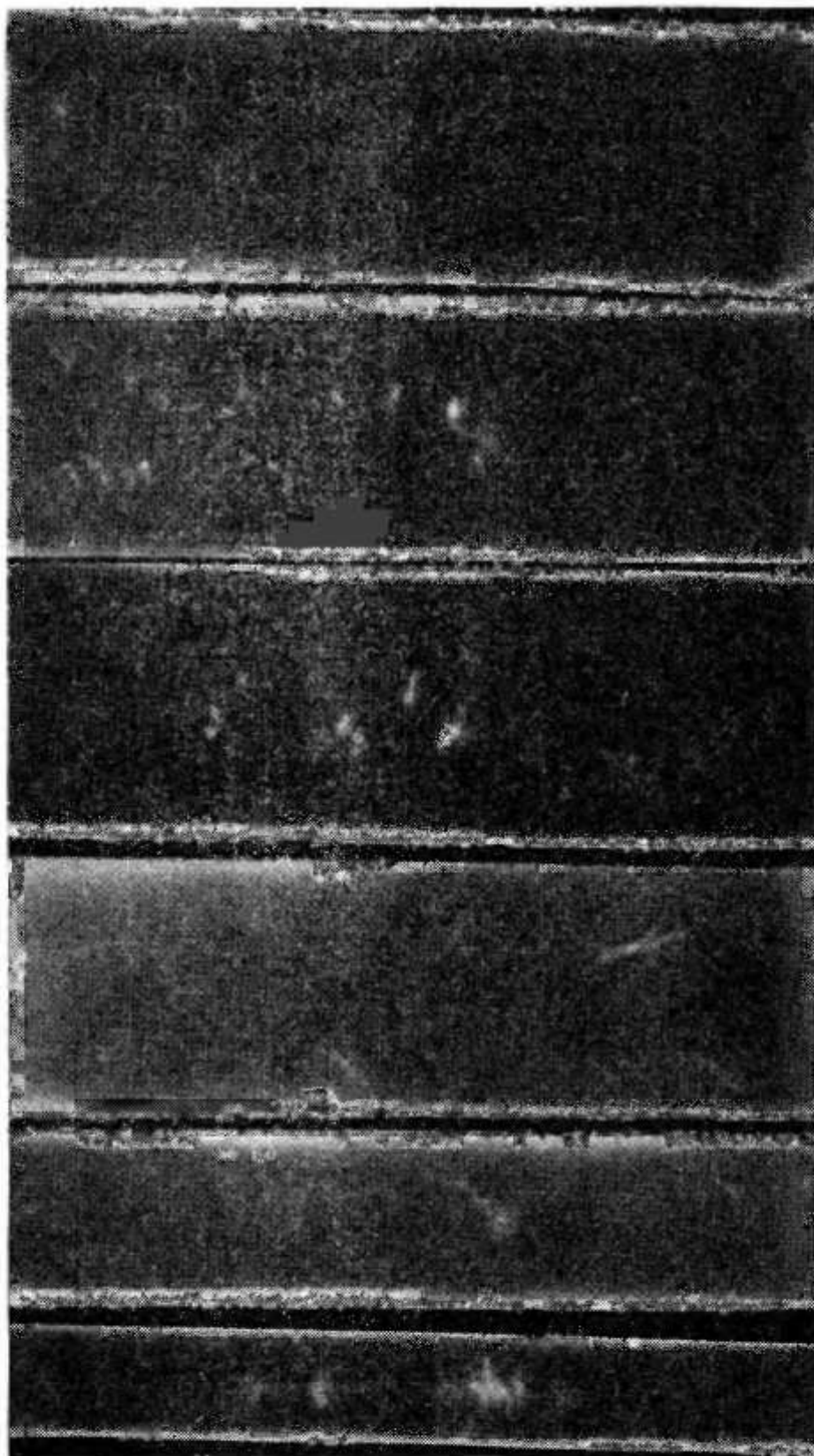
На фиг. 134 представлено распределение пористости и относительного предела прочности при длине пластин толщиной 15 и 30 мм. Относительный предел прочности выражен в процентах от свойств металла в пробном бруске данной плавки и определялся по формуле (245).

Пористость отливок толщиной 15 мм выше, чем пористость отливок толщиной 30 мм. Участки, непосредственно примыкающие к прибыли, имеют повышенную плотность. Это уплотнение тем больше, чем больше длина отливки и меньше толщина стенки, т. е. чем раньше нарушена неразрывность потока. При вертикальной заливке тонкостенных отливок это явление выражено слабо. В торцовых участках стенки вследствие интенсивного охлаждения и облегченных условий питания всегда наблюдается высокая плотность металла. При вертикальном положении отливки нижняя торцевая зона повышенной плотности расширяется. Общая пористость отливок, залитых в вертикальном положении, близка к пористости подобных отливок, залитых в горизонтальном положении. Средние величины пористости различных отливок представлены в табл. 37.

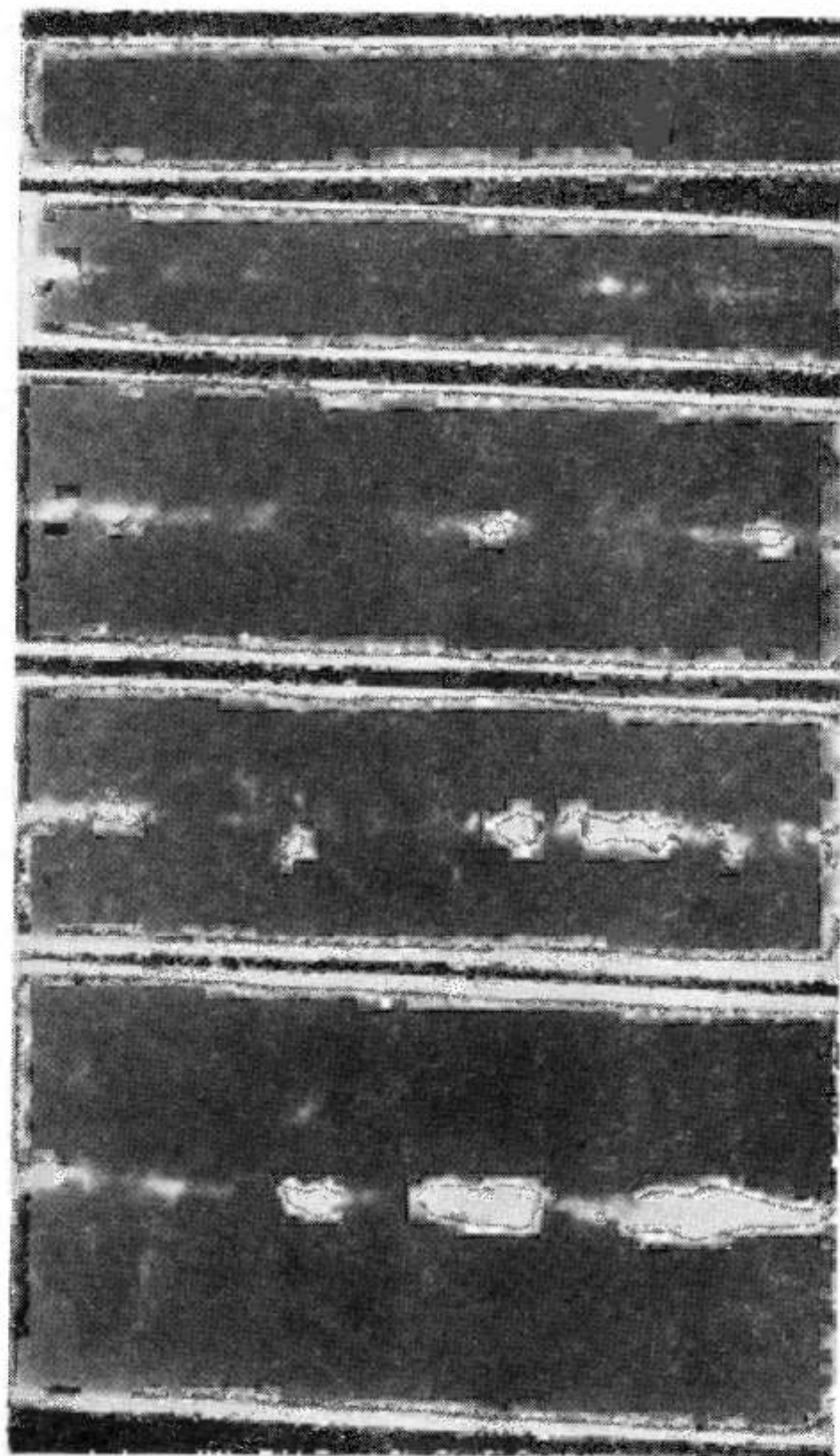
Таблица 37

Материал формы	Длина отливки в мм	Толщина стенки в мм	Средняя пори- стость в %	Материал формы	Длина отливки в мм	Толщина стенки в мм	Средняя пористость в %
Песчаная	1100	15	1,49	Песчаная	300	75	0,25*
”	1100	30	0,92	”	300	25	0,51
”	400	7	1,00	Металлическая	400	10	0,45
”	200	5	1,30	”	200	5	0,65
* По данным С. Бринсона и Д. Дюма [257].							

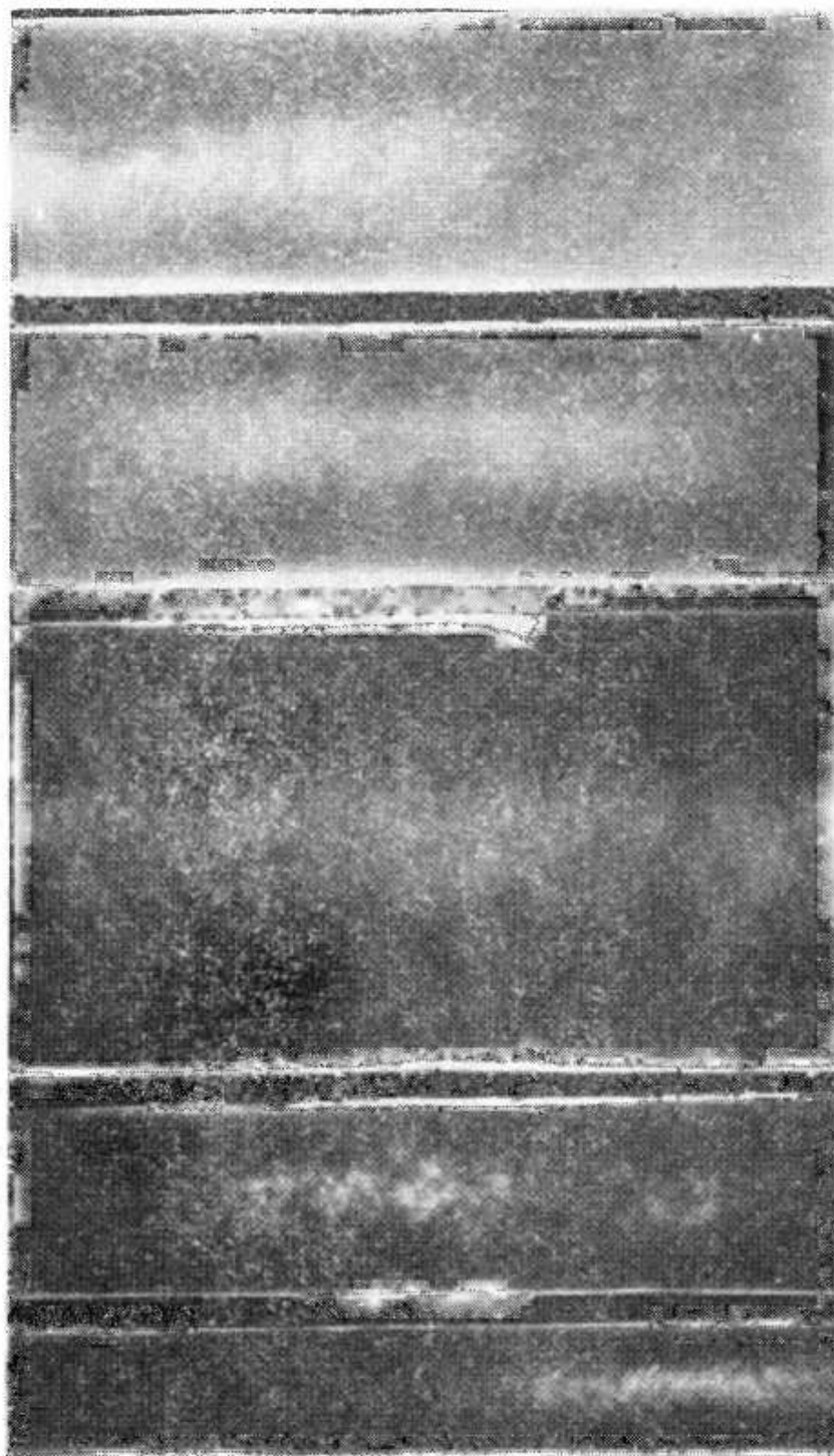
Исключив зону местной усадочной пористости, можно найти среднее значение пористости стенок различной толщины. При помощи полученных данных можно определить коэффициент, характеризующий процесс движения металла через затвердевающую стенку, входящий в формулы (141), (142) и (146). Результаты проделанных расчетов представлены на фиг. 135. Каждая точка получена на основании обработки от 30 до 200 измерений. При этом коэффициент



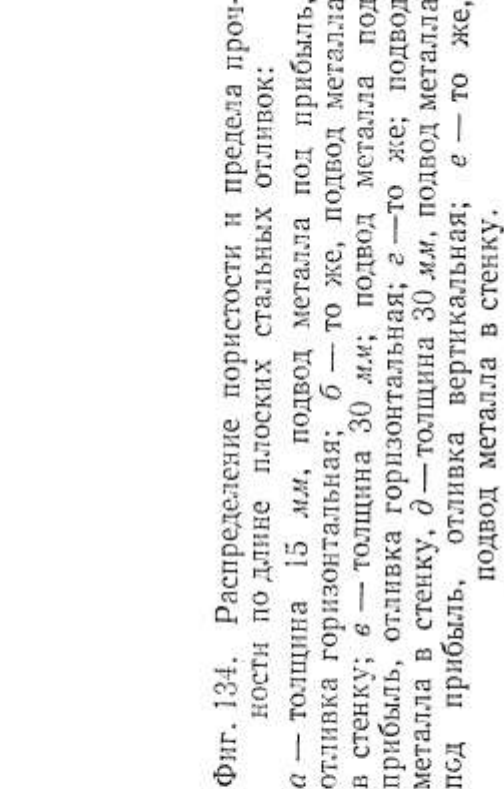
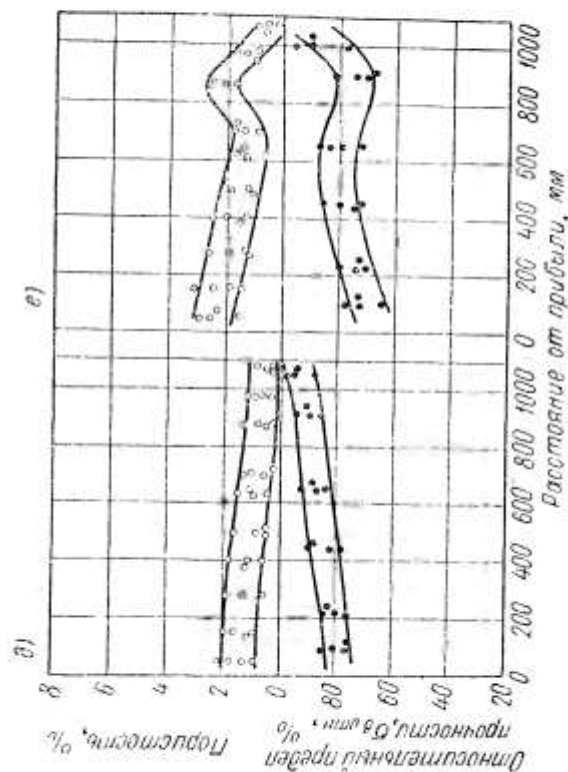
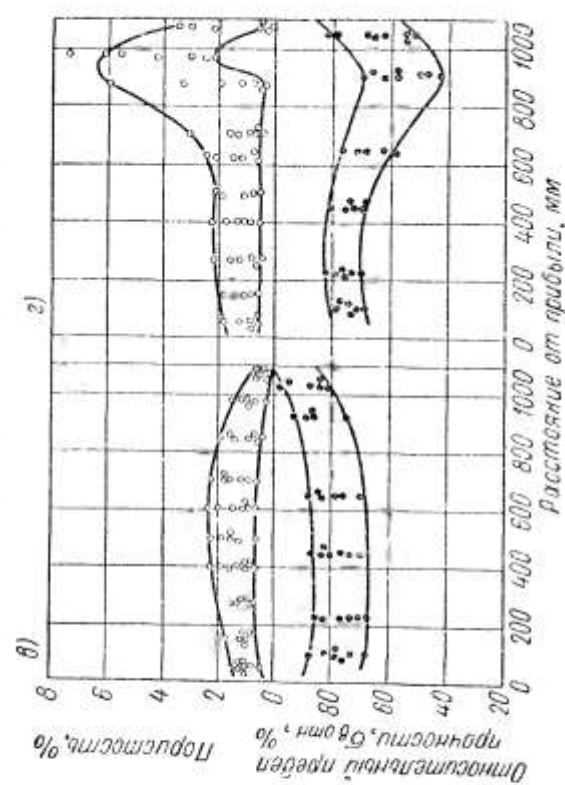
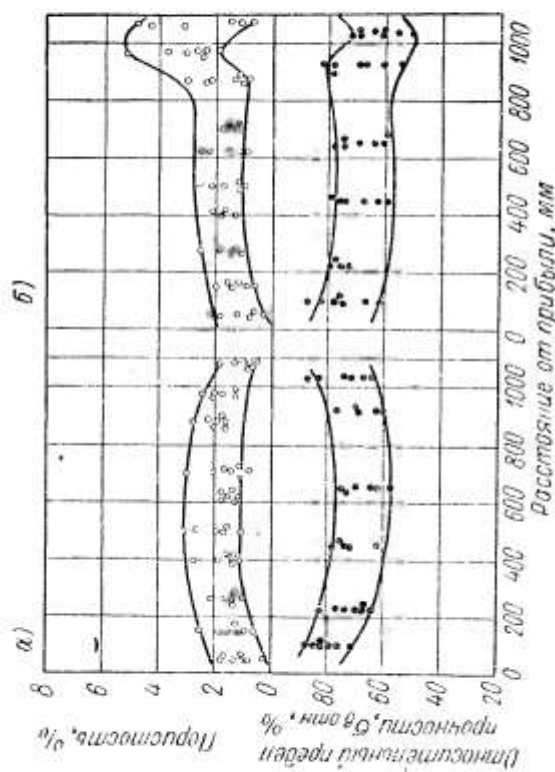
Фиг. 133 А. Рентгенограммы плоских стальных отливок различной толщины — горизонтальная отливка.



Фиг. 133 Б. Рентгенограммы плоских стальных отливок различной толщины — вертикальная отливка.



Фиг. 133 В. Рентгенограммы плоских стальных отливок
в районе подвода литника.



Фиг. 134. Распределение пористости и предела прочности по длине плоских стальных отливок:

a — толщина 15 мм, подвод металла под прибыль, отливка горизонтальная; *b* — то же, подвод металла в стенку; *в* — толщина 30 мм; подвод металла под прибыль, отливка горизонтальная; *г* — то же; подвод металла в стенку, *д* — толщина 30 мм, подвод металла под прибыль, отливка вертикальная; *e* — то же, подвод металла в стенку.

затвердеваний стали в сухой песчаной форме приняв равным $0,14 \text{ см/сек}^{1/2}$, а коэффициент объемной усадки стали при затвердевании равным $0,035$. Полученная таким образом зависимость между коэффициентом расхода металла и относительным количеством жидкой фазы в сечении затвердевающей стенки довольно точно описывается эмпирической формулой

$$C = \beta \left(\frac{x_{\text{ж}}}{b} \right)^2, \quad (147)$$

где β — постоянная величина, зависящая от химического состава сплава и теплоотводящей способности формы. В случае заливки среднеуглеродистой стали в песчаную форму $P = 0,95 \cdot 10^{-3}$, в случае заливки в металлическую форму $\beta = 3,0 \times 10^{-3}$.

Используя уравнения (137), (140), (143) и (147), получим

$$\begin{aligned} 2K^2\alpha_3 \frac{L}{b - x_{\text{ж}}} &= \\ &= (P + \gamma H) \beta \left(\frac{x_{\text{ж}}}{b} \right)^2. \end{aligned} \quad (148)$$

Поскольку гидростатическое давление при обычно применяемых прибоях значительно меньше атмосферного, будем считать, что движение питающего металла происходит под давлением, равным только одной атмосфере.

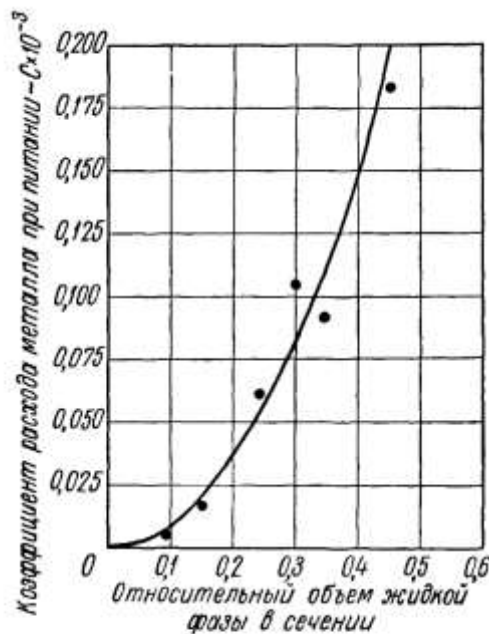
Полученное уравнение целесообразно решать методом последовательного приближения. Произведя необходимые преобразования, получим

$$x_{\text{ж}} = \sqrt{\frac{2x^2\alpha_3 L b^2}{P\beta b - \sqrt{2x^2\alpha_3 L b\beta}}} \quad (149)$$

Используя уравнение (144) и произведя некоторые преобразования, определим величину пористости

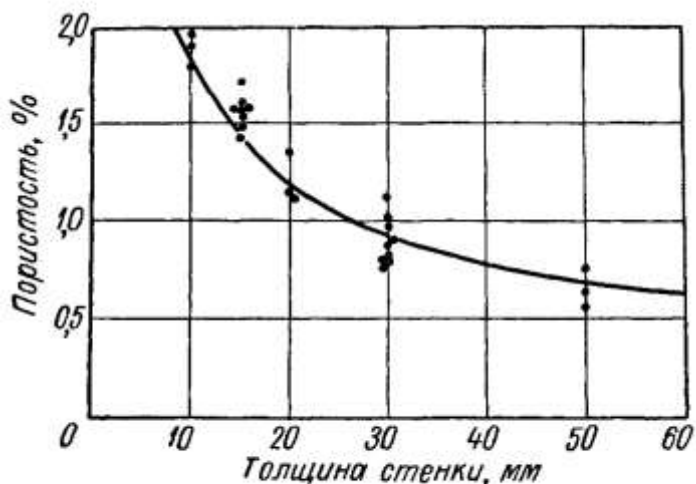
$$П = \alpha_3 \cdot 10^2 \sqrt{\frac{2K^2\alpha_3 L}{P\beta b - \sqrt{2K^2\alpha_3 L b P \beta}}}. \quad (150)$$

Сопоставим расчеты по формуле (150) с фактическими данными на стальных отливках длиной 1100 мм. На фиг. 136 представлены результаты измерений и расчетов. Экспериментальные точки получены как средние из 10—15 измерений. При увеличении толщины стенки отливки ее общая пористость уменьшается. Исследование влияния длины отливки на пористость производилось на плитах

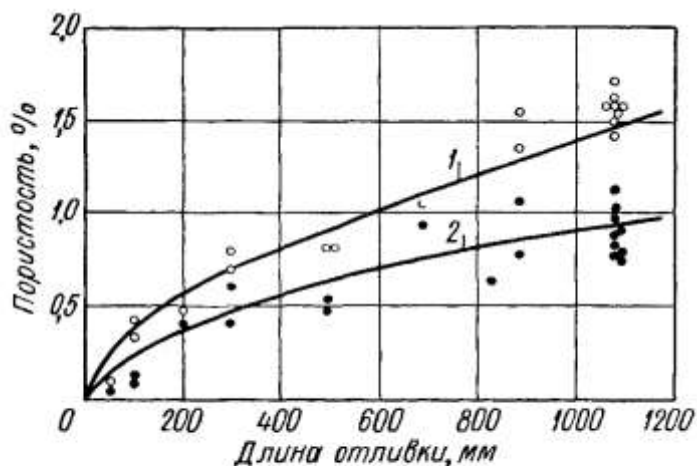


Фиг. 135. Зависимость коэффициента расхода металла при питании от соотношения объемов жидкой и твердой фазы в сечении стенки.

толщиной 15 и 30 мм. При этом изменялись как общая длина отливки, так и расстояние между прибылями, установленными на одной отливке. В последнем случае, как показывает опыт, за длину питаемого элемента правильнее принимать расстояние между прибылями, а не половину его. Это, вероятно, связано с тем, что в результате одностороннего заполнения формы, несколько различного давления в полости усадочной раковины и т. д. питание стенки равного сечения осуществляется преимущественно с одной стороны. Результаты определения пористости подобных отливок представлены на фиг. 137. Кривые построены на основании расчетов. Экспериментальные точки получены как средние из 5—15 измерений. Удовлетворительное совпадение расчета с опытом и в этом случае позволяет считать правильными представления о процессе образования осевой усадочной пористости в стенках отливок, на основании которых получены формулы.



Фиг. 136. Зависимость пористости стальных отливок длиной 1100 мм от толщины стенок.

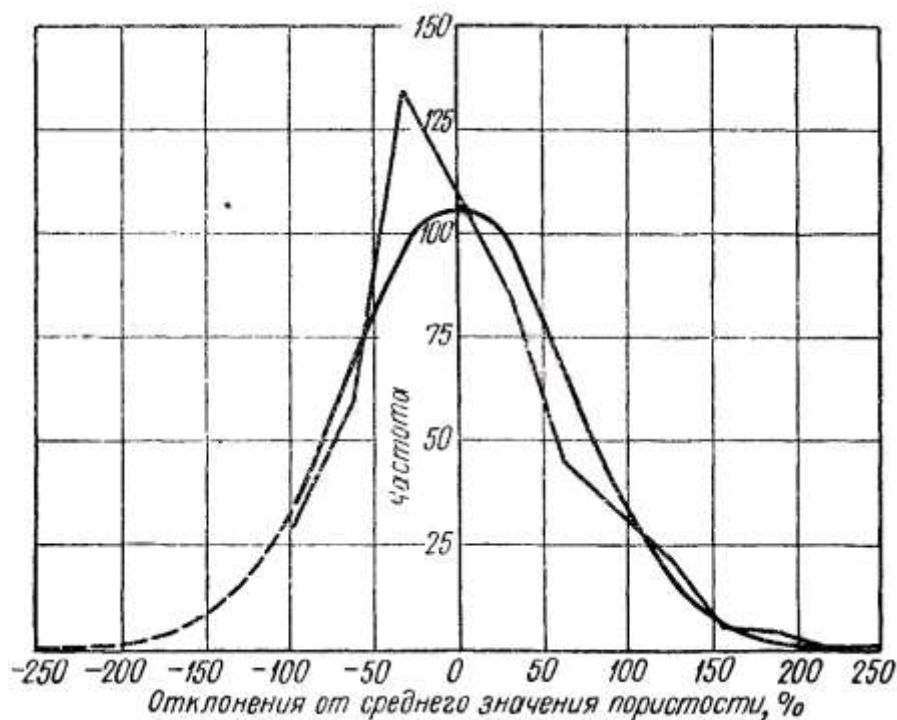


Фиг. 137. Зависимость пористости стальных отливок толщиной 15 мм (1) и 30 мм (2) от длины.

Местные перераспределения металла в осевой части отливки обуславливаются большим количеством разнообразных причин, таких как неравномерный рост кристаллов, различное газовое давление в образовавшихся порах и т. д. В результате фактическая пористость в данном, сравнительно небольшом, объеме стенки, значительно отклоняется от средней. В процессе избирательной кристаллизации стали примеси, имеющие различную растворимость в твердой и жидкой фазе, накапливаются в объемах жидкой фазы, находящихся и межосевых пространствах дендритов. Если жидкий металл движется относительно твердо-жидкой части отливки в результате усадочных явлений, диффузия примесей резко ускоряется. При этом примеси локализуются, образуя типичную V-образную осевую зональную ликвацию. Этот вид химической неоднородности широко распространен в стальных отливках, образованных главным образом из плоских элементов, в которых усадочные перемещения достигают

относительно больших величин. Объемы металла, содержащие повышенное количество примесей, должны иметь более низкую температуру плавления, чем окружающий их более чистый металл. Естественно, что в этих участках, затвердевающих в последнюю очередь, наряду с увеличенным содержанием примесей, концентрируются поры.

Неопределенность факторов, обуславливающих отклонения пористости от средних значений, вынуждает для их оценки использовать статистический анализ.



Фиг. 138. Кривая распределения отклонений пористости в данном сечении от ее средней величины.

Среднее значение пористости отливок определялось с помощью формулы (150). Отклонение фактической пористости от ее среднего значения выражалось в процентах. Образцы для определения пористости имели длину 100 мм и ширину, равную толщине стенки отливки. Толщина этих образцов была принята равной 2,5 мм. Результаты статистической обработки представлены на фиг. 138. Область отрицательных значений отклонений ограничена 100%. При таком отклонении пористость равна нулю. Правая часть кривой распределения характеризует вероятность получения в отдельных сечениях максимальных значений пористости и, следовательно, минимальной прочности литой детали. Закон распределения положительных значений отклонений близок к нормальному закону распределения Гаусса. Среднеквадратическое отклонение равно 74,98%. Примем, что вероятное отклонение равно трем среднеквадратическим отклонениям, тогда максимальное вероятное значение пористости может примерно в три раза превышать ее среднее значение, определяемое по формуле (150). Вероятность больших откло-

нений не превышает 0,3—0,5% и для решения технических вопросов ею можно пренебречь.

Исследование отливок длиной 1100 мм с толщиной стенок 15 и 30 мм показало, что изменение температуры заливки в пределах 1520—1580° и скорости заполнения в пределах 5—12 кг/сек не оказало существенного влияния на среднюю величину их пористости. Однако очень низкая температура и малая скорость заливки приводят к образованию спаев на поверхности отливок. Спаи способствуют образованию местных перехватов, питающихся за счет соседних участков отливки. При этом значительно увеличиваются колебания пористости. Например, в отливках, залитых при нормальных условиях, отклонения от среднего значения пористости, выходящие за пределы 50%, составляют 30%. В отливках, имеющих спаи, количество таких отклонений достигает 40%.

Замедление затвердевания отливки в месте подвода литника приводит к образованию изолированного объема жидкой стали, затвердевающего с образованием усадочной пористости.

В зависимости от условий заливки последние порции питающего металла поступают в рассматриваемый участок отливки или из прибыли через стенку, или из литниковой системы через литник. Примем, что литник, имеющий в большинстве случаев сечение, приближающееся к квадрату, затвердевает в два раза быстрее, чем примыкающий к нему участок стенки такой же толщины. Тогда время затвердевания стенки в зоне, где снят перегрев, будет равно

$$\tau = \frac{b^2}{4K^2}. \quad (151)$$

Время затвердевания литника будет равно

$$\tau = \frac{(b + R)^2}{8K^2}, \quad (152)$$

где R — толщина оставшегося слоя жидкой стали к моменту затвердевания основной стенки.

Толщина оставшегося слоя жидкой стали может быть найдена с помощью формулы, полученной путем преобразования равенства (72)

$$R = 0,82 \cdot 10^{-4} \sqrt[4]{\frac{v^3}{b}} \cdot t_0 \tau_0. \quad (153)$$

Сопоставляя формулы (151) и (152), найдем условие, при котором последние порции питающего металла будут поступать в стенку из литниковой системы

$$\frac{(b + R)^2}{2} \geq b^2. \quad (154)$$

Если это условие выполнено, то расчет плотности отливки следует вести по моменту затвердевания литника. Если правая часть меньше левой части неравенства, то расчет должен производиться по моменту затвердевания основной стенки. Зная толщину изолиро-

ванного слоя, можно определить пористость в районе подвода металла. Если принять коэффициент усадки при затвердевании равным 0,035, то пористость не может быть выше 3,5%, что соответствует случаю затвердевания всего сечения без всякого питания. Опыты показывают, что пористость отливки в районе подвода металла значительно выше и может опускаться до 8—10%. Причина расхождения заключается в том, что участок стенки, затвердевающий последним, питает прилегающие зоны. Естественно предположить, что увеличение пористости за счет перемещения питающего металла из термического центра к периферии будет тем больше, чем дольше существует изолированный объем жидкой стали. Следовательно, величину пористости в районе подвода литника можно определить выражением

$$\Pi = 3,5 \frac{R_u}{b} + m\tau_u, \quad (155)$$

где R_u — толщина изолированного слоя стали;

τ_u — время существования изолированного объема;

m — коэффициент, характеризующий условия перемещения питающего металла внутри изолированного объема, определяемый опытным путем.

Если выполнено условие (154), то

$$R_u = 0,293(b + R) \quad (156)$$

и

$$\tau_u = \frac{(b + R)^2}{8K^2}. \quad (157)$$

Если литник затвердевает быстрее стенки, то

$$R_u = R \quad (158)$$

и

$$\tau_u = \frac{R^2 + 2rb}{4K^2}. \quad (159)$$

Изучение усадочной пористости стали в районе подвода металла производилось на отливках габаритами 1100 x 325 мм с толщиной стенки 10, 15, 20, 30 и 50 мм. При подводе металла в район отливки, удаленной от прибыли, образуется местная интенсивная усадочная пористость. На фиг. 23 была представлена схема расположения местной усадочной пористости в районе подвода металла для случая заливки плит толщиной 30 мм. Зона интенсивности развития усадочной пористости начинается не непосредственно у литника, а располагается на некотором расстоянии от него. По мере увеличения толщины отливки расстояние от края плиты до начала зоны интенсивной усадочной пористости возрастает, что связано с увеличением района захлаживающего влияния торца толщины стенки. Захлаживающим влиянием торцов объясняется также наличие минимума на кривых распределения плотности и прочности по длине отливки. Зона местной усадочной пористости распростра-

няется на 300—400 мм от литника, дальше интенсивность ее уменьшается, и она постепенно переходит в нормальную осевую пористость. Контур зоны соответствует контуру потока при истечении под затопленный уровень. На фиг. 133В представлены отпечатки рентгенограмм темплетов, вырезанных из района подвода металла. Изменение положения детали в форме при заливке несколько изменяет характер местной усадочной пористости.

С целью определения коэффициента t , входящего в формулу (155), была произведена математическая обработка результатов определения плотности ряда отливок, залитых в горизонтальном положении. Размеры отливок, параметры заливки и полученные величины коэффициента, характеризующего условия перемещения питающего металла внутри изолированного объема, представлены в табл. 38.

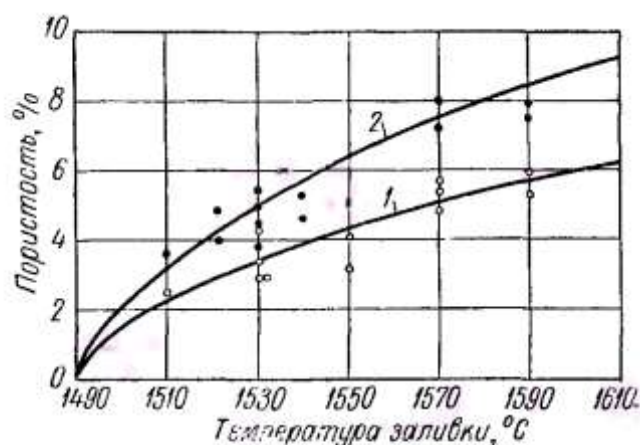
Таблица 38

b в см	V_0 в см/сек	U в °C	τ_D в сек.	P_ϕ факти- ческая в %	R_u в см	τ_u в сек.	m	P расчетная при $m=0,02$ 1/сек. в %
1,5	100	80	14	4,93	1,24	109	0,0147	5,47
3,0	85	40	22	5,47	1,34	132	0,0266	4,36
1,5	70	40	20	3,02	0,89	56	0,0095	3,53
3,0	60	80	31	7,48	1,90	257	0,0187	7,60
1,5	78	40	18	3,02	0,82	54	0,0136	3,41
1,5	61	40	23	4,18	0,89	57	0,0307	3,64
3,0	69	40	27	4,30	1,38	135	0,0266	4,78
5,0	30	40	55	6,59	1,56	195	0,0266	5,32
1,5	140	40	10	3,15	0,82	47	0,0160	3,28
3,0	125	40	15	3,53	1,21	123	0,0136	4,30
3,0	31	40	60	5,95	1,48	158	0,0257	5,18
3,0	52	40	36	3,15	1,42	144	0,0173	4,81

Здесь и в дальнейшем падение температуры в каналах литниковой системы принято равным 10°C . Приведенные данные позволяют принять среднюю величину коэффициента t равной 0,02 1/сек. В табл. 38 для сопоставления приведены расчетные величины удельного веса при принятом среднем значении коэффициента t . При вертикальном положении отливки местная усадочная пористость получает меньшее развитие. Это может объясняться изменением условий перемещения питающего металла из термического центра в вышележащие зоны отливки.

Исследование влияния скорости и температуры заливки на развитие пористости в районе подвода литника производилось на горизонтальных плитах толщиной 15 и 30 мм, весом 90 и 135 кг. Изменение скорости заливки при заданном весе отливки и сечении лит-

ника обратно пропорционально изменению продолжительности заполнения формы. Скорость заливки входит в расчеты в степени $3/4$, а продолжительность заливки в степени, равной единице, поэтому их суммарное влияние незначительно. Расчетные и экспериментальные данные, показывающие

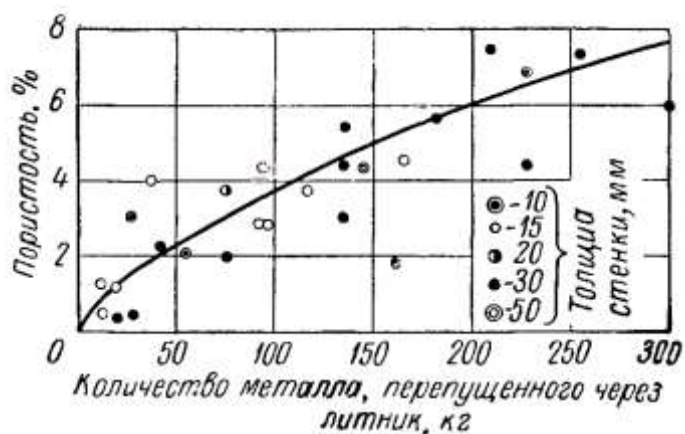


Фиг. 139. Зависимость пористости стальных отливок толщиной 15 мм (1) и 30 мм (2) в районе подвода металла от температуры заливки.

для отливок толщиной 30 мм (кривая 2), имеющих вес 135 кг. Кривые построены на основании расчетов. Как видно, повышение температуры заливки существенно повышает пористость металла в месте подвода литника в стенку отливки.

Исследование влияния количества металла, перепущенного через литник, на плотность отливки производилось на тех же плитах. Для уменьшения количества перепускаемого металла заливка осуществлялась через рассредоточенную литниковую систему. Для увеличения количества перепущенного через литник металла увеличивался объем прибыли, которая служила приемным резервуаром. Сечение каждого литника составляло 9 см^2 . Температура заливки была принята равной $1530\text{—}1550^\circ\text{C}$. Толщина стенки отливки оказывает незначительное влияние на развитие пористости в районе подвода металла. Причина этого заключается в том, что, с одной стороны, увеличение толщины стенки уменьшает относительную величину изолированного объема жидкой стали, но, с другой стороны, увеличивает продолжительность существования этого объема. В результате суммарное влияние толщины стенки незначительно. На фиг. 140 приведены результаты экспериментов и нане-

зависимость пористости в районе подвода металла от продолжительности заливки, подтверждают это положение. В результате оказывается возможным сопоставлять между собой отливки, залитые с различной скоростью и продолжительностью, если количество металла, перепущенное через литник, одинаково. На фиг. 139 представлена зависимость пористости в районе подвода металла от температуры заливки для отливок толщи ной 15 мм (кривая 1), имеющих вес 90 кг, и



Фиг. 140. Зависимость пористости стальных отливок в районе подвода литника от количества перепущенного через него металла.

зависимость пористости в районе подвода металла от продолжительности заливки, подтверждают это положение. В результате оказывается возможным сопоставлять между собой отливки, залитые с различной скоростью и продолжительностью, если количество металла, перепущенное через литник, одинаково. На фиг. 139 представлена зависимость пористости в районе подвода металла от температуры заливки для отливок толщи ной 15 мм (кривая 1), имеющих вес 90 кг, и

сена расчетная кривая для толщины стенки, равной 30 мм. Из графика видно, что с увеличением количества металла, перепущенного через литник, усадочная пористость в этом районе увеличивается в равной степени для отливок с толщинами стенок от 10 до 50 мм. Исследования показывают, что только непосредственный подвод металла под прибыль может полностью устранить зону местной усадочной пористости. Практически расстояние от литника до прибыли для этого не должно превышать 2—3 толщины стенки.

При пересечении стенок равной толщины плотность металла в узле определится количеством жидкой стали, оставшейся в нем к моменту изоляции узла от источников питания. Приблизленно этот момент может быть определен временем полного затвердевания основных стенок. Из геометрического построения, приведенного на фиг. 120, находим

$$\frac{x}{\frac{a}{2} + x} = \frac{\sqrt{r^2 + rb} - r}{0,707b + 0,41r}, \quad (160)$$

где r — радиус галтели.

Полученное выражение представляет собой отношение толщины слоя металла, затвердевшего в условиях нормального питания, ко всей толщине узла и характеризует плотность стали в узле. При малых радиусах галтели увеличение скорости затвердевания с увеличением радиуса идет быстрее, чем увеличение геометрических размеров узла. При больших радиусах галтели скорость затвердевания изменяется мало, а геометрические размеры узла продолжают увеличиваться по-прежнему. В результате для каждой толщины стенки имеется свой радиус галтели, при котором обеспечивается получение наиболее плотного металла в узле.

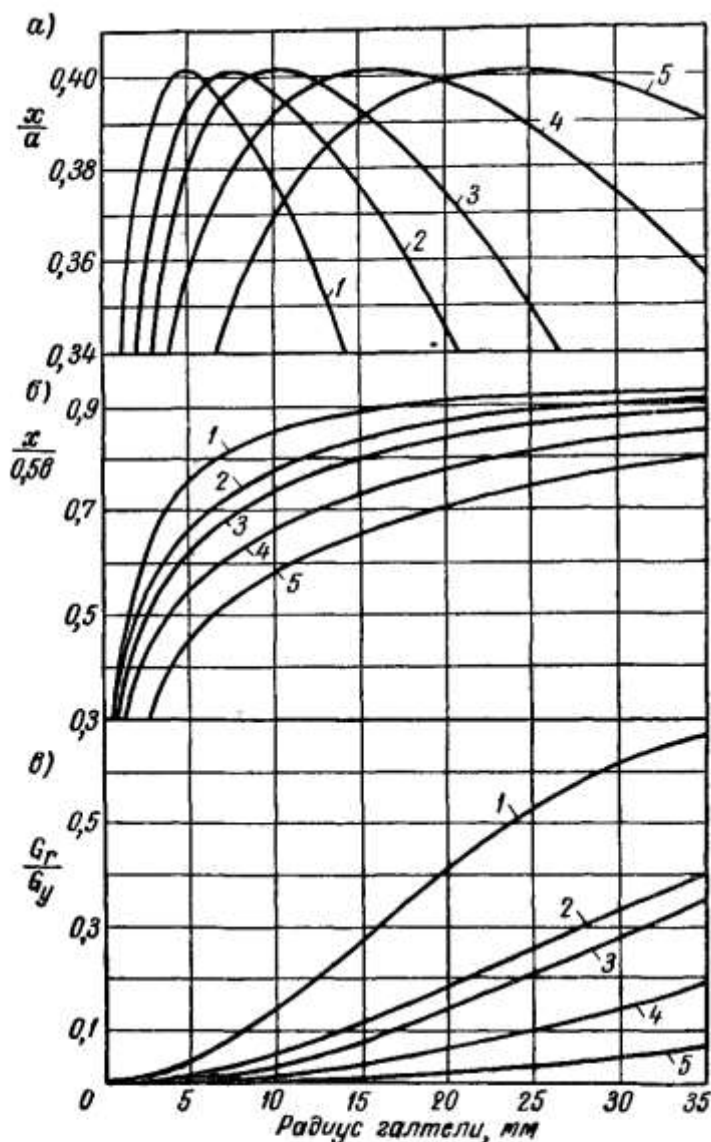
Максимумы кривых на фиг. 141, *a* соответствуют радиусам галтелей, которые обеспечивают максимальную плотность металла в узле. Исследование узлов опытных отливок с помощью рентгеновского просвечивания подтвердило, что при радиусах галтелей как меньше, так и больше оптимального плотность металла уменьшается.

Радиус галтели определяется следующими основными факторами:

- а) конструктивными соображениями;
- б) обеспечением максимальной плотности металла в узле;
- в) снижением склонности сопряжения к образованию горячих трещин;
- г) расходом металла (весом отливки).

Как показано на фиг. 141, *a* для каждой толщины стенки в сопряжении существует свой радиус закругления, обеспечивающий получение максимальной плотности в узле. Расчеты, произведенные для случая пересечения стенок с соотношением толщин 1:1½ и 1:2, показывает, что положение максимума определяет стенка, имеющая большую толщину. Смещение его в сторону меньших радиусов даже при соотношении 1:2 весьма незначительно. Следовательно, использовать в качестве размера, определяющего радиус галтели, среднее арифметическое толщин стенок нельзя. В случае пересечения стенок,

сопоставимых по толщине, которые не питаются специально установленными прибылями, правильнее назначать радиус галтели по стенке, имеющей большую толщину. Обычно эта стенка является основной, а стенка меньшей толщины представляет собою ребро. Поэтому и с точки зрения образования горячих трещин в подобных сопряжениях радиус галтели должен выбираться по толщине основной стенки, так как ее затвердевание и усадка, а не затвердевание и усадка ребра определяют процесс возникновения и развитие усадочных напряжений, которые могут привести к образованию надрыва.



Фиг. 141. Зависимость плотности металла в узле (а), склонности сопряжения к образованию горячих трещин (б) и относительного веса (в) для Т-образного сопряжения от радиуса галтели и толщины стенки:

1 — толщина стенки 10 мм; 2 — толщина стенки 15 мм; 3 — толщина стенки 20 мм; 4 — толщина стенки 30 мм; 5 — толщина стенки 50 мм.

Для определения влияния радиуса галтели на склонность сопряжения к образованию горячих трещин сопоставим толщину слоя, затвердевшего в углу к моменту затвердевания стенки, и половину толщины стенки

$$\frac{x}{\frac{1}{2}b} = \frac{\sqrt{r^2 + rb} - r}{\frac{1}{2}b}. \quad (161)$$

Для стенки достаточно большой ширины уравнение (161) представляет собой отношение площадей сечения затвердевшего металла в углу и на стенке к моменту, наиболее опасному с точки зрения образования горячих трещин. На фиг. 141, б представлены кривые, рассчитанные по формуле (161). Из их рассмотрения

следует, что:

- 1) с увеличением радиуса галтели уменьшается склонность отливки к образованию горячих трещин;
- 2) чем больше толщина стенки, тем сильнее сказывается наличие сопряжения на образование горячих трещин;
- 3) чем меньше толщина стенки, тем с большей скоростью увеличивается прочность сопряжения с увеличением радиуса галтели в практически используемом интервале радиусов. Ниже, на фиг. 150,

Представлены результаты опытов, отнесенные к плоской стенке соответствующей толщины, подтверждающие эти положения. Как в случае пересечений стенок, так и в случае сопряжения стенки с узлом, оценку влияния радиуса галтели на образование горячих трещин и выбор его следует производить по толщине основной стенки, так как ее затвердевание, свойства и усадка определяют условия образования трещин.

Для определения влияния радиуса галтели на вес отливок выразим относительный вес галтели в узле (вес дополнительного объема металла, присоединяемого к сопряжению в связи с переходом от острого угла к закругленному) через ее радиус и толщину стенки.

$$\frac{G_z}{G_y} = \frac{0,215r^2}{1,25b^2 + 0,215r^2}, \quad (162)$$

где G_z — вес элемента галтели;

G_y — вес элемента узла.

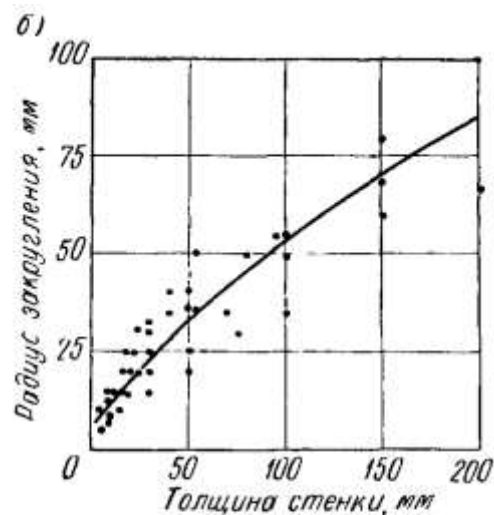
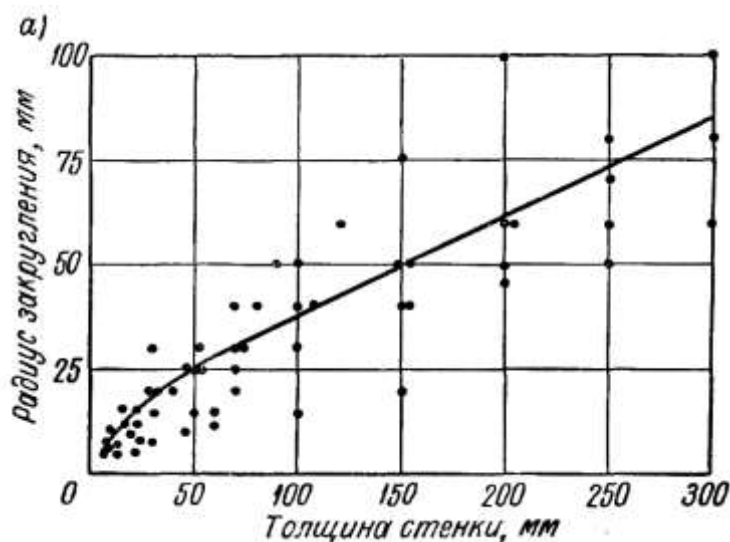
На фиг. 141, в представлены кривые, рассчитанные по формуле (162).

Из рассмотрения фиг. 141 следует, что только за счет выбора радиуса галтели невозможно полностью устранить дефекты в сопряжениях, но можно выбрать такие радиусы, которые сводят их к минимуму и облегчают полное устранение с помощью холодильников, усадочных ребер, увеличения податливости формы и т. д.

На основании анализа процессов формирования дефектов в сопряжениях стальных отливок предложен график для выбора радиусов галтелей в зависимости от толщины основной стенки в случае пересечения стенок и в случае сопряжения стенки с узлом (фиг. 142). Кроме того, на фиг. 142 нанесены точки, соответствующие практическим данным и нормальным рядам заводов.

Выбор радиусов галтелей произведен следующим образом.

1. Пересечение стенок:



Фиг. 142. Зависимость радиусов закруглений внутренних углов от толщины основной стенки:
а — соотношение толщин пересекющихся стенок меньше двух;
б — соотношение толщин пересекющихся стенок равно двум или больше.

а) толщина основной стенки 10 мм; радиус галтели, соответствующий максимальной плотности металла в узле, равен 5 мм, но при этом радиусе опасность возникновения горячих трещин велика, а сравнительно небольшое увеличение радиуса позволяет существенно снизить склонность сопряжения к образованию горячих трещин. Однако слишком большое увеличение радиуса приводит к значительному уменьшению плотности металла, увеличивает вес детали и может быть нежелательным из конструктивных соображений. Поэтому величина галтели ограничивается радиусом, равным 8 мм;

б) толщина основной стенки 50 мм; радиус галтели, соответствующий максимальной плотности металла в узле, равен 25 мм. Хотя небольшое увеличение радиуса незначительно изменит плотность металла в узле и вес детали, но оно не окажет и заметного влияния на склонность отливки к образованию горячих трещин. Кроме того, чрезмерное увеличение радиуса нежелательно из конструктивных соображений. Поэтому принимается радиус галтели, равный 25 мм.

2. Сопряжение стенки с узлом. В этом случае, поскольку узел должен быть обеспечен питанием, влияние радиуса галтели на формирование усадочных дефектов не имеет значения. В силу этого при малых толщинах стенки целесообразно несколько увеличить радиус, рекомендованный для пересечения стенок, так как это приведет к ощутимому снижению склонности отливки к образованию горячих трещин. В случае толщины основной стенки 30—50 мм увеличение радиуса галтели мало повлияет на упрочнение сопряжения в период затвердевания, и его величину можно оставить без изменения.

Таким образом, для пересечений стенок имеются оптимальные, с точки зрения образования дефектов, радиусы галтелей. Для сопряжений стенок с узлами рекомендованы минимальные радиусы. Увеличение их несколько снизит возможность образования дефектов, а верхний предел ограничен только конструктивными соображениями и весом отливки.

Практические данные удовлетворительно согласуются с результатами, полученными из рассмотрения процессов затвердевания стали в углах. Приведенные практические данные взяты на основании опыта передовых предприятий, где проводится большая работа по созданию технологичных конструкций литых деталей. В табл. 39 приведены рекомендуемые радиусы закруглений для стальных отливок (для чугунных отливок величину радиуса следует делать на номер больше), приведенные к нормальному ряду величин.

Для того чтобы полностью избежать возникновения внутренних дефектов в L-образном сопряжении, радиус закругления наружного угла должен быть равен сумме радиуса закругления внутреннего угла и толщины стенки. В случае, когда одна из наружных стенок сопряжения совпадает с плоскостью разъема литейной формы, выполнить это требование очень трудно. В этом случае, а также

Толщина основной стенки (в мм)		Радиус закруг- ления в мм	Толщина основной стенки (в мм)		Радиус закруг- ления в мм
при соотноше- нии толщин пересекающих ся стенок меньше двух	при соотно- шении толщин пере- секающихся стенки от двух и больше		при соотноше- нии толщин пересекающих ся стенок меньше двух	при соотно- шении толщин пересекающихся стенки от двух и больше	
до 2	—	2	30—40	23—34	20
2—3	до 2	3	40—60	34—45	25
3—4	2—3	4	60—80	45—56	30
4—5	3—4	5	80—100	56—65	35
5—8	4—6	6	100—120	65—80	40
8—10	6—8	8	120—170	80—110	50
10—15	8—12	10	170—220	110—150	60
15—20	12—16	12,5	220—300	150—200	80
20—30	16—23	15	более 300	более 200	100

для всех наружных углов, не относящихся к сопряжениям, радиус закругления выбирается равным от 3 мм для мелких и до 5 мм — для крупных отливок.

Величина пористости в местных утолщениях зависит от соотношения толщины стенки и утолщения, а также от абсолютной величины толщины стенки, определяющей время существования изолированного объема жидкого металла.

Обозначим толщину изолированного слоя жидкого металла через R_u , тогда

$$R_u = b_2 - b_1, \quad (163)$$

где b_2 — толщина в утолщенном месте;

b_1 — толщина основной стенки.

Время существования изолированного слоя составит

$$\tau_u = \frac{b_2^2 - b_1^2}{4K}, \quad (164)$$

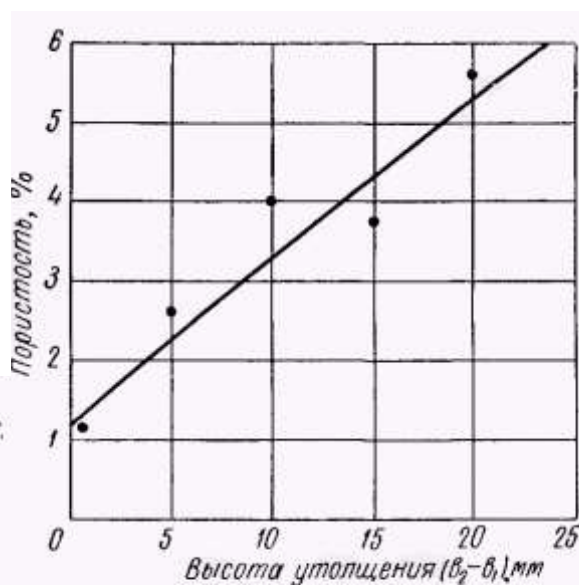
где K — коэффициент затвердевания.

Воспользовавшись формулой для расчета пористости в районе подвода литника, получим

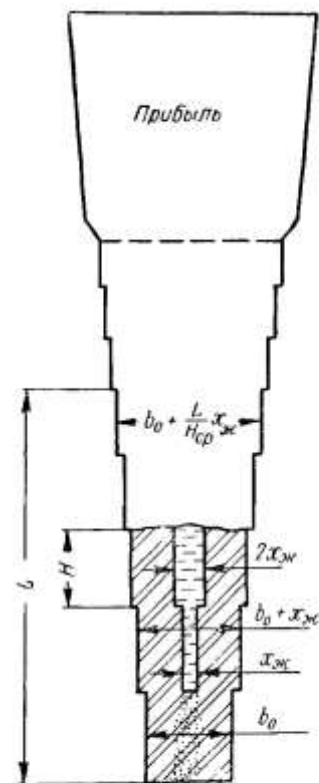
$$\Pi = (b_2 - b_1) \left[\frac{3,5}{b^2} + \frac{m}{4K^2} (b_2 - b_1) \right]. \quad (165)$$

Выражение получено на основе предположения, что питание утолщения прекращается в момент его полного затвердевания. В действительности питание прекратится раньше, в момент, когда

Возможный расход через сечение основной стенки станет меньше расхода, определяемого условиями усадки. Следовательно, на величину пористости в утолщении будет оказывать некоторое влияние длина отливки и толщина основной стенки. Однако основным фактором, определяющим развитие пористости, является разность толщин утолщения и основной стенки. На фиг. 143 представлена зависимость усадочной пористости в стальных отливках от размера утолщения. Кривая построена путем расчета. Точки получены путем измерений на опытных отливках толщиной 20 мм с местными утолщениями 5, 10, 15 и 20 мм. Каждая точка является средней величиной из четырех измерений. Результаты расчетов согласуются с опытными дан-



Фиг. 143. Зависимость пористости в стальных отливках от высоты утолщения.



Фиг. 144. Схема к расчету напуска.

ными. Пористость растет с увеличением размера утолщения по закону, очень близкому к линейному.

Наиболее эффективным и надежным средством борьбы с осевой усадочной пористостью в стальных отливках являются напуски, т. е. постепенное увеличение толщины стенки отливки по направлению к прибыли. С целью определения влияния величины напуска на плотность отливки, заменим стенку с непрерывно увеличивающейся толщиной ступенчатой стенкой (фиг. 144). Для обеспечения заданной плотности по всей длине отливки после снятия напуска необходимо, чтобы объем жидкой фазы в момент прекращения питания в любом сечении оставался постоянным по абсолютной величине. Будем считать, что после нарушения неразрывности потока питание полностью прекращается. Пренебрежем влиянием торца на затвердевание стенки и определим высоту ступеньки, при которой обеспе-

чайвётся заданная плотность. Поскольку в данном случае ставится задача получения отливок, обладающих малой пористостью, пренебрежем изменением скорости затвердевания, а следовательно, и усадки на последних стадиях затвердевания. Будем считать, что она определяется толщиной стенки. Тогда

$$H = \frac{P\beta}{2K^2\alpha_3} \cdot \frac{x_{ж}^2}{b}, \quad (166)$$

где H — высота ступеньки.

Чтобы сохранить неизменными условия питания в перемещающемся к прибыли концевом участке жидкой фазы, каждая последующая ступенька должна увеличиваться по толщине на величину $x_{ж}$. К моменту начала образования пористости в ней вся нижележащая часть затвердеет и будет полностью исключена из сферы питания. Приведенная толщина жидкой фазы, численно равная ее объему в элементе стенки, вырезанном в направлении, перпендикулярном к поверхности отливки и имеющем в основании площадь, равную единице, может быть определена, исходя из допустимой величины пористости, по формуле

$$x_{ж} = \frac{b_0\Pi}{100\alpha_3}, \quad (167)$$

где b_0 — начальная толщина стенки.

Тогда на данном расстоянии от края отливки L толщина стенки будет равна

$$b_L = b_0 + x_{ж} \frac{L}{H_{cp}}, \quad (168)$$

где b_L — толщина стенки на данном расстоянии от края отливки;

H_{cp} — средняя высота ступеньки.

Выражая среднюю высоту ступеньки через среднюю толщину стенки, получим

$$b_L = b_0 + \frac{2K^2\alpha_3 L b_{cp}}{P\beta x_{ж}}, \quad (169)$$

где b_{cp} — средняя толщина стенки.

Средняя толщина стенки будет равна

$$b_{cp} = \frac{b_0 + b_L}{2}. \quad (170)$$

Введем следующее обозначение:

$$\frac{K^2\alpha_3 L}{P\beta x_{ж}} = A. \quad (171)$$

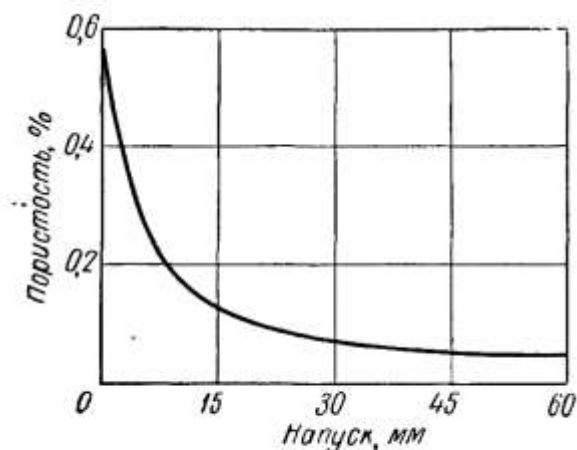
Определим среднюю толщину стенки, используя метод последовательного приближения

$$b_{cp} = b_0 + Ab_0 + A^2b_0 + A^3b_0 + \dots + A^mb_0. \quad (172)$$

Полученный бесконечный ряд представляет собой геометрическую прогрессию. Если знаменатель прогрессии A меньше единицы, то ряд будет сходящимся. Сумма членов подобного ряда будет равна

$$b_{\text{ср}} = \frac{b_0}{1-A}. \quad (172)$$

Подставляя уравнение (173) в формулу (169) и заменяя его значением из выражения (171), получим



Фиг. 145. Зависимость пористости стальной отливки от величины напуска.

$$b_L = b_0 \left(1 + \frac{\frac{2K^2\alpha_3 L}{P\beta x_{\text{ж}}}}{1 - \frac{K^2\alpha_3 L}{P\beta x_{\text{ж}}}} \right). \quad (174)$$

Переходя к расчету пористости с помощью формулы (167) и произведя некоторые преобразования, окончательно получим

$$b_L = b_0 + \frac{200K^2\alpha_3 L b_0}{P\beta b_0 \Pi - 100K^2\alpha_3^2 L}. \quad (175)$$

На фиг. 145 представлена зависимость средней величины пористости от напуска для стенки длиной 300 мм и толщиной 30 мм, определенная по формуле (175). С увеличением напуска вначале пористость резко уменьшается; дальнейшее увеличение напуска снижает пористость незначительно. Поэтому при конструировании стальных литых деталей целесообразно предусматривать плавный переход от узлов к тонким стенкам, особенно для деталей, работающих под давлением внутренней среды. В тех случаях, когда необходимо обеспечить равенство свойств металла в отливке и в пробном бруске, пористость не должна превышать 0,1—0,2%. Учитывая, что минимальная вероятная пористость в три раза больше средней, можно принять допустимую среднюю пористость равной 0,05—0,07%. Чтобы выполнить это условие, величина напуска для стенки длиной 300 мм и толщиной 30 мм должна быть не менее 60 мм. При такой большой величине напуска его нецелесообразно делать прямолинейным. Применение криволинейных напусков позволяет примерно на 40% уменьшить их вес, не снижая плотности отливки, и резко сократить трудоемкость изготовления изделий.

Существует мнение, что в мелких отливках, изготавливаемых по выплавляемым моделям, возможно питание толстой части через тонкую, если последняя имеет небольшую длину. Для уточнения этих положений были проведены опыты [182], результаты которых представлены в табл. 40.

Из данных табл. 40 следует, что при уменьшении сечения питателя плотность отливки существенно уменьшается. Уменьшение

Размеры литниковых ходов в мм	Размеры отливок	Диаметры питателей в мм	Удельный вес в г/см ³			
			Длина питателя в мм			
			10	20	30	40
20×20	10×10×15	5,5	7,73	7,70	7,72	7,65
20×20	10×10×15	7,5	7,84	7,81	7,81	7,76
20×20	10×10×15	10,0	7,84	7,85	7,83	7,42
25×25	20×20×30	12,5	7,74	7,77	7,73	7,70
25×25	20×20×30	15,5	7,76	7,75	7,74	7,72
25×25	20×20×30	20,0	7,77	7,73	7,77	7,76
30×30	30×30×45	17,5	—	7,80	7,76	7,74
30×30	30×30×45	22,5	7,81	7,81	7,80	7,79
30×30	30×30×45	30,0	7,81	7,81	7,81	7,80

длины питателя несколько увеличивает плотность, но оно не может полностью компенсировать возникновение пористости, обусловленное малым сечением питателя.

Н. Н. Белоусовым и А. А. Додоновым [258] проведено исследование влияния разрежения и всестороннего давления в автоклавах от 1 до 100 кг/см² на развитие усадочных пустот в отливках из алюминиевых сплавов диаметром 20, 40, 60 и 80 мм в песчаных формах. При затвердевании под разрежением в отливках из сплавов АЛ2, АЛ8 и АЛ9 наблюдалась сильно развитая пористость. В сплаве АЛ2 эвтектичного типа при кристаллизации в атмосферных условиях по всему сечению отливок наблюдается пористость газового происхождения. При уменьшении сечения отливки размер пор уменьшается. При повышении давления до 3 кг/см² начинает выявляться концентрированная усадочная раковина и исчезать газовая пористость; при давлении 5 кг/см² газовая пористость исчезает совершенно. Дальнейшее повышение давления до 100 кг/см² не изменяет характера усадочной пустоты, но смещает усадочную раковину в нижнюю часть отливки. В сплаве АЛ8 типа твердого раствора при кристаллизации под атмосферным давлением по всему сечению отливок выявляется пористость газовой-усадочного происхождения. При повышении давления до 5 кг/см² видимая невооруженным глазом пористость исчезает, но остается пористость, обнаруживаемая микро-рентгенопросвечиванием. При дальнейшем повышении давления до 30 кг/см² исчезает и эта мельчайшая пористость. Увеличение явления даже до 100 кг/см² не привело к образованию внутренней концентрированной усадочной раковины. Однако при повышении давления боковые и верхние поверхности вдавливались и конфигурация отливки искажалась.

4. ТРЕЩИНЫ

Трещины образуются в отливках в результате достижения предела прочности напряжениями, развивающимися в металле из-за торможения усадки при охлаждении в твердом состоянии. Трещины в отливках делятся на следующие виды:

1. Горячие трещины, образующиеся в процессе затвердевания отливки, вызванные:

- 1) зависанием слитка или отливки;
- 2) торможением усадки формой или частями отливки;
- 3) внешними силами (центробежными силами, гидростатическим напором жидкого металла и др.).

2. Холодные трещины, образующиеся при охлаждении отливки после полного затвердевания.

Горячие трещины в отливках одним из первых начал изучать А. С. Лавров [28]. В его работах указываются почти все известные сейчас средства борьбы с трещинами. Однако работы по их изучению в отливках из различных металлов и сплавов продолжают до настоящего времени.

Для определения прочности в момент образования трещин применяется два принципиально различных подхода:

1) определение прочности в момент разрушения образца с заранее заторможенной усадкой;

2) определение прочности путем нагружения образца в заранее заданный момент при определенной температуре:

а) в условиях охлаждения залитого образца в форме применительно к условиям литейного производства — при фиксации только предела прочности или при снятии полной диаграммы деформация — напряжение;

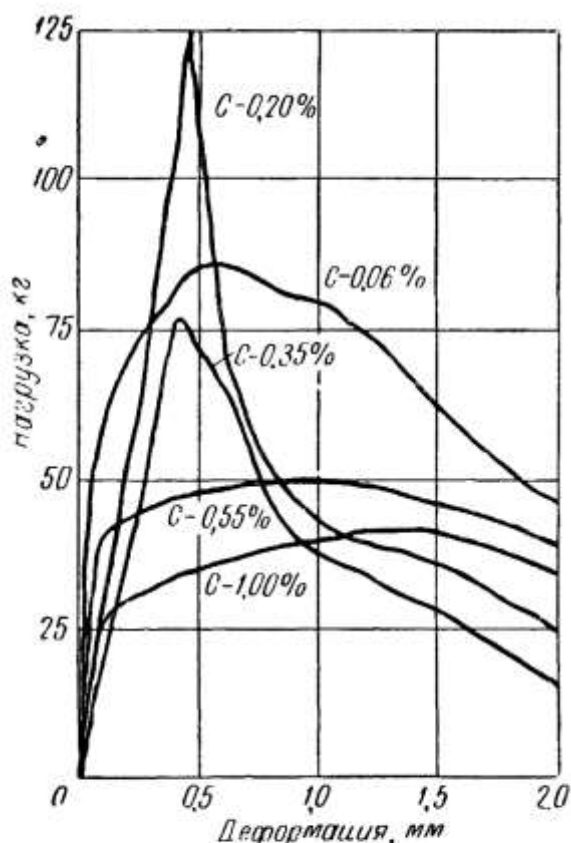
б) в условиях нагрева образца до заданной температуры в печи применительно к условиям сварки.

Механические свойства стали вблизи температуры кристаллизации являются одним из основных факторов, определяющих возможность образования трещин [433, 435]. Для изучения механических свойств стали применительно к условиям образования горячих трещин в отливках наиболее логичной представляется схема, при которой разрыв образца, заливаемого и охлаждающегося в песчаной форме, производится внешним фиксируемым усилием, прикладываемым в заранее заданный момент после заливки. Для проведения указанных испытаний был построен специальный прибор [259, 260, 261]. Заливка испытуемого образца диаметром 20 или 30 мм производилась в песчаную форму через литниковую систему, расположенную у одного из его концов. Один из концов образца заливался в массивный металлический захват, жестко связанный со станиной прибора. Другой конец образца заливался в подвижный захват с конической резьбой, соединяющийся через шарнир с нагружающим устройством. До приложения нагрузки образец мог свободно изменять свои размеры. В заранее выбранный момент образец разрывался, при этом автоматически записывалась кривая

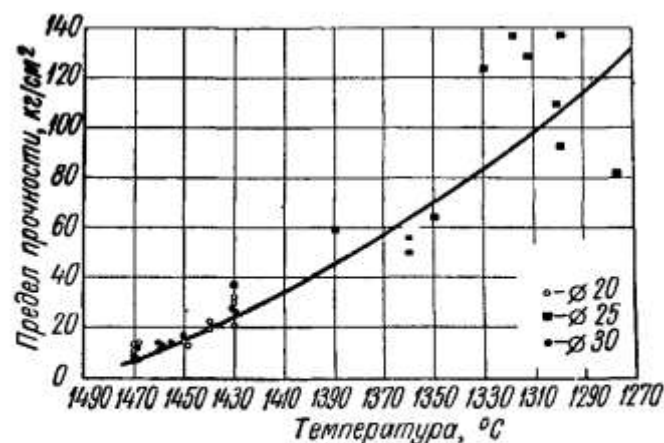
его разрушения. На фиг. 146 представлены типичные диаграммы растяжения, полученные на приборе. Испытуемые образцы имели диаметр 30 мм, длину 170 мм и разрывались через 25 сек. после заливки, что соответствовало для

стали 35Л средней температуре твердой корки 1460°. Диаграммы растяжения, представленные на фиг. 146, соответствуют сталям с различным содержанием углерода:

0,06, 0,20, 0,35, 0,55, 1,00%. Все кривые имеют прямолинейные начальные участки, соответствующие упругому деформированию. Диаграммы растяжения сталей с 0,35 и 20% углерода имеют



Фиг. 146. Типичные кривые разрушения образцов диаметром 30 мм из стали с различным содержанием углерода через 25 сек. после заливки.



Фиг. 147. Зависимость предела прочности от средней температуры, твердой корки для среднеуглеродистой стали.

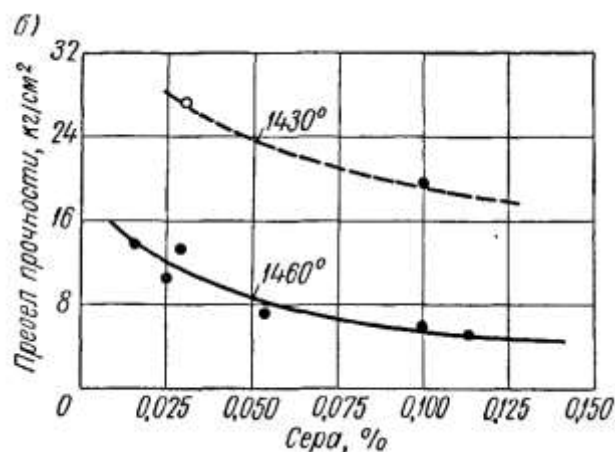
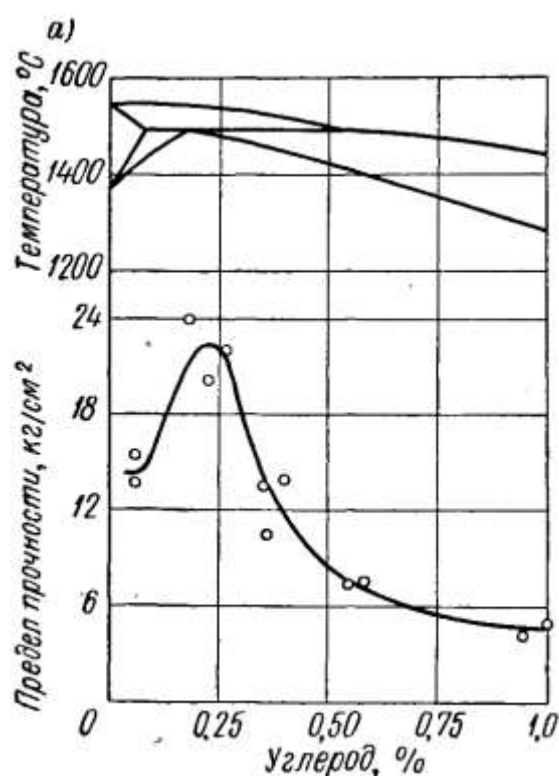
острые пики и соответствуют условиям хрупкого разрушения. Диаграмма растяжения железа Армко (0,06% С) имеет закругленный максимум, соответствующий появлению пластических деформаций. Диаграммы растяжения сталей, содержащих более 0,5% углерода, имеют растянутые максимумы, соответствующие условиям разрушения пластичных материалов. Нисходящие ветки кривых на диаграммах растяжения не доходят до горизонтальной оси, а постепенно переходят в прямые, параллельные ей. Эти участки диаграмм соответствуют перемещению образца с некоторым усилием, вызванным преодолением силы трения или, скорее, сцепления поверхности образца с поверхностью формы. Измерения показали, что эта сила составляет 0,1—0,3 кг на 1 см² поверхности образца. При увеличении продолжительности выдержки образца в форме сила сцепления несколько возрастает. Производя разрушение образцов через различные промежутки времени, можно получить зависимость предела прочности от времени для образца данного диаметра из стали данной марки или от средней температуры твердой корки — фиг. 147. При расчете предела прочности принимались следующие положения:

1) за разрушающую нагрузку принималось усилие, соответствующее точке перегиба на кривой растяжения;

2) за площадь сечения образца принималась площадь кольца с толщиной стенки, определяемой по данным прямых опытов с выливанием жидкого остатка;

3) за температуру принималась средняя из температур поверхности, определяемой по данным прямых измерений.

На диаграмме фиг. 147 нанесены точки, относящиеся к образцам диаметром 20, 25 и 30 мм. Как видно из диаграммы, они хорошо



Фиг. 148. Влияние содержания углерода (а) и серы (б) на предел прочности стали вблизи температуры кристаллизации

согласуются между собой и дают небольшой разброс. Величины предела прочности вблизи температуры кристаллизации составляют 0,05—0,20 кг/мм² и стремятся к нулю при температуре кристаллизации по закону, близкому к линейному. В реальных сплавах нулевая прочность будет достигаться между температурами солидус и ликвидус.

Обработка диаграмм растяжения показала, что в интересующем нас интервале температур (1470—1430°) модуль упругости средне-углеродистой стали составляет $6 \cdot 10^3$ — $8 \cdot 10^3$ кг/см² (вместо $2 \cdot 10^6$ кг/см² при нормальной температуре). В качестве средней величины модуля упругости в дальнейшем принимается 7000 кг/см². Для оценки влияния состава металла на предел прочности были произведены систематические испытания образцов диаметром 30 мм, отливаемых из стали с различным содержанием углерода (фиг. 148, а) и серы (фиг. 148, б). В одном случае разрыв образцов производился через 25 сек. после заливки; в другом — через 25 и 50 сек. после заливки. Наибольшей прочностью обладает сталь, содержащая 0,18% углерода, имеющая наименьший интервал кристаллизации. При уменьшении содержания углерода и особенно при его увеличении предел прочности падает. Между кривой изменения предела прочности и диаграммой состояния железо — углерод имеется опре-

деленное соответствие. В сплавах с максимальным пределом прочности пластичность достигает минимума. В среднеуглеродистой стали с увеличением содержания серы предел прочности снижается. Чем выше температура, тем резче происходит падение прочности.

В табл. 41 представлены величины пределов прочности некоторых легированных сталей полученные при испытании образцов, залитых с перегревом 30—40° над ликвидусом, через 25 сек. после заливки.

Таблица 4

Марка стали	Г13	1Х13	У10	55Л	35Л	30ХНМЛ	Армко	20Л	1Х18Н9Т
Предел прочности в кг/мм^2	3	4	5	7	12	12	14	21	25

Разобьем усилия, вызывающие напряжения в отливке, на две группы.

1. Пассивные усилия, вызываемые сопротивлением усадке со стороны формы и сопротивлением одних частей отливки усадке других. Напряжения, вызываемые ими при данных условиях охлаждения, определяются величиной линейной усадки, податливостью формы и пластической деформацией отливки. Характерным примером усилий подобного рода являются усилия, возникающие при затвердевании отливок сложной конфигурации в песчаных и металлических формах. В этом случае самая незначительная деформация отливки или формы приводит к разрядке напряжений.

2. Активные усилия, вызываемые приложением внешней нагрузки (гидростатическое давление, вес отдельных частей отливки, усилия трения и т. д.). Напряжения, вызываемые ими, не могут быть понижены за счет пластической деформации. Характерным примером для этой группы являются усилия, возникающие при формировании движущейся заготовки в кристаллизаторе при непрерывной разливке.

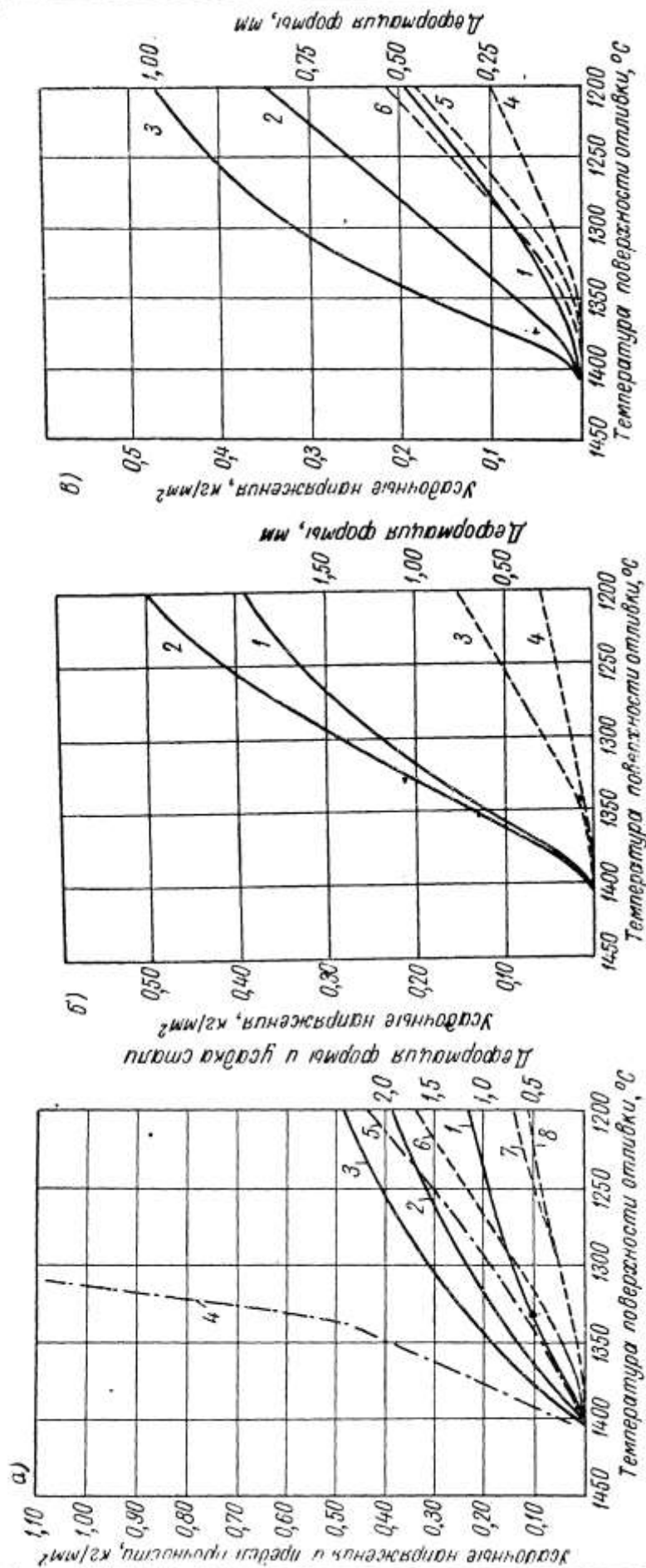
Напряжения в опытных отливках, вызванные сопротивлением формы, и влияние на них различного состояния формовочных смесей исследовались на специальном приборе. Один из концов образца имел фланец, опирающийся на составной стержень из испытуемой формовочной смеси, установленный в специальном стакане. В другой конец образца заливался захват с винтовой нарезкой, соединенный через шарнир с динамометром и индикатором, фиксирующим напряжение в образце. Перемещения фланца регистрировались другим индикатором, характеризующим уплотнение формовочной смеси в стакане при усадке образца. Конструкция литниковой системы обеспечивала минимальное торможение усадки с ее стороны. Описанные ниже опыты по изучению напряжений проводились на образцах из стали 35Л диаметром 20 мм, длиной 480 мм, с фланцем толщиной 10 мм, с опорной площадью 20 см². Формовочная смесь для

испытаний состояла из 85% кварцевого песка и 15% глины при влажности 4,5—5,5% и уплотнялась на лабораторном копре.

Изменение напряжений в образце в зависимости от температуры его поверхности при различном уплотнении формовочной смеси представлено на фиг. 149, *а* сплошными линиями. Одновременно на диаграмме фиг. 149, *а* нанесены пунктирными линиями деформация формы, усадка стали и нарастание ее предела прочности. Из диаграммы фиг. 149, *а* следует, что заметный рост усадочных напряжений начинается с температуры 1400°, когда образец затвердевает далеко не полностью. Чем больше степень уплотнения формовочной смеси, тем больше напряжения в отливке и тем меньше деформация смеси. Наибольший рост напряжений дают первые удары копра. Кривые напряжений не пересекают кривой прочности, хотя для уплотнения шестью ударами копра они сближаются в районе температур 1380—1390°. В соответствии с этим трещины на образцах не обнаруживаются. Полученные материалы подтверждают, что увеличение податливости формовочной смеси является эффективным средством понижения напряжений и уменьшения опасности образования трещин в отливках. Результаты исследования влияния отливки в сырую и сухую форму, уплотненную тремя ударами копра, на напряжения в образце, представлены на фиг. 149, *б* в той же системе координат. Диаграмма фиг. 149, *б* показывает, что сырая форма более податлива, чем сухая, и обуславливает более низкие напряжения в отливке, чем сухая. Результаты исследования влияния длины отливки на напряжения в образце и податливость сырой формовочной смеси, уплотненной шестью ударами копра, представлены на фиг. 149, *в*. Диаграмма фиг. 149, *в* показывает значительный рост напряжений и небольшое увеличение деформации формы при возрастании длины отливки. С увеличением длины отливки ее воздействие на форму растет по абсолютной величине. При этом деформация формы и уплотнение формовочной смеси под фланцем имеет местный характер и изменяется мало. Следовательно, уменьшение длины отливки путем расчленения ее на части также является эффективным мероприятием по борьбе с горячими трещинами.

При нагреве песчано-глинистой формовочной смеси до температур не выше 1100° она спекается, расширяется и создает возрастающее сопротивление усадке. При нагреве до более высоких температур формовочная смесь оплавляется и перестает оказывать существенное сопротивление усадке. При отливке образцов с толстым фланцем форма прогревается на значительную глубину и начинает играть роль местной распорки, вызывая образование горячих трещин. При отливке образцов с тонкими фланцами форма прогревается слабо и оказывает незначительное сопротивление усадке.

При образовании трещины разрушение начинается в «слабом» месте, т. е. на участке, где твердая корка имеет наименьшую толщину. Такими слабыми местами обычно являются внутренние углы сопряжений и районы подвода литника. Для непосредственной оценки влияния радиуса галтели на прочность сопряжения проведены опыты по разрыву образцов диаметром 15 и 30 мм



Фиг. 149. Зависимость напряжений и деформаций металла и формы от температуры.

а — образцы с различной степенью уплотнения формовочной смеси:

1 — напряжения в образце при уплотнении смеси одним ударом копра; 2 — то же 3 ударами; 3 — то же 6 ударами; 4 — предел прочности образца; 5 — линейная усадка образца; 6 — деформация смеси при уплотнении одним ударом; 7 — то же 3 ударами; 8 — то же 6 ударами;

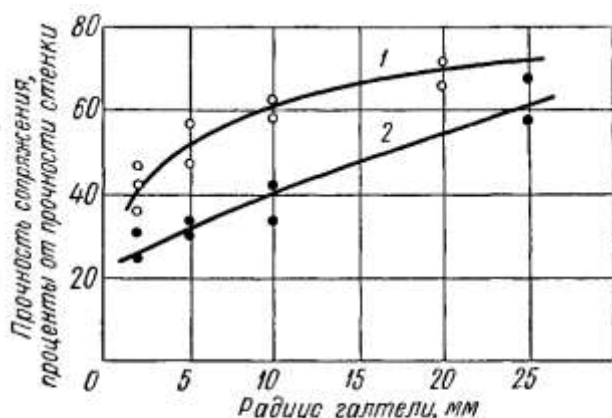
б — образцы из сырой и сухой смеси:

1 — напряжения в образце при сырой смеси; 2 — то же при сухой смеси; 3 — деформации сырой смеси; 4 — то же сухой смеси;

в — образцы различной длины с фланцами:

1 — напряжения в образце длиной 160 мм; 2 — то же 320 мм; 3 — то же 480 мм; 4 — деформация смеси при образце длиной 160 мм; 5 — то же 320 мм; 6 — то же 480 мм.

с фланцами, имевшими в сопряжении различные радиусы закругления. Разрыв образцов происходил после затвердевания цилиндрической части. Результаты испытаний представлены на фиг. 150 в виде зависимости прочности образцов с сопряжением, выраженной в процентах, от прочности образцов, не имеющих сопряжений (пересчитанной с цилиндрических образцов на плоские стенки), от радиуса галтелей в сопряжениях. С увеличением радиуса галтели прочность сопряжения растет, асимптотически приближаясь к прочности стенки без сопряжения. Чем больше толщина стенки, тем сильнее снижает сопряжение ее прочность.



Фиг. 150. Зависимость прочности образца с фланцем от радиуса закругления внутреннего угла сопряжения:

1 — толщина образца 15 мм; 2 — толщина образца 30 мм.

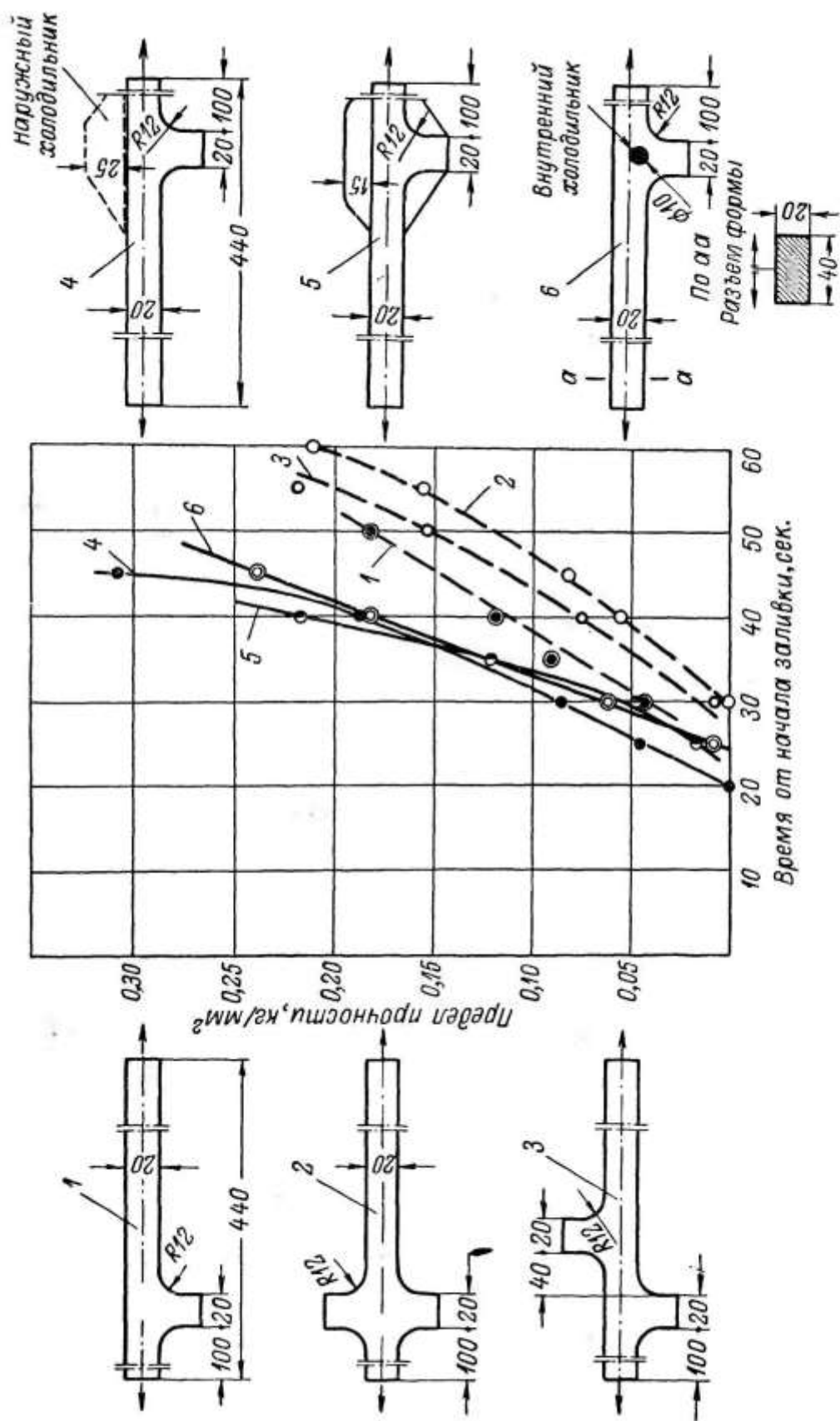
С целью оценки влияния различных мероприятий по усилению «слабых мест» на прочность сопряжения проведена серия опытов, результаты которых представлены на фиг. 151. Из диаграммы фиг. 151 прежде всего следует, что наибольшую прочность имеет Т-образный узел; узел с двумя Т-образными сопряжениями имеет меньшую прочность, и узлы с Х-образным сопряжением — еще меньшую. Следовательно с точки зрения борьбы с горячими трещинами, единственным приемлемым типом сопряжения является Т-образное. Во-

вторых, из диаграммы фиг. 151 следует, что применение ребер жесткости, наружных и внутренних холодильников заметно повышает прочность сопряжения. Наилучшие результаты дает применение наружных холодильников.

Сравнительное исследование прочности при температурах, близких к температурам кристаллизации углеродистой и некоторых марок конструкционной легированной стали, показало, что на образцах постоянного сечения они обладают одинаковыми свойствами; на образцах с сопряжениями легированная сталь показала худшие свойства, чем углеродистая. Это можно объяснить более широким интервалом кристаллизации и большим фактическим перегревом легированной стали.

Фактором, заметно влияющим на прочность корки, особенно в сопряжениях, является температура перегрева стали при заливке. Опыты по разрыву образцов диаметром 30 мм из стали 35Л через 15 сек. после заливки показали, что при повышении температуры заливки от 1530 до 1580° их прочность снизилась на 30%. Это можно объяснить уменьшением толщины корки в опасный период, при заливке более горячим металлом.

Процесс формирования горячей трещины в отливке можно представить следующим образом, Первоначально корка приобретает



Фиг. 151. Зависимость предела прочности стальных образцов с различными «слабыми местами» от времени после заливки:

1 — узел с одним Т-образным сопряжением; 2 — узел с Х-образным сопряжением; 3 — узел с двумя Т-образными сопряжениями; 4 — узел с Т-образным сопряжением и одним наружным холодильником; 5 — узел с Т-образным сопряжением и тремя наружными холодильниками; 6 — узел с Т-образным сопряжением и внутренним холодильником.

Прочность и жесткость на плоских или цилиндрических поверхностях и внешних углах сопряжений стенок отливок. Несколько Позднее приобретает жесткость и прочность корка во внутренних углах. Возникновение напряжений в корке, связанных с торможением усадки со стороны формы, становится возможным после того, как вся корка на основных стенках, выступающих частях и в углах будет связана в одно жесткое целое. С течением времени толщина корки увеличивается, удельная прочность металла при ее охлаждении возрастает и общая прочность корки растет еще более резко. С течением времени формовочная смесь расширяется, спекается и оказывает возрастающее сопротивление усадке, что вызывает рост напряжений в твердой корке. Если напряжения в «слабом месте» корки достигают предела прочности металла, образуется трещина, охватывающая всю толщину твердого слоя. За счет образования трещины напряжения разряжаются. В процессе затвердевания под местом надрыва образуется новая корочка; напряжения вновь возникают и растут, концентрируясь против места надрыва. При достижении напряжениями предела прочности в этом «слабом месте» происходит второй разрыв. В такой последовательности формирования трещины происходит до тех пор, пока она не охватит всего сечения отливки или пока разогрев поверхностного слоя формы свыше 1100° не вызовет его размягчения и резкого снижения сопротивления усадке. Такой последовательностью формирования горячей трещины можно объяснить ее форму, образующую серию надрывов, следующих один за другим.

При растяжении не затвердевших до конца опытных образцов, производившемся со скоростью 3 мм/сек , место надрыва, как правило, заполнялось жидким металлом, который, затвердевая, связывал части разорванного образца, хотя и не по всему сечению. При формировании трещины в обычной отливке скорость расхождения ее краев и сама величина расхождения настолько малы, что жидкий металл изнутри не может в нее проникнуть и трещина не может сама собой завариваться. В этих условиях скорость расхождения краев трещины имеет порядок $0,02 \text{ мм/сек}$.

Существование линейной зависимости между напряжениями и деформациями в стали вблизи температуры кристаллизации позволяет написать равенство

$$\varepsilon_m = \frac{\sigma_m}{E_m}, \quad (176)$$

где σ_m — напряжения в отливке в кг/см^2 ;

ε_m — относительная деформация;

E_m — модуль деформации вблизи температуры кристаллизации стали;

$$E_m \cong 1,3 \cdot 10^4 \text{ кг/см}^2.$$

Относительную деформацию песчаной формы в соответствии с данными третьей главы приближенно можно выразить так:

$$\varepsilon_\phi = \frac{\sigma_\phi}{E_\phi}, \quad (177)$$

где σ_ϕ — напряжения в форме в кг/см^2 ;

E_ϕ — модуль деформации формы в кг/см^2 .

Анализ напряженного состояния позволяет принять следующую зависимость для расчета напряжений в отливке в случае торможения ее усадки песчаной формой:

$$\sigma = \frac{\alpha_m(T_0 - T_1)}{\left(\frac{1}{E_m} + \frac{F}{F_\phi} \cdot \frac{1}{E_\phi} \right)}. \quad (178)$$

где α_m — коэффициент термического сжатия; для стали 35Л в интервале температур 1400—1300°C он составляет $1,7 \cdot 10^{-5}$ град.;

T_1 — температура на поверхности отливки в заданный момент времени охлаждения в °C;

T_0 — температура солидуса, для стали 35Л принята равной 1450°C;

F — площадь поперечного сечения затвердевшей корочки отливки в см^2 ;

F_ϕ — опорная площадь выступающей части отливки в см .

При наличии жесткой, недеформируемой распорки между выступающими частями отливки $\varepsilon_\phi = 0$. В этом случае напряжения в отливке будут достигать максимальных значений и определяться

$$\sigma = \alpha_m(T_0 - T_1)E_m. \quad (179)$$

Прочность корочки, затвердевающей на поверхности металла, определяет нормальное течение процесса непрерывной разливки стали. Рассмотрим условия течения этого процесса [260], приняв следующие допущения:

1) скорость нарастания корки определяется параболической зависимостью;

2) температура поверхности слитка в начальные моменты линейно зависит от времени;

3) распределение температур в твердом слое прямолинейно;

4) предел прочности стали прямо пропорционален температуре.

Определим изменение прочности корки заготовки во времени.

В данном случае и во всех последующих выводах будем определять прочность корки на единицу длины по периметру отливки

$$\sigma_{y\partial} = \sigma_\sigma x, \quad (180)$$

где $\sigma_{y\partial}$ — усилие на единицу длины по периметру, которое твердая корка может выдержать без разрушения, в кг/см ;

σ_σ — предел прочности стали в кг/см^2 ;

x — толщина корки в см .

Суммарная прочность сечения формирующейся заготовки будет равна

$$P = \sigma_{y\partial} \Pi, \quad (181)$$

где P — прочность сечения заготовки в кг ;

Π — периметр в см .

Толщина корки определится по закону квадратного корня. По данным, приведенным на фиг. 147, предел прочности стали для температур 1470—1300°C может быть в первом приближении найден из уравнения

$$\sigma_{\sigma} = B \cdot T_{cp} \quad (182)$$

где B — коэффициент, зависящий от состава стали, в $\text{кг/см}^2 \cdot ^\circ\text{C}$;

T_{cp} — средняя температура корки в $^\circ\text{C}$.

Средняя температура корки в начальной стадии затвердевания может быть найдена из уравнения

$$T_{cp} = \frac{1}{4} A \left(\frac{\tau}{R^2} \right), \quad (183)$$

где A — постоянная величина, зависящая от условий охлаждения заготовки, в $^\circ\text{C} \cdot \text{см}^2/\text{мин}$;

R — половина толщины заготовки в см .

Подставляя полученные выражения в уравнение (180) и произведя некоторые преобразования, получим

$$\sigma_{y\partial} = \frac{1}{4} BAK \frac{\sqrt{\tau^3}}{R^2}, \quad (184)$$

Приняв для стали 35Л коэффициент B равным $0,4 \text{ кг/см}^2 \cdot ^\circ\text{C}$, коэффициент A для граненых слитков равным $10^5 \text{ } ^\circ\text{C} \cdot \text{см}^2/\text{мин}$, коэффициент затвердевания K для случая металлической формы равным $2,6 \text{ см/мин}^{1/2}$ [89] и произведя необходимые расчеты, получим

$$\sigma_{y\partial} = 2,6 \cdot 10^4 \frac{\sqrt{\tau^3}}{R^2}, \quad (185)$$

Прочность корки в данный момент времени обратно пропорциональна квадрату толщины заготовки. Выразим время через весовую скорость заливки

$$\tau = \frac{\gamma h F}{Q}, \quad (186)$$

где γ — удельный вес жидкой стали в кг/см^3 ;

F — площадь поперечного сечения заготовки в см^2 ;

Q — весовая скорость заливки в кг/мин ;

h — расстояние от зеркала металла в см .

Площадь поперечного сечения заготовки прямоугольного сечения будет равна

$$F = C 4 R^2, \quad (187)$$

где C — отношение ширины заготовки к ее толщине.

Подставив уравнение (186) в уравнение (184), произведя некоторые преобразования и приняв удельный вес жидкой стали равным $0,0069 \text{ кг/см}^3$, получим

$$\sigma_{y\partial} = 120 R \left(\frac{Ch}{Q} \right)^{3/2}, \quad (188)$$

Полученное выражение позволяет определить изменение прочности корки по высоте при данных размерах заготовки и скорости заливки.

В процессе опускания заготовки температура ее поверхности снижается, что приводит к сокращению размеров поперечного сечения. Размеры кристаллизатора при установившемся режиме остаются постоянными. Величина линейной усадки может быть найдена из уравнения

$$\varepsilon = \alpha T_{cp} R, \quad (189)$$

где ε — величина свободной усадки заготовки в см;

α — коэффициент линейной усадки.

Выразим величину свободной усадки заготовки через расстояние от зеркала жидкого металла. Для этого воспользуемся уравнениями (183), (186), (187). Произведя некоторые преобразования, получим

$$\varepsilon = \alpha A \gamma \frac{hRC}{Q}. \quad (190)$$

Приняв величину коэффициента линейной усадки равной $0,65 \cdot 10^{-4}$ и произведя расчеты, получим

$$\varepsilon = 0,045 \frac{hRC}{Q}. \quad (191)$$

Свободной усадке препятствует наличие гидростатического напора жидкой стали, который, прогибая затвердевающую корку заготовки, прижимает ее к стенкам кристаллизатора. Рассмотрим полосу затвердевшего слоя шириной в 1 см, вырезанную поперек большей грани заготовки прямоугольного сечения. Пренебрежем реакцией смежных граней на концы полосы. Тогда на основании известной формулы сопротивления материалов для балки с равномерно распределенной нагрузкой получим

$$f = \frac{5}{384} \frac{Pl^3}{EJ}, \quad (192)$$

где f — стрела прогиба в см;

P — величина равномерно распределенной нагрузки в кг;

l — длина балки в см;

J — момент инерции в см².

Величина нагрузки будет численно равна гидростатическому давлению на данном уровне и определится из уравнения

$$P = \gamma h. \quad (193)$$

Длина балки будет равна

$$l = 2RC. \quad (194)$$

Момент инерции вырезанной полосы будет равен

$$J = \frac{x^3}{3}. \quad (195)$$

Воспользовавшись уравнениями (186) и (187) и произведя некоторые преобразования, получим

$$f = \frac{5}{128} \frac{1}{EK^2 \sqrt{\gamma}} \sqrt{\frac{(CQ)}{h}}. \quad (196)$$

Примем, согласно опытным данным, величину модуля упругости в начальный период затвердевания заготовки постоянной и равной 7000 кг/см^2 . После соответствующих расчетов получим

$$f = 3,85 \cdot 10^{-6} \sqrt{\frac{(CQ)^3}{h}}. \quad (197)$$

По мере опускания заготовки возрастает величина усадки, жесткость корки и гидростатическое давление. Когда величина прогиба корки под действием гидростатического давления станет меньше или равна линейной усадке заготовки, корка отходит от стенок кристаллизатора, образуя зазор. Для определения уровня образования зазора приравняем величину усадки (191) величине прогиба (197). Произведя некоторые преобразования, получим

$$h_3 \geq 1,94 \cdot 10^{-3} Q^3 \sqrt{C \left(\frac{Q}{R} \right)^2}. \quad (198)$$

В уравнении (198) и далее для сокращения выкладок будем давать сразу численные значения коэффициентов, пользуясь величинами, полученными ранее. Определим величину нормального давления корки на поверхности кристаллизатора. Это давление будет равно гидравлическому давлению минус величина упругой реакции корки

$$N = P - N_p, \quad (199)$$

где N — сила нормального давления в кг/см^2 ;

N_p — реакция корки в кг/см^2 .

Выразим величину реакции корки через стрелу прогиба, определяемую усадкой. Произведя ряд преобразований и расчетов, после подстановки полученных выражений в уравнение (199) получим

$$N = 0,69 \cdot 10^{-2} h - 82R \left(\frac{h}{Q} \right)^2 \sqrt{\frac{h}{CQ}}. \quad (200)$$

Зная величину нормального давления, определим усилие трения заготовки о поверхность кристаллизатора, приходящуюся на единицу периметра

$$d\eta = mNdh, \quad (201)$$

где $d\eta$ — величина усилия трения в кг/см ;

m — коэффициент трения.

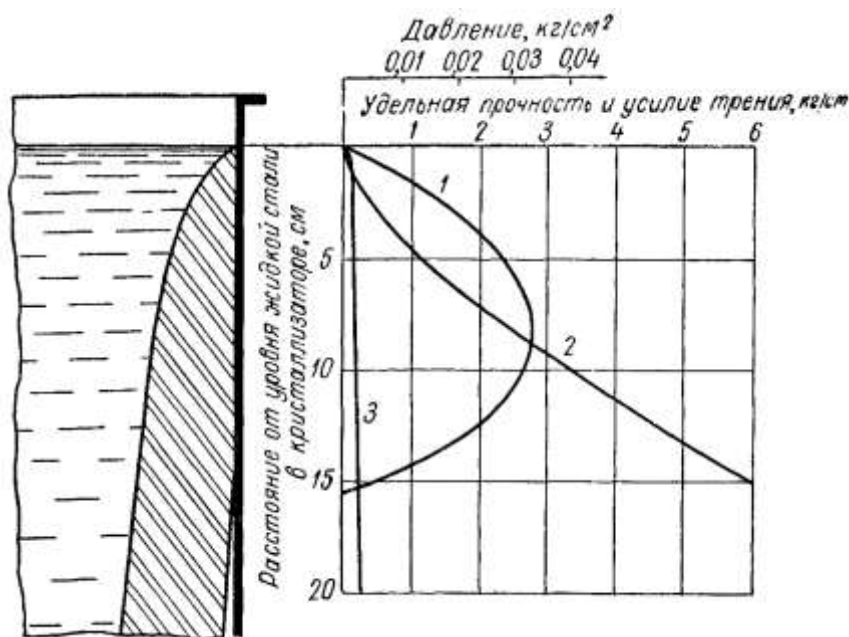
Для определения усилия трения на данном уровне подставим уравнение (200) в уравнение (201) и проинтегрируем в пределах от 0 до h .

Произведя некоторые преобразования, получим

$$\eta_h = m \left(0,345 \cdot 10^{-2} h^2 - 23,4 \frac{Rh^3 \sqrt{h}}{Q^2 \sqrt{CQ}} \right) \quad (202)$$

где η_h — удельное усилие трения на данном уровне в кг/см.

Для определения полного усилия трения заготовки о поверхность кристаллизатора подставим в уравнение (202) значение уровня,



Фиг. 152. Изменение по высоте заготовки давления корки на поверхность кристаллизатора (1), усилие на единицу длины по периметру корки, вызывающее ее разрушение, (2) и усилия трения (3).

на котором образуется зазор, из уравнения (198) и умножим на периметр заготовки. Окончательно получим

$$\eta_n = 0,55 \cdot 10^{-8} \Pi m \frac{Q^3}{R} \sqrt[3]{\frac{QC^2}{R}}, \quad (203)$$

где η_h — полное усилие трения в кг.

При непрерывной отливке заготовок зазор образуется на незначительном расстоянии от зеркала жидкой стали в кристаллизаторе. Для заготовки сечением 250×250 мм это расстояние составляет примерно 150 мм. В качестве основы для выбора длины кристаллизатора может служить расчет уровня образования зазора с введением соответствующих коэффициентов запаса.

Основными усилиями, приводящими к образованию продольных растягивающих напряжений в корке заготовки являются:

- 1) усилия, вызываемые короблением кристаллизатора;
- 2) усилия, вызываемые привариванием или прилипанием корки к стенкам кристаллизатора;
- 3) усилия, вызываемые трением.

Произведенные расчеты, результаты которых представлены на фиг. 152, показывают, что усилия трения даже при высоком коэффициенте трения, равном 0,5, ничтожно малы по сравнению с прочностью корки. Следовательно, не они являются причиной образования трещин, и меры борьбы с трещинами должны быть направлены не на уменьшение коэффициента трения, а на предотвращение коробления кристаллизатора и устранение прилипания заготовки за счет применения смазки.

5. ДЕФОРМАЦИИ И ВНУТРЕННИЕ НАПРЯЖЕНИЯ

Внутренние напряжения и деформации образуются в результате неравномерного охлаждения отливок в твердом состоянии в области температур, где разрядка напряжений за счет пластической деформации не происходит.

Деформации в отливках разделяются на два вида:

- а) коробление — значительные искажения формы изделия;
- б) усадка (линейная) — изменения размеров отливки, связанные с равномерным или неравномерным уменьшением длины отдельных ее элементов без существенного искажения формы.

Наиболее простым видом деформации отливок является изменение их линейных размеров при усадке без искривления осей. Этот вид деформации учитывается при изготовлении моделей. Однако в связи с резким повышением требований к точности размеров обычных отливок и появлением разнообразных методов литья, обеспечивающих повышение точности, вопросы линейной усадки отливок начинают привлекать все больше внимания. Теория этого вопроса начала развитие с работ Ю.А. Нехендзи [39]. Разработано большое количество различных приборов для определения усадки. Все они основаны на одновременном изменении размеров и температуры образца, заливаемого в форму. За последнее время ряд таких приборов, а также результаты исследования усадки важнейших литейных материалов описаны в работах И. Ф. Большакова и Т. М. Смирнова [262], С. В. Малащенко и Р. П. Тодорова [263], В. П. Чернобровкина [264, 265].

П. П. Берг и В. Н. Савейко [266] предложили формулы для расчета заторможенной линейной усадки в простейших случаях.

Величины линейной усадки для отливок из различных литейных материалов, по данным С. В. Руссияна и др. [206], а также П. В. Сорокина [310], даны в табл. 42.

Исследования И. Е. Петриди [267] показали, что при изготовлении отливок из ковкого чугуна размеры готовых отливок оказываются равными или несколько большими размеров моделей. При затвердевании и охлаждении отливок из белого чугуна происходит усадка, в свободном состоянии равная 2,19—2,30%; при отжиге происходит рост на 1,4—1,6%. В результате окончательная усадка должна составлять 0,2—0,6%. Однако в реальных отливках усадка происходит всегда с торможением и не превышает 1,5—1,8%. Поэтому при изготовлении отливок из ковкого чугуна нет надобности давать

Литейные материалы и виды отливок	Усадка в %	
	затруднен- ная	свободная
Серый чугун		
Мелкие и средние отливки	0,9	1,0
Средние и крупные отливки	0,8	0,9
Очень крупные отливки	0,7	0,8
Цилиндры по длине	0,8	0,9
Цилиндры по диаметру	0,5	0,7
С т а л ь		
Простые массивные отливки	1,75—2,00	—
Отливки средней сложности	1,5	—
Средние и крупные отливки, испытывающие повышенное сопротивление усадке	1,25	—
Сложные средние и крупные отливки, испытывающие	1,00	—
Высоколегированная, хромистая	1,0—1,4	1,3—1,7
Ферритно-аустенитная	1,5—1,9	1,8—2,2
Чисто аустенитная	1,7—2,0	2,0—2,3
Цветные сплавы		
Оловянистые бронзы	1,2	1,4
Безоловянистые бронзы . . .	1,6—1,8	2,0—2,2
Латуни обычные	1,5—1,7	1,8—2,0
Латуни кремнистые	1,6—1,7	1,7—1,8
Латуни марганцовистые.....	1,8—2,0	2,0—2,3
Силумин	0,8—1,0	1,0—1,2

припуск на усадку. Вопросы усадки чугуна с шаровидным графитом рассмотрены в книге Н. И. Ключева [268].

Поскольку отливка всегда охлаждается неравномерно, в ней всегда возникают внутренние напряжения. Общая теория температурных напряжений в упругой области составляет важную главу теории упругости. Однако она приносит мало пользы для количественного анализа напряженного состояния отливок. Пластические деформации разряжают внутренние напряжения. Степень разрядки при различных условиях мало изучена и остается пока неопределенной величиной. Впервые вопрос о внутренних напряжениях поднял П. В. Калакуцкий [25], которому принадлежит этот термин.

Внутренние напряжения в отливках анализировали Ф. Гейн [1269], Ю. А. Нехензди [39], Н. Г. Гиршович [327] и А. А. Рыжиков [43].

Для оценки внутренних напряжений в отливках применяются технологические пробы, представляющие собой связанные системы с элементами различной толщины и имеющие, чаще всего, форму рамки. При затвердевании и охлаждении такой пробы в ней должны возникнуть внутренние напряжения. При разрезании напряженного элемента за счет разгрузки напряжения происходит деформация пробы, измерение которой позволяет рассчитать напряжение.

Внутренние напряжения и как следствие их коробление отливки могут возникнуть в результате торможения усадки со стороны формы, со стороны соседних частей отливки или со стороны соседних слоев данного сечения. Элемент отливки, охлаждающийся с повышенной скоростью и в большей степени сокращающий свои размеры, оказывается растянутым. Элемент, охлаждающийся с пониженной скоростью и в меньшей степени сокращающий свои размеры, - оказывается сжатым. Распространено мнение, что чугуны и стальные отливки при температурах выше 600—650° находятся в пластической области и не имеют внутренних напряжений; ниже этой температуры отливки полностью переходят в область упругих деформаций. Это представление является достаточно идеализированным. Однако даже такую идеализированную теорию удастся довести до конкретных численных расчетов только для самых элементарных случаев.

Н.Г. Гиршович [327] получил следующие упрощенные формулы для расчета напряжений, возникающих в связанной системе, состоящей из брусков различного сечения

$$\sigma_1 = + \frac{\alpha E R_1 T_y}{K S (R_1 + R_2)} \left[1 - \left(\frac{T_y}{T_3} \right)^{\frac{R_2 - 1}{R_1}} \right] \quad (204)$$

$$\sigma_2 = - \frac{\alpha E R_2 T_y}{K S (R_1 + R_2)} \left[1 - \left(\frac{T_y}{T_3} \right)^{\frac{R_2 - 1}{R_1}} \right] \quad (205)$$

где σ_1 и σ_2 — напряжения в тонком и толстом брусках; минус означает сжимающее усилие, плюс — растягивающее;

α — коэффициент линейного расширения в упругой области (ниже T_y);

T_y — температура перехода из пластической области в упругую;

T_3 — температура заливки (начала охлаждения);

K — коэффициент, учитывающий условия теплопередачи (составляет 1—2);

S — коэффициент, учитывающий образование пластических деформаций в упругой области (в зависимости от абсолютного значения величины напряжений составляет 1—2,5);

E — модуль упругости; R_1 и R_2 — приведенные толщины тонкого и толстого брусков.

Из этих формул следует, что напряжения в системе увеличиваются при условии возрастания модуля упругости и отношения площадей сечения или приведенных толщин толстого и тонкого брусков, а также при повышении температуры начала охлаждения отливки или уменьшения значений коэффициентов K и S .

Напряжения в одном бруске, представляющем собой связанную систему, состоящую из различных слоев, охлаждающихся с различной скоростью, определяются выражением

$$\sigma = \frac{\alpha ET}{2(1-\mu)}, \quad (206)$$

где T — перепад температур по сечению бруска в момент перехода из пластической области в упругую;

μ — коэффициент Пуассона ($\mu = 0,4$).

(Остальные обозначения те же, что и в предыдущих формулах.) Осевые температурные напряжения в единичном бруске достигают максимальных значений в центре и на поверхности. Н. Г. Гиршович [327] дает следующую схему для определения знака напряжений в отливке, вызываемых различными причинами (табл. 43).

Таблица 43

Части отливок	Напряжения				
	температур- ные (терми- ческие)	фазовые		тормозящие (усадочные)	
		распад аусте- нита	графи- тиза- ция	до вы- бивки	после выбивки
Тонкие части и наружные слои . .	$-\sigma$	$\pm\sigma$	$+\sigma$	$+\sigma$	$+\sigma$ или 0
Толстые части и внутренние слои	$+\sigma$	$\pm\sigma$	$-\sigma$	$+\sigma$	$-\sigma$ или 0

Сумма всех этих напряжений определяет характер и степень деформации различных частей отливки.

Л.С.Константинов [270] проанализировал процесс образования напряжений в области пластического состояния и пришел к выводам, что термические напряжения начинают развиваться и отливке не с момента перехода из пластической области в упругую, а с момента перехода металла в твердое состояние. Деформации и трещины при определенных условиях могут возникнуть в металле при любых температурах. Возникновение напряжений в пластической области может изменять линейную усадку отливки, даже если эта усадка совершенно не тормозилась формой.

ГЛАВА X

ПРИБЫЛИ

I. КОНСТРУКЦИЯ ПРИБЫЛЕЙ И МЕСТО ИХ УСТАНОВКИ

Прибылью называется часть отливки, удаляемая в процессе обработки, в которой должна быть сосредоточена усадочная раковина, образующаяся при затвердевании данного узла питания. Кроме того, она может рассматриваться как средство ослабления усадочной пористости и как сборник загрязнений.

Установка прибылей является главным средством устранения усадочных раковин из литых заготовок. Регулирование условий затвердевания путем установки холодильников или иными методами является вспомогательным средством, позволяющим ликвидировать вторичные раковины в местах затрудненного питания. Прессование позволяет ликвидировать усадочные раковины полностью, но: пока оказывается экономически целесообразным только для несложных отливок из цветных металлов.

Прибыли для отливок можно разделить на следующие виды.

По способу формовки: открытые и закрытые.

По расположению относительно питаемого узла: прямого действия и отводные.

По конструкции: цилиндрические вертикальные, цилиндрические горизонтальные, плоские и фигурные.

По способу использования давления: обычные, в которых не принимается специальных мер по созданию давления, с «атмосферным давлением, с газовым давлением и с воздушным давлением.

По условиям охлаждения: обычные, оформляемые тем же материалом, что и отливка; теплоизолированные (оформляемые менее теплопроводным материалом, чем отливка); обогреваемые (экзотермическими смесями, индуктором, дугой, и т. д).

По способу удаления: отрезные, отламывающиеся.

По количеству питаемых узлов: индивидуальные, групповые.

На отливках, как правило, должны устанавливаться цилиндрические прибыли прямого действия, по возможности закрытые. В закрытых прибылях средних размеров должно быть предусмотрено создание атмосферного давления. Прямые цилиндрические закрытые прибыли с атмосферным давлением имеют следующие преимущества.

Обеспечение постоянства объема прибылей, так как их высота не связана с условиями заливки.

Упрощение формовки закрытых прибылей по сравнению с открытыми, особенно при машинной формовке.

Улучшение процесса питания прямой прибылью по сравнению с отводной.

Уменьшение расхода металла на прямую прибыль по сравнению с отводной, так как она не охлаждается снизу поверхностью формы; увеличение потерь тепла при отводной прибыли частично может компенсироваться за счет перегрева формы металлом, протекающим через прибыль, служащую для подвода металла при заливке.

Принятие мер по обеспечению давления в прибыли повышает надежность работы и способствует уменьшению пористости в отливке. Закрытые прибыли позволяют использовать различные способы создания газового давления.

Открытые прибыли следует применять в случаях:

- 1) изготовления крупных ответственных отливок, когда предусматривается доливка металлом или засыпка поверхности прибылей экзотермическими смесями;
- 2) изготовления тонкостенных отливок большой протяженности, когда необходимо максимально облегчить удаление газов из полости формы с целью обеспечения условий заполнения;
- 3) когда применение открытых прибылей облегчает формовку.

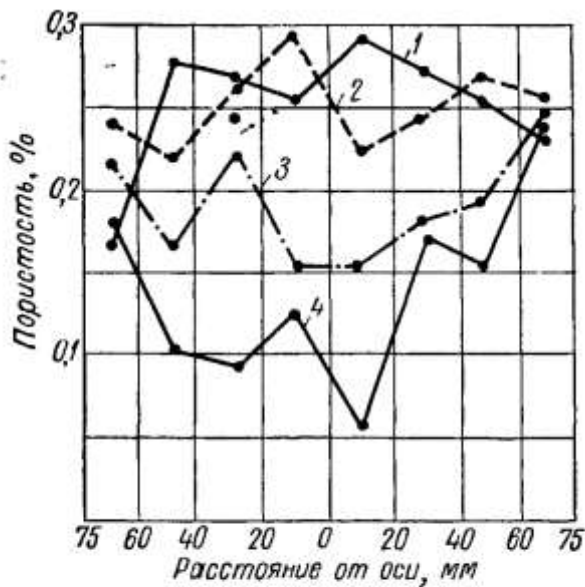
Отводные прибыли следует применять в случаях, когда установка прямых прибылей усложняет механическую обработку детали или когда возможно использование отводной прибыли в качестве групповой для питания нескольких мелких деталей.

Применение отламывающихся прибылей с диафрагмой позволяет уменьшить объем механической обработки и сократить затраты на их удаление по сравнению с отрезными прибылями. Однако отламывающиеся прибыли не всегда работают достаточно надежно. Их можно применять в тех случаях, когда прибыль приходится устанавливать на необрабатываемой поверхности или при изготовлении из сталей, плохо поддающихся огневой резке. При применении отламывающихся прибылей необходима более тщательная сборка и отделка формы, предотвращающая образование засоров под диафрагмой.

Прибыли с газовым давлением, получаемым за счет мелового заряда, следует применять при изготовлении мелких и средних деталей, подвергаемых гидравлическим испытаниям, а также при большой протяженности питаемых узлов, на которых приходится устанавливать несколько обычных прибылей. Прибыли с газовым давлением требуют тщательной обработки технологического процесса и контроля за его соблюдением. Механизму действия прибылей, работающих под атмосферным и газовым давлением, посвящены работы Ю. А. Нехендзи и Ф. Д. Оболенцева [271], П. Я. Ямшанова [272; 273], В. А. Абрамова, М.Н.Кононова и П. М. Шаройко [274], Л. И. Фапталова и Л. И. Леви [275], В. С. Бурова [276]. В перечисленных работах приводятся формулы, позволяющие определить

вес мелового заряда, толщину стенки оболочки заряда и другие параметры.

Прибыли с воздушным давлением, полученным от сети, следует применять при изготовлении крупных ответственных деталей, к которым предъявляются



Фиг. 153. Распределение пористости по сечению стальных отливок размерами $150 \times 150 \times 300$ мм, питаемых открытой прибылью (1), прибылью с атмосферным (2), газовым (3) и воздушным давлением (4).

повышенные требования в отношении плотности и механических свойств. При установке нескольких прибылей на отливке воздушное давление следует подводить только к одной из них, питающей наиболее ответственный узел; давление в эту прибыль должно включаться только после изоляции районов питания остальных прибылей, иначе будет происходить перекачка металла из одной прибыли в другие. Прибылям, работающим под воздушным давлением, посвящены работы П. И. Горкуша, Д. Р. Кононова, Ф. А. Куприянова [277], Д. Р. Кононова [278], В. П. Десницкого [279]. В этих работах приводятся данные о методе подвода и режиме давления в прибылях, действующих под воздушным давлением. Радиус действия прибылей с

газовым давлением увеличивается примерно в 1,5, а с воздушным давлением — в 2 раза по сравнению с обычными закрытыми прибылями с атмосферным давлением.

На фиг. 153 приведены данные о распределении пористости в стальных отливках сечением 150×150 мм, высотой 300 мм, питаемых прибылями без подвода давления, с атмосферным газовым и воздушным давлением [407]. Пористость определялась по методу удельного веса. Измерения производились на половинках образцов для испытания ударной вязкости, вырезавшихся в различных зонах сечения отливки. При питании отливки обычной прибылью и прибылью, действующей под атмосферным давлением, пористость повышается от поверхности к оси и достигает величин 0,25—0,27%. При питании отливок прибылями, действующими под газовым и особенно под воздушным давлением, пористость от поверхности к оси понижается, достигая в первом случае 0,15%, а во втором 0,08—0,10%.

Таким образом, применение прибылей с повышенным давлением позволяет ощутимо увеличить плотность отливок.

Часть отливки, питание которой может быть осуществлено через один из ее элементов, называется узлом питания. К наиболее массивному элементу узла питания должен быть присоединен источник

питания — прибыль. Ни один из остальных ответственных элементов узла питания не должен обособляться от источника питания в процессе затвердевания. Прибыль должна устанавливаться на том элементе отливки или узла питания, который при принятом технологическом процессе затвердевает позднее остальных элементов. Такими элементами являются наиболее массивные части отливок, местные утолщения, сопряжения элементов, районы подвода литников. Следует всегда предпочитать установку прибыли на верхней поверхности отливки. При установке отводной прибыли следует ее устанавливать таким образом, чтобы наивысшая точка узла питания не превышала ее верхнего уровня.

Нежелательна установка прибылей на необрабатываемых поверхностях.

Прибыль должна быть установлена таким образом, чтобы ее отделение от отливки не вызывало затруднений.

Во избежание возникновения трещин прибыли должны устанавливаться таким образом, чтобы они возможно меньше затрудняли деформацию отливки при усадке.

На отливках больших габаритов, имеющих постоянное сечение, необходимо устанавливать несколько прибылей, так как район, на который распространяется питающее действие одной прибыли, ограничен. Практические наблюдения и теоретические расчеты [89] позволяют рекомендовать следующие минимальные расстояния между прибылями на отливках постоянного сечения:

при толщине стенки 20 мм 200—300 мм

при толщине стенки 40 » 300—400 »

при толщине стенки 50 » 300—500 »

При выборе места установки прибыли на отливках различных классов можно руководствоваться следующими общими соображениями.

На отливках класса *куб* или *цилиндр* (при вертикальном положении) прибыль, естественно, должна устанавливаться на их верхней торцовой поверхности. На отливках класса *штулка*, при небольших размерах, можно устанавливать на торцовой поверхности две плоские (секторные) прибыли, перекрывающие 40—50% длины окружности. При увеличении размеров штулки число прибылей следует увеличивать, сохраняя постоянство относительной длины перекрытия окружности. На отливках класса *рычаг* прибыли следует устанавливать на утолщениях. Если сечение отливки постоянно по длине, можно ставить цилиндрические прибыли, выбирая расстояние между ними в соответствии с указанными выше величинами.

На отливках класса *диск* и *плита*, при горизонтальной заливке, прибыли также устанавливаются на утолщениях. Если утолщений нет, целесообразно размещать цилиндрические прибыли в средней части отливок. При вертикальной заливке прибыли должны иметь прямоугольную форму и устанавливаться на торцовую поверхность. На отливках класса *труба*, при горизонтальной заливке, прибыли прямоугольного сечения должны устанавливаться на кон-

цах, охватывая фланцы. А. А. Рыжиков [280], обобщив обширный опыт изготовления отливок класса *колесо*, пришел к заключению, что наиболее рациональным методом организации их питания является установка цилиндрических прибылей с напусками на сопряжение спиц и обода. На отливках класса *рама* прибыли должны устанавливаться на утолщениях или сопряжениях элементов, образующих раму. На отливках класса *арматура* прибыли устанавливаются на фланцах, имеют прямоугольное сечение, охватывают фланцы по дуге до 180° и должны иметь напуск на торцовой поверхности фланцев. В случае тонкостенных конструкций постоянной толщины неотвественного назначения классов *плита*, *рама*, *коробка*, отливка возможна без применения прибылей.

2. РАЗМЕРЫ ПРИБЫЛЕЙ

Предложенные конкретные методы расчета прибылей для отливок могут быть разбиты на следующие группы:

1. Методы, строящиеся на обобщении производственных данных (М. А. Кремер [281], А. А. Рыжиков [244, 43]. С. В. Руссиян и Н. П. Голованов [206], Д. Р. Кононов [282], И. Е. Шуби С. А. Кутын [283], П.Ф.Василевский [205], П. И. Ямшанов [1272], А. Д. Попов [284] и др.).

2. Методы, строящиеся на основе аналитических расчетов. (Р. Намюр [285, 286], И. Пржибыл [287], Т.М.Якунин [288], Б. Б. Гуляев [189] и др.).

3. Методы, строящиеся на основе экспериментальных исследований (Н. К. Ипатов и В. А. Фатеев [246, 289], Б. В. Рабинович [291]).

Наиболее обоснованным и развернутым методом расчета прибылей, строящимся на основе обобщения заводских данных, является метод А. А. Рыжикова, предложенный еще в 1940 г. и несколько уточненный в последующих работах автора. Идейной основой метода является нахождение по фактическим данным зависимостей между приведенными толщинами отливки и прибыли. В дальнейшем эта идея была использована почти всеми авторами расчетов первой группы. Аналитические методы расчета строятся на основе выбора высоты прибыли, при которой глубина области усадочной раковины не вышла бы за ее пределы. Методы расчета прибылей, предлагавшиеся А. А. Рыжиковым, М. А. Кремером и Б. Б. Гуляевым, подверглись критике Н. К. Платовым и В. А. Фатеевым в двух совпадающих по тексту статьях [292, 293]. Основная критика метода А. А. Рыжикова сводилась к тому, что его кривые для различных групп отливок имели различную форму. Такое положение при обработке фактических данных совершенно естественно. Сам А. А. Рыжиков дал исчерпывающий ответ на критику [294]. Основная критика расчетов автора сводится к тому, что нельзя принимать допущение о прямолинейности образующей контура области усадочной раковины. Опыт показывает, что для простых форм, к которым относятся прибыли, при не очень больших отношениях высоты к диаметру, оно дает небольшие ошибки. Н. К. Ипатов и В. А. Фатеев

вообще отрицают возможность использования для проектирования прибылей методов расчета как аналитических, так и основанных на обобщении производственных данных. Оценивая экспериментальный метод подбора размеров прибылей, они отмечали, что его основным недостатком является необходимость очень большого числа опытов для получения достоверных результатов.

Действительно, ни один из принципов расчета прибылей (заводские наблюдения, аналитический расчет, эксперимент), взятый в отдельности, не может решить задачу о создании надежного метода проектирования оптимальных прибылей. Задача может быть решена только на основе синтеза этих трех принципов, который несомненно будет осуществлен в результате коллективной работы литейщиков.

С целью выявления приемов проектирования прибылей, на ряд квалифицированных заводов были посланы просьбы разработать технологические процессы изготовления стальных отливок, представляющих собой цилиндр диаметром 120 мм, высотой 150 мм и плиту с размерами 20 × 200 × 1000 мм.

Обработка полученных данных, относящихся к выбору конструкции и размеров прибылей, представлена в табл. 44. Как видно из присланных ответов, в определении размеров прибылей в технологических бюро заводов существует значительный разнбой.

Ввиду того, что по расчетам прибылей написан ряд монографий (Д. А. Рыжиковым, А. Д. Поповым, И. Пржибылом), детальный анализ различных методов определения их размеров не приводится. Ниже изложены результаты экспериментальных исследований, наблюдений и расчетов, выполненных автором и его сотрудниками, а также методика проектирования прибылей, сложившаяся на их основе [202, 290, 295, 296].

При проектировании литейной технологии обычно приходится рассматривать отдельные элементы отливок и узлы питания как самостоятельные тела простой конфигурации. Условия питания таких элементов зависят от их расположения в форме. Представляется возможным выделить пять вариантов расположения основных элементов отливок:

- 1) шар (или куб);
- 2) цилиндр (или призма), расположенный вертикально;
- 3) цилиндр (или призма), расположенный горизонтально;
- 4) плита, расположенная вертикально;
- 5) плита, расположенная горизонтально.

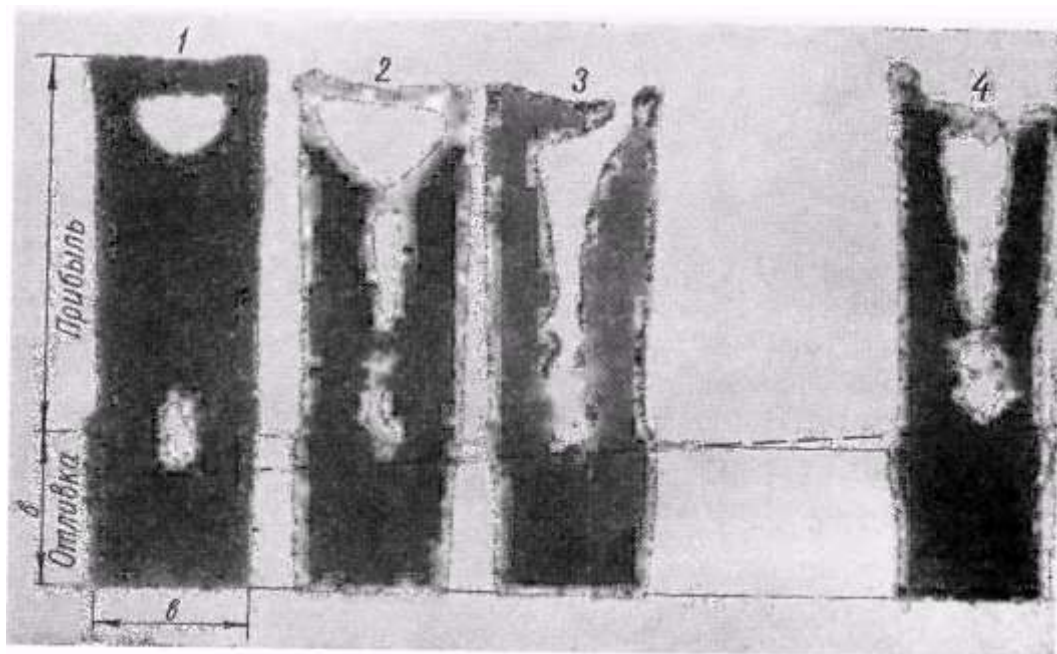
Выбор сечения прибыли для обеспечения нормального питания узлов отливок первого и второго варианта обычно не вызывает особых затруднений. На узлы, приближающиеся по конфигурации к шару, как правило, ставят цилиндрические прибыли, имеющие в основании диаметр, равный диаметру шара. В этом случае закономерности протекания процесса затвердевания, характерные для шара, будут распространяться лишь на нижнюю полусферу. Верхняя же часть отливки вместе с прибылью будет затвердевать, как цилиндр. Для цилиндров, расположенных вертикально, нижнее сечение прибыли устанавливается равным или несколько большим

Характеристики		Процент технологических вариантов	
		цилиндр Ø 10 мм высота 10 мм	плита 20×200× ×1000 мм ²
Положение отливки	Горизонтально	—	30
	Вертикально	100	70
Тип прибыли	Верхняя открытая	75	60
	Верхняя закрытая с атмосферным или газовым давлением	25	15
	Боковая	—	25
Число прибылей	Одна	100	84
	Две	—	8
	Три	—	8
Отношение высоты прибыли к диаметру или минимальному размеру внизу	0,50—0,99	30	—15
	1,00—1,49	45	25
	1,50—1,99	25	25
	2,00—2,99	—	15
	3,00—4,99	—	20
	5,00—10,0	—	—
Отношение веса прибыли к весу отливки (проценты)	15—25	15	—
	25—49	40	—
	50—99	30	40
	100—149	15	45
	150—400	—	15

сечения цилиндра. На плиту, расположенную вертикально, в большинстве случаев ставят плоскую прибыль, минимальный размер которой соответствует толщине плиты. Если установить цилиндрическую прибыль на цилиндр, расположенный горизонтально (третий вариант), то в этом случае нельзя определить сечение прибыли исходя лишь из соотношения продолжительности затвердевания отливки и прибыли. Металл в сопряжении будет затвердевать в последнюю очередь, что приведет к формированию в этом месте вто-

ричной усадочной раковины. Устанавливая прибыль прямоугольного сечения, необходимо учитывать влияние торцов на процесс затвердевания. Со стороны торцовых поверхностей граница выливаемости продвигается за время затвердевания на расстояние примерно в два раза большее, чем со стороны боковых стенок. Следовательно, длина плоской прибыли должна быть равна не менее чем двум толщинам.

Для проверки этих положений была произведена горизонтальная заливка стальных колец, имеющих сечение обода 40×40 , 60×60 и 80×80 мм. Устанавливаемые на них призматические прибыли имели длину, равную 1,0; 1,5; 2,0 и 3,0 толщинам. Общая площадь охвата составляла 50%. Прибыли и отливки разрезались и затем просвечивались рентгеновскими лучами. На фиг. 154 представлены контуры усадочных раковин исследованных прибылей.

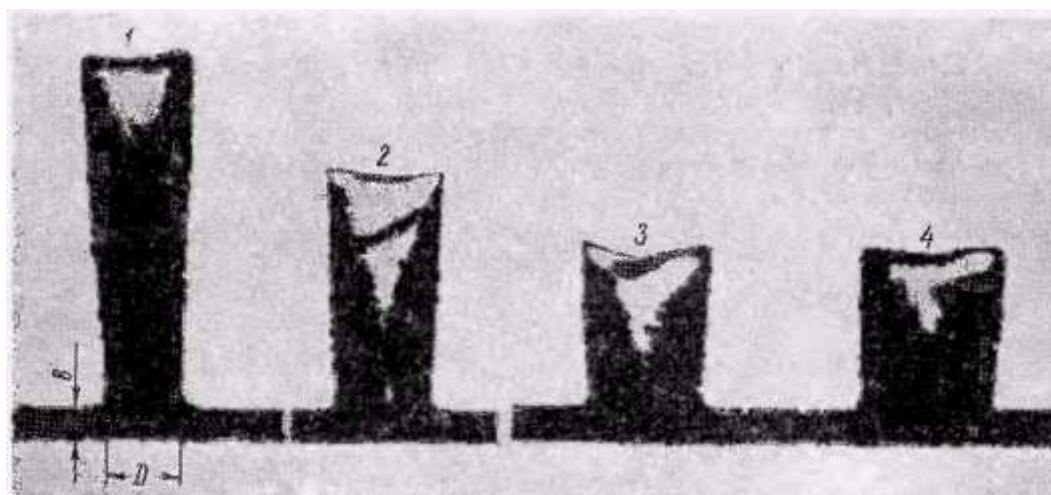


Фиг. 154. Отпечатки рентгенограмм темплетов, вырезанных из прибылей различной протяженности, установленных на кольцевой отливке с сечением обода 60×60 мм. Отношения длины прибыли к толщине 1—1,0; 2—1,5; 3—2,0; 4—3,0.

Полученные данные подтверждают, что длина плоских прибылей на горизонтально расположенных цилиндрах должна составлять не менее 2,5 толщин.

При выборе сечения прибыли для отливок пятого варианта следует исходить из соотношения продолжительности затвердевания плиты и цилиндра. На основании опытных данных, приведенных в гл. VII, время достижения границей выливаемости оси отливки для цилиндра в 3,5 раза меньше времени для плиты, толщина которой равна диаметру цилиндра. Время затвердевания прибыли не должно

быть меньше времени затвердевания полной толщины отливки, так как в месте сопряжения прибыли и отливки затвердевание происходит только с одной, нижней стороны отливки. С целью исследования влияния размеров сечения цилиндрической прибыли на условия питания горизонтальной плиты была проведена серия опытов. Заливались стальные плиты размером 300 × 300 × 40 мм. На них устанавливались прибыли диаметром, равным 2,0; 2,5; 3,0 и 3,5 толщинам плиты. Отливки разрезались вдоль оси. На фиг. 155



Фиг. 155. Отпечатки рентгенограмм темплетов, вырезанных из прибылей с различным отношением высоты и диаметра, установленных на плоской отливке.

Отношение диаметра прибыли к толщине отливки: 1—2,0; 2—2,5; 3—3,0; 4—3,5.

изображены рентгенограммы разрезов опытных отливок. При сечении прибыли, равном трем толщинам плиты, отливка получается здоровая — усадочная раковина располагается полностью в прибыли. Получающееся расхождение следует объяснить тем, что процесс затвердевания плиты под прибылью должен протекать с некоторым ускорением на последней стадии. Данное явление аналогично захлаживающему влиянию торцов. Вводя поправку для учета ускорения затвердевания сопряжения отливки и прибыли, можно принять, что радиус прибыли для пятого варианта должен составлять примерно полторы толщины плиты.

Основное требование к прибыли при определении ее высоты заключается в том, что глубина области усадочной раковины должна занимать заранее заданную часть высоты прибыли

$$\frac{Z}{h} = \sigma, \quad (207)$$

где Z — глубина области усадочной раковины;

h — высота прибыли;

σ — коэффициент запаса.

В дальнейшем будем рассматривать случай, когда усадочная раковина не должна выходить за пределы прибыли, т. е. $\sigma < 1$. Расчет высоты прибыли строится на следующих основных положениях.

1. Затвердевание металла происходит последовательно, слоями, параллельными всем поверхностям охлаждения отливки. Затвердевание от всех охлаждающих поверхностей подчиняется закону квадратного корня. Коэффициенты затвердевания от стенок формы, боковой поверхности прибыли и верхней поверхности металла будут определяться равенствами

$$x_{\phi} = K\sqrt{\tau}, \quad (208)$$

$$x_n = lK\sqrt{\tau}, \quad (209)$$

$$x_{\sigma} = mK\sqrt{\tau}, \quad (210)$$

где x_{ϕ} , x_n , x_{σ} — толщина слоев, затвердевших за рассматриваемое время от поверхности формы в отливке, прибыли и от верхней поверхности металла;

K — коэффициент затвердевания от поверхности формы в отливке;
 l и m — относительные скорости затвердевания металла в прибыли с боковой и с верхней поверхности.

Если отливка и прибыль охлаждаются с различной скоростью, в плоскости контакта прибыли и отливки переход от слоев, затвердевающих от стенок формы, к слоям, затвердевающим от стенок прибыли, происходит в виде ступеней.

2. Относительный объем пустот усадочной раковины раной сумме коэффициентов объемной усадки при затвердевании и произведения коэффициента объемной усадки в жидком состоянии на величину наибольшего перегрева. Этот суммарный коэффициент усадки для стали принимается равным 0,035. Принимая эту величину коэффициента усадки, мы имеем в виду наименее благоприятные условия заливки, когда температура перегрева наибольшая, а скорость заливки настолько велика, что затвердевания металла за это время не происходит.

3. Все усадочные пустоты, образующиеся в процессе затвердевания отливки, заполняются жидким металлом мгновенно и беспрепятственно. Принимая это положение, мы исключаем из рассмотрения усадочную пористость.

4. Боковая образующая границы области усадочной раковины является прямой линией. Для утепленной прибыли нижняя граница области усадочной раковины представляет собой плоскость. Влиянием на ее искривление усадки при затвердевании небольшого объема металла в прибыли, остающегося в жидком состоянии по окончании затвердевания собственно отливки, за малостью пренебрегаем.

Расчеты по методу конечных разностей можно производить, основываясь только на первых трех положениях. Однако допущение п. 4 резко упрощает расчет и позволяет придать ему нагляд-

ную аналитическую форму (что невозможно при применении метода конечных разностей). Сопоставление расчетов по приведенным ниже формулам и по методу конечных разностей показало, что расхождение между ними несущественно.

Как показано ранее [89], расчеты прибылей приводят к следующему равенству, справедливому в общем виде как для неутепленных, так и для утепленных прибылей

$$h = \frac{V_0}{\sigma S_p} \cdot \frac{\alpha}{2 \left(1 - \frac{\alpha F}{\sigma S_p} \right)} \left[1 + \sqrt{1 + \left(1 - \frac{\alpha F}{\sigma S_p} \right) \left(\frac{2m S_p R_2}{\sigma V_0} \right)^2} \right], \quad (211)$$

где V_0 — объем отливки;

α — коэффициент усадки;

R_2 — радиус прибыли вверху;

h — необходимая высота прибыли;

σ — принимаемое отношение глубины усадочной раковины к высоте прибыли;

F — средняя площадь поперечного сечения прибыли;

S_p — средняя площадь поперечного сечения области усадочной раковины.

Для цилиндрической прибыли эту формулу можно конкретизировать и упростить. Пренебрегаем разницей радиусов прибыли вверху и внизу. Будем считать $R_1 = R_2 = R$, тогда $F = \pi R^2$ и $S_p = \frac{\pi R^2}{3}$. Примем $\alpha = 0,035$ и $\sigma = 0,75$.

Последняя величина означает, что в проектируемой прибыли усадочная раковина должна занимать $\frac{3}{4}$ ее высоты. Нижняя четверть предназначена для концентрации загрязнений, запаса на возможный недолив и компенсации неточностей расчета.

Подставляя все эти значения в равенство (211) и произведя преобразования, получим

$$h = \frac{0,0259V_0}{R^2} + \sqrt{\left(\frac{0,0259V_0}{R^2} \right)^2 + 2,07m^2 R^2}. \quad (212)$$

Учитывая, что объем прибыли V_n равен

$$V_n = \frac{\pi D^2}{4} h, \quad (213)$$

где D — диаметр прибыли, можно получить следующее равенство, связывающее отношение высоты прибыли к диаметру с отношением объема (веса) отливки к объему (весу) прибыли

$$\frac{h}{D} = \sqrt{\frac{0,518m^2}{1 - \frac{0,163V_0}{V_n}}}. \quad (214)$$

Уравнения (211) и (212) являются расчетными формулами, позволяющими определить необходимый объем (высоту) прибыли

В случае отводных прибылей их высота должна увеличиваться на величину, равную их радиусу по сравнению с высотой прямых прибылей, устанавливаемых непосредственно на узлы питания. Перешеек отводной прибыли к отливке должен выбираться с таким расчетом, чтобы затвердевание происходило в последовательности отливка — перешеек — прибыль.

Прибыль должна иметь конфигурацию, обеспечивающую ее минимальный объем. Многие считают, что наивыгоднейшей формой прибыли является сфера. Это положение вытекает из учета только одной тепловой стороны работы прибыли. Назначение прибыли заключается не столько в том, чтобы служить резервуаром теплоты, сколько в том, чтобы служить резервуаром жидкого металла и обеспечивать питание отливки. Расчет усадочной раковины позволяет подойти к определению наивыгоднейшей формы прибыли более обоснованно. Математический анализ показывает, что наивыгоднейшей формой горизонтального сечения прибыли является окружность [89]. Для прибыли круглого сечения, имеющей отношение радиусов вверху и внизу δ , комбинируя равенства (211) и (213), можно получить

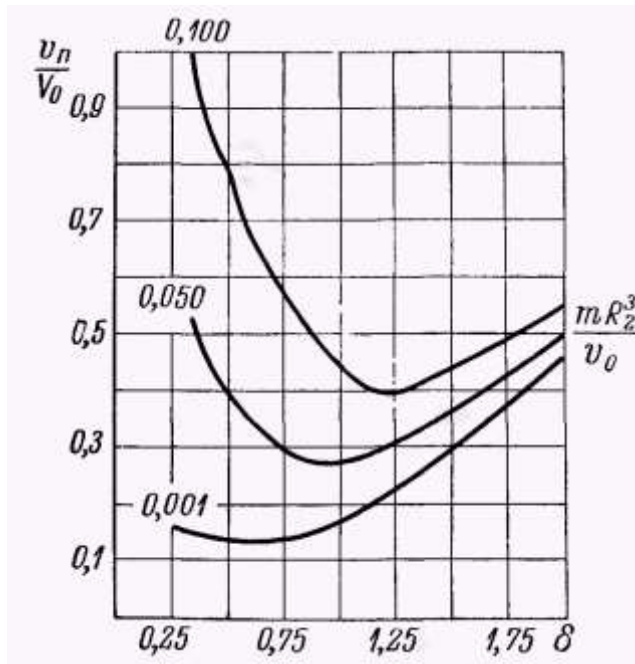
$$\frac{V_n}{V_0} = \frac{\frac{3}{4} \frac{\alpha}{\sigma} (1 + \delta)^2}{2 \left[1 - \frac{3}{4} (1 + \delta)^2 \right]} \left\{ 1 + \sqrt{1 + \left[1 - \frac{3}{4} (1 + \delta)^2 \right] \left(\frac{2\pi m R_2^3}{3\alpha \delta V_0} \right)^2} \right\} \quad (215)$$

Выражение (215) показывает связь между безразмерными величинами — отношением объемов прибыли и отливки $\frac{V_n}{V_0}$, заданной объемной усадкой α , выбранным отношением глубины области усадочной раковины к высоте прибыли σ , отношением радиусов прибыли вверху и внизу δ и безразмерным критерием $\frac{m R_2^3}{V_0}$, характеризующим данную отливку.

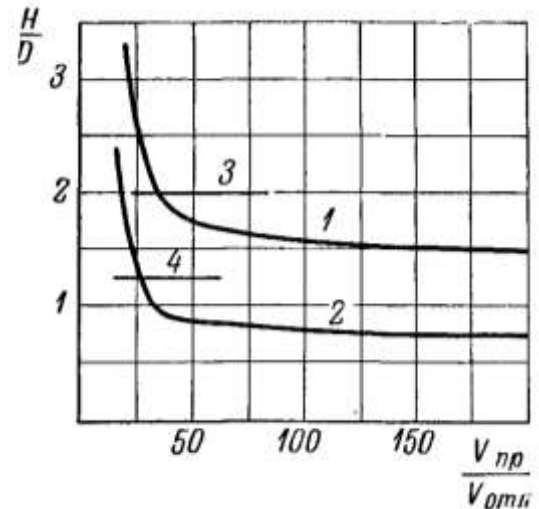
На фиг. 156 представлена диаграмма, построенная на основе равенства (215), показывающая связь между относительным объемом прибыли и отношением радиусов вверху и внизу при различных значениях критерия $\frac{m R_2^3}{V_0}$. Анализ большого числа отливок показывает, что величина этого критерия лежит между 0,001 и 0,100. Из фиг. 158 следует, что для каждого значения $\frac{m R_2^3}{V_0}$ существует свое значение δ , при котором объем прибыли будет минимальным. Однако разница в положении минимума для различных групп отливок невелика, и наивыгоднейшие значения отношения радиусов вверху и внизу мало отличаются от единицы. Следовательно, можно считать, что практически наивыгоднейшей формой прибыли является цилиндр. Увеличение размеров прибыли свыше минимальных необходимых является вредным, так как ведет к торможению усадки,

Возможности развития внутренних напряжений и ненужному расходу металла. Как показал Г. К. Княгинин [297, 421], применение изложенных расчетов к определению размеров прибылей на литых валках позволяет установить минимальный расход металла.

При разработке технологии и проектирования прибылей в условиях мелкосерийного производства целесообразно проведение нормализации прибылей. Применяемые прибыли сводятся к ограниченному числу типоразмеров. Каждой прибыли присваивается свой



Фиг. 156. Зависимость относительного объема прибыли V_n/V_0 от безразмерного критерия $\frac{mR_2^3}{V_0}$ отношения радиусов прибыли сверху и снизу δ .



Фиг. 157. Зависимость отношения объемов прибыли и отливки от отношения высоты прибыли к диаметру: 1 — открытые прибыли; 2 — закрытые прибыли; 3 — отношение, выбранное для нормализованных открытых прибылей; 4 — отношение, выбранное для нормализованных закрытых прибылей.

номер, который назначается технологом и указывается в технологической карте. При выборе ограниченного числа прибылей возникает необходимость в принятии определенных соотношений их высоты и диаметра. На фиг. 157 представлена зависимость отношения высоты прибыли к диаметру от относительного объема прибыли, построенная при помощи равенства (214) для открытых (кривая 1) и закрытых (кривая 2) прибылей верхнего питания.

Для нормализованных прибылей мы можем принять постоянные отношения высоты к диаметру $1\frac{1}{4} : 1$ для закрытых, $2 : 1$ для открытых. На фиг. 157 эти отношения отмечены прямыми линиями.

Для обычных отливок изменение веса узла питания в сравнительно широких пределах мало влияет на необходимую высоту прибыли. Это обстоятельство позволяет свести характеристику отливки, необходимую для выбора прибыли, к одной величине — диаметру сферы, вписанной в соответствующий узел питания отливки (при заданном типе узла). На основании изложенной системы расчета и обобщения

№ прибыли	Диаметр прибыли в мм			
		Толщина или диаметр отливки в мм		
5	50	до 15	до 32	до 45
6	60	16—18	33—40	46—54
7	70	19—23	41—46	55—63
8	80	24—28	27—52	64—72
9	90	29—33	53—60	73—81
10	100	34—38	61—66	82—90
12	120	39—46	67—80	91 — 108
14	140	47—55	81—92	109—126
16	160	56—64	93—106	127—144
18	180	65—72	107—120	145—162
20	200	73—80	121 — 132	163—180
22	220	81—88	133—146	181 — 198
24	240	89—96	147—160	199—216
26	260	97—104	161—172	217—234
30	300	105—120	173—200	235—270
35	350	121 — 140	201—220	271—315
40	400	141 — 160	221—266	316—360
45	450	161—180	266—300	361—405
50	500	181—200	301—322	406—450
55	550	201—220	333—366	451—495
60	600	221—240	367—400	496—540
70	700	241—280	401—466	541—630
80	800	281—320	467—532	631—720
90	900	321—360	533—600	721—810
100	1000	361—400	601—666	811—900

производственного опыта для выбора размеров прибылей стальных отливок составлена табл. 45. Выбор диаметра прибыли должен производиться в зависимости от типа и размера питаемого узла в соответствии с табл. 45.

3. ТЕПЛОИЗОЛЯЦИЯ И ОБОГРЕВ ПРИБЫЛЕЙ

Приведенные выше равенства (207) — (211) могут быть применены при расчете утепленных прибылей для слитков и отливок, заливаемых в металлические формы при оформлении прибылей в стержнях. Средняя площадь поперечного сечения области усадочной раковины S_p для этого случая может быть определена (фиг. 158) по следующей формуле:

$$S_p = \frac{\pi}{3} (r_1^2 + \rho^2 + r_1 \rho) \quad (216)$$

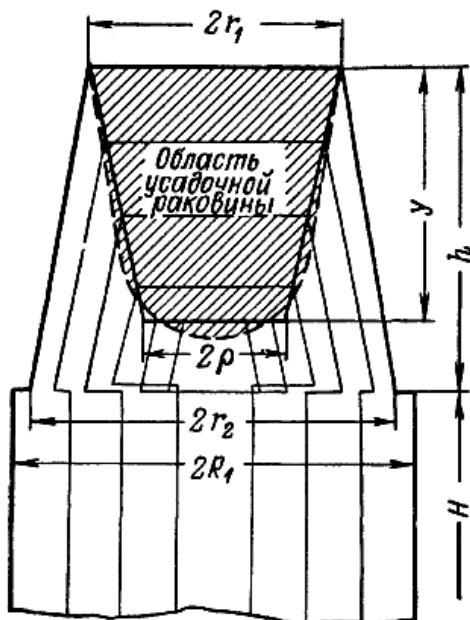
Когда прибыль не имеет конусности и стенки ее вертикальны;

$$\rho = r_2 - lR_1. \quad (217)$$

Положим для простоты расчетов, что равенство (217) справедливо и для прибылей, имеющих конусность. Отношение скоростей затвердевания от стенки прибыли (футерованной шамотом) и от стенки изложницы — l составляет примерно 0,5.

Из фиг. 160 очевидно, что

$$F = (r_1^2 + r_1 r_2 + r_3^2) \frac{\pi}{3}. \quad (218)$$



Фиг. 158. Схема к расчету утепленной прибыли.

Полученные выражения позволяют производить расчеты глубины области усадочной раковины и необходимой высоты утепленной прибыли для стальных слитков. Располагая разрезом прибыли какого-либо конкретного слитка, можно сопоставить фактическую глубину и границы области усадочной раковины с расчетными. Для более полной проверки теории целесообразно прибегнуть к сравнению между расчетными зависимостями и фактическими данными в безразмерных координатах.

Путем несложных преобразований из уравнения (136) можно получить

$$\frac{mR_1}{Z} = \sqrt{1 - \frac{\alpha(V_0 + V_n)}{ZS_p}}. \quad (219)$$

Величины $\frac{mR_1}{Z}$ и $\frac{\alpha(V_0 + V_n)}{ZS_p}$ не имеют размерности. На фиг. 159

сопоставлены кривая, полученная расчетом при помощи равенства

(219), и точки, соответствующие опытным данным более чем для 60 слитков. При обработке фактических данных глубина области усадочной раковины определялась по продольному разрезу слитка, постоянные величины принимались следующими: $\alpha = 0,035$; $m = 0,65$; $l = 0,50$. Фиг. 159 демонстрирует удовлетворительное соответствие между фактическими данными и зависимостью, вытекающей из расчетов.

Размещение области усадочной раковины, необходимый объем и высота прибыли определяются:

1) геометрическими параметрами: отношение высоты слитка к диаметру, радиусы прибыли сверху и внизу $\left(\frac{h}{D}; r_1; r_2\right)$;

2) тепловыми параметрами: относительные скорости затвердевания сверху и с боковой поверхности прибыли (m , l) и

3) коэффициентом запаса (σ).

Умножим обе части равенства (211) на дробь $\frac{F}{V_0}$, тогда в его левой части получим относительный объем прибыли V_n/V_0 . Объем слитка, фигурирующий в правой части равенства, можно представить следующим образом:

$$V_0 = 2\pi R_0^3 \frac{H_0}{D_0}, \quad (220)$$

где R_0 , D_0 и H_0 — средние значения радиуса, диаметра и высоты слитка без прибыли.

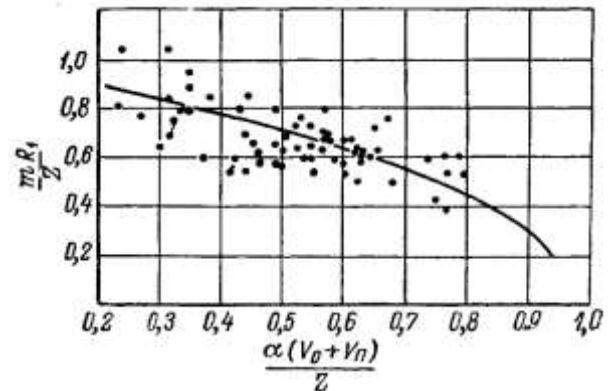
Введем обозначения $\frac{r_1}{R_1} = a$, $\frac{r_2}{R_2} = b$, а также пренебрежем в члене равенства, стоящем под корнем, влиянием конусности слитка и будем считать $R_1 = R_2$.

После проведения всех преобразований получим

$$\left. \begin{aligned} \frac{V_n}{V_0} &= \frac{A}{2(1-A)} \left[1 + \sqrt{1 + (1-A) \left(\frac{B}{\frac{H_0}{D_0}} \right)} \right]; \\ A &= \frac{\alpha}{\sigma} \frac{a^2 + b^2 + ab}{a^2 + b^2 + ab - l(2b + a - l)}; \\ B &= \frac{m}{3\alpha} [a^2 + b^2 + ab - l(2b + a - l)] \end{aligned} \right\} \quad (221)$$

Из выражений (211) ясно, что при увеличении отношения $\frac{H_0}{D_0}$

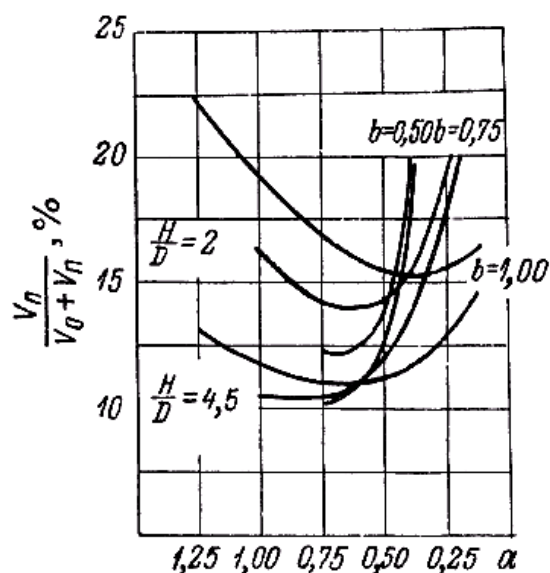
необходимый относительный объем прибыли будет сокращаться, на фиг. 160 представлены кривые, полученные расчетом, показывающие зависимость относительного объема прибыли от геометри-



Фиг. 159. Сопоставление расчетной зависимости и фактических характеристик усадочных раковин в стальных слитках.

ческих параметров слитка и прибыли. Расчеты проведены для двух значений $H_0/D_0 = 2,0$ и $4,5$ и для ряда значений a и b при $\alpha = 0,035$; $m = 0,65$; $l = 0,50$ и $\sigma = 0,85$.

Принятие радиуса прибыли внизу существенно большим радиуса слитка, т. е. $b > 1$, нереально. Уменьшение радиуса прибыли внизу меньше чем до



Фиг. 160. Зависимость относительного объема прибыли от геометрических параметров слитка и прибыли.

половины радиуса слитка ($b < 0,50$) нерационально, так как при этом прибыль будет затвердевать раньше слитка и не выполнит своей основной задачи. Увеличение радиуса прибыли сверху значительно больше, чем радиус слитка ($a \gg 1$), нежелательно. Сокращение радиуса прибыли сверху ограничивается удобством заливки и вряд ли может быть принято менее, чем четверть радиуса слитка ($a < 0,25$). Из фиг. 160 следует, что при данном радиусе прибыли внизу существует определенное значение радиуса сверху (определенная конусность прибыли), при которой относительный объем прибыли будет наименьшим. Для небольших отношений высоты к диаметру слитка ($H_0/D_0 = 2,0$) небольшой объем прибыли, а также

наиболее удобные с конструктивной стороны пропорции получаются при значениях $a = 0,50$ и $b = 0,75$. Для увеличенных отношений высоты к диаметру слитка ($H_0/D_0 = 4,5$) близкий к наименьшему объем прибыли будет достигнут при значениях $a = 1$ и $b = 1$. Последнее решение дает незначительный проигрыш в части объема прибыли, но позволяет делать прибыли несъемными, что облегчает работу по сборке изложниц по сравнению со съемными, которые можно делать сужающимися вверх.

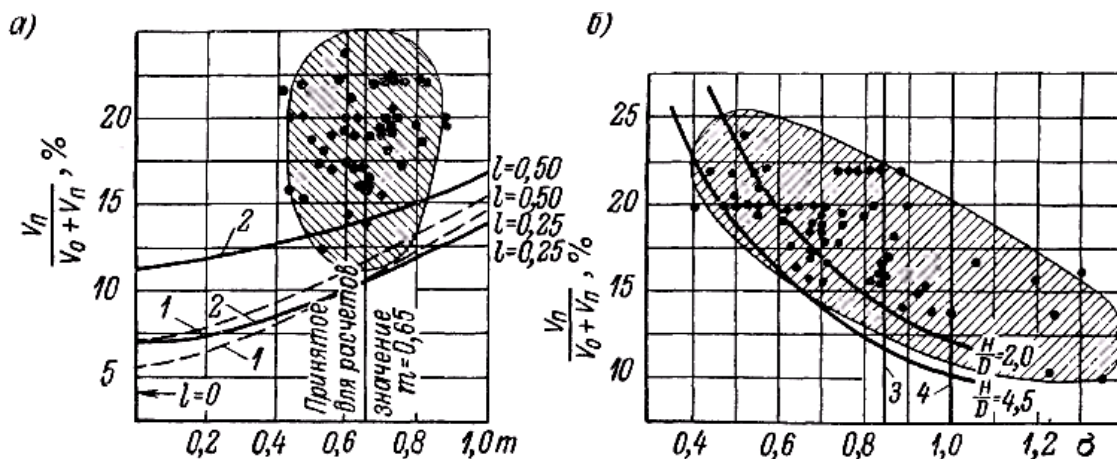
Определение высоты прибыли при ранее вычисленном V_n/V_0 может производиться по простой формуле

$$h = \frac{V_n}{V_0} \frac{6R_1 \frac{H_0}{D_0}}{a^2 + b^2 + ab}. \quad (222)$$

Из равенств (221) очевидно, что замедление охлаждения прибыли сверху, т. е. уменьшение m , будет уменьшать ее необходимый относительный объем. Такой же результат даст замедление охлаждения боковой поверхности прибыли, т. е. уменьшение l .

На фиг. 161, а представлены кривые, полученные расчетом, показывающие зависимость относительного объема прибыли от тепловых параметров для двух слитков с геометрическими параметрами $H_0/D_0 = 2,0$; $a = 0,50$; $b = 0,75$ и $H_0/D_0 = 4,5$; $a = 1,0$; $b = 1,0$ при $\alpha = 0,035$ и $\sigma = 0,85$.

Уменьшение скорости охлаждения сверху позволяет заметно уменьшить необходимый объем прибыли. Полное прекращение затвердевания сверху при прибылях, футерованных шамотом и неизменной скорости охлаждения сбоку позволяет уменьшить объем прибыли в 1,5—2 раза. Уменьшение скорости охлаждения боковой поверхности прибыли вдвое для слитка с $\frac{H_0}{D_0} = 2,0$ дает ощутимый эффект, позволяя при прочих равных условиях уменьшить объем прибыли на 20—30%. Для слитка с $\frac{H_0}{D_0} = 4,5$ дополнительное замедление



запаса, полученные из опытных слитков. Коэффициент запаса, как и следовало ожидать, существенно влияет на величину необходимого объема прибыли. Особенно резко этот объем увеличивается при $a > 0,7$. В то же время фактически применяемые размеры прибылей часто оказываются весьма неэкономичными и обуславливают величины коэффициентов запаса 0,6 и даже 0,5, в чем нет никакой надобности. Представляется, что значение $\sigma = 0,85$ будет вполне достаточным.

Приведенные расчеты показывают, что рациональный выбор параметров прибыли и слитка позволяет уверенно сократить существующие объемы прибыли. Этот факт подтверждается производственной практикой ряда заводов.

Дальнейшим шагом в направлении сокращения расхода металла на прибыли для слитков должно явиться внедрение искусственного обогрева. Идея искусственного обогрева прибылей электрической дугой впервые была выдвинута и опробована Н. Г. Славяновым еще в 1890 г. [298]; обогрев тепловыделяющими порошками впервые был предложен и опробован Романовым в 1902 г. [299]. В дальнейшем разработкой и опробованием различных методов обогрева прибылей занималось большое количество металлургов. Эти методы могут быть классифицированы следующим образом.

1. Обогрев электрическими источниками:
 - а) дугой (постоянного или переменного тока от однофазной или трехфазной системы);
 - б) сопротивлением специального разогревающего элемента;
 - в) индуктором.
2. Обогрев химическими источниками:
 - а) пламенем горелки (с использованием коксовой жаровни, газовокислородного пламени, сжигания ферросилиция и др.);
 - б) экзотермическими порошками, насыпаемыми на поверхность прибыли;
 - в) втулками из экзотермических формовочных смесей.

Одним из перспективных направлений разогрева прибылей для средних слитков представляется индукционный обогрев по методу, разработанному С. П. Бакуменко и А. М. Свистуновым [300].

В табл. 46 приведены составы экзотермических смесей, получивших в настоящее время распространение при изготовлении фасонных отливок. Для проверки наиболее интересных смесей по рецептуре, указанной в табл. 46, изготавливались стаканы двух размеров:

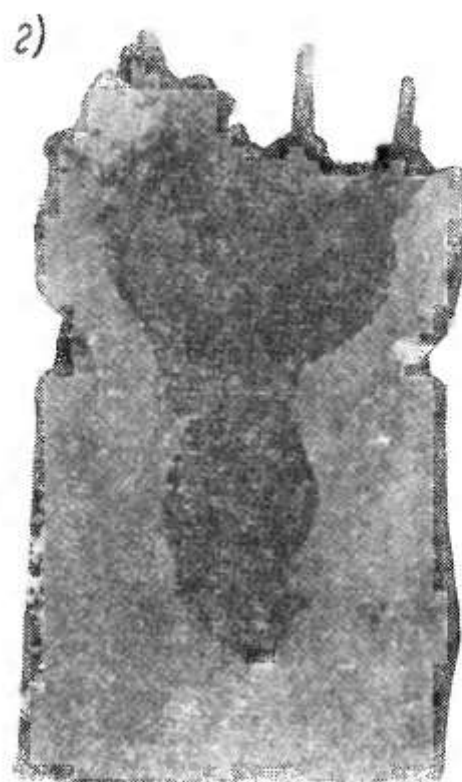
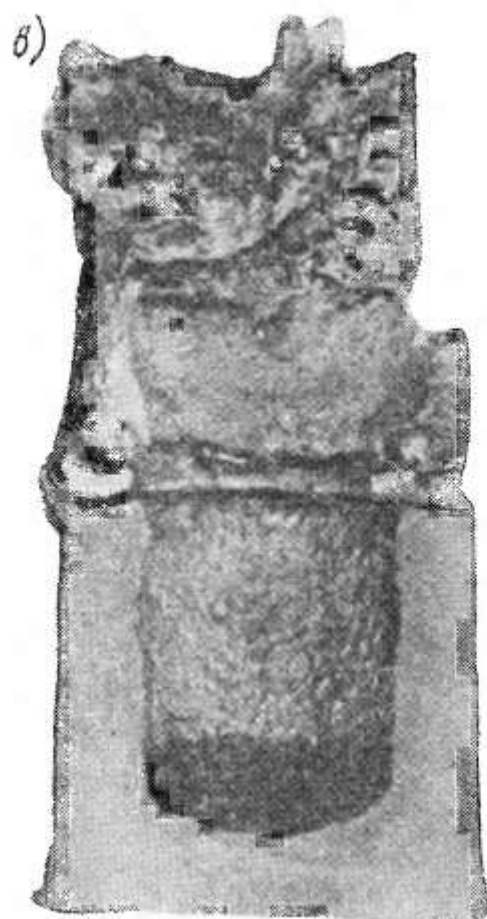
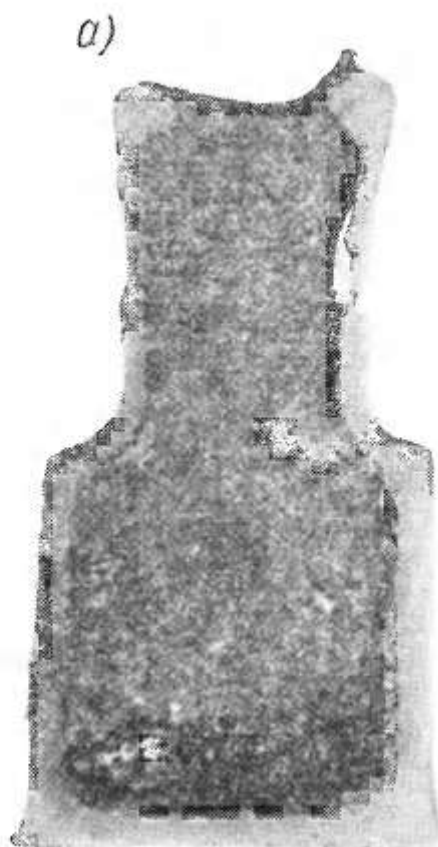
№ 1 — наружный диаметр 86 мм; внутренний диаметр 55 мм; высота 75 мм;

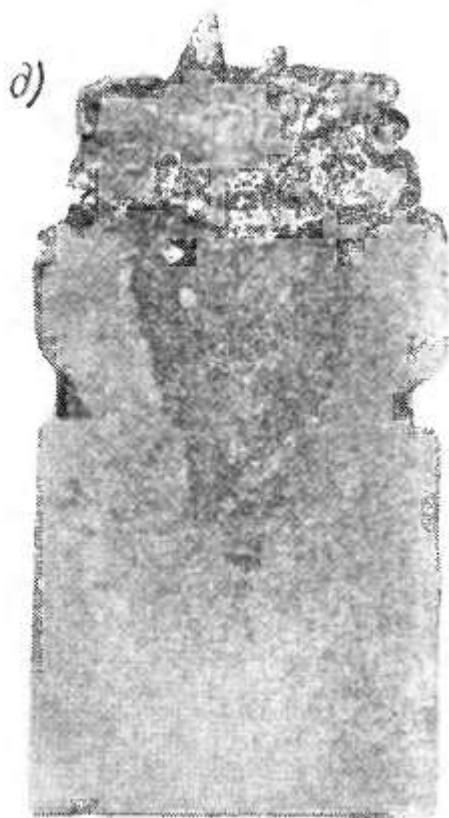
№ 2 — наружный диаметр 150 мм; внутренний диаметр 100 мм; высота 150 мм.

В стаканы заливалась углеродистая сталь. Работа экзотермической смеси оценивалась по времени воспламенения, продолжительности горения и пиротехническому эффекту. Наиболее удовлетворительные результаты получены на смеси № 1 ЦНИИТМАШ. Дополнительным преимуществом этой смеси является образование при взаимодействии металла со смесью, легкоплавкого пористого

Составляющие смеси	Номера смесей								
	№1	№2	№3	№ 4	№	№6	№7	№8	№ 9
	ЦНИИТМАШ	Уралмаш	Завод «Больше- вик», Киев	Термакс (ГДР)	ФРГ	Фидекс (Англия)	ХО60 Чехословакия	ХО180 Чехословакия	Рекомендуемый состав
Состав, весовые проценты									
Алюминий (в порошке)....	19	3	25	18—30	12	10—15	23	40	17
Ферросилиций 75-процент- ный	—	4,5	—	—	15	—	—	—	—
Древесный уголь или кокс	—	57	7	—	—	—	—	—	—
Древесные опилки	—	8	—	—	—	—	—	—	—
Окалина или руда ...	57	6,5	30	45—65	53	20—40	51 26	50	46
NaNO ₃ или KNO ₃	—	—	—	—	—	10—15	—	—	10
BaSO ₄	—	—	—	7—20	—	—	—	—	—
Кварцевый песок ..	—	—	—	—	—	40—50	—	—	—
Шлак или зола кокса	—	—	18	5—15	—	—	—	—	12
Чугунная стружка . , .	—	—	20	—	10	—	—	3—	—
Глина	—	—	—	—	10	—	—	—	5
Сульфитный щелок ...	—	—	5 (сверх 100%)	—	—	—	—	—	—
Декстрин.....	—	—	5 (сверх 100%)	2—5	—	—	—	2	—
Цемент	25	—	—	—	—	—	10—15	—	10
Жидкое стекло . . .	—	21	—	—	—	—	(сверх 100%)	—	—

шлака, всплывающего на поверхность металла и являющегося хорошим теплоизолятором. Однако процесс горения смеси № 1 протекает очень быстро, поэтому ее применение ограничивается прибылями небольшого диаметра (до 100 мм). Смесь № 2 завода Уралмаш горит достаточно долго и устойчиво. Она может применяться для прибылей больших диаметров. Однако в ее состав входит 65% углерод содержащих составляющих. Опыты, проведенные на отливке диаметром 150 мм и высотой 150 мм, с установкой на ней стакана № 2, показали, что эта смесь дает значительное науглероживание в зоне, прилегающей к прибыли. При среднем содержании углерода в стали 0,32% в некоторых участках под прибылью его содержание





Фиг. 162. Стальные отливки диаметром 150 мм с прибылями, обогреваемыми экзотермической смесью № 9, после выливания жидкого остатка:

a — 1,0 мин. после заливки формы; *б* — 3,3 мин. после заливки формы; *в* — 6,2 мин. после заливки формы; *г* — 8,7 мин. после заливки формы; *д* — 10,0 мин. после заливки формы; *е* — затвердевшая отливка; *жс* — затвердевшая отливка с обычной прибылью.

достигало 0,92%. Опробование смесей № 3, № 4 и № 5 дало удовлетворительные результаты на небольших прибылях. Смесью № 6 не дала положительных результатов. Возможно, что при изготовлении смеси не удалось точно воспроизвести состав, применяемый фирмой «Фидекс». Смесей № 7 и № 8 не опробовались, так как они содержат большое количество алюминиевого порошка, являющегося наиболее дорогой составляющей смеси. Кроме того, принятое в них соотношение количества алюминия и окиси должно вызывать бурное горение смеси, которое может быть полезно только на прибылях небольших размеров.

С целью подбора наилучшей смеси для прибылей диаметром от 100 до 200 мм был опробован ряд составов смесей на основе железо-алюминиевого термита. При разработке смеси опробовались составы с содержанием 50, 55, 60, 65 и 70% термита. Кроме того, смесь содержала 10% натриевой селитры, 10% цемента, остальное — топливный шлак. Смесью с содержанием 65 и 70% термита горела слишком бурно. Смесью с 60% термита горела хорошо. Смесью с 55% термита устойчиво горела в стакане № 2 и не горела в стакане № 1. Смесью с 50% термита не горела в обоих стаканах. Для выбора количества селитры опробовались смеси с содержанием 0; 5; 10; 15; 20%; кроме того, смесь содержала 63% термита, 10% цемента, 5% глины, остальное — шлак. При содержании 20% селитры произошло выбрасывание металла. При 15% селитры горение протекало слишком бурно. При 10% селитры горение протекало хорошо. Стаканы без селитры и с 5% селитры не горели. Для выбора количества цемента опробовались смеси с его содержанием 5; 10 и 15%. При 5% цемента процесс гидратации протекал очень медленно, горение смеси шло неустойчиво. Добавки 10 и 15% цемента дали хорошие результаты. Применение портланд-цемента позволяет ликвидировать операцию сушки стакана и обеспечивает получение легкоплавкого пористого шлака. Для повышения прочности смеси в сыром состоянии в нее добавлялось 5% глины. Глина несколько ухудшала работу термита, поэтому его окончательное содержание в смеси принято 63%. Окончательный состав смеси для прибылей диаметром 100—200 мм приведен в табл. 46 под № 9. Изучение работы смеси № 9 на серии отливок различного веса и конструкции показало, что ее применение позволяет уменьшить объем прибылей в 2—4 раза. При этом выход годного повышается с 50—65 до 75—85%. Расход смеси № 9 на тонну годного литья составляет 80—85 кг.

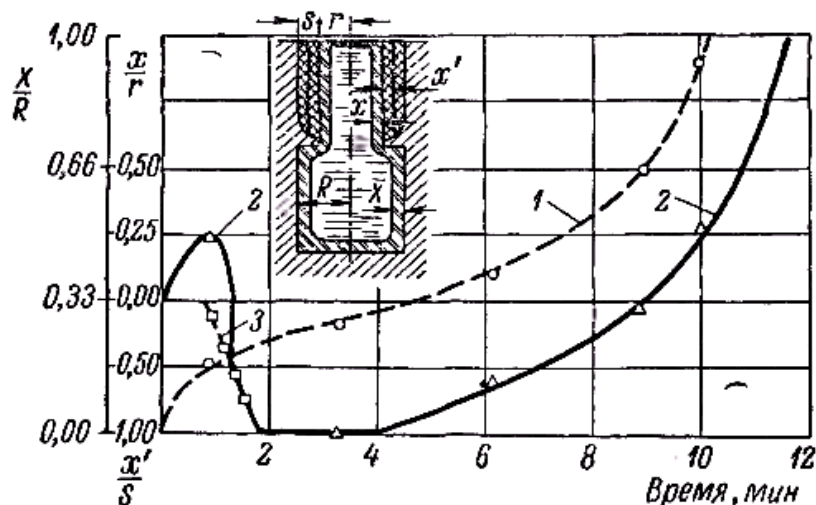
Качество отливок с прибылями, обогреваемыми стаканами из смеси № 9, оказалось таким же, как с обычными прибылями.

Таблица 47

Наружный диаметр стакана в мм	70	80	90	100	120	140	160	180	200	220	240	260	280	300
Внутренний диаметр стакана в мм	50	55	65	70	80	95	115	130	140	155	175	190	205	255

Наружные размеры стаканов для прибылей, обогреваемых экзотермическими смесями, должны соответствовать размерам обычных прибылей. Внутренние размеры стаканов могут выбираться по табл. 47.

С целью исследования работы прибыли, обогреваемой стаканом из экзотермической смеси, проводились опыты с цилиндрической отливкой диаметром 150 мм, высотой 150 мм, из стали 35Л с установкой стакана № 2. Исследование проводилось методом выливания жидкого остатка и измерения температур в стенке стакана. Сталь заливалась при температуре 1560—1570°. Измерение температуры



Фиг. 163. Кривые затвердевания отливки и прибыли, разогреваемой экзотермической смесью.

1 — затвердевание отливки; 2 — затвердевание прибыли; 3 — горение экзотермической смеси: X — слой, затвердевший в отливке; x — слой, затвердевший в прибыли; x' — слой сгоревшей экзотермической смеси; R — радиус отливки; r — радиус прибыли; s — начальная толщина стенки стакана.

металла в прибыли при помощи термопар показало се повышение на 20—30° над температурой ликвидус. На фиг. 162 представлены фотографии отливок после выливания жидкого остатка через различные промежутки времени после заливки формы. В первые моменты на стенках отливки и прибыли затвердевает тонкая корка, но смесь еще не горит (фиг. 162, а). При достижении стаканом определенной температуры начинается экзотермическая реакция, корка на стенках прибыли расплавляется; нарастание корки в отливке продолжается (фиг. 162, б). Экзотермическая смесь постепенно сгорает, жидкий металл заполняет образующуюся пустоту и диаметр прибыли становится равным наружному диаметру стакана. Шлак, образующийся при горении смеси, всплывает в верхнюю часть прибыли (фиг. 162, в). На определенном этапе охлаждения в прибыли вновь начинает образовываться твердая корка; затвердевание отливки продолжается (фиг. 162, г и д). Наконец, и отливка и прибыль окончательно затвердевают (фиг. 162, е). Измерения в стенках показали, что горение термита вызывает резкий подъем температур. Фронт горения смеси перемещается по линейному закону.

На фиг. 163 представлены кривые затвердевания металла в отливке (кривая 1), в прибыли (кривая 2) и горения смеси (кривая 3).

Первый участок кривой затвердевания в прибыли, имеющий максимум, соответствует первоначальному росту и расплавлению корки. Второй участок, состоящий из вертикального и наклонного участков, соответствует заполнению металлом объема, освобождающегося при сгорании и шлаковании смеси. Третий горизонтальный участок соответствует нахождению металла в прибыли в жидком состоянии. Четвертый криволинейный участок характеризует последующее затвердевание металла в прибыли. Время затвердевания отливки составило 10 мин., время затвердевания прибыли около 12 мин.

На фиг. 162, *г* и *ж* представлены разрезы отливки с обычной прибылью и с прибылью, оформленной экзотермической смесью. Расход металла на прибыль во втором случае по сравнению с первым сократился в 4 раза.

4. ЛИТНИКОВО-ПИТАЮЩИЕ СИСТЕМЫ

В некоторых случаях литниковые системы выполняют две функции — заполнения формы и обеспечения питания отливки при ее затвердевании. Одним из таких случаев являются мелкие отливки, получаемые по выплавляемым моделям. Применение прибылей на таких отливках не дает удовлетворительных результатов. Проектирование литниковых систем по принципу обеспечения заполнения в этом случае нецелесообразно. Единственным внешним источником питания таких отливок является литник.

Изучение большого количества мелких стальных отливок [182], изготавливаемых по выплавляемым моделям, показывает, что толщины их стенок и узлов лежат обычно в пределах от 1,5 до 25 мм. Довольно часто в отливках встречаются узлы, в которых питание массивной части сечением 5—10 мм осуществляется через стенку толщиной 2—3 мм. Для получения качественной, плотной отливки, изготавливаемой по выплавляемой модели, необходимо подводить к ее массивной части литник диаметром не менее чем диаметр сферы, вписанной в сечение узла. Длина литника должна быть минимальной, но не затрудняющей отрезку отливок от стояка. Опыт показывает, что для мелких отливок таким условиям в подавляющем большинстве случаев соответствует длина 10 мм.

При литье по выплавляемым моделям не всегда имеется безусловная необходимость обеспечения максимальной плотности металла. Для неотчетливых деталей возможен подвод литниками меньшего сечения, чем сечение узлов питания. В сложных отливках не всегда возможно подвести литник достаточно большого сечения к каждому узлу. Однако во всех этих случаях повышенная пористость неизбежна. Сопоставление плотности отливок, расположенных на разной высоте, показывает, что гидростатический напор металла не влияет на нее, если сечение литника не меньше сечения отливки. Если литник имеет недостаточно большое сечение, отливки, расположенные на нижних ярусах, оказываются несколько более плотными, чем расположенные на верхних ярусах. По-видимому, в этих случаях сказывается гидростатический напор металла. Опыт показывает, что

при достаточно больших сечениях литников можно ограничиваться гидростатическим напором 40—60 мм.

Вторым случаем применения литниково-питающих систем являются системы для отливок из ковкого чугуна. Вследствие того, что отрезка прибылей на этом материале затруднена, толщины стенок изготавливаемых из него отливок малы, питание отливок и особенно районов подвода литников на ковком чугуне осуществляется отводными прибылями, одновременно играющими роль литников. Размеры питателя — отводной прибыли — можно определять по диаграмме Б. В. Рабиновича [291]. Соотношение площадей сечения литника, литникового хода (шлакоуловителя) и стояка, по рекомендации В.Н. Серединского [301], при подводе литника к боковой прибыли можно принимать равным 1 : 1,2 : 1,3. Для облегчения проникновения воздуха в боковую прибыль ее верхнюю часть следует выполнять не в виде купола, а в виде площадки. Отношение высоты боковой прибыли к диаметру следует принимать равным 1,5.

ГЛАВА XI

ТОЧНОСТЬ РАЗМЕРОВ ОТЛИВОК

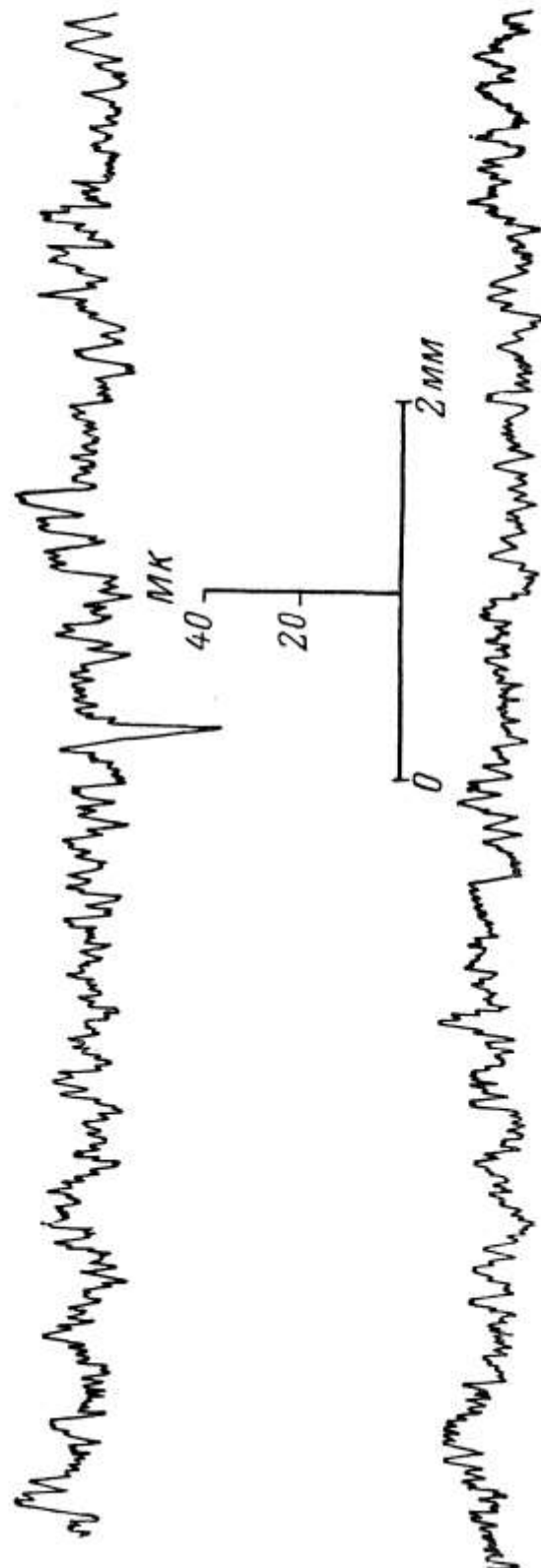
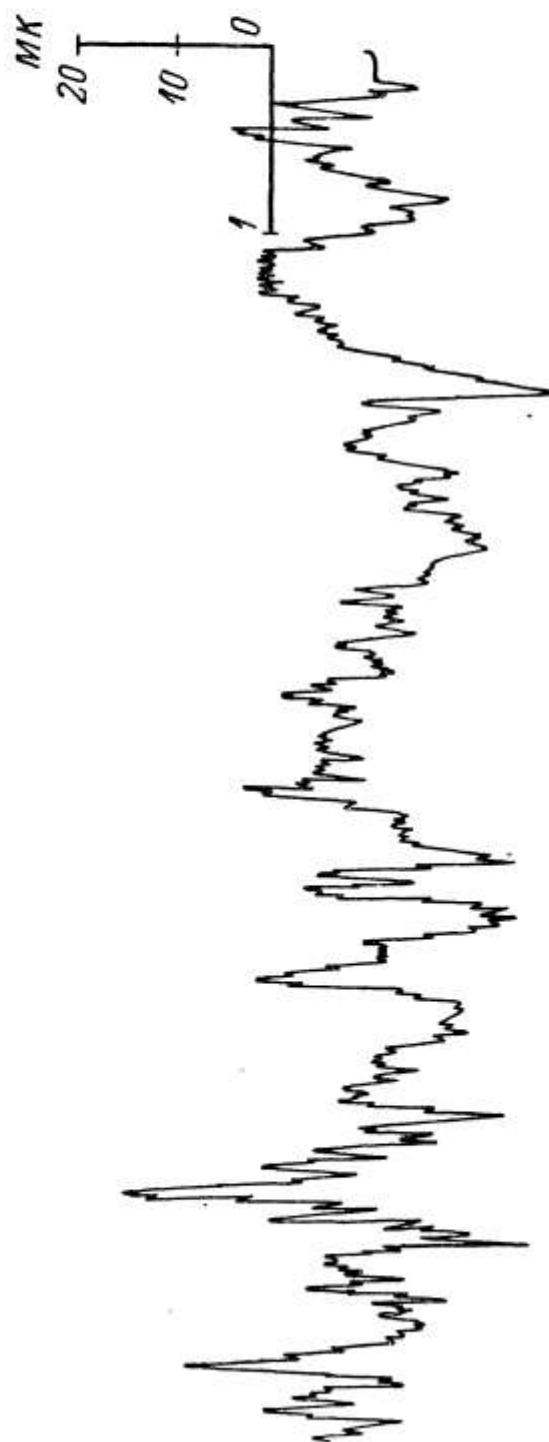
1. ТОЧНОСТЬ РАЗМЕРОВ, ОБЕСПЕЧИВАЕМАЯ РАЗЛИЧНЫМИ СПОСОБАМИ ИЗГОТОВЛЕНИЯ ОТЛИВОК

Важнейшей предпосылкой для повышения точности размеров литой заготовки и снятия с нее механической обработки является обеспечение высококачественной поверхности отливки. Качество поверхности отливок характеризуется:

- 1) чистотой — микропрофилем поверхности;
- 2) наличием поверхностных дефектов — местными нарушениями сплошности поверхностного слоя металла или номинального контура отливки;
- 3) глубиной и строением поверхностного слоя металла, отличающегося по физико-химическим свойствам от основного металла отливки.

Качество поверхности отливки определяет возможность частичного или полного ее использования в качестве рабочей; оказывает влияние на величину припуска, а следовательно, на объем механической обработки и потери металла в стружку. Основной особенностью литой поверхности является нерегулярность ее микропрофиля. На одной и той же поверхности отливки мы можем встретить участки с высокой чистотой и участки с низкой чистотой. Наряду с участками с установившимся микрорельефом мы встречаем местные провалы или выступы. Типичные профилограммы, представленные на фиг. 164, наглядно иллюстрируют это положение. Если элементом, формирующим механически обработанную поверхность, является кончик резца, то для литой поверхности таким элементом является зерно формовочной смеси.

Для обеспечения чистоты поверхности большое значение имеет гладкость поверхности модели, а следовательно, и формы. Например, формовка по металлической модели обеспечивает более чистую поверхность, чем по деревянной; формовка по выплавляемой модели, отображающей шлифованную поверхность пресс-формы, обеспечивает более чистую поверхность, чем формовка по обычной металлической модели. Особенно высокую чистоту поверхности, естественно, обеспечивает литье под давлением, при котором поверхность отливки



Фиг. 164. Типичные профилограммы литой поверхности.

Способы изготовления отливок			Классы чистоты поверхности по ГОСТ 2789-51							
			1	2	3	4	5	6	7	8
Литье под давлением			—	—	—	—	×	×	×	—
Литье по выплавляемым моделям			—	—	—	×	×	×	—	—
Литье в оболочковые формы.....			—	—	×	×	×	—	—	—
Литье в металлические формы	}	черное	—	—	×	×	×	—	—	—
		цветное	—	—	—	×	×	×	—	—
Литье в песчаные формы	}	хромагнетитовая смесь	—	—	×	×	×	—	—	—
		песчано-масляная смесь	—	×	×	×	—	—	—	—
		песчано-глинистая смесь	×	×	×	—	—	—	—	—

формируется в тесном принудительном контакте с шлифованной поверхностью металлической пресс-формы.

В табл. 48 [334] сопоставлены классы чистоты поверхности, достигаемые при различных методах изготовления отливок.

Из табл. 48 следует, что чистота поверхности, достигаемая при современных специальных видах литья, соответствует чистоте поверхности, достигаемой при черновой, а иногда даже при чистовой механической обработке. Это обеспечивает возможность широкого применения необрабатываемых поверхностей, в особенности, если они не являются сопрягаемыми, при изготовлении литых заготовок современными методами литья.

Отклонения размеров отливок от заданных могут быть связаны с изготовлением формы и с изготовлением отливки. При изготовлении отливки основными факторами, определяющими отклонения, являются: во-первых, качество поверхности; во-вторых, колебания в линейной усадке, связанные с качеством металла и торможением формы; в-третьих, поводка и коробление деталей, связанные с условиями их охлаждения после затвердевания и термической обработки.

При изготовлении обычных песчаных форм основными факторами, определяющими отклонения, являются:

- 1) неточности в изготовлении модели;
- 2) искажения размеров и формы модели в процессе ее эксплуатации;
- 3) искажения и даже частичное разрушение полости формы при извлечении модели;
- 4) искажения, связанные с неточностями сборки формы;
- 5) изменения в размерах формы, возникающие при заполнении ее металлом.

Металлический модельный комплект для литья в песчаные формы обычно изготавливается по 4-му классу точности, а деревянный — по 5-му классу.

П.В.Сорокин [310] указывает следующие величины отклонений, связанные с технологическими факторами (табл. 49):

Неточности размеров деталей не могут получать максимального значения по всем видам. Обычно неточности составляют $V_4—V_2$ суммы всех неточностей, указанных в табл. 49.

Непостоянство усадки, особенно на стальном литье, является важным источником погрешностей (табл. 42).

При изготовлении форм с большим количеством стержней Н.В.Вишняков [311] рекомендует делать зазоры между стержнями с таким расчетом, чтобы компенсировать 50% свободной усадки. Выбор технологических зазоров между различными частями формы освещен в работе А. Я. Волынского [312]. Точность положения стержней в значительной мере определяется знаками. Их конструирование и расчеты изложены в работах М. Дубозиса [313], Н. А. Соколова [314], С. В. Мосина [315]. Стержни большой длины и малого сечения прогибаются под действием собственной тяжести до заливки и под действием всплывания при заливке. Рассматривая стержень как балку по известным формулам сопротивления материалов, по данным В. Н. Бехалова [316], можно определить величину его прогиба и выбрать необходимое число жербеек.

Существенное влияние на получаемую точность отливок оказывает технологичность их конструкции. Этому вопросу посвящены работы В. М. Андреева [134], Н. Ф. Косарикова, Н. Н. Смелякова и Б. А. Носкова [328], М. Скарбинского [432], сборник работ по технологичности литых деталей [335] и др. [329—333].

Специфические трудности обеспечения точности имеют тонкостенные отливки. При их изготовлении в серийном производстве особенно необходимо применение металлических модельных комплектов и машинной формовки. Формовка тонкостенных отливок должна производиться в опоках повышенной жесткости, обеспечивающих отсутствие деформации при транспортировке и сборке. При сборке форм и изготовлении стержней обязательно применение проходных и непроходных шаблонов. Формовочные уклоны на моделях и стержневых ящиках, оформляющих одну и ту же тонкую стенку, должны быть согласованы между собой. Плоскости разъема формы и стержневого ящика должны совпадать между собой. Тонкие стенки следует стремиться размещать в нижней половине формы, чтобы можно было проверить положение стержня до накрывания опоки.

Поля рассеивания размеров отливок, получаемых в песчано-глинистых формах, и распределение отклонений по причинам, по данным В. М. Шестопада [303], приведены в табл. 50 и 51.

По аналогии с процессами сборки деталей машин, при сборке форм могут быть использованы размерные расчеты. В. М. Шестопад [303, 304] проделал ряд размерных расчетов сборки форм по методу размерных цепей. Сущность метода заключается в том, что для каждой литейной формы или модельного комплекта определяется

Таблица 49

Причины отклонений	Размеры отливок			
	мелкие	средние	крупные	очень крупные
	Погрешности в мм			
Расколачивание моделей: новых	0,1—0,5	0,5—1,0	1—2	2—5
бывших в употреблении	0,2—2,0	1—4	2—8	5—20
Расколачивание стержневых ящиков: металлических	—	0,05—0,1	0,3—1,0	0,5—2,0
деревянных		0,1—0,3		
Проглаживание поверхности форм и стержней и исправление слабин . . .		0,1—0,5		
Сушка форм и стержней	0,5—1,0	0,5—1,0	1,5—2,0	—
Погрешности при сборке формы	0,2—1,0	0,5—2,0	1,0—4,0	3,0—6,0
Коробление (после исправления гру- бых деформаций).....	1—2	2—4	3—6	—
Неточности разметки	0,05—0,2	0,1—0,3	0,2—0,5	—

Таблица 50

Размер отливки (наибольший) в мм	Величина поля рассеивания в мм		
	Машинная формовка		Ручная формовка, деревянные
	металлические модели	деревянные модели	
100	2,0	2,5	3,0
100—200	2,0	3,0	4,0
200—300	2,0	3,5	5,0
300—500	2,5	5,0	7,0
500—800	3,0	6,0	8,0
800—1200	4,5	8,0	12,0
1200—1800	6,0	10,0	13,0
1800—3800	10,0	16,0	20,0

Таблица 51

Способ формовки	Величина отклонений от номинала в % по причинам		
	технологии	усадки	оснастки
Машинная:	60—70 50—60 30—40	10—20 10—20 40—50	10—20 15—25 25—35
металлические модели.....			
деревянные модели.....			
Ручная: деревянные разъемные модели . .			

группа сопряженных размеров, связывающих поверхности и оси, к точности которых предъявляются определенные требования. Эти размеры образуют размерную цепь. Звенья, увеличивающие общий размер от начала координат, рассматриваются как положительные, уменьшающие—как отрицательные. Алгебраическая сумма номинальных величин всех звеньев цепи равна нулю. Величина замыкающего звена размерной цепи может быть определена из этого равенства.

На фиг. 165 приведен пример простейшей размерной цепи для определения величины смещения опок при формовке по разъемной модели. Размерная цепь составляется следующим образом:

$$\Delta = A_1 + A_2 + A_3 - A_4. \quad (224)$$

В момент формовки половинки модели совпадали и смещение формы A равнялось нулю. Анализ равенства (224) показывает, что максимальное смещение формы при сборке равно двум зазорам между осью штыря и осью отверстия

$$\Delta = 2A_2 + 2A_{34}. \quad (225)$$

При сборке форм в условиях массового производства должна быть обеспечена полная взаимозаменяемость. При этом должно быть выполнено условие

$$\sum_{i=1}^{m-1} \delta_i - \delta_3 = 0, \quad (226)$$

где δ_3 — величина допуска замыкающего звена размерной цепи;

δ_i — величина допуска одного из звеньев цепи;

m — число звеньев цепи, включая замыкающее.

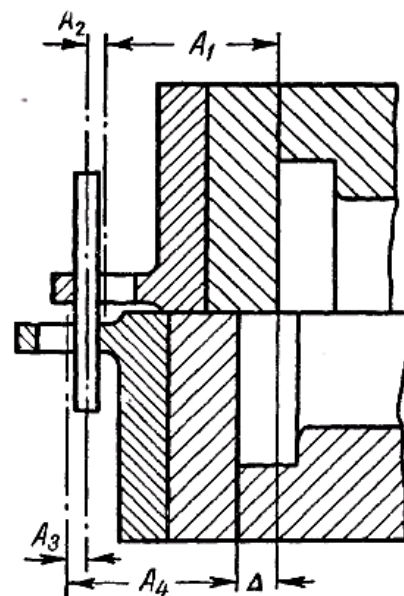
В условиях серийного производства возможно применение частичной взаимозаменяемости. При этом в некотором числе случаев допуск на замыкающее звено будет отличаться от требуемой точности. В условиях индивидуального производства применяется сборка с пригонкой. При этом

$$\sum_{i=1}^{m-1} \delta_i - \delta_s = \delta_K, \quad (227)$$

где δ_K — компенсация.

Устранение компенсации производится путем изменения при сборке размера заранее выбранного звена.

Сочетание повышения уровня прочности формовочной смеси с твердением смеси в контакте с моделью обеспечивает резкое повышение точности изготовления формы, а следовательно, и отливки. Одним из процессов, обеспечивающих такое сочетание, является изготовление форм на жидкостекольном связующем. Уже первый



Фиг. 165. Схема размерной цепи при сборке формы.

Опыт систематического применения жидкостекольных смесей позволил получить высокую точность на отливках крупных размеров. В работах П. Ф. Василевского [317], А. И. Полоника [318], А. С. Кестеля [319] приведены примеры решения таких задач. В. О. Яковлев [320] произвел исследование влияния основных технологических факторов на изменение размеров форм, изготовленных из жидкостекольной смеси. При помощи индикаторов были произведены измерения деформации поверхности формы при извлечении модели и под действием гидростатического напора чугуна. Опытная отливка имела *T*-образное сечение в плане и толщину стенки 200 мм. Основные результаты опытов по определению деформации от распора представлены в табл. 52. Измерения деформаций от расталкивания модели при извлечении во всех случаях давали величины, лежащие в пределах 0,3—0,6%. Таким образом, величина деформации стенок формы заметно увеличивается с ростом гидростатического напора и скорости заливки. Переход от сырой смеси к жидкостекольной и сухой уменьшает деформацию соответственно в 3 и 6 раз.

При изготовлении литых металлических форм источниками отклонений размеров являются те же факторы, что при изготовлении отливок в обычных песчаных формах. Этот способ обеспечивает более высокое качество поверхности и большую точность сборки формы.

Для оценки суммарных отклонений фактических размеров отливок от номинальных П. П. Бергом [305] предложена формула

$$\Delta = a_1 + a_2 D + a_3 (0,001D + 0,45\sqrt[3]{D}) \quad (228)$$

где Δ — суммарное отклонение в мм;

D — номинальный размер отливки в мм;

a_1 — коэффициент, характеризующий состояние технологии.

Его определяют: смещение половинок модели, опок и стержней, расколота модели при извлечении из формы и др.

Величины коэффициента a_1 для различных технологических процессов имеют следующие значения:

литье по выплавляемым моделям	0,03—0,05
формовка в стержнях	0,05—1
машинная формовка	1—2
ручная формовка по моделям, смонтированным на плитах.....	2—3
то же по моделям, не смонтированным на плитах ..	3—5

a_2 — коэффициент, характеризующий дисциплину производства. Его определяют главным образом колебания усадки и деформации формы. Его значение колеблется в пределах 0,001—0,003, в среднем $a_2 = 0,002$;

a_3 — коэффициент, характеризующий оснастку. Его величина зависит от класса точности изготовления оснастки и имеет следующие значения:

Классы точности оснастки	4	5	6	7	8	9
a_3	0,1	0,2	0,3	0,4	0,6	1,0

Сопоставление расчетов по этой формуле с отклонениями, полученными на отливках различного размера, изготовленных различными способами, демонстрирует хорошее совпадение.

При изготовлении отливок по выплавляемым моделям поверхность формы образуется непосредственно на поверхности модели и нарушений формы при ее извлечении не происходит; разъем и операция сборки формы отсутствуют. Однако применение мягких модельных материалов ведет к невысокой точности самих моделей. Основными источниками погрешности при изготовлении отливок по выплавляемым моделям являются деформации самой модели и усадка металла. Величина усадки металла корректируется в процессе доводки пресс-формы по результатам обмера опытных партий отливок. Пресс-формы обычно изготавливаются по 3—4-му классу точности с чистотой поверхности 8—9-го класса. Усадка модельного состава прежде всего зависит от природы и соотношения его компонентов, а также от температуры его заливки в пресс-форму. Сочетание низкой температуры заливки модельного состава с запрессовкой дает наименьшую усадку. На точность размеров пресс-формы оказывает значительное влияние температура помещения и длительность хранения модели. При изменении температуры помещения от 14 до 24° размеры парафино-стеариновых моделей увеличиваются от 0,2 до 0,4%. Существенное значение имеет деформация покрытия при прокаливании и заливке металлом. Большие плоскости поверхности при этом весьма склонны к выпучиванию внутрь полости формы.

Основными путями обеспечения точности отливок по выплавляемым моделям являются: выбор модельного состава с минимальной усадкой и высокой прочностью, тщательная доводка пресс-форм, установление узких пределов температурных режимов технологического процесса, общая высокая технологическая дисциплина.

Литые заготовки, получаемые одним и тем же способом, можно изготавливать с различной точностью в зависимости от конструкции отливки и принятого технологического варианта. Отливки по выплавляемым моделям в зависимости от материала и точности изготовления пресс-формы, температурных режимов, модельных материалов и т. д. могут иметь различную точность в пределах 4—9-го классов точности. В табл. 53 представлены технологические варианты этого процесса, дающие различную точность.

На фиг. 166 представлена зависимость между среднеквадратичными отклонениями размеров моделей и отливки в условиях литья по выплавляемым моделям, полученная И. И. Горюновым [302]. Естественно, это отклонение у отливок больше, чем у моделей.

Исследование точности литья по выплавляемым моделям проводилось П. В. Сорокиным [323], С. А. Казеиновым [324], И. И. Горюновым [325, 302] и др.

Ф. Д. Оболенцев [326] разработал технологию получения моделей для неразъемных оболочковых форм из солей, растворимых в горячей воде. Обмеры моделей и форм показывают, что их точность соответствует 4—5-му классу.

Таблица 52

Форма	Изменение размеров в %									
	Гидростатический напор в см									
	45									
	55									
	Расход металла в кг/сек									
	6	10	16—20	6	10	16—20	6	10	16—20	16—20
Сырая песчано-глинистая	0,8—1,0	1,1—1,3	—	—	1,3—1,5	1,6—1,8	1,1—1,3	1,4—1,7	1,8—2,2	
Жидкостекольная	0,2—0,3	—	0,4—0,5	0,3—0,4	—	0,5—0,6	0,3—0,4	0,4—0,5	0,6—0,7	
Сухая опилочная	—	—	—	—	—	0,2—0,3	0,2—0,3	—	0,3—0,4	

Таблица 53

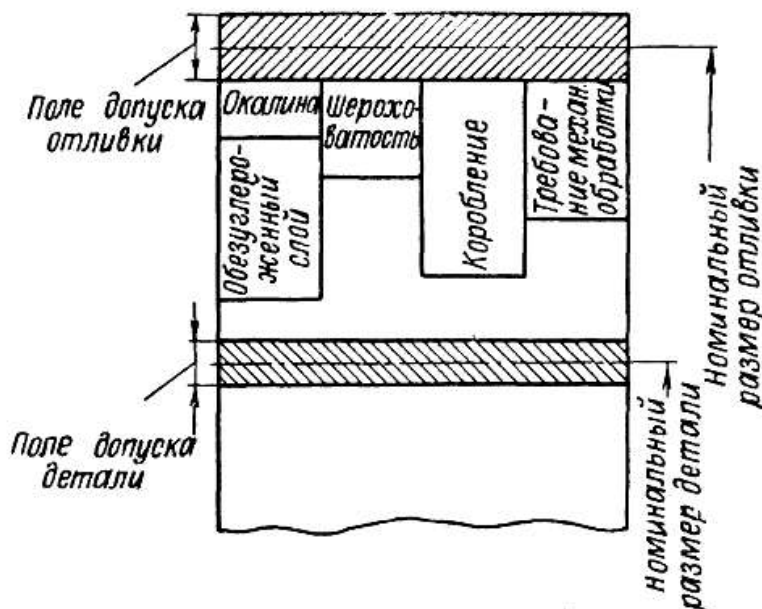
Технологические варианты литья по выплавляемым моделям	Классы точности по ГОСТ 1014, 1015, 1010							
	4	5	6	7	8	9	выше	
Массовое производство: модели изготовляются в металлических одnogнездных пресс-формах; процесс тщательно настроен	×	×	×	×	—	—	—	—
Массовое производство: металлические многогнездные пресс-формы: тщательная настройка процесса отсутствует	—	×	×	×	×	—	—	—
Серийное производство: пресс-формы металлические, механически обработанные или литые	—	—	×	×	×	×	—	—
Мелкосерийное производство: пресс-формы металлические, литые	—	—	—	×	×	×	×	×
Мелкосерийное производство: пресс-формы гипсовые или резиновые	—	—	—	—	×	×	×	×

Вопросы точности изготовления отливок под давлением освещены в работах Е. Г. Копаневича [321, 322].

В табл. 54 [334] представлены классы точности, обеспечиваемые при получении литых заготовок различными способами. Табл. 54 показывает, какие большие возможности повышения точности заготовительных операций заложены в современных литейных процессах.

2. ПРИПУСКИ НА ОТЛИВКАХ

Поверхности отливки могут быть необрабатываемые (литые) и обрабатываемые. Обрабатываемая поверхность должна иметь припуск, обеспечивающий снятие при обработке неровностей микропрофиля, поверхностных дефектов, поверхностного слоя и выведе-



Фиг. 167. Схема построения припуска.

ние поковки и коробления отливки. Величина полного припуска определяется равенством

$$\Pi = p + d, \quad (229)$$

где Π — полный припуск на сторону;

p — толщина поверхностного слоя металла, в которую входят шероховатость, окисленный и обезуглероженный слой, местные искажения правильности поверхности. Эта величина мало зависит от размера детали. Например, при литье по выплавляемым моделям ее принимают обычно равной 0,3—0,5 мм;

d — допуск, компенсирующий технологические отклонения при изготовлении отливки. Эта величина зависит от размера детали и требуемого класса точности.

Схема построения припуска представлена на фиг. 167. В зависимости от характера производства устанавливаются две группы припусков на обработку поверхностей отливок (ГОСТ 2009—55):

Первая группа — для массового и крупносерийного производства (машинная формовка).

314

Вторая группа — для мелкосерийного и индивидуального производства (ручная формовка).

При определении припусков на отливках необходимо учитывать влияние поверхностного слоя на свойства детали. Сравнение потерь в весе в морской воде стальных образцов с тремя видами поверхности — литой, опескоструенной и шлифованной — показывает, что наименьшие потери дает литая поверхность, по-видимому, благодаря пленке окислов. Следовательно, литая необработанная поверхность будет обладать устойчивостью против коррозии, во всяком случае не уступающей обработанной поверхности. Испытания механических свойств литых образцов с различной поверхностью показывают, что ухудшение чистоты поверхности принципиально может понижать прочность металла, создавая концентраторы напряжений, но практически это снижение ничтожно. Поверхностный слой металла обладает наибольшей плотностью и однородностью; его удаление всегда будет снижать механические свойства литой детали в целом. Следовательно, повышение чистоты поверхности отливок и снятие с них механической обработки будет способствовать повышению прочностных показателей литых деталей.

Обработку следует назначать только на те поверхности, где она действительно необходима по условиям службы детали.

Обрабатываемые поверхности должны иметь, по возможности, наиболее простую геометрическую форму, удобную для проведения всех необходимых операций. При наличии на одной поверхности отливки нескольких приливов, выступов, бобышек, утолщений, следует располагать их обрабатываемые поверхности в одной плоскости, чтобы дать возможность производить обработку одновременно (за один проход). Надо избегать двусторонней механической обработки стенок деталей, отливаемых обычным способом, так как при этом снимается наиболее прочный и плотный слой металла. Не следует устанавливать припуск таким образом, чтобы он ухудшал условия питания каких-либо частей отливки, создавая обособляемое в процессе затвердевания скопление металла.

При постановке размера обрабатываемого выступа следует указывать его толщину от необработанной поверхности, а не расстояние от противоположной стенки. В противном случае может получиться при обработке не выступ, а «врезка». При литье в металлические формы, обеспечивающем более высокое качество поверхности, чем при литье в песчаные формы, большее число поверхностей может оставаться без механической обработки. Величина припусков на механическую обработку для отливок среднего веса, отливаемых в металлические формы, может выбираться около 1—2 мм. При изготовлении отливок по выплавляемым моделям механическая обработка должна быть сведена до минимума. Общее количество металла, снимаемого резанием или шлифованием, не должно превышать 20%. Припуски на механическую обработку могут составлять 0,2—1,0 мм. Отливки, получаемые под давлением, как правило, не должны обрабатываться вообще, потому что этот технологический процесс обеспечивает чистоту поверхности и точность размеров, сопоставимую

Способ изготовления отливок	Припуск на одну сторону для наибольшего габаритного размера			
	до 40	40—100	100—250	250—400
Песчаные формы, ручная формовка	3,5	3,5	4,0	5,0
Песчаные формы, машинная формовка	2,5	2,5	3,0	4,5
Оболочковые формы на термореактивном связующем	1,0	1,5	2,0	2,0
Металлические формы.....	1,0	1,5	2,0	2,0
Формы, изготавливаемые по выплавляемым моделям	0,3	0,5	0,7	1,0
Литье под давлением	0,3	0,5	0,7	1,0

с показателями характеристик, обеспечиваемых при механической обработке деталей средних классов точности.

При различных способах изготовления отливок в соответствии с обеспечиваемой ими точностью назначаются различные припуски. В табл. 55 представлены ориентировочные величины припусков при различных способах изготовления отливок [57]. Помимо способа изготовления отливки, на необходимую величину припуска может влиять способ обработки и вид литейного материала.

3. ДОПУСКИ НА РАЗМЕРЫ ОТЛИВОК

Первые стандарты, устанавливающие допуски на размеры отливок, вышли в 1938 г. В 1942—1943 гг. были созданы ГОСТ 1855—42 и 2009—43, охватывающие размеры между литыми поверхностями, сыгравшие важную роль в усовершенствовании литейной технологии. Многие положения этих ГОСТ подвергались критике [306—308]. В 1955 г. эти ГОСТ были пересмотрены. Несмотря на некоторое усовершенствование, новые ГОСТ 1855—55 и 2009—55 вновь подвергаются критике [309].

Схемы допусков для литой и обрабатываемой поверхностей даны на фиг. 168.

Размеры литых заготовок могут быть разделены на три группы:

1-я группа — между двумя литыми поверхностями;

2-я группа — между литыми и обрабатываемыми поверхностями.

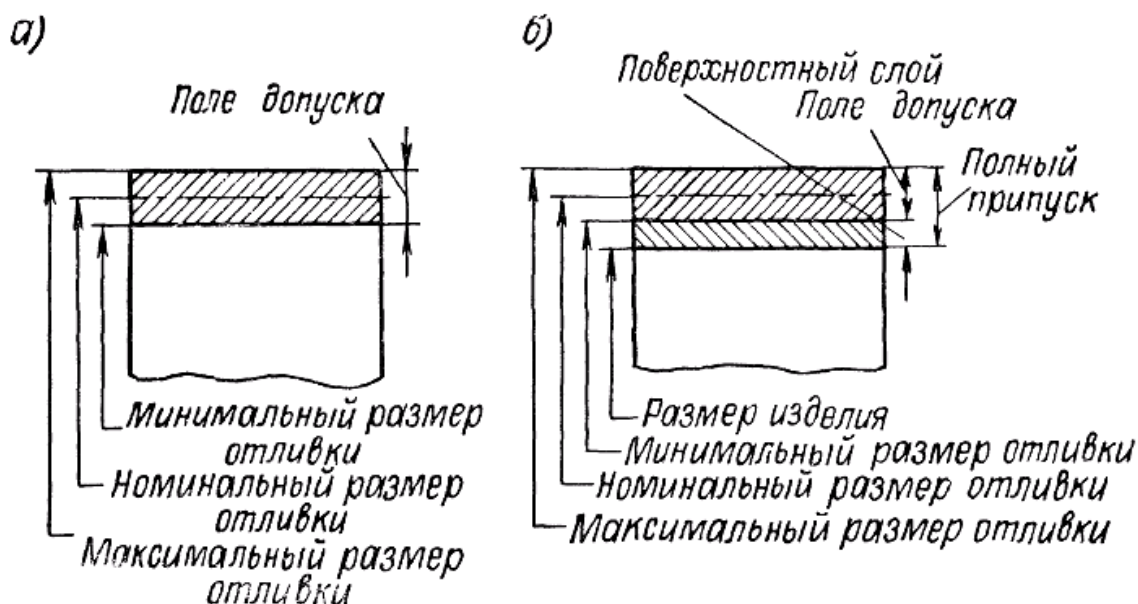
3-я группа — между двумя обрабатываемыми поверхностями

При изготовлении литой детали прежде всего выявляются размеры 1-й группы, затем 2-й. Размеры 3-й группы, их простановка и обеспечение требуемой точности относятся к механической технологии и в пределах литейной технологии не обсуждаются.

Размеры 1-й группы — между двумя литыми поверхностями желательно проставлять таким образом, чтобы они образовывались

в форме отпечатком одной половины модели или одним стержнем*. Не следует проставлять размеры этой группы цепочкой, так как допуски на размеры при этом будут суммироваться. В отливках типа коробок лучше всего проставлять один наружный или внутренний размер и толщину стенки, а не наружный и внутренний размеры одновременно. Для того чтобы избежать простановки размеров цепочкой, целесообразно проставлять их от базовых литых поверхностей.

Размеры 2-й группы — между литыми и обрабатываемыми поверхностями — следует определять таким образом, чтобы в чертеже



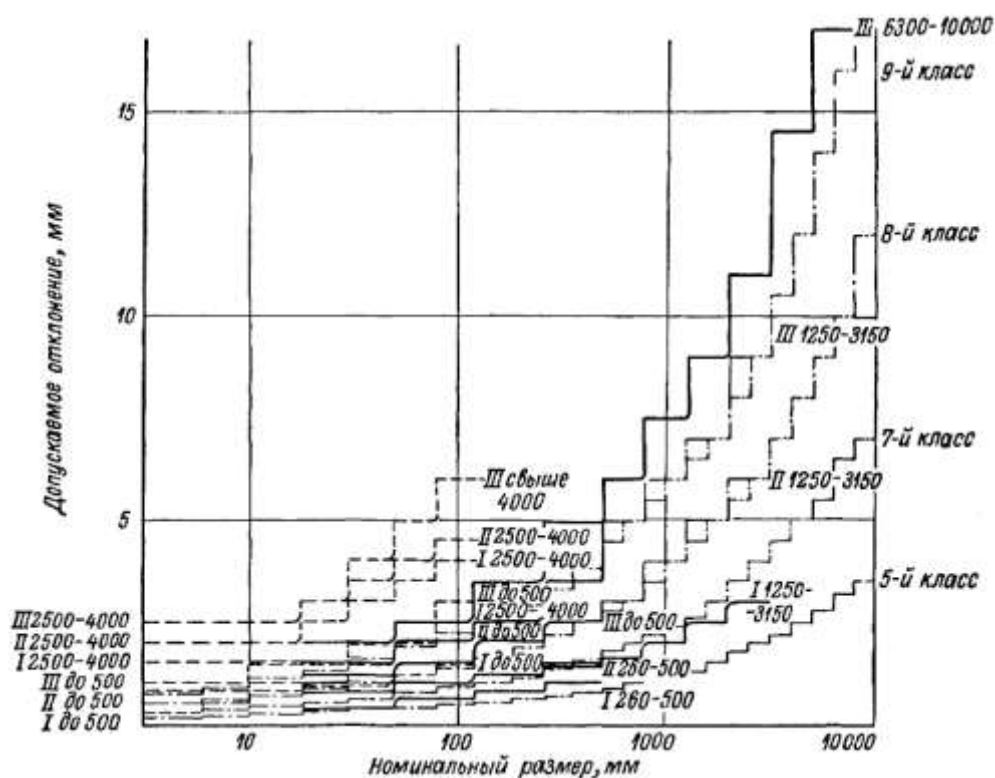
Фиг. 168. Схема построения допусков для литой (а) и обрабатываемой (б) поверхностей.

отливки их было не больше трех, по одному размеру от каждой из трех литейных баз, соответствующих трем осям координат. Простановка двух и более размеров между литой и обрабатываемой поверхностью в направлении одной и той же координатной оси означает, что все они, кроме одного, проставленного от литейной базы, являются замыкающими размерной цепочки и их допуски будут суммироваться. Вообще размеров 2-й группы следует избегать и проставлять их только в минимально необходимом количестве.

Считается, что классы точности ГОСТ 2689—54, ОСТ 1010 и др. предназначены для оценки точности механической обработки различными методами. Однако точность нужна для обеспечения сборки и правильной работы детали в готовой машине. Точность, обусловленная 4—9-м классами может и должна быть использована не только для ограничения размеров деталей после механической обработки, но и после отливки, особенно специальными методами. На фиг. 169 дано сопоставление стандартов на точность механически обрабатываемых деталей и на точность отливок по ГОСТ 2009—55.

Литейными базами называют литые (необработанные) поверхности, от которых начинается разметка отливки под механическую обработку или которыми отливка опирается на поверхности приспособ-

собления при первой операции механической обработки. Правильный выбор литейных баз оказывает существенное влияние на точность размеров литых деталей и величину припусков на механическую обработку. Литейные базы должны быть выбраны таким образом, чтобы точность сборки литейной формы не влияла на точность их положения. Базовые поверхности должны образовываться либо одной половинкой модели (нижней или верхней) в форме, либо стерж-



Фиг. 169. Допускаемые отклонения по стандартам ГОСТ 2009—55 на механически обработанные детали и на стальные отливки.

Цифры у кривых обозначают класс точности и наибольшие габаритные размеры отливок. — . — . — стандарты для механической обработки; — — — — стандарт для отливок: расстояние между стенками; — — — — стандарт для отливок: толщины стенок и ребер.

нем. Следует избегать базовых поверхностей, которые оформляются одновременно в форме и стержне или в верхней и нижней половинке формы.

Для литых деталей необходимо пользоваться одними и теми же базовыми поверхностями: при проектировании и простановке размеров на чертежах, при изготовлении и проверке размеров модельных комплектов, при контроле литейной формы, стержней и сборке формы, при разметке отливок, при проектировании приспособлений для механической обработки и контроле деталей.

Вероятные отклонения от номинальных размеров для указанных выше трех групп размеров определяются принципиально различными технологическими операциями. Естественно, что допуски для размеров этих трех групп также должны устанавливаться различно.

Размеры между литыми поверхностями оформляются в период изготовления отливки. Все отклонения этих размеров от номинальных остаются в литой детали без изменения, если соответствующие поверхности не будут подвергнуты механической обработке. Допуски на размеры этой группы определяются по ГОСТ 1855—55 и ГОСТ 2009—55. Требование более высокого класса точности ведет за собой необходимость применять более дорогую оснастку, более сложное оборудование, требует более высокой квалификации исполнителей, более высокой технологической дисциплины и в конечном счете увеличивает стоимость отливки. Назначать более высокую точность размеров допустимо только при наличии к тому серьезных оснований.

При обычном литье в песчаные формы и формовке по обычным моделям можно требовать получения следующих классов точности по ГОСТ 2009—55 или 1855—55.

При формовке по деревянным моделям, изготовлении стержней по деревянным ящикам, при оснастке, прошедшей корректировку на основании разметки пробных отливок, для размеров, которые не зависят от точности сборки литейной формы: при ручной формовке 2—3-й класс, при машинной формовке 2-й класс; для размеров, которые зависят от точности сборки литейной формы: при ручной формовке 3-й класс, при машинной формовке — 2—3-й класс.

При формовке по металлическим моделям, изготовлении стержней по металлическим ящикам, применении металлических контрольных шаблонов, тщательной корректировке оснастки на основании замеров отливок 2—3 пробных партий, при работе на отлаженных формовочных машинах: для размеров, которые не зависят от точности сборки литейной формы — 1-й класс; для размеров, которые зависят от точности сборки формы — 2-й класс.

Допуски на особо оговоренные размеры должны быть определены для каждого конкретного случая самостоятельно. При этом допуски могут отличаться от допусков 3-го класса точности по ГОСТ 2009—55 или 1855—55 смещением поля допуска, без изменения абсолютной величины поля допуска.

На отклонение размеров толщин стенок отливок от номинальных влияют следующие основные факторы: длина и ширина стенки, качество и размеры модельного комплекта стержней, конструкция отливки, в частности, расстояния между соседними стенками, точность изготовления формы и стержней, точность сборки формы и др.

Размеры между литыми и обрабатываемыми поверхностями оформляются на отливке в процессе ее механической обработки. Поскольку допуски на размеры отливки гораздо больше, чем на размеры между двумя механически обработанными поверхностями, то последними можно пренебречь, т. е. можно считать, что допуски на размеры, проставленные между литой и механически обработанной поверхностями, зависят только от точности размеров отливки. Допуски на размеры между литой базовой поверхностью и механически обрабатываемыми поверхностями зависят от отклонений базовой поверхности от номинала по форме.

Допуски на размеры между литыми не базовыми поверхностями и механически обработанными определяются по ГОСТ и выбираются того класса точности, по которому изготавливается отливка. При этом определяющим размером является расстояние от литой базовой поверхности до механически обрабатываемой поверхности, от которой проставляется данный размер.

На чертеже втулки с обрабатываемым внутренним отверстием и необрабатываемой наружной поверхностью наружный размер рекомендуется проставлять в виде радиуса из центра с соответствующим допуском, а не в виде диаметра.

Простановка размера и допуска в виде радиуса дает возможность исполнителям и контролерам точно знать, какая разностенность (эксцентриситет) в данном случае допустима. Простановку допусков на чертеже литой детали, на котором не оформлены графически формовочные уклоны, можно понимать только условно.

Одним из основных источников отклонений от номинала отливок по форме является коробление. Правка не позволяет полностью устранить этот дефект. Чем меньшее остаточное коробление после правки допустимо, тем больше времени нужно на правку и тем труднее ее осуществить. Можно допускать коробление стальных отливок на величины, указанные в табл. 56.

Таблица 56

Размеры отливки в мм	До 800	800— 1200	1200— 1800	1800— 2500	2500— 3500	3500— 5500	>5500
Допустимое коробление в мм	±2	±3	±4	±5	±6	±8	±10

Величину допустимого коробления часто удобно заменять допуском у размера.

При изготовлении сварнолитых конструкций каждая литая часть должна вычерчиваться отдельно, кроме того, должен иметься сборочный чертеж. На таких чертежах размеры между литыми поверхностями не должны пересекать сварной шов.

ГЛАВА XII

КРИСТАЛЛИЗАЦИЯ МЕТАЛЛА

1. ВОЗНИКНОВЕНИЕ КРИСТАЛЛОВ

Рассмотрение процесса кристаллизации принято начинать с обсуждения строения жидких металлов и утверждения, что строение жидких металлов ближе к строению твердых тел, чем к строению газов. Доказательством этого положения является прежде всего близость большинства физических свойств веществ в жидком и твердом состоянии и большая разница в свойствах веществ в жидком и газообразном состоянии. Второе доказательство близости строения жидких и твердых металлов вытекает из изучения их структур методами диффракции рентгеновских лучей или потоков нейтронов. С точки зрения взаимного расположения атомов жидкое и твердое кристаллические тела различаются отсутствием у первого дальнего порядка и существованием его у второго. Совершенно беспорядочное собрание атомов и молекул не может существовать вообще, даже в газе. Молекула и атом занимают определенный объем, который не может быть занят другой молекулой или атомом. Уже этот факт для конденсированных систем является основанием для возникновения правильности расположения частиц в пределах ближнего порядка. Исследования диффракции от жидких металлов дали прямые доказательства упорядоченности их структур.

Под кристаллизацией в теории литейных процессов понимается формирование структуры отливок при переходе металла из жидкого состояния в твердое. Процесс кристаллизации вообще и кристаллизации металлов в частности является одним из сложнейших. «По многообразию явлений, сопровождающих образование кристаллов, оно может быть сопоставлено, пожалуй, только с жизнью организмов» (акад. А. В. Шубников, [336]).

Ю. В. Вульф в начале нынешнего века определял кристалл следующим образом: «Кристаллом называется всякое твердое тело, ограниченное плоскими гранями, возникшими в нем в силу свойств самого тела, а не в силу внешних причин» [337].

Как следует из ранних работ Д. К. Чернова, опубликованных в 1868 и 1878 гг., кристаллическое строение металла уже не вызывало у него сомнений [19]. Однако еще Н. И. Беляев в работах, опубликованных в 1910—1912 гг., считал необходимым доказывать это полс-

жение и искать связи между макроструктурой стальных слитков и проявлениями кристаллического сложения при их изломе [338]. Исчерпывающую ясность в вопрос о кристаллической природе твердых металлов внес рентгеноструктурный анализ. После его появления критерием принадлежности тела к кристаллам стала служить не внешняя огранка или вид излома, а наличие дальнего порядка в атомно-кристаллической решетке. Поиски условий, при которых можно было бы получить металлы в аморфном состоянии, до последнего времени не приводили к успеху. В 1949 г. С. Геллингом и Х. Рихтером были опубликованы исследования тончайших пленок и капель висмута, получаемых путем осаждения его паров на поверхность, охлаждаемую жидким воздухом. Оказалось, что капли имели аморфное строение, которое превращалось в кристаллическое после нагревания [339].

Понятие о скорости кристаллизации и скорости возникновения центров кристаллизации было известно уже Д. К. Чернову. В одной из работ он писал: «Чем больше будет быстрота охлаждения, тем больше образуется центров кристаллизации. А чем больше будет центров, тем каждому из них придется меньший район действия и поэтому тем более мелкая зернистость строения в конце концов получится» [19].

Наиболее четко определяющее действие этих параметров в процессах кристаллизации было установлено Г. Тамманом. В период между 1896 и 1902 гг. в Юрьевском (Тартусском) университете им были проведены известные опыты по изучению кристаллизации органических жидкостей [340].

Теория кристаллизации Таммана была крупнейшим шагом вперед для своего времени. Однако последующее изучение вопроса выявило в ней два слабых места. Во-первых, в ней игнорировалось возникновение центров кристаллизации на посторонних частицах, которые присутствуют в любой реальной жидкости. Роль посторонних центров в процессе кристаллизации воды и других жидкостей отмечалась рядом исследователей задолго до Таммана. Работы В. И. Данилова и его учеников внесли в этот вопрос ясность и явились следующим шагом вперед в создании общей теории кристаллизации после Г. Таммана [342]. Во-вторых, в ней преувеличенное, значение придавалось переохлаждению жидкости. При этом не учитывалось, что переохлаждение есть функция от скорости охлаждения и не проводилось четкого различия между переохлаждением, необходимым для возникновения кристаллов, и переохлаждением, необходимым для их роста. Неправильное перенесение положений Г. Таммана на трактовку процессов кристаллизации слитков и отливок некоторыми металлургами привело в свое время к ряду ошибок. Работы Н. Т. Гудцова и его учеников внесли ясность в понимание тепловых условий кристаллизации и выявили специфические особенности кристаллизации слитков и отливок в реальных условиях [189]. Работы А. А. Бочвара и его учеников установили связь между рядом особенностей кристаллизации сплавов и характеристиками диаграммы состояния соответствующих сплавов [248].

Термодинамическая и молекулярно-кинетическая теория кристаллизации ведет свое начало от работ Гиббса и Фольмера. Развернутое математическое оформление она получила в трудах болгарских ученых Р. Кайшева, И. Н. Странского и др. [343]. Следующим шагом вперед явились работы Я. И. Френкеля, связавшего возникновение центров кристаллизации с фазовыми флуктуациями [344]. Геометрическая теория кристаллизации поликристаллического агрегата дана в работах Л. И. Миркина, Б. В. Старка и А. П. Романского. Строгую математическую трактовку придали ей исследования А. П. Колмогорова [345].

Согласно молекулярно-кинетической теории кристаллизации М. Фольмера, Я. И. Френкеля и В. И. Данилова, самопроизвольное возникновение центров кристаллизации происходит при наличии в жидкости гетерофазных флуктуации — небольших участков, имеющих такое же расположение молекул, как в кристалле. На образование поверхности раздела кристаллика в переохлажденной жидкости должна быть затрачена некоторая энергия. Если кристаллик меньше некоторой определенной величины, эта затрата энергии превышает выигрыш в энергии, связанный с переходом в более устойчивое состояние, и кристаллик будет плавиться. Если кристаллик больше критической величины, его рост будет энергетически выгоднее, чем плавление. Чем больше переохлаждение, тем меньше размер критического зародыша и больше вероятность возникновения кристаллов. Вероятность зарождения центров кристаллизации в переохлажденном металле будет пропорциональна $e^{\frac{-A_K}{RT}}$, где A_K работа образования критического зародыша, выражаемая при определенных допущениях формулой

$$A_K = \frac{BR\sigma^3}{(\Delta T)^2}, \quad (230)$$

где B — постоянная для данного вещества величина, связанная с его молекулярным весом, теплотой кристаллизации, плотностью и теплотой плавления;

σ — поверхностное натяжение на границе фаз;

ΔT — переохлаждение.

Для роста кристаллика необходимо также, чтобы подвижность атомов была достаточна для перехода из одной фазы в другую; для учета подвижности в расчеты должен быть введен множитель $e^{\frac{-U}{RT}}$, где U — энергия активации, учитывающая работу преодоления барьера на границе твердой фазы, которую можно также трактовать, как вероятность приобретения атомами соответствующей энергии. Окончательное равенство, выражающее скорость возникновения центров кристаллизации, имеет вид

$$J = K_1 e^{\frac{-U}{RT} - \frac{B\sigma^3}{T(\Delta T)^2}}, \quad (231)$$

где K_1 — коэффициент, который должен быть по порядку близок к числу атомов (молекул) в рассматриваемом объеме жидкости.

Первый из экспотенциальных множителей уменьшается при понижении температуры, а второй увеличивается. Если выразить их произведение в функции от переохлаждения, получится кривая с максимумом. В полученной форме зависимости видят подтверждение известной кривой Таммана.

Рост кристалла осуществляется путем образования двухмерных зародышей на его гранях. Скорость возникновения этих зародышей определяет скорость кристаллизации из переохлажденной жидкости. Рассуждения, лежащие в основе расчета скорости самопроизвольного возникновения центров кристаллизации в жидкости, могут быть повторены для расчета скорости возникновения зародышей на поверхности граней кристаллов. Следовательно, скорость кристаллизации может быть определена выражением

$$v = L_1 e^{-\frac{Q}{RT}} e^{-\frac{A\delta^3}{T(\Delta T)^2}}, \quad (232)$$

где величины L_1 , Q , A и δ аналогичны по смыслу величинам K_1 , U , B и σ предыдущего равенства, но численно отличны от них.

При кристаллизации реальных жидкостей образование центров кристаллизации, как правило, не происходит самопроизвольно. На возникновение кристаллов в реальных жидкостях оказывают решающее влияние примеси. В соответствии с исследованиями В. М. Данилова, признаками самопроизвольной кристаллизации являются: воспроизводимость определения величины переохлаждения, при которой практически начинают возникать центры кристаллизации (границы метастабильности); отсутствие зависимости положения границы метастабильности от перегрева жидкости, перекристаллизации или иных обработок. Кристаллизация на частицах зависит от предварительного перегрева и его длительности. Добавки растворимых примесей воздействуют на величины поверхностного натяжения и энергию активации U и смещают границу метастабильности в область малых переохлаждений. Частицы нерастворимых примесей могут служить центрами кристаллизации и также смещают границу метастабильности в область малых переохлаждений.

Как показывают исследования В. И. Данилова и О. Д. Козачковского [346], при зарождении кристаллических зародышей на твердых поверхностях посторонних частиц, процесс возникновения центров новых кристаллов будет описываться тем же равенством (231). Однако величина поверхностного натяжения в этом случае будет зависеть не только от свойства жидкой и твердой фазы кристаллизующегося материала, но и от материала зародыша (если, конечно, он является примесью); постоянная K_1 также приобретает несколько иной смысл.

Считается, что скорость кристаллизации и скорость возникновения центров кристаллизации являются независимыми параметрами и определяются величиной переохлаждения. Для случая кристал-

лизации из глубоко переохлажденного состояния это положение имеет определенный смысл.

При последовательной кристаллизации реальных отливок (за исключением самого начального момента) мы встречаемся только с переохлаждением, необходимым для роста кристаллов, которое распространяется на узкую зону перед фронтом кристаллизации. Однако акт возникновения центров кристаллизации должен происходить именно в этой зоне.

При рассмотрении процесса возникновения зародышей новых кристаллов, в объеме слабо переохлажденного металла перед фронтом кристаллизующейся твердой фазы или на поверхности ее раздела с жидкой, температуру процесса можно считать постоянной. Тогда равенства (231) и (232) примут вид

$$J = Ke^{-\frac{B\sigma^3}{(\Delta T)^2}}, \quad (233)$$

$$v = Le^{-\frac{A\delta^3}{(\Delta T)^2}}, \quad (234)$$

где K - и L — постоянные величины.

Если определенной величине переохлаждения соответствует своя скорость кристаллизации, то можно полагать справедливым и обратное — что определенной скорости кристаллизации соответствует свое переохлаждение перед фронтом кристаллизации. Тогда величина переохлаждения может быть исключена из равенств (233), (234). Из их преобразования получим

$$J = Ke^{-\frac{B\sigma^3}{A\delta^3} \ln \frac{v}{L}}, \quad (235)$$

или, вводя новые постоянные M и n ,

$$J = Mv^n. \quad (236)$$

Величина M должна быть постоянна для данного вещества в широком диапазоне условий кристаллизации. Величина n должна зависеть от поверхностного натяжения, в частности, должна существенно меняться при введении в металл поверхностно-активных веществ.

Представим плоскую поверхность, параллельную наружной поверхности отливки. Достижение этой поверхности кристаллами, растущими от фронта кристаллизации, и постепенное ее заполнение закристаллизовавшимся веществом, можно уподобить плоской модели геометрической теории кристаллизации И. Л. Миркина, Б. В. Старка, А. П. Романского, А. П. Колмогорова [345]. Согласно этой теории, размер зерна выражается равенством

$$d = 1,73 \sqrt[3]{\frac{v}{J}}, \quad (237)$$

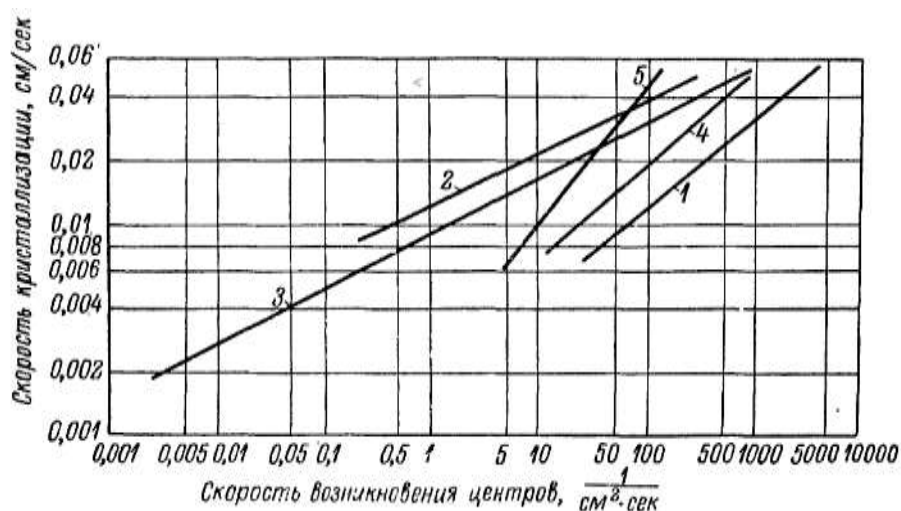
где d — линейный размер зерна в направлении, параллельном поверхности охлаждения отливки,

Если для простоты рассматривать кристаллизацию чистого металла, то скорость затвердевания отливки может быть найдена из закона квадратного корня.

Из равенств (107) и (237) получим

$$J = \frac{2,85v}{d^3} = \frac{2,85 \cdot K^2}{2 \times d^3}. \quad (238)$$

Произведя измерения размеров зерен в тангенциальном направлении на различных расстояниях от поверхности слитка и определив по расчету или из опытов скорость кристаллизации, при помощи



Фиг. 170. Зависимость скорости возникновения центров кристаллизации от скорости кристаллизации:

1 — железо Армко, 0,04% С; 2 — сплав железа с 0,4% С; 3 — сталь 30ХНЗМ; 4 — алюминий; 5 — силумин.

равенства (238) можно вычислить скорость возникновения центров кристаллизации. На фиг. 170 представлена зависимость скорости возникновения центров кристаллизации от скорости кристаллизации, полученная путем пересчета по формуле (238) результатов измерений размеров зерна в серии слитков из стали 30ХНЗМ и серии слитков из сплавов алюминий—кремний и железо — углерод, в которых измерения скорости кристаллизации производились методом термического анализа. Все данные относятся только к первым двум третям радиуса.

Зависимости между скоростью возникновения центров кристаллизации и скоростью кристаллизации в логарифмической системе координат имеют линейный характер. Это подтверждает, что они связаны показательной зависимостью. При переходе от чистого железа (кривая 1, фиг. 170) к сплаву железа с 0,4% углерода (кривая 2) и к стали 30ХНЗМ (кривая 3) угол наклона прямой меняется; то же самое происходит при переходе от чистого алюминия (кривая 4) к эвтектическому сплаву алюминия с кремнием (кривая 5). Введение в сплав примесей может изменять его поверхностное натяжение,

а следовательно, показатель степени n в равенстве (236), что должно изменять угол наклона соответствующих прямых. Таким образом, диаграмма фиг. 170 может рассматриваться как подтверждение положений о существовании прямой связи между скоростью кристаллизации и скоростью возникновения центров кристаллизации.

2. ПЕРЕОХЛАЖДЕНИЕ МЕТАЛЛОВ

Переохлаждением называют явление охлаждения жидкости до температур, лежащих ниже точки плавления вещества, без появления в ней твердой фазы в виде кристаллов. Образование и рост кристаллов в переохлажденной жидкости обязательно должны быть связаны с подъемом температуры, так как сопровождаются освобождением теплоты кристаллизации.

Явление переохлаждения жидкостей было открыто Д. С. Фаренгейтом в 1724 г. [347].

Переохлаждение при кристаллизации легкоплавких металлов фиксировалось рядом исследователей. Переохлаждение железа впервые было получено П. Барденхойером и Р. Блекманом в 1939 г. [348]. Особенно много для изучения переохлаждения при кристаллизации главным образом неметаллических жидкостей было сделано В. И. Даниловым и его учениками [342]. Д. С. Каменецкая, В. Е. Неймарк, А. И. Духин и др. в настоящее время продолжают эти исследования на металлах [349, 350 и др].

Исследования затвердевания слитков и отливок значительных масс в реальных условиях показали, что при протекании этого процесса не удается обнаружить ощутимого переохлаждения. Анализ этих исследований привел к представлению о последовательной кристаллизации.

Дискуссия между сторонниками представлений о процессе затвердевания отливки как об объемном и последовательном процессах привела к необходимости выяснения границ условий и пределов возникновения переохлаждения при кристаллизации металлов. Исследования, направленные к выяснению этого вопроса [351], проводились в обычных условиях, без применения вакуума, без использования особых материалов, подвергавшихся специальной очистке или не подвергавшихся ранее переплавке, без применения специальных огнеупорных материалов для тиглей, при использовании обыкновенных хромель-алюмелевых или платина-платинородиевых термопар с записью на электронных потенциометрах. Исследования проводились на сурьме марки Су1, алюминии АВ-000 и его сплавах АЛ2 и АЛ8, техническом железе армко, углеродистой стали 40Л и чугуна с содержанием углерода около 4%. Металлы и сплавы перегревались на 150—160° выше температуры плавления, в расплав вводились термопары, нагрев прекращался, после чего записывались кривые охлаждения. Измерения производились в том же тигле, в котором металл расплавился. При измерениях температуры в сурьме и сплавах на основе железа чувствительность соответствовала 2—3°, при измерении в алюминии и его сплавах

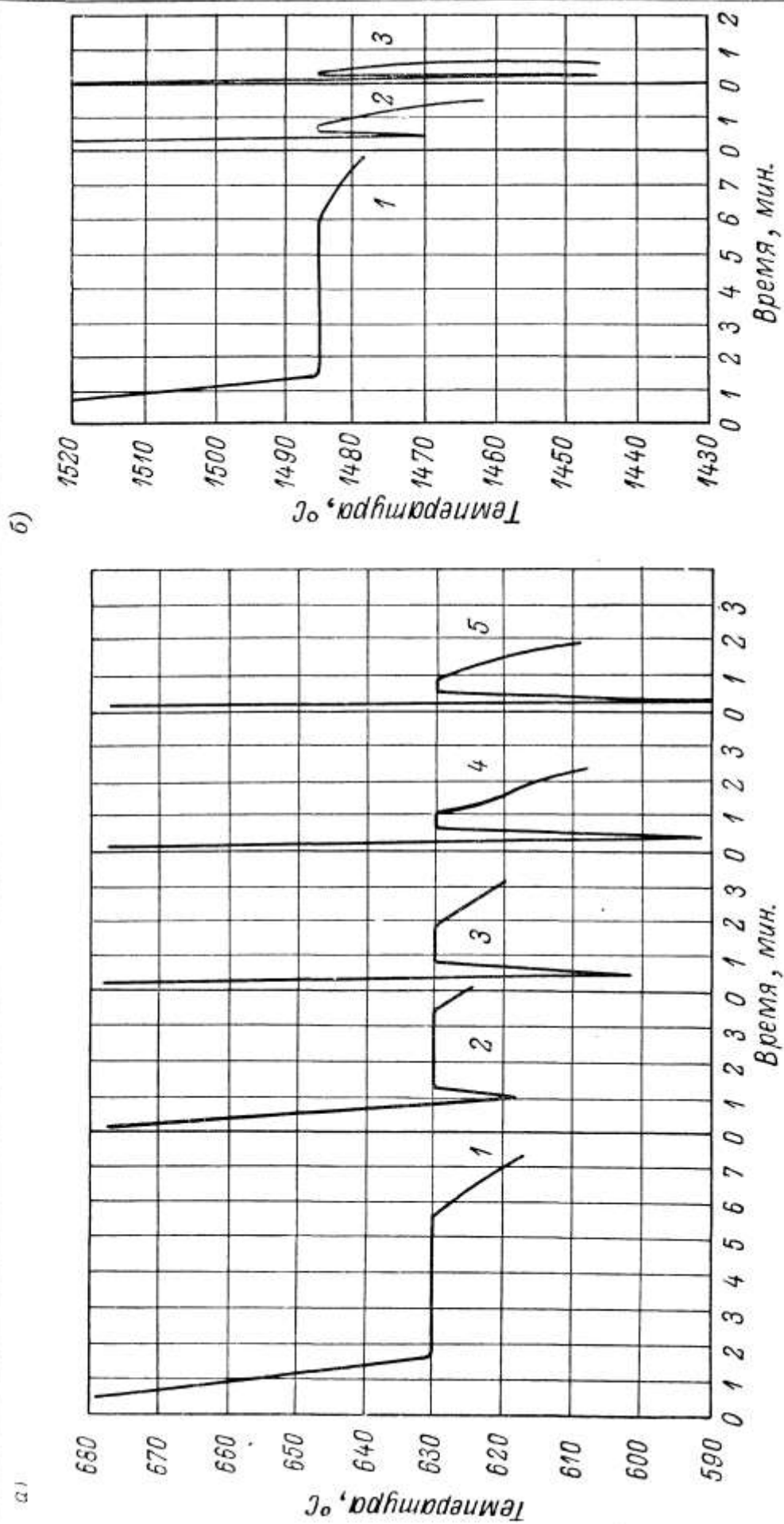
чувствительность соответствовала $0,5^\circ$. Охлаждение тигля производилось при извлечении его из печи, если плавка велась в печи сопротивления (цветные металлы), и при выключенном индукторе, если плавка велась в индукционной печи (сплавы на основе железа).

Построение температурных кривых показало, что при охлаждении всех исследованных металлов и сплавов в тиглях небольших размеров можно наблюдать переохлаждение расплава перед началом кристаллизации.

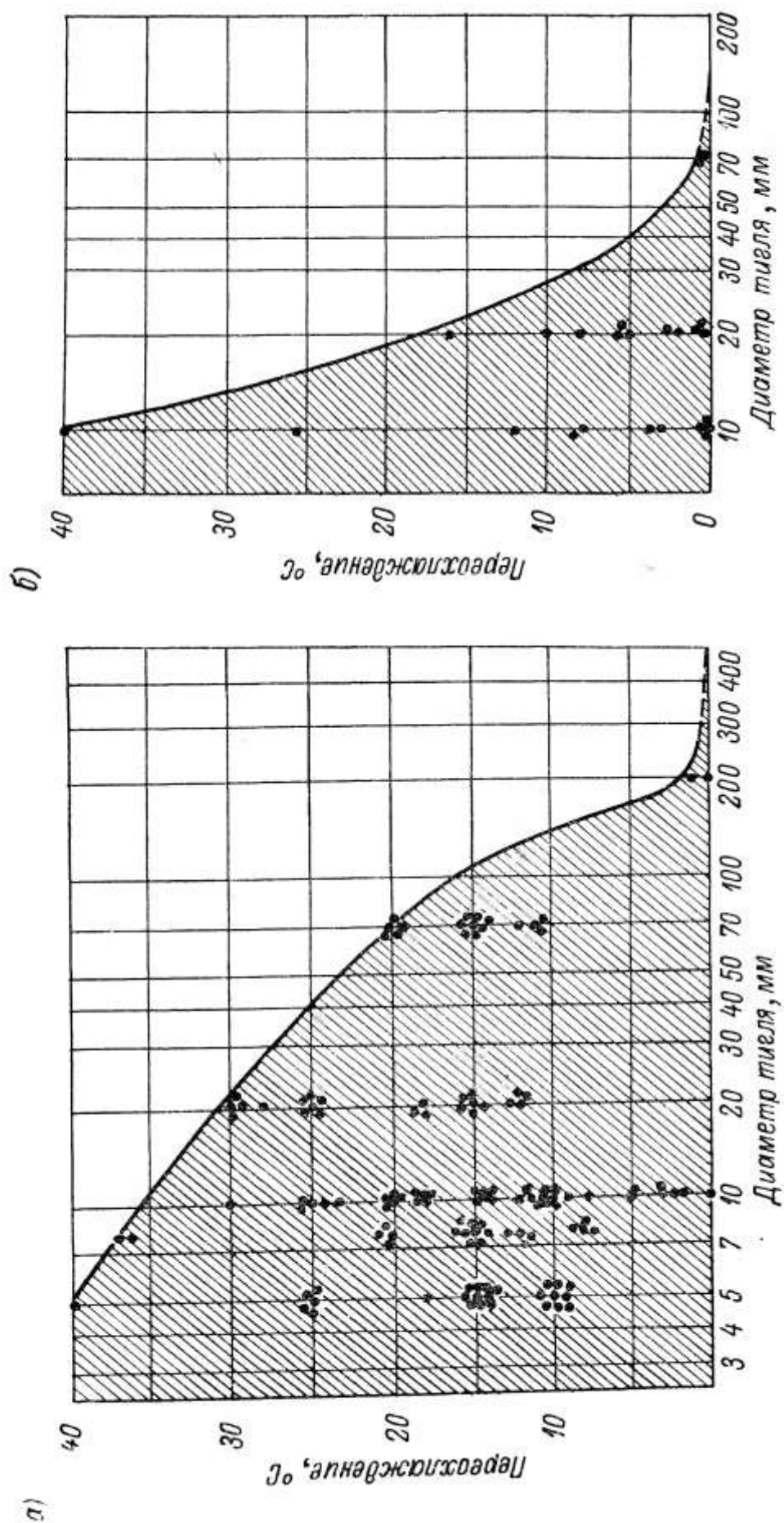
На фиг. 171 представлены типичные температурные кривые, полученные при опытах с сурьмой и углеродистой сталью. Чем больше диаметр тигля, тем меньше переохлаждение, а при диаметре тигля 200 мм, даже на сурьме его не удается обнаружить. Уменьшение степени переохлаждения при увеличении диаметра тигля может быть связано как с уменьшением скорости охлаждения, так и с количеством вещества, влияющим на вероятность возникновения центров кристаллизации. Для выявления ведущего фактора, определяющего величину переохлаждения, были проделаны опыты совместного охлаждения тиглей большого и малого диаметра. В тигель диаметром 70 мм устанавливался другой тигель диаметром 8 мм; в обоих тиглях расплавлялась, а затем закристаллизовывалась сурьма. При охлаждении металла в тигле диаметром 8 мм отдельно обычно наблюдалось переохлаждение около 30° . При охлаждении металла в тигле диаметром 70 мм и в тигле диаметром 8 мм, установленном в его центре, переохлаждение составляло около 10° . В одних опытах переохлаждение во внутреннем тигле было больше, в других меньше, чем в наружном, но разница между ними не превосходила $1\text{--}2^\circ$. Таким образом, при равной скорости охлаждения достигались равные переохлаждения независимо от объема жидкости. Следовательно, ведущим фактором, определяющим величину переохлаждения, является скорость охлаждения.

С целью более подробного изучения влияния скорости охлаждения, на переохлаждение опыты по измерению температур многократно повторялись. В отдельных случаях в одной и той же порции металла производилось до 40 измерений переохлаждения при последовательно проводимых расплавлениях и перекристаллизациях. Обработка полученных данных показала, что величина переохлаждения не имела тенденции увеличиваться или уменьшаться при последовательном проведении перекристаллизации. От опыта к опыту она беспорядочно изменялась, колеблясь около некоторого, наиболее вероятного для данного диаметра тигля, среднего значения. Таким образом, переохлаждение является статистической характеристикой и для получения достоверных величин опыты, направленные на его изучение, должны многократно повторяться.

На фиг. 172 представлены зависимости переохлаждения, достигаемого при кристаллизации сурьмы и углеродистой стали, от скорости охлаждения (диаметра тигля). Кривые, нанесенные на диаграмме фиг. 172, проведены по точкам, отвечающим максимально достигнутому при данном размере тигля переохлаждению. При проведении большого количества опытов отдельные точки



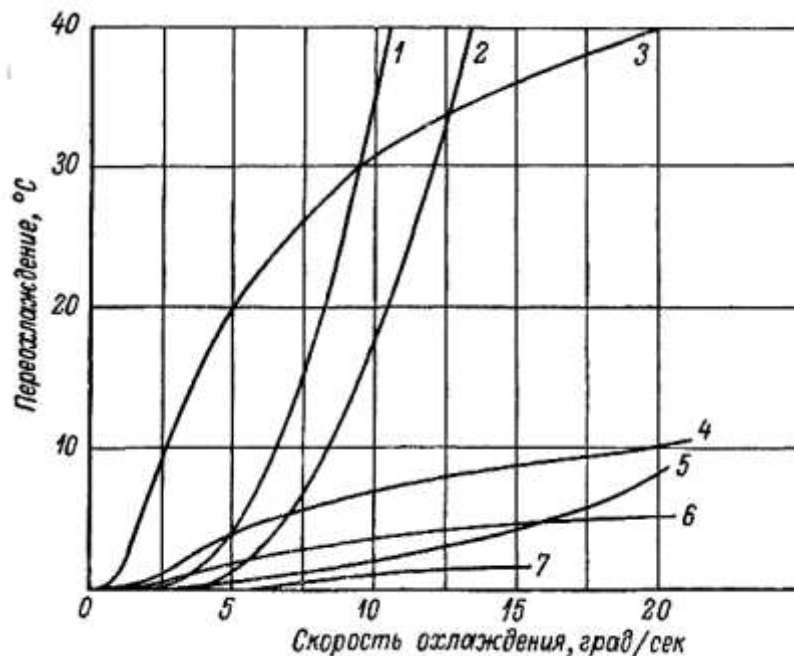
Фиг. 171. Температурные кривые для кристаллизации олова (а) в тиглях диаметром 200 мм (1), 70 мм (2), 20 мм (3), 8 мм (4) и 5 мм (5) и углеродистой стали (б) в тиглях диаметром 70 мм (1), 20 мм (2) и 10 мм (3).



Фиг. 172. Зависимости переохлаждения при кристаллизации сурьмы (а) и углеродистой стали (б) от скорости охлаждения (диаметра тигля).

могут выходить за пределы заштрихованной части диаграммы, но это явление мало вероятно. Кривая максимальных переохлаждений характерна для данного материала.

Для алюминия, железа и их сплавов, были проведены опыты, которые позволили построить аналогичные диаграммы. На фиг. 173 сопоставлены кривые максимального переохлаждения для различных металлов и сплавов. Железо армко и сталь 40Л при скоростях охлаждения 3—7 град/сек достигают переохлаждения до 5°, что лежит на пределе чувствительности обычно применяемых методов



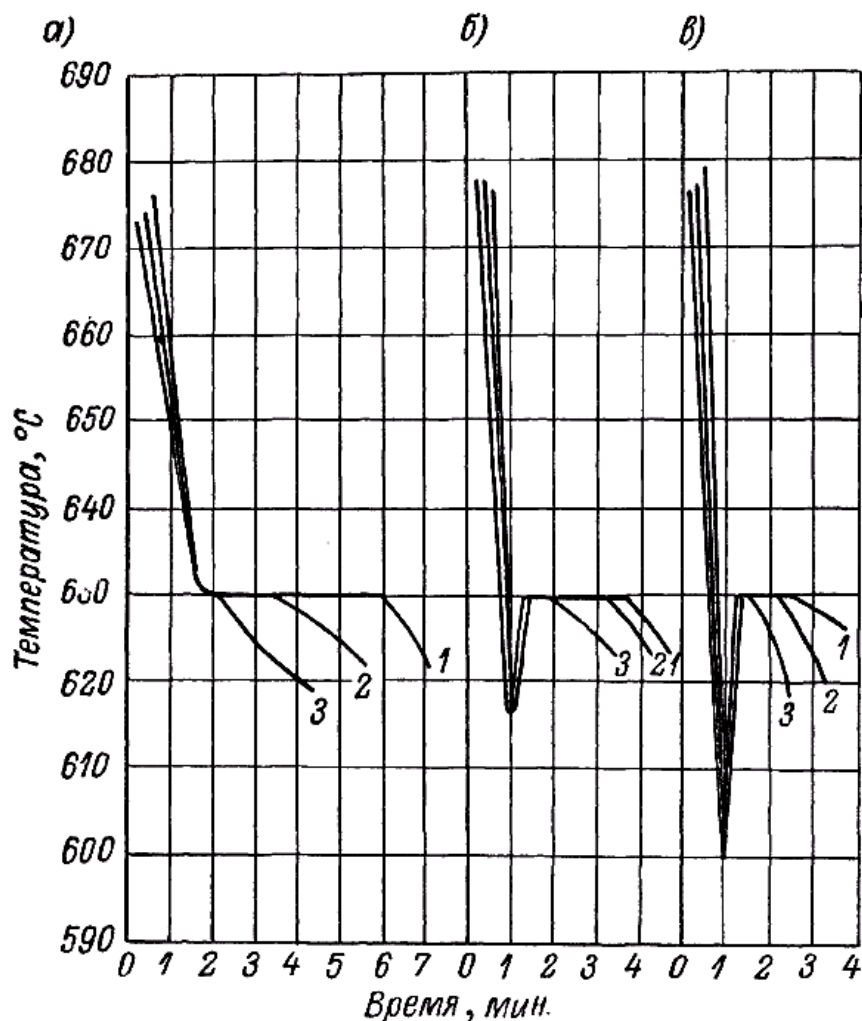
Фиг. 173. Зависимость максимального переохлаждения при кристаллизации от скорости охлаждения:

1 — железо армко; 2 — сталь 40Л; 3 — сурьма; 4 — чугун;
5 — алюминий АВ000; 6 — сплав АЛ2; 7 — сплав АЛ8.

измерения температуры в расплавленной стали. Чугун обладает гораздо меньшей склонностью к переохлаждению, чем железо и сталь при больших скоростях охлаждения, но при малых скоростях охлаждения превосходит их. В опытах с чугуном наиболее отчетливо проявлялось переохлаждение в начале эвтектической кристаллизации; эти величины и нанесены на диаграмме фиг. 173. В начале первичной кристаллизации чугуна переохлаждение, как правило, не наблюдалось. Сурьма обладает несколько меньшей склонностью к переохлаждению, чем железо и сталь при больших скоростях охлаждения, но значительно превосходит все остальные металлы и сплавы при малых скоростях охлаждения. Алюминий и его сплавы обладают низкой склонностью к переохлаждению. Кривые их максимальных переохлаждений располагаются близко друг к другу. Можно ожидать, что введение модификаторов или дезактивация центров кристаллизации, находящихся в расплавах,

будет сказываться на положении соответствующих кривых максимальных переохлаждений.

Измерения температур в металле после его перелива из тигля, в котором он плавился, в другой тигель тех же размеров показали, что при этом величина переохлаждения уменьшилась в 10—15 раз.

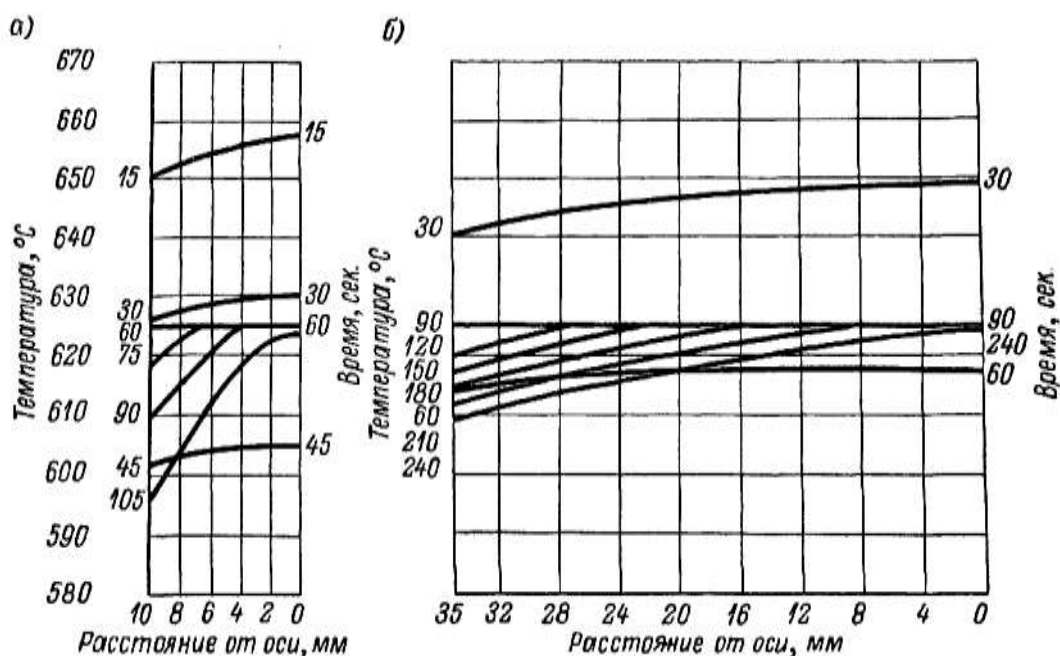


Фиг. 174. Температурные кривые для различных точек по сечению тиглей при кристаллизации олова:
 а — тигель диаметром 200 мм; б — тигель диаметром 70 мм;
 в — тигель диаметром 20 мм.
 1 — центр тигля; 2 — половина радиуса; 3 — поверхность тигля.

С целью изучения распределения температур в объеме переохлажденного металла в тиглях с расплавленной оловом диаметром 200, 70 и 20 мм помещалось по три термопары: в центре, на половине радиуса и вблизи поверхности. Измерения показали (фиг. 174), что величина переохлаждения у поверхности тигля хотя и больше, чем в центре, но разница между ними очень невелика. Охлаждение жидкого металла ниже температуры плавления и снятие переохлаждения в результате освобождения теплоты кристаллизации возникающих кристаллов происходит во всем объеме одновременно. Это можно объяснить высокой теплопроводностью жидкого металла, связанной с конвективным переносом, очевидно, имеющим место в переохлажденной

жидкости, так же как в непереохлажденной. После снятия переохлаждения оставшаяся часть жидкости затвердевала строго последовательно.

Таким образом, в общем случае объемная и последовательная кристаллизация представляют собой две фазы процесса затвердевания, следующие одна за другой (фиг. 175). Для того чтобы осуществить объемную кристаллизацию всего исследуемого количества металла, надо, чтобы переохлаждение было больше или равно частному от деления теплоты кристаллизации на теплоемкость.



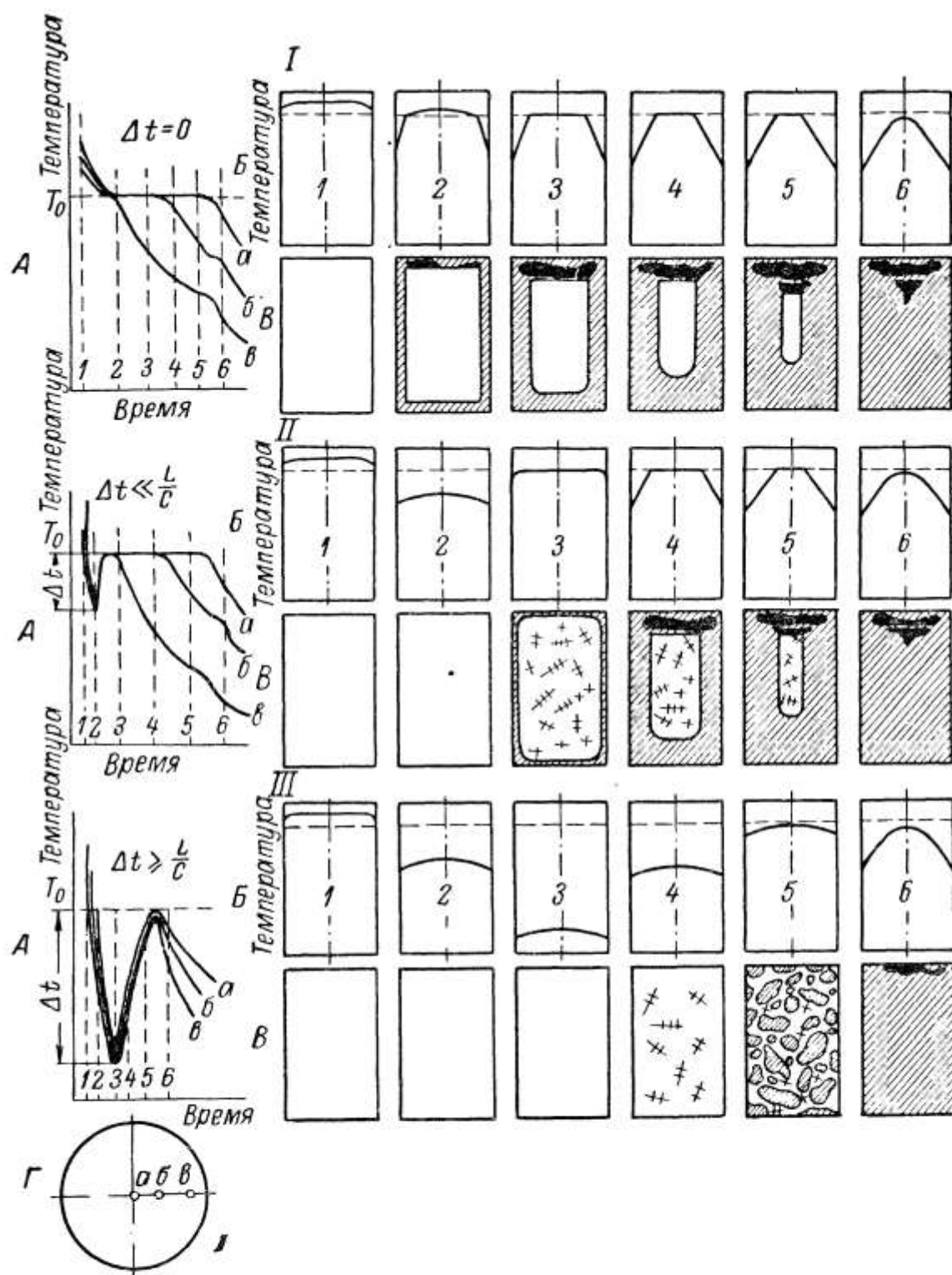
Фиг. 175. Температурные поля при кристаллизации сурьмы в тиглях диаметром 20 мм (а) и 70 мм (б), построенные по данным фиг. 174.

При этом условии освобождения теплота кристаллизации будет нагревать переохлажденный металл до температуры кристаллизации или еще более низкой. Величины переохлаждения, наблюдаемые в обычных условиях, значительно меньше этой величины.

Обсуждаемая величина переохлаждения представляет собой переохлаждение, необходимое для возникновения кристаллов.

На фиг. 176 представлены схемы температурных кривых, температурных полей и распределения твердой и жидкой областей в отливках в соответствующие моменты времени для трех типичных случаев:

- 1) последовательной кристаллизации в реальных отливках (I);
- 2) объемно-последовательной кристаллизации, достижимой в малых объемах и в особых условиях (II) и
- 3) предельного случая чисто объемной кристаллизации, достижимой при очень больших скоростях кристаллизации и в микроскопических объемах (III)



Фиг. 176. Схемы последовательной (I), объемно-последовательной (II) и объемной (III) кристаллизации отливок.

A — схемы температурных кривых, относящихся к точкам a, б и в, согласно схеме Г; B — схемы температурных полей в отливках, относящихся к моментам времени 1—6, соответствующих положениям 1—6 на схеме температурных кривых; B — схемы распределения твердой и жидкой фазы в моменты времени 1—6, соответствующие температурным полям B; Г — схема расположения точек, в которых измеряется температура.

Е качестве критерия, определяющего условия кристаллизации, слитка или отливки, целесообразно выбрать отношение

$$K_p = \frac{\Delta T \cdot c}{L}, \quad (239)$$

где c — теплоемкость металла;

ΔT — переохлаждение, необходимое для возникновения кристаллов, определяемое скоростью охлаждения, природой металла и наличием посторонних центров кристаллизации в данной порции металла;

L — теплота кристаллизации.

В зависимости от величины этого отношения возможно развитие кристаллизации по различным схемам.

1. $\frac{\Delta T \cdot c}{L} = 0$. Последовательная кристаллизация. Случай относится к

кристаллизации реальных отливок и слитков. Переохлаждение, необходимое для возникновения кристаллов во всем объеме жидкости, не происходит, во-первых, потому, что металл всегда интенсивно перемешивается при переливании из плавильной ванны в форму, и, во-вторых, потому, что скорость охлаждения реальных слитков практически всегда меньше скорости, необходимой для развития этого явления. Незначительное переохлаждение у стенок формы, необходимое для появления первых кристаллов, в принципе должно иметь место, но оно очень невелико и охватывает весьма незначительный объем металла.

2. $1 > \frac{\Delta T \cdot c}{L} > 0$. Объемно-последовательная кристаллизация.

Случай относится к кристаллизации в малых объемах, большим скоростям охлаждения и особым условиям, препятствующим возникновению центров кристаллизации.

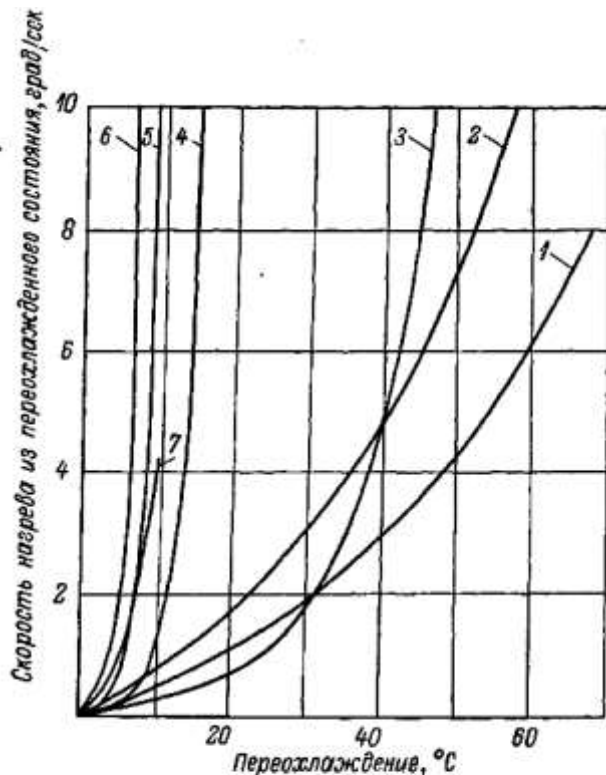
3. $\frac{\Delta T \cdot c}{L} > 1$. Объемная кристаллизация. Случай относится к очень

большим скоростям охлаждения, приводящим к предельному состоянию, когда теплота кристаллизации равна или меньше, чем теплота, необходимая для нагрева переохлажденного металла до точки плавления. Критическое переохлаждение, отвечающее равенству указанных величин, составляет для сурьмы 450° , для алюминия 375° и для железа 325° . Критическое переохлаждение в наших опытах не достигалось, однако нет оснований отрицать принципиальную возможность его получения. Отношение величины достигнутого переохлаждения к критическому переохлаждению пропорционально количеству металла, кристаллизующемуся объемно. Для условий опытов эти величины не превосходили 9% для сурьмы, 2% для алюминия и 20% для железа.

4. $\frac{\Delta T \cdot c}{L} \gg 1$. Затвердевание без кристаллизации. Случай относится к

чрезвычайно большим скоростям охлаждения, приводящим к такому глубокому переохлаждению, что резкое возрастание вязкости жидкости не предоставляет атомам достаточной свободы для построения кристаллов. Этот случай соответствует образованию Аморфного тела.

В случае объемной кристаллизации металла в малых объемах при больших скоростях охлаждения скорость кристаллизации будет пропорциональна скорости нагрева металла из переохлажденного состояния. На фиг. 177 представлена диаграмма, показывающая зависимость такой скорости нагрева от величины достигнутого переохлаждения для некоторых металлов и сплавов. Из фиг. 177 следует, что с увеличением переохлаждения скорость



Фиг. 177. Зависимость скорости нагрева (кристаллизации) из переохлажденного состояния от величины переохлаждения:

1 — железо армко; 2 — сталь 40Л; 3 — сурьма;
4 — чугун; 5 — алюминий АВ000; 6 — сплав АЛ2;
7 — сплав АЛ8.

кристаллизации для условий проведения опытов непрерывно возрастает.

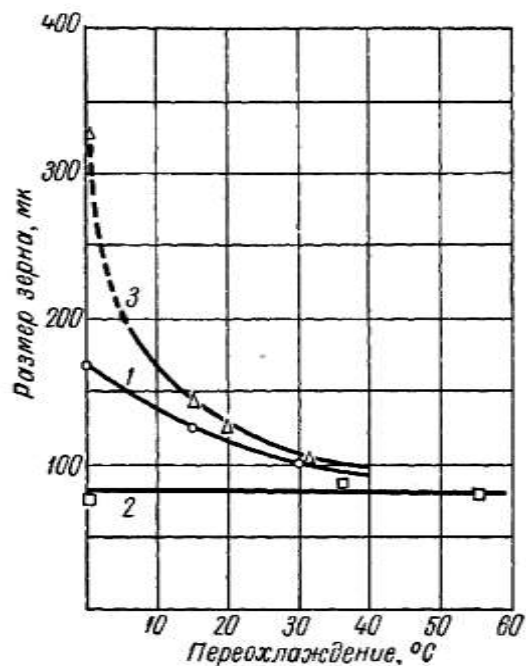
Статистический характер величины переохлаждения позволяет проследить его влияние на структуру при одинаковых условиях внешнего отвода теплоты. Охлаждая металл в тигле небольшого диаметра и производя многократные перекристаллизации, возможно достигнуть заданной величины переохлаждения. После этого дальнейшие перекристаллизации прекращаются, а из полученного объема металла изготавливается шлиф. Для получения другого переохлаждения, с другой порцией металла из той же партии, в тех же условиях снова проводятся перекристаллизации до достижения заданной степени переохлаждения, после чего изготавливается второй шлиф и т. д. На фиг. 178 изображены кривые, показывающие зависимость

размеров зерен на шлифах, полученных таким методом, от величины переохлаждения. Результаты исследований показывают, что при увеличении переохлаждения металлов размер зерна несколько уменьшается. Фактически увеличение глубины переохлаждения перед началом кристаллизации является средством повышения скорости кристаллизации. Создание условий для глубокого переохлаждения металла перед началом кристаллизации принципиально можно использовать как метод регулирования структуры. Однако практически выполнение этих условий в производственной обстановке неосуществимо. Поэтому при рассмотрении процессов кристаллизации реальных отливок и слитков необходимо основываться на представлении о последовательной кристаллизации и при

нимать во внимание только переохлаждение, необходимое для роста кристаллов.

Нередко называют переохлаждением понижение температуры кристаллизации при введении в металл той или иной добавки, хотя весь процесс кристаллизации протекает при одной постоянной температуре. Во многих работах указывается, что получение шаровидного графита в магниевом чугуна связано с увеличением переохлаждения металла в присутствии магния. Однако измерение температуры при кристаллизации отливок из магниевого чугуна, проведенные И. А. Шапрановым, Э. В. Петровой и С. А. Степановым [352], показали, что переохлаждение в присутствии магния не только не увеличивается, а резко уменьшается. Действительно, введение магния вызывает образование большого количества кристаллов графита, являющихся центрами кристаллизации и препятствующих переохлаждению. Магний снижает температуру эвтектического превращения с $1140\text{—}1160^\circ$ до $1120\text{—}1125^\circ$. Начало кристаллизации не вызывает подъема температуры, все эвтектическое превращение протекает при постоянной, хотя и пониженной температуре. Следовательно, указанное понижение температуры эвтектического превращения в присутствии магния не имеет ничего общего с переохлаждением.

Оно объясняется тем, что магниевый чугун затвердевает с образованием преимущественно аустенитно-карбидной эвтектики в отличие от обычного серого чугуна, затвердевающего с образованием аустенитно-графитной эвтектики. Это в свою очередь объясняется понижением содержания углерода в жидком чугуне и изоляцией кристаллов графита от расплава аустенитной оболочкой, препятствующей образованию аустенитно-графитной эвтектики.



Фиг. 178. Зависимость размера зерна от переохлаждения при кристаллизации: 1 — сурьма; 2 — железо армко; 3 — сталь 40Л.

3. РОСТ КРИСТАЛЛОВ

Вопросам зарождения и роста кристаллов посвящена обширная литература. Наиболее систематическое изложение сосредоточено в обзорах и монографиях Н. Фукса [354], В. Д. Кузнецова [355], Г. Бакли [356], Д. Д. Саратовкина [357], У. М. Мартиуса [358], а также в трудах совещания по росту кристаллов, созванного

в 1956 г. [359], и в трудах совещания по кристаллизации металлов, созванного в 1958 г. [49].

При определенных условиях кристаллизации из растворов и расплавов происходит с преимущественным ростом вершин и ребер кристаллов по сравнению с гранями — образуется дендрит. И. Н. Фридляндер [361] изучал влияние скорости охлаждения на формы роста кристаллов прозрачных органических веществ при помощи киносъемки под микроскопом. Его исследования отчетливо показали, что при малых скоростях охлаждения растут округлые кристаллы. При некотором ускорении охлаждения кристаллы вытягиваются, принимают неправильные очертания, появляются толстые и немногочисленные ветви. При дальнейшем ускорении охлаждения вытянутость кристаллов и развитие ветвей усиливается, они становятся многочисленнее и тоньше. При еще большем ускорении вершины осей заостряются, расстояния между ними сокращаются, появляются оси высших порядков. При наибольших скоростях охлаждения кристаллизация происходит в виде групп параллельных осей с короткими боковыми ветвями; кристаллизация приобретает игольчатую форму. Опыты показывают, что при длительной выдержке дендритов при высоких температурах они превращаются в полиэдрические зерна. Кристаллизация металлов в большинстве случаев происходит в форме дендритов.

Большинство специалистов связывает возникновение осей дендритов с влиянием концентрации примесей вблизи поверхностей роста кристаллов. Такой слой с повышенной концентрацией примесей препятствует росту грани кристалла в целом. Отдельные выступы, пробивающие этот слой, получают возможность для ускоренного роста.

Повышение скорости кристаллизации приводит к измельчению элементов зерна: расстояний между осями дендритов и толщин их ветвей, размеров частиц эвтектических образований, выделений интерметаллических и неметаллических фаз. Эти явления исследовались на стали И. С. Гаевым [362], Б. Б. Гуляевым [89], Н. И. Хвориновым [172], на цветных сплавах В. И. Добаткиным [363], В. А. Ливановым [364] и др.

При нормальной последовательной кристаллизации отливок о скорости кристаллизации судят по скорости перемещения фронта кристаллизации, фиксируемой тем или иным методом. Скорость, определяемая методом термического анализа или выливанием жидкого остатка, должна рассматриваться как средняя скорость роста кристаллов. Скорости роста отдельных граней кристаллов или отдельных ветвей дендритов, естественно, будут отличаться от указанной скорости. Для чистых металлов средняя скорость кристаллизации соответствует скорости перемещения изотермы точки плавления. Скорость кристаллизации в данной точке отливки из сплава, кристаллизующегося в интервале температур, не является постоянной величиной. Она изменяется по мере прохождения через данную точку области затвердевания. Каждая изотерма внутри области затвердевания будет перемещаться через точку со своей скоростью. В каче-

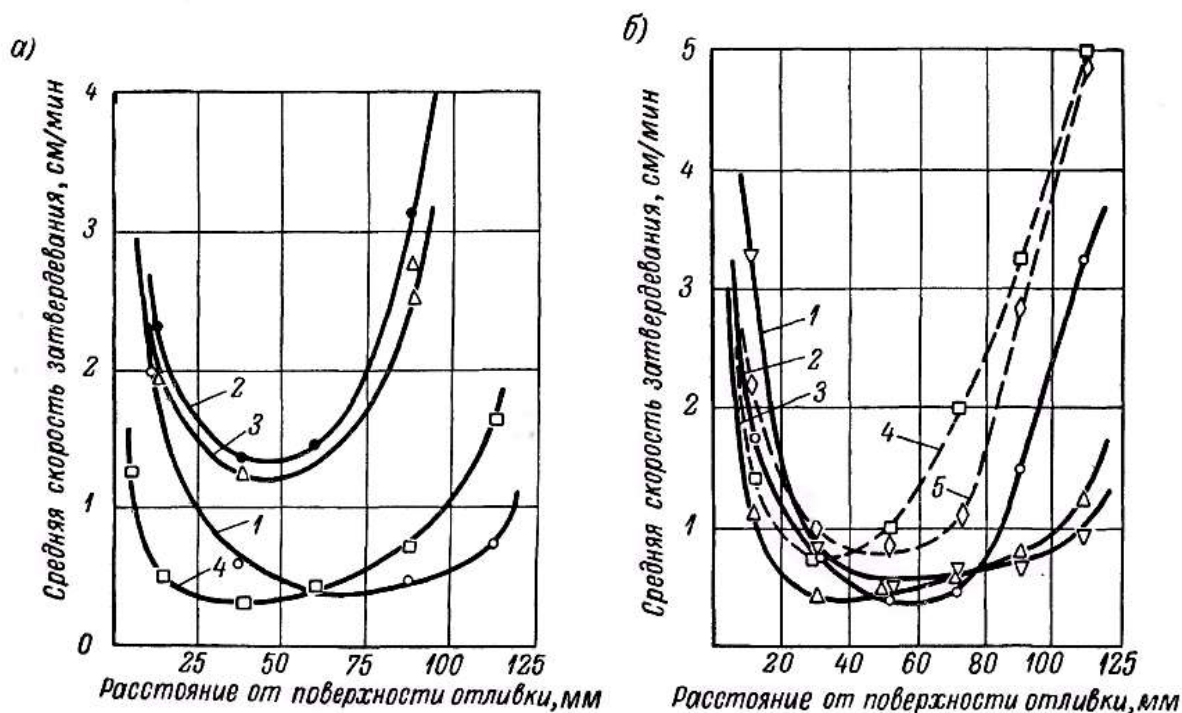
стве средней скорости кристаллизации сплавов может быть выбрана скорость перемещения изотермы, соответствующей средней температуре интервала кристаллизации. Данная температура обычно соответствует примерно 50% выделившейся твердой фазы. Для сплавов типа твердых растворов такое определение средней скорости кристаллизации наиболее приемлемо и просто. Для сплавов эвтектического состава средняя скорость кристаллизации должна устанавливаться так же, как и для чистого металла. Для сплавов, дающих выделения первичных кристаллов и эвтектические образования, принципиально надо разделять эти два процесса. Каждый из них имеет свою среднюю скорость и свои структурные образования. Однако, как показывает опыт, и в этом случае приближенно можно рассчитывать среднюю скорость кристаллизации по перемещению средней изотермы.

С целью выяснения связей между структурой и скоростью кристаллизации произведено исследование процесса кристаллизации на серии железоуглеродистых сплавов, чистом алюминии и его сплавах с кремнием [360]. Исследования проводились главным образом на цилиндрических отливках диаметром 250 мм, заливавшихся в металлическую форму. Исследования велись на чистом алюминии АЛ00, его сплавах, содержащих 3,84; 7,55 и 12,77% кремния, железе армко, содержащем 0,04% углерода, его сплавах, содержащих 0,4; 0,93 и 4,83 углерода, а также сером чугуна с 3,45% углерода и 4,0% кремния.

На фиг. 179 представлены кривые, показывающие изменение средней скорости кристаллизации по сечению отливок из железоуглеродистых и алюминиево-кремниевых сплавов, построенные на основании измерений температур. Для определения размеров зерна макроструктуры из опытных отливок, в которых производилось измерение температуры, вырезались поперечные темплеты, поверхности которых шлифовались и травились. На различных расстояниях от поверхности при небольших увеличениях производились измерения размеров зерна в тангенциальном и радиальном направлениях. За одно зерно первичной кристаллизации принималась площадка, имеющая более или менее определенные границы, содержащая, как правило, один скелет дендрита и имеющая одинаковый блеск по всей поверхности. Зависимости размеров зерна от средней скорости кристаллизации для ряда сплавов алюминия с кремнием представлены на фиг. 180. Измерения первичных зерен производились в тангенциальном направлении, перпендикулярно к направлению теплоотвода.

Для чистого алюминия размеры зерен во внутренних и наружных частях отливки укладываются на одну кривую и одинаково определяются величиной скорости кристаллизации. В сплавах алюминия с 3,84 и 7,55% кремния при одинаковой средней скорости кристаллизации размеры зерен, расположенных в первой половине радиуса, больше размеров зерен центральной части отливки. Кривая размера зерен образует петлю. В сплаве, близком по составу к эвтектическому (12,77% кремния), размер первичного зерна для любых объемов

отливки однозначно определяется скоростью кристаллизации так же, как в отливке из чистого алюминия. На фиг. 181 показана зависимость размеров зерен от средней скорости кристаллизации для железоуглеродистых сплавов, относящихся к области стали. Измерения размеров зерен производились как в тангенциальном, так и в радиальном направлениях.



Фиг. 179. Распределение средней скорости кристаллизации по радиусу цилиндрических отливок.

а — алюминиево-кремниевые сплавы:

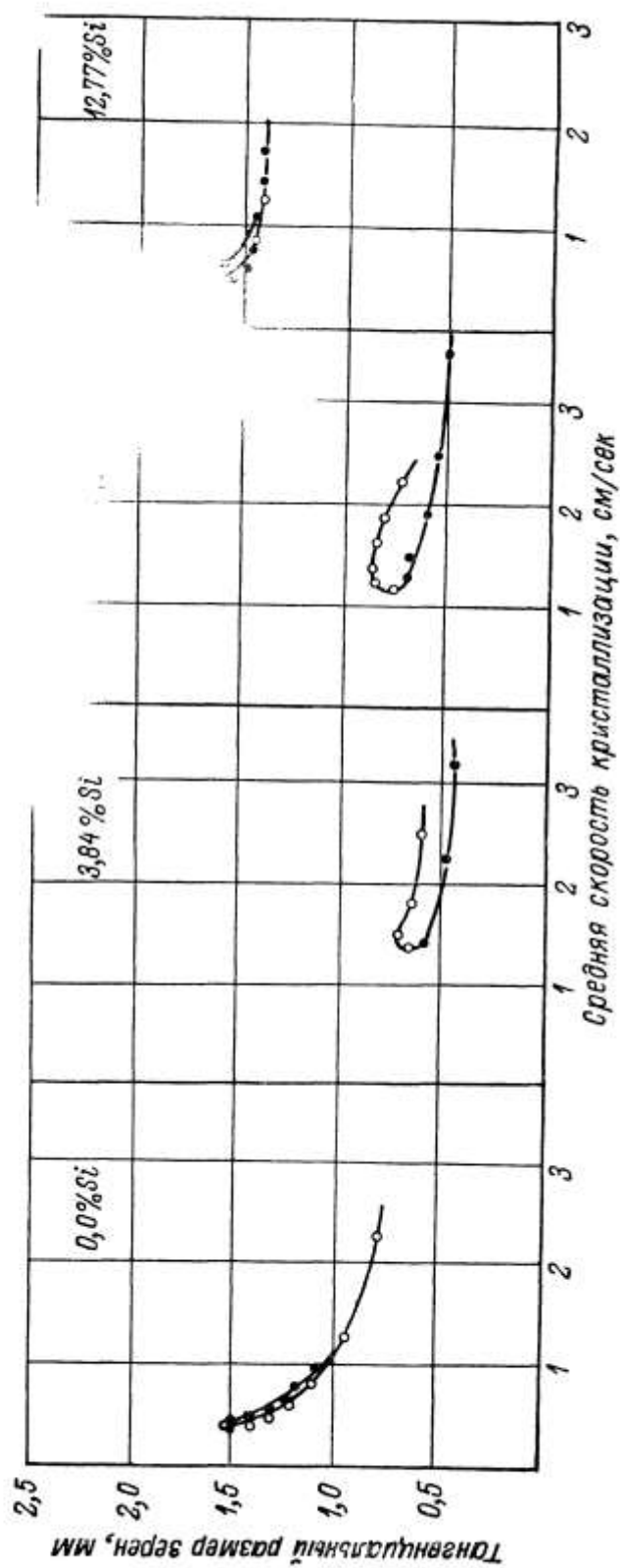
1 — АЛ100; 2 — 3,84% Si, 3 — 7,55% Si; 4 — 12,77% Si.

б — железоуглеродистые сплавы:

1 — железо армко; 2 — сталь 0,4% C; 3 — сталь 0,93% C; 4 — чугун 4,83% C; 5 — чугун 3,45% C, 4,00% Si.

В отливке из технического железа и радиальные и тангенциальные размеры зерен, так же как в чистом алюминии и эвтектическом сплаве, однозначно зависят от скорости кристаллизации. В сплавах с 0,40 и 0,93% углерода и тангенциальные и радиальные размеры внутренних и наружных объемов отливок для одинаковых скоростей различны. В сплаве с 0,04% углерода зона столбчатой кристаллизации распространяется от поверхности отливки примерно на 15—20% радиуса. Это также оказывает влияние на расхождение радиальных размеров зерен различных областей отливки.

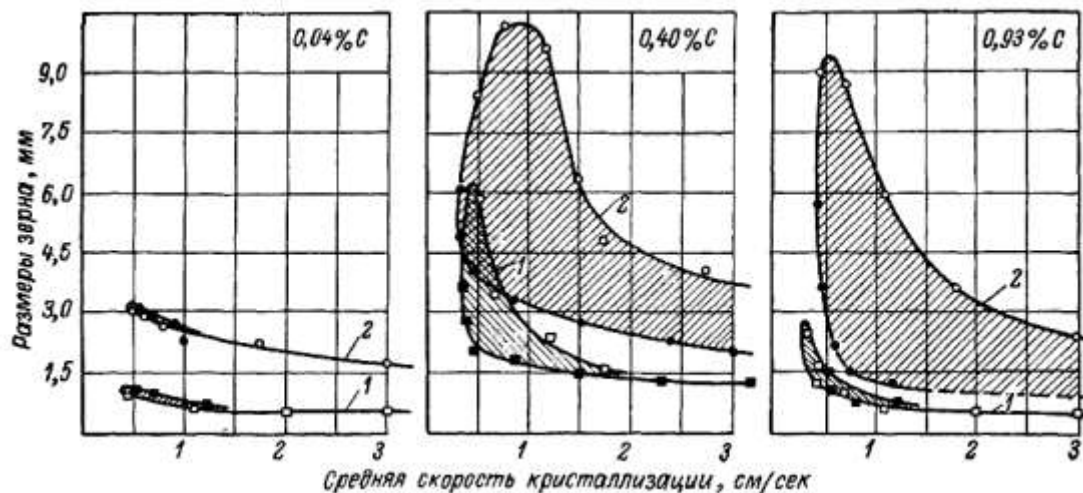
Таким образом, в сплавах, кристаллизующихся при постоянной температуре (чистые металлы, эвтектические сплавы) или в узком температурном интервале, размер зерна однозначно определяется средней скоростью кристаллизации. В сплавах, кристаллизующихся в значительном интервале температур, размер зерна в наружной



Фиг180. Зависимость тангенциальных размеров зерна от средней скорости кристаллизации отливок из алюминийкремниевых сплавов.

○ — наружная часть отливки; ● — осевая часть отливки.

и внутренней части отливки, при одинаковой средней скорости кристаллизации, различен. При затвердевании отливок из сплавов кристаллизующихся в интервале температур, ширина области затвердевания обычно монотонно возрастает от поверхности к оси, а средняя скорость кристаллизации по мере удаления от поверхности сначала падает, а в осевом объеме вновь возрастает. Очевидно, на условия роста кристаллов оказывает влияние не только средняя скорость кристаллизации, но и ширина области затвердевания. Размер зерна в осевой части отливки, как правило, оказывается



Фиг. 181. Зависимость размеров зерна от средней скорости кристаллизации отливок из железоуглеродистых сплавов:

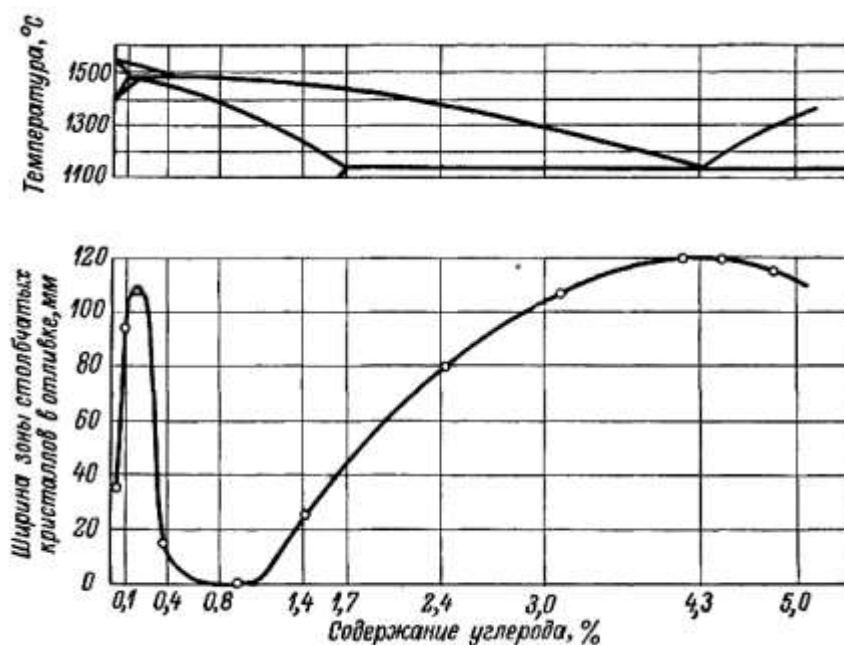
- 1 — тангенциальные размеры: □ — наружная часть отливки; ■ — осевая часть отливки;
2 — радиальные размеры: ○ — наружная часть отливки; ● — осевая часть отливки.

мельче, чем в наружной части при той же средней скорости кристаллизации. Возможно, что в широкой области затвердевания создаются более благоприятные условия для возникновения центров кристаллизации.

Развитие зоны столбчатой кристаллизации усиливает эффект образования петли на кривой размеров зерен. Если связывать возникновение центров кристаллизации с слоем переохлажденного металла перед фронтом кристаллизации, то естественно, что в условиях существования перегрева, когда растут столбчатые кристаллы, развитие переохлаждения должно быть затруднено. При снижении возможностей возникновения центров кристаллизации радиальный размер кристаллов должен возрастать. На фиг. 182 представлена зависимость ширины зоны столбчатых кристаллов от содержания углерода в железоуглеродистых сплавах, полученная на отливках диаметром 250 мм, заливавшихся при одинаковом относительном перегреве над температурой ликвидуса. Между перегибами на кривой Ширины зоны столбчатых кристаллов и диаграммой состояния железо — углерод существует определенная связь. При увеличении содержания углерода в стали от 0,25—0,35% до 0,6—0,7% С,

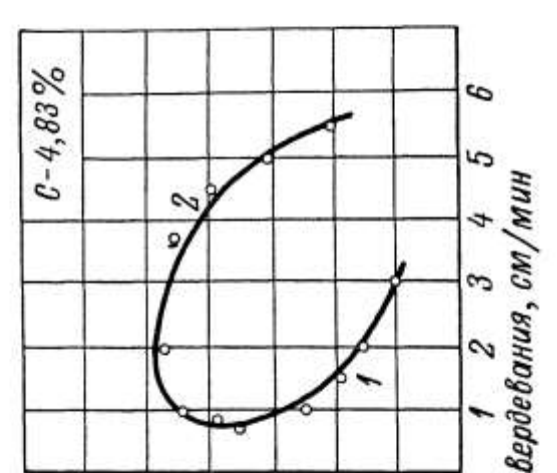
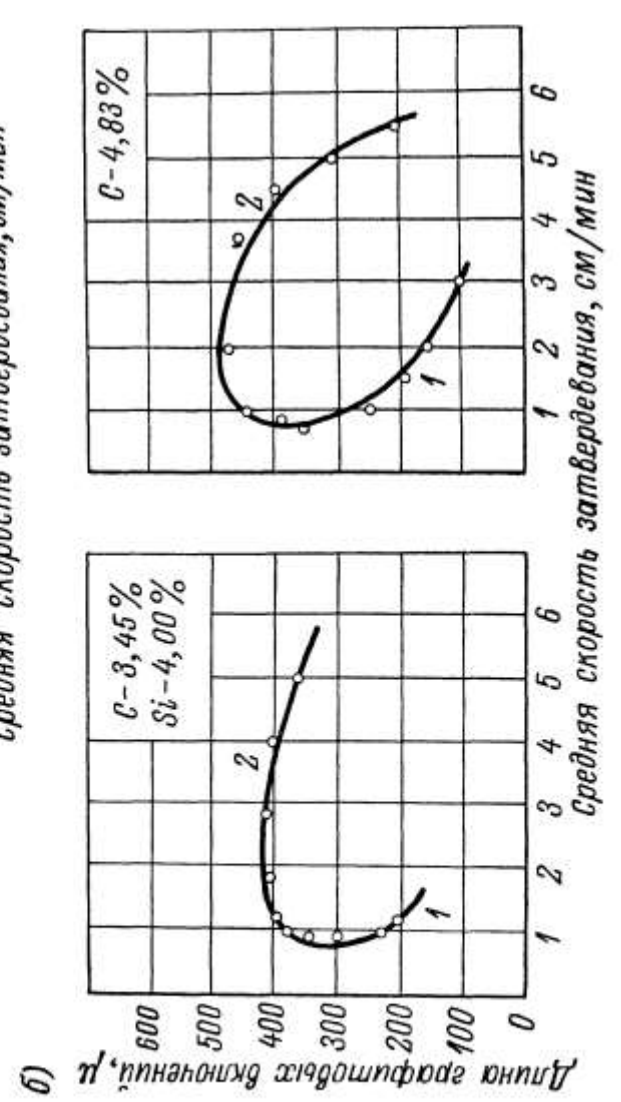
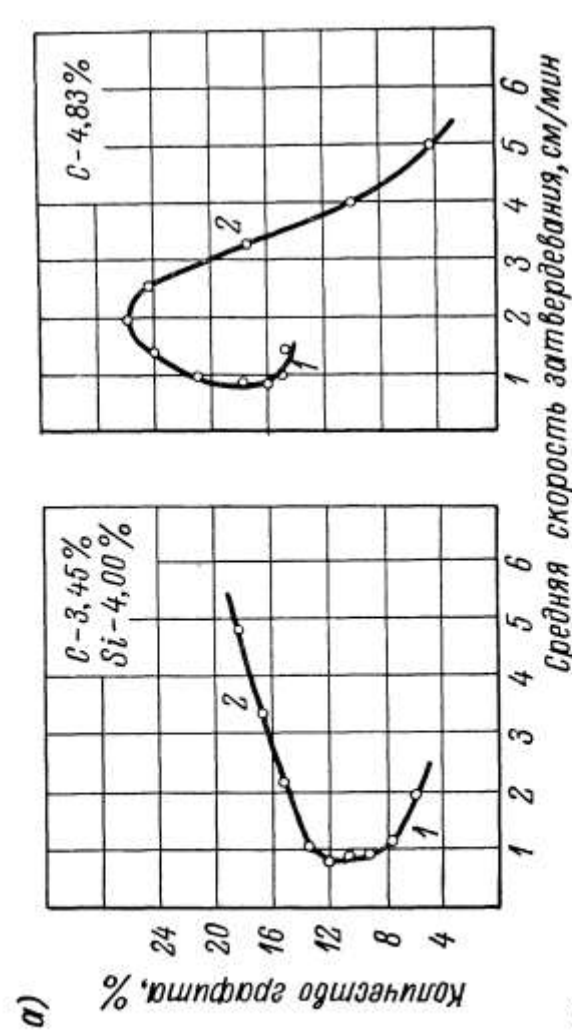
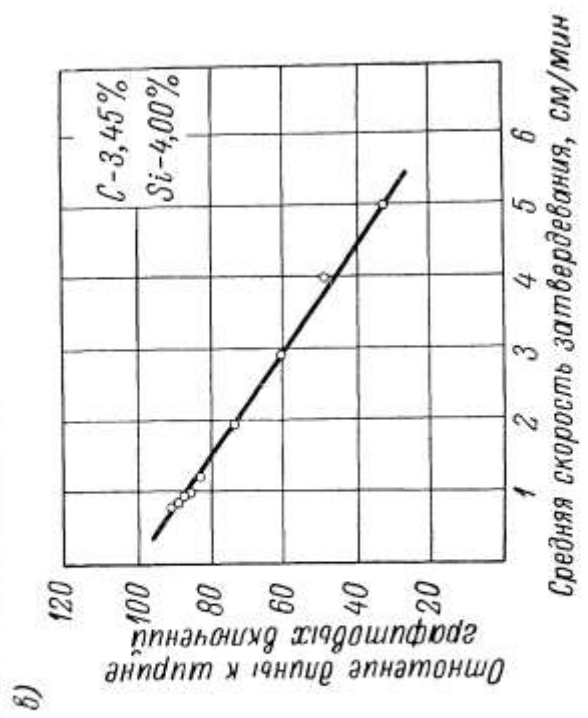
ширина зоны столбчатых кристаллов падает, а размер зерна уменьшается. Изучение микроструктуры стальных отливок, не подвергавшихся термической обработке, показывает, что игольчатые выделения видманштеттовой структуры и аустенитные зерна по направлению от поверхности к оси отливки сначала делаются более крупными и грубыми, а в осевом объеме вновь принимают вид, характерный для поверхностного слоя.

Для определения влияния скорости кристаллизации на характеристики графитных включений в чугунах были произведе-



Фиг. 182. Зависимость длины столбчатых кристаллов от состава железоуглеродистых сплавов.

дены соответствующие измерения в различных точках отливок по их радиусу. На фиг. 183, а показано изменение количества графита в сером чугуне, содержащем 3,45% С и 4,0% Si, и железоуглеродистом сплаве с 4,83 % углерода в зависимости от средней скорости кристаллизации. При средней скорости кристаллизации, равной 2 см/мин, в начале затвердевания количество свободного графита составляет 6%; при такой же скорости кристаллизации в конце затвердевания отливки количество свободного графита возрастает примерно в 2,5 раза. В первом случае область затвердевания имеет малое развитие, во втором случае она занимает значительный объем отливки. Процесс кристаллизации сплава с 4,83% углерода начинается сразу же после заполнения формы и идет с обильным выделением графитной спели. Уменьшение количества графита во внутренних объемах соответствующей отливки следует объяснить всплыванием спели. Близка по характеру к предыдущей зависимость между длиной графитных включений и средней скоростью кристаллизации (фиг. 183, б).



Фиг. 183. Зависимость количества графита (а), длины графитовых включений (б) и отношения длины графитовых включений к ширине (в) в чугунах от средней скорости кристаллизации отливки:

1 — наружная часть отливки; 2 — осевая часть отливки.

Изменение конфигурации графитных включений в виде отношения длины к ширине при изменении средней скорости кристаллизации для серого чугуна, содержащего 3,45% С и 4,0% Si дано на фиг. 183, в. Прямолинейная зависимость указывает на то, что в этом чугуне конфигурация графитных включений зависит только от скорости кристаллизации. Путем экстраполяции можно оценить среднюю скорость кристаллизации, которая обеспечит получение глобулярного графита в сером чугуне. Такая скорость должна быть примерно 7—8 см/мин.

Еще Д. К. Чернов [19] указывал на возможность воздействия на кристаллизацию металлов при помощи вибрации. Первые опыты по определению влияния встряхивания на строение слитка были проделаны В. В. Лермонтовым и В. И. Тыжновым [365]. Влияние ультразвука на кристаллизацию исследовали С. Я. Соколов [366], А. П. Капустин [367] и др. Исследования неизменно показывали измельчение структуры под действием колебаний тем более интенсивное, чем больше мощность колебательного процесса. Первоначально исследования велись на органических жидкостях, затем перешли на металлы.

Я. Б. Гуревич, В. И. Леонтьев и И. И. Теумин [368] исследовали влияние ультразвука с частотой 18 кгц при мощности 1 кет на кристаллизацию стальных слитков весом до 2 кг. Исследования показали резкое измельчение микро- и макроструктуры, а также неметаллических включений под воздействием ультразвука. Размер микрозерна уменьшился в 2—3 раза. При повышенной мощности наблюдалось образование специфической пористости вблизи вибратора в нижней части слитка, по-видимому, связанная с кавитационными явлениями. Ультразвуковая обработка не оказала влияния на химическую неоднородность и содержание газов. За последнее время более систематически влияние вибрации на кристаллизацию металлов изучали Н. К. Лопырев и Н. Г. Касумзаде [250]. Эти работы показывают, что вибрация с небольшой амплитудой около 1 мм и средней частотой около 1300 ударов в минуту при кристаллизации металла способствует измельчению и выравниванию структуры.

4. МОДИФИЦИРОВАНИЕ

Модифицирование в буквальном смысле слова означает видоизменение объекта по какой-либо категории признаков при сохранении его сущности. Обработка металлов малыми добавками каких-либо элементов с целью воздействия на структуру может сопровождаться снижением содержания газов, удалением вредных примесей (десульфурация стали и чугуна), раскислением, изменением механических или иных рабочих и технологических свойств. Однако нет оснований объединять все эти сопутствующие разнородные явления в одно понятие модифицирования.

Под модифицированием следует понимать только видоизменение структуры металла под воздействием добавок определенных элементов. Модифицирующие добавки вызывают измельчение зерна.

Модифицирование, как средство регулирования структуры металла, впервые было применено в начале XX в. в виде обработки силумина натрием. В конце двадцатых — начале тридцатых годов было обнаружено влияние добавок алюминия на размер аустенитного зерна стали. В послевоенные годы получило значительное развитие регулирование структуры металлической матрицы и характеристик графитных включений в чугунах путем введения добавок сначала кремния, а позднее магния. В результате ряда лабораторных исследований выявлен эффект модифицирования при введении разнообразных добавок на структуру основных металлических элементов.

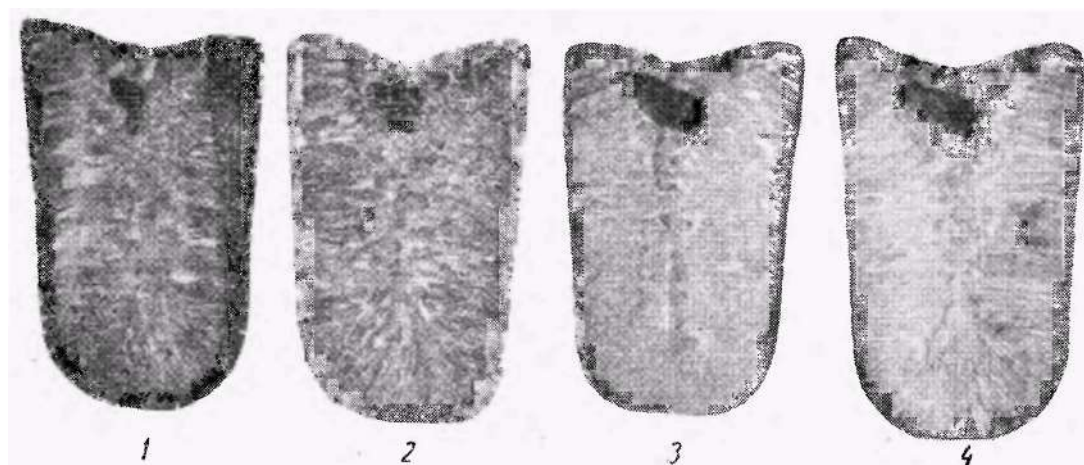
Предполагается, что воздействие примесей на структуру может происходить либо за счет образования тугоплавких частиц самих вводимых добавок или продуктов их взаимодействия с основным металлом, являющихся дополнительными центрами кристаллизации, либо за счет скопления атомов примесей на поверхности растущих кристаллов, препятствующих укрупнению зерен.

Факт влияния посторонних твердых частиц на кристаллизацию пересыщенных растворов был впервые установлен русским академиком Т. Ловицем еще в 1795 г. [370]. На возможность роста кристаллов стали из центров, являющихся мелкими частицами тугоплавких примесей указал А.А. Байков [371].

М. В. Мальцев [372] на основе исследований модифицирования цветных сплавов сформировал следующие принципы выбора модификаторов, которые могут образовывать центры кристаллизации. Добавка должна образовать химическое соединение по крайней мере с одним из компонентов сплава; для повышения вероятности образования таких соединений и обеспечения равномерности их распределения в отливке желательно, чтобы добавка образовывала химическое соединение с основным компонентом сплава. Соединение добавки и компонента сплава должно кристаллизоваться раньше, чем основной сплав. Во избежание сильного изменения состава сплава добавки должны образовывать химические соединения при малых концентрациях. Наиболее эффективными модификаторами будут такие добавки, которые дают с основным компонентом сплава диаграммы эвтектического или перитектического типа с эвтектической или перитектической точкой, близкой к основному компоненту и крутой линией ликвидуса для концентраций примеси, лежащих за этой точкой. Желательно присутствие в сплавах компонентов, которые будут сдвигать эвтектическую или перитектическую точку на диаграмме состояния основной компонент — добавка в сторону основного компонента. Тогда эффект модифицирования должен проявляться при еще меньших количествах добавки. С целью доказательства действия частиц тугоплавких соединений М. В. Мальцев устранял эффект модифицирования алюминиевых сплавов путем их высокого перегрева и отделения этих частиц путем центрифугирования.

Н. С. Крещановский с сотрудниками [414—416] систематически исследовал влияние модифицирования магнием, бором, кальцием, церием, барием на строение и свойства высоколегированных

сталей. Его исследования показали, что введение модифицирующих добавок снижает поверхностное натяжение металла и его склонность к переохлаждению в малых объемах. Минимальному значению поверхностного натяжения модифицированного металла соответствует минимальный размер зерна макроструктуры. Н. С. Крещановский связывает влияние модификаторов на поверхностное натяжение металла с их адсорбцией на поверхности растущих кристаллов и воздействием на скорость возникновения центров кристаллизации. Кроме того, им установлено влияние моди-



Фиг. 184. Влияние модифицирования на макроструктуру отливок из стали 1X18H9, залитых в металлические формы:

1 — модифицированная отливка; 2 — добавка титана 0,25%; 3 — добавка титана 0,5%; 4 — добавка титана 1,0%.

фикаторов на формы образования сульфидов в стали [417] и склонность отливок к образованию горячих трещин [418].

С целью изучения влияния модифицирования на кинетику затвердевания было проведено исследование [360] со сталью марок 20Л, У12, 40ХЛ, 30ХНЗМ, 1X18H9. Сталь заливалась в металлические формы диаметром 50 мм. Металл обрабатывался следующими модификаторами: металлическим кальцием, ферробором с содержанием бора 20%, металлическим титаном, металлическим цирконием, феррованадием с содержанием ванадия 40%, мишметаллом (ферроцерием). Модификаторы вводились в сталь в количествах 0,0; 0,1; 0,25; 0,50; 1,00%. Для каждого количества вводимого модификатора заливались две опытных отливки.

На сталь марки 20Л модифицирование всеми модификаторами не оказало ощутимого влияния, за исключением титана, вводимого в количестве 0,75%. Но даже титан оказал незначительное влияние на макроструктуру отливок. Кальций, ванадий, бор и цирконий практически не оказали влияния на макроструктуру стали марки У12. Добавка церия дала наиболее существенное измельчение зерна в количестве 0,5%. Несколько меньший эффект дала добавка титана в количестве 0,25%. На макроструктуру стали марки 40ХЛ наиболее

резкое влияние оказала добавка титана в количестве 0,5%. Другие модификаторы дали несущественный эффект. В стали марки 30ХНЗМ наиболее резкое модифицирующее влияние оказали бор, ванадий и цирконий. Другие модификаторы оказали слабое влияние на структуру. В стали марки 1Х18Н9 наиболее резкое измельчение зерна достигнуто при обработке титаном и цирконием. Введение титана в количестве 0,5% обеспечило наибольший эффект. Бор, кальций, церий и ванадий при малых и средних добавках не оказали существенного влияния на макроструктуру отливок. Введение церия и бора в количестве 1,0% привело к укрупнению зерна в средних частях отливок.

На фиг. 184 приведена типичная картина изменения макроструктуры отливок из стали 1Х18Н9 при введении в металл различных добавок титана. Общая закономерность воздействия модифицирующих добавок на структуру металла имеет следующий характер. При небольших добавках модификатора размер зерна сначала резко уменьшается, достигая минимума; при увеличении добавки зерно постепенно укрупняется и приближается к исходному состоянию; при значительных добавках возможно даже получение более крупного зерна, чем в исходном состоянии.

На основании предварительных опытов представилось возможным выбрать модификаторы и их количество для изучаемых марок стали (табл. 57).

Таблица 57

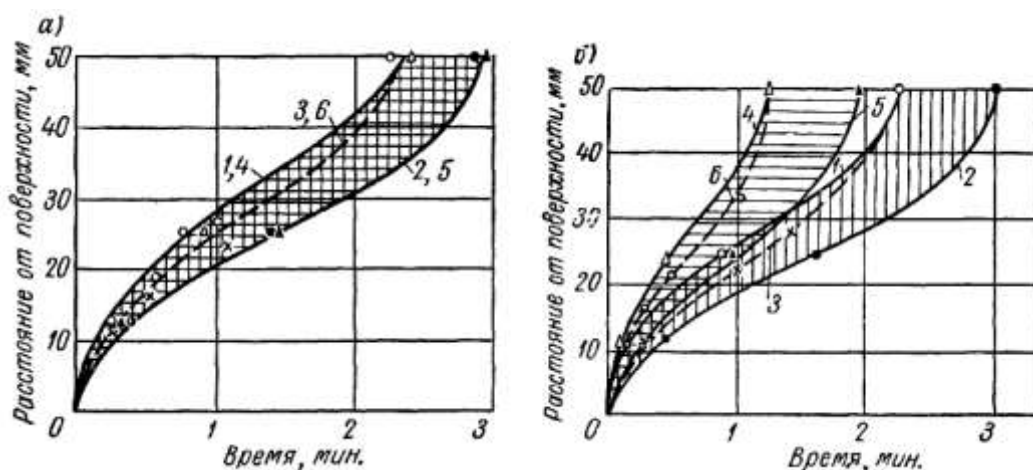
Марка стали	Модификаторы	Количество добавки в %	Марка стали	Модификаторы	Количество добавки в %
20Л	Титан	0,75	30ХНЗМ	Бор	0,50
У12	Церий	0,50	1Х18Н9	Титан	0,50
У12	Титан	0,25	1Х18Н9	Цирконий	0,25
40ХЛ	Титан	0,50			

Исследование влияния модифицирования металла на кинетику затвердевания отливок производилось методами измерения температур и выливания жидкого остатка. В обоих случаях металл заливался в металлическую форму диаметром 100 мм. Время достижения точкой ликвидуса спая данной термопары определялось по перегибу на соответствующей температурной кривой. Время достижения точкой солидус спая термопары определялось по положению изотермы, лежащей ниже перегиба точки ликвидуса на величину интервала кристаллизации. Величина интервала кристаллизации для немодифицированной и модифицированной стали считалась одинаковой.

Типичные кривые затвердевания отливок из немодифицированной и модифицированной стали марок 20Л и 30ХНЗМЛ представлены на фиг. 185. Одновременно на них нанесены кривые, характеризующие положение границы выливаемости.

Модифицирование стали марки 20Л титаном, У12 — церием и титаном, 1Х18Н9 — титаном и цирконием — не оказало влияния на продолжительность затвердевания отливок. Модифицирование стали марки 40ХЛ титаном привело к сокращению времени затвердевания отливок примерно на 15%; модифицирование стали марки 30ХНЗМ бором сократило время затвердевания примерно в 1,5 раза. Эти результаты подтверждены как методом измерения температур, так и методом выливания жидкого остатка. Введение модификатора ни в одном случае не изменило ширины области затвердевания.

Таким образом, модифицирование в пяти случаях из семи не оказало влияния на кинетику затвердевания, а в двух случаях привело к ощутимому ускорению этого процесса.



Фиг. 185. Типичные кривые затвердевания отливки без добавки модификатора (вертикальная штриховка) и с добавкой модификаторов (горизонтальная штриховка); *а* — сталь 20Л; модификатор — титан; *б* — сталь 30ХНЗМЛ, модификатор — бор.

Отливка без модификатора: 1 — граница ликвидус; 2 — граница солидус; 3 — граница выливаемости. Отливка с добавкой модификатора: 4 — граница ликвидус; 5 — граница солидус; 6 — граница выливаемости.

Исследование поперечных разрезов «стаканов», оставшихся после выливания жидкого остатка от отливок из стали марки 30ХНЗМ, показало, что без модифицирования толщина их стенок была существенно различной в разных местах и имела по внутренней поверхности подобие огранки. При модифицировании бором толщина корки становилась равномерной. Аналогичная картина наблюдалась при модифицировании стали марки 20Л титаном. Однако на других сталях модифицирование не дало эффекта выравнивания толщин корочки. Полученные результаты подтверждают явление, обнаруженное В. Е. Неймарком [373] при исследовании влияния модифицирования на равномерность толщины корки в отливках.

С целью изучения влияния модифицирования на структуру стали были проведены следующие опыты. Металл заливался в формы, изготавливаемые по выплавляемым моделям. Опытные отливки представляли собой агрегаты из четырех стандартных пробных брусков с толщиной стенки 18 мм. Металл обрабатывался следующими

модификаторами: металлическим кальцием, металлическим цирконием, церием в виде мишметалла.

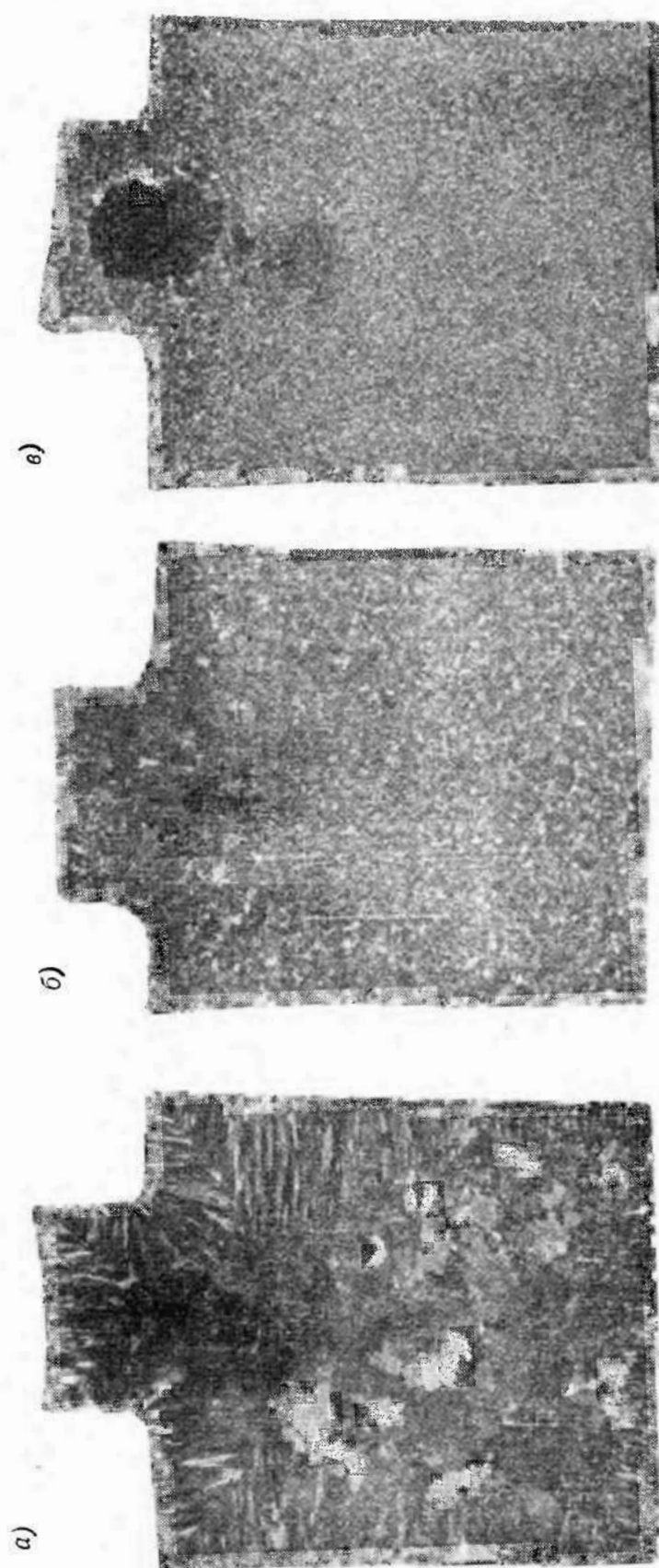
Модификаторы вводились в количествах: 0,1; 0,3; 0,5 и 1,0%. Из каждой плавки отливалось три агрегата: первый из немодифицированного металла, второй — с малым количеством модификатора, третий — с увеличенным количеством модификатора.

С целью изучения распределения модификаторов в основном металле они вводились с добавкой радиоактивных изотопов кальция Ca^{45} , циркония Zr^{95} и церия Ce^{141} . Количество радиоактивного изотопа определялось исходя из удельной активности 1,5 мКи на 1 кг металла. Для получения микрорадиограмм изображения на пленках после соответствующей обработки рассматривались под микроскопом и фотографировались параллельно с изучением микроструктуры на шлифе при том же увеличении.

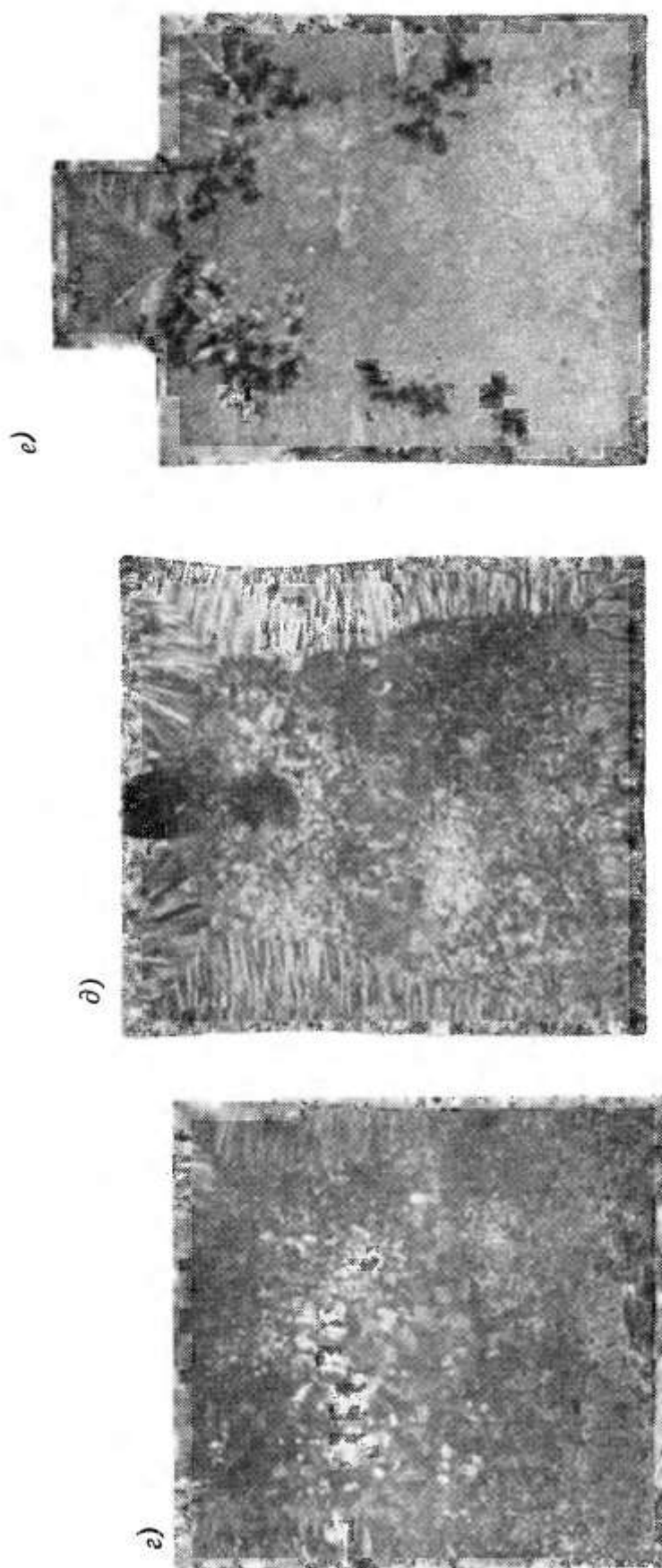
Модифицирование стали одной и той же марки различными модификаторами дает различный эффект. Например, при модифицировании стали марки Х25Н20 наиболее сильное влияние оказал цирконий (фиг. 186 А, а, б, в, плавка № 1), меньшее — церий (фиг. 186 Б, г, д, е, плавка № 2) и еще меньшее — кальций (фиг. 186 В, ж, з, и, плавка № 3). На фиг. 186 Б, е видно, что при добавке церия в количестве 0,5% образовались темные пятна, являющиеся скоплениями сульфидов. Подсчет размеров макрозерна в средних частях отливок из стали марки Х25Н20, модифицированной цирконием, церием и кальцием, дал картину, представленную на фиг. 187, а. Модифицирование стали марки 1Х18Н9 цирконием, церием и кальцием дало несколько меньший эффект, чем стали марки Х25Н20; интенсивность воздействия различных модификаторов распределялась в том же порядке. Еще меньшее воздействие оказали те же самые модификаторы на сталь марок 30ХН3М и 40ХЛ. На сталь марок У12 и 20Л они практически не оказали влияния.

Связь между макроструктурой отливки из модифицированного металла и макроскопическим распределением модификатора устанавливалась путем ее сопоставления с микрорадиограммами. Систематическое сопоставление результатов, получаемых этими двумя методами, позволяет установить, что между макроструктурой отливок и макроскопическим распределением модификатора не наблюдается связи.

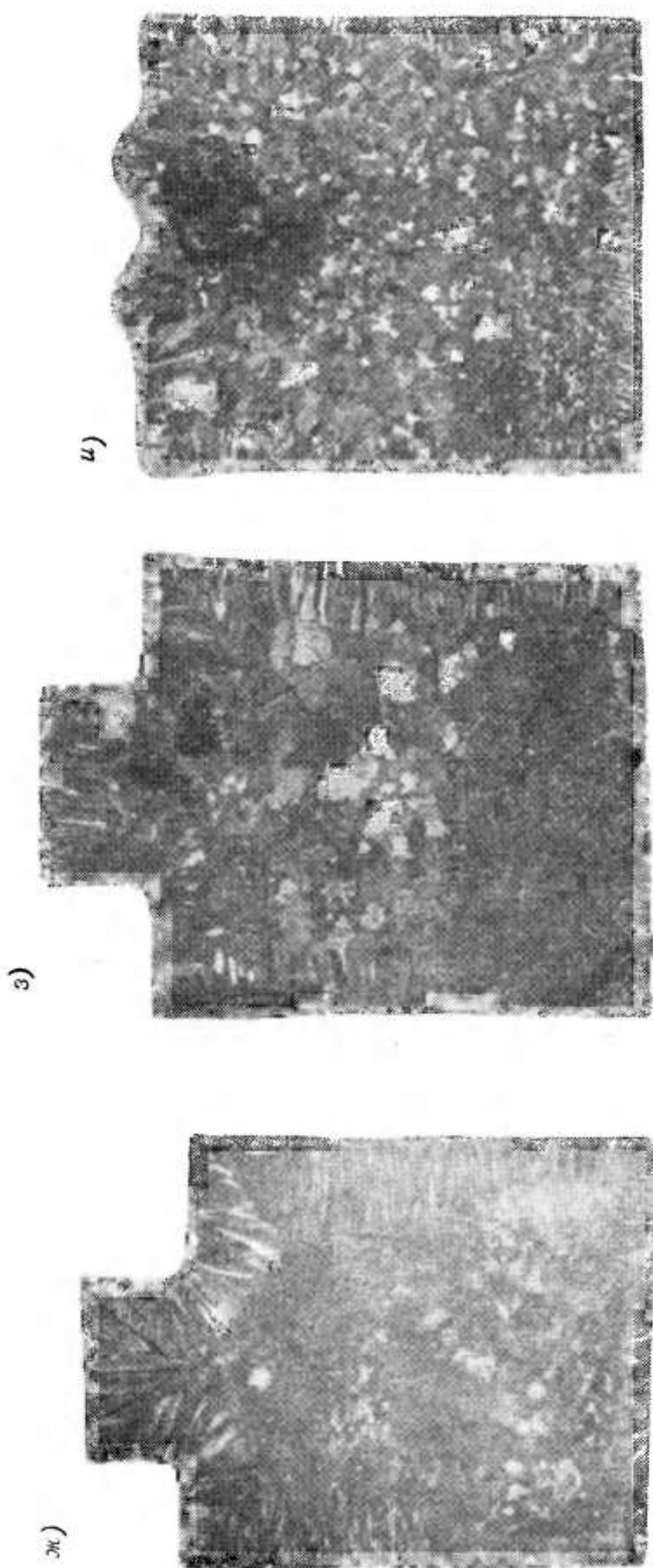
Исследование микроструктуры опытных отливок показывает, что при модифицировании параллельно с уменьшением размеров зерна макроструктуры уменьшается и зерно микроструктуры. При этом выявляются границы зерна аустенита, совпадение которых с границами первичных кристаллов необязательно. Микроструктура стали Х25Н20 без модифицирования имеет четко выраженный дендритный характер. Ячейки дендритной кристаллизации сохраняются при введении 0,1% циркония, но они выражены слабее и их размеры меньше. При введении 0,3% циркония дендритный характер микроструктуры исчезает, остается только мелкая сетка аустенитных зерен. На фиг. 187, б представлен график зависимости размеров аустенитного микрозерна от количества вводимого циркония.



Фиг. 186 А. Влияние модифицирования на структуру отливок из стали X25H20:
 а — без модификатора; б — 0,1% циркония; в — 0,3% циркония.

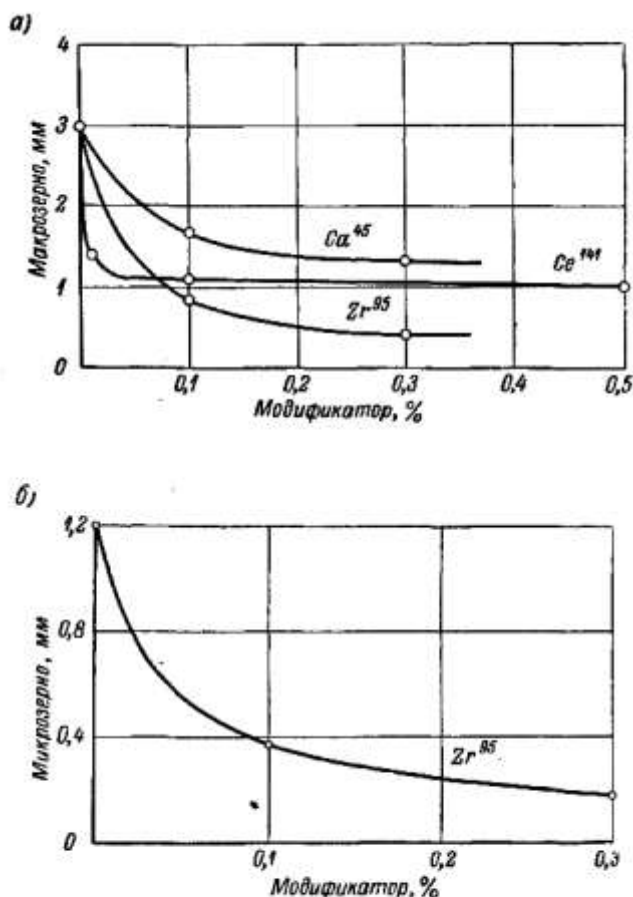


Фиг. 186. Б. Влияние модифицирования на структуру отливок из стали X25H20:
 а — 0,01% церия; б — 0,1% церия; е — 0,5% церия.



Фиг. 186 В. Влияние модифицирования на структуру отливок из стали X25H20:
 ж — без модификатора; в — 0,1% кальция; а — 0,3% кальция.

Аналогичная связь между изменением макро- и микроструктуры при введении модификаторов наблюдается в той или иной степени на других марках стали и на других модификаторах. Вид микроструктуры металла в поверхностных и центральных частях отливок несколько различен, но характер влияния на нее модифицирования — одинаков.



Фиг. 187. Влияние модифицирования на размер макрозерна (а) и микрозерна (б) в отливках из стали X25H20.

Связь между микроструктурой модифицированного металла и микроскопическим распределением модификатора устанавливалась путем ее сопоставления с микрорадиограммами. Исследование показало, что существует прямое соответствие между распределением модификаторов в микромасштабе и микроструктурой. Поверхностноактивные вещества, какими являются цирконий, церий и кальций, скапливаются на поверхности растущих зерен первичной кристаллизации. При малых концентрациях модификатора и без модификатора зерном первичной кристаллизации является дендрит. При достаточно большой концентрации модификатор скапливается у поверхностей роста кристаллов в виде сплошного «вала» и препятствует образованию скелетных форм дендритов. Кристаллизация при этом происходит в микроскопических ячейках, неупорядоченных в

пространстве предварительно образующимися дендритными осями. Размер ячеек, замыкающих скопление поверхностноактивных веществ и ликвидирующих примесей в этих двух случаях может меняться не особенно сильно. Размер зерна, в пределах которого эти ячейки приобретают одинаковую ориентацию, может резко изменяться.

Проведенные опыты в принципе подтвердили, что механизм влияния поверхностноактивных модификаторов на процесс кристаллизации состоит в их скоплении на границах твердой фазы, препятствующем росту крупных зерен.

Обобщение результатов исследования позволяет дать сравнительную оценку модифицирующего действия различных добавок и склон-

ности различных марок стали воспринимать модифицирование (табл. 58). Эффект модифицирующего действия в табл. 58 увеличивается справа налево; склонность марок воспринимать модифицирование увеличивается сверху вниз. Эффект модифицирования сильно зависит от условий обработки металла — способа введения, размера

Таблица 58

Марки стали	Модификаторы							
	Ti	B	Zr	Ce	Ca	V	Nb	Al
20Л	1	0	0	0	0	0	—	—
У12	1	0	0	1	0	0	—	—
40ХЛ	2	1	1	0	0	0	—	—
30ХНЗМ	1	2	1	1	1	2	0	0
1Х18Н9	2	2	2	1	1	1	—	—
Х25Н20	—	—	2	2	2	—	—	—

Примечание. 0 — отсутствие эффекта модифицирования; 1 — слабый эффект модифицирования; 2 — сильный эффект модифицирования

кусков модификатора, температуры металла, места введения, продолжительности действия модификатора, состава лигатуры и т. д. Например, в наших опытах не проявилось модифицирующее действие алюминия и ниобия, в то время как по литературным данным они известны как модификаторы. Очевидно, условия обработки, принятые в наших опытах, не позволили выявить этот эффект.

Обработку чугуна магнием следует рассматривать как модифицирование, так как в результате введения добавки магния коренным образом изменяются структурные формы первичной кристаллизации графита. Гипотезы, предложенные для объяснения механизма влияния магния на формы кристаллизации графита, можно разделить на две группы.

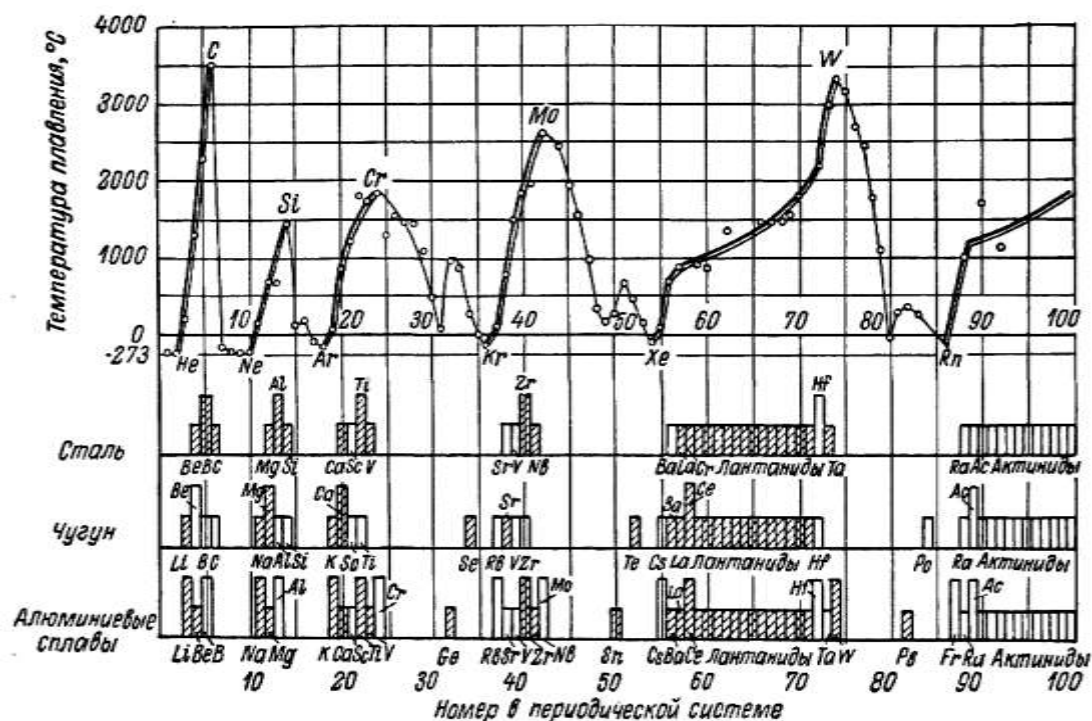
1. Гипотезы, предполагающие, что магний принимает непосредственное участие в возникновении и росте графитовых включений путем образования химических соединений или растворов с углеродом и кремнием, химических соединений с окислами углерода, образования и последующего разложения карбидов.

2. Гипотезы, предполагающие, что магний не принимает непосредственного участия в возникновении и росте графитовых включений, но изменяет условия их формирования косвенно, увеличивая переохлаждение, изменяя поверхностное натяжение, скорость диффузии углерода, вызывая десульфурацию и дегазацию металла и т. д.

В пользу второй группы гипотез свидетельствует все большее количество фактов. Шаровидный графит удается получать без участия магния путем выплавки чугуна в вакууме, значительного перегрева и быстрого охлаждения и т. д.

Исследования И. А. Шапранова [374] показали, что при обработке чугуна магнием углерод удаляется из металла до тех пор, пока его

не останется 2,5—2,7%. Эта величина не зависит от исходного содержания углерода и введенного количества магния. Процесс образования крупных включений графита и их всплывания зафиксирован путём очень быстрого охлаждения металла из жидкого состояния. Эти опыты дают основание утверждать, что магний ограничивает растворимость углерода до определенного предела. Вытесненный углерод образует кристаллы графита еще в жидком металле. После завершения эвтектического превращения в магниевом чугуна происходит



Фиг.188. Положение модификаторов стали, чугуна и алюминиевых сплавов в периодической системе Д. И. Менделеева.

ходит интенсивное графитообразование на ранее образовавшихся мелких кристалликах графита за счет диффузионного распада цементита. О том, что графитообразование в магниевом чугуна идет преимущественно по окончании затвердевания, свидетельствует гораздо более пологий ход температуры кривых, чем в сером чугуна, обусловленный тепловым эффектом реакции разложения цементита [353]. Кроме того, магниевый чугун имеет гораздо большее предсудачное расширение, связанное с выделением графита, чем серый чугун [436]. Значительная скорость графитизации магниевых чугунов после затвердевания вызывается возникновением очень большого количества мелких кристаллов графита в жидком металле, служащих центрами роста выделений графита в твердом состоянии, а также повышенным содержанием кремния, дегазацией и десульфурацией металла магнием. Шаровидные формы кристаллов графита" следует объяснять поверхностными явлениями, связанными с концентрацией магния по границам зерен.

На фиг. 188 представлена систематизация модификаторов на основе периодической системы Д. И. Менделеева. В верхней части диаграмм в качестве характеристики периодичности изменения свойств простых тел представлена кривая изменения их температур плавления. Выбор в качестве характеристики температуры плавления произволен. Можно было взять плотность, температуру кипения, теплоту кристаллизации, предел прочности или иное свойство. В нижней части диаграммы высокими столбиками отмечены элементы, дающие сильный эффект модифицирования в стали, чугунах и алюминиевых сплавах, низкими столбиками — слабый эффект. Отсутствие столбика против номера элемента означает, что он не является модификатором. Заштрихованные столбики соответствуют надежно установленным данным; незаштрихованные — сомнительным данным или отсутствию данных по предполагаемому эффекту.

Можно утверждать, что положение элементов модификаторов для данной основы в периодической системе вполне определено. В подавляющем большинстве случаев они соответствуют первым элементам каждого периода, отмеченным двойной линией на кривой температур плавления. Следовательно, существует прямая связь между строением внешних электронных оболочек атомов элементов и их модифицирующим влиянием.

ГЛАВА XIII

ХИМИЧЕСКАЯ НЕОДНОРОДНОСТЬ МЕТАЛЛА

1. ЛИКВАЦИЯ

Ликвация делится на дендритную и зональную, которая в свою очередь разделяется на осевую и внеосевую.

Основными методами выявления и оценки ликвации являются следующие:

1. Химические.

а) непосредственный анализ стружки или образцов, взятых из различных мест отливки;

б) локальный спектральный анализ;

в) вытравление тонких пластинок и анализ получающегося раствора.

2. Металлографические.

а) выявление макроструктуры путем травления или снятия серных отпечатков;

б) выявление микроструктуры путем травления;

в) определение и измерение размеров неметаллических включений на шлифах.

3. Вспомогательные методы.

а) введение радиоактивных изотопов элемента, распределение которого изучается;

б) определение микротвердости в различных точках.

Склонность к ликвации данного элемента тем больше, чем больше разница его растворимости в твердой и жидкой фазе основы сплава. Различие растворимости в твердой и жидкой фазах оценивается коэффициентом распределения

$$\omega = \frac{C_m}{C_{ж}}, \quad (240)$$

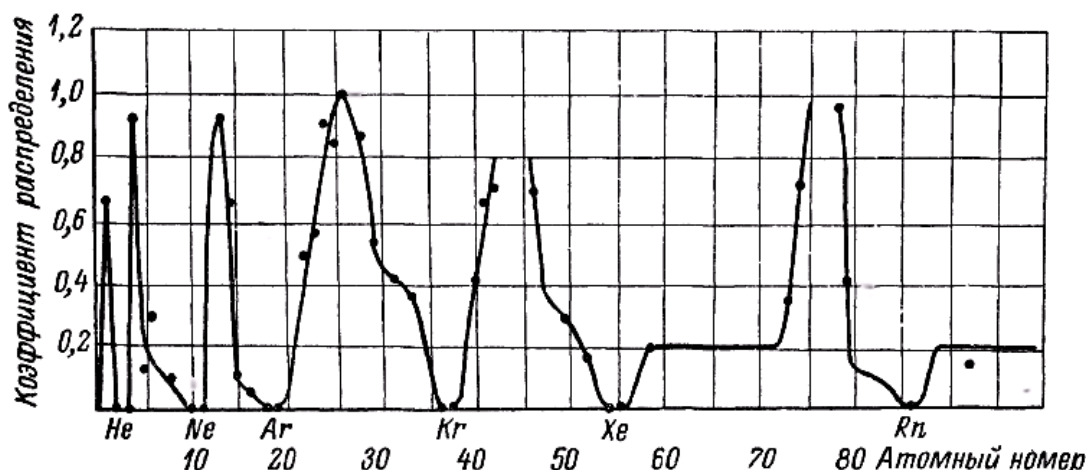
где ω — коэффициент распределения;

C_m — концентрация примеси в твердой фазе;

$C_{ж}$ — концентрация примеси в жидкой фазе.

Концентрация C_m и $C_{ж}$ должны быть отнесены к одной температуре и соответствовать равновесному состоянию. Если линии ликвидус и солидус на диаграмме состояния представляют собой прямые линии, коэффициент распределения не зависит от температуры и кон-

центрации примеси. Однако в общем случае, при непрямых линиях ликвидус и солидус, он должен быть отнесен к определенной концентрации и температуре. Величина коэффициента распределения элемента в данном металле определяется его положением в периодической системе Д. И. Менделеева. На фиг. 189 представлены зависимости коэффициентов распределения элементов в железе от их атомного номера. Величина коэффициентов распределения определялась по диаграммам, приводимым в современных справочниках. Они относились к концентрациям эвтектических или перитектических



Фиг. 189. Зависимость коэффициентов распределения различных элементов в железе от их атомного номера.

превращений или к наиболее широкой части линзы в случае твердых растворов. Диаграмма демонстрирует ясно выраженную периодичность. Элементы, обладающие очень малой растворимостью в твердом основном металле, естественно, имеют коэффициенты распределения, близкие к нулю.

Обзор литературы о дендритной ликвации дан в монографии И. Н. Голикова [379]. Расчеты дендритной ликвации, предполагающие мгновенную диффузию в жидкой фазе и отсутствие диффузии в твердой фазе были проведены еще в 1914 г. Д. Гулливером [375] и позднее повторены Е. Шойером [376]. А. Х. Гайес и Р. Д. Чипмен [377] пытались применить эту схему для расчета зональной ликвации в кипящей стали. Д. А. Петров [378] применил этот расчет для анализа процесса зонной перекристаллизации.

Если считать, что исходная концентрация примеси равна C_0 , объем отливки равен V_0 , то концентрация примеси в твердом слое будет изменяться по закону

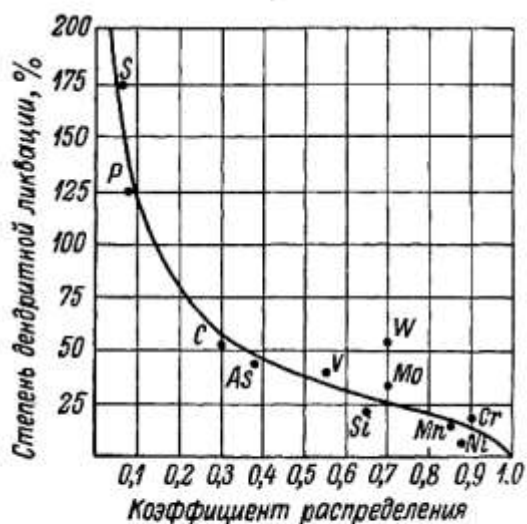
$$C_m = \omega C_0 \left(\frac{V_0 - V_m}{V_0} \right)^{\omega-1}, \quad (241)$$

где C_m — концентрация примеси в твердой фазе после затвердения объема V_m ; ω — коэффициент распределения.

И. Н. Голиков [379] дал упрощенные решения задачи о расчете дендритной ликвации при конечной скорости диффузии и в жидкой

и в твердой фазе. Г. Л. Петров произвел математический анализ развития химической неоднородности при кристаллизации металла в условиях сварного шва [380—382].

В предыдущей работе автора [89] был изложен расчет в конечных разностях распределения примеси в твердом металле при отсутствии диффузии в твердой фазе и конечной скорости диффузии в жидкой фазе. Кроме того, была сделана попытка расчета зональной ликвации в слитке с учетом захватывания части примесей в пределах дендритов.



Фиг. 190. Зависимость степени дендритной ликвации примесей в стали от их коэффициентов распределения.

В качестве частного результата этого расчета установлена зависимость между степенью ликвации различных элементов в данном металле.

А. И. Ландау [383] несколько иначе решил в конечных разностях задачу о распределении примеси в твердой области при постоянной скорости затвердевания с учетом диффузии в жидкой области.

И. Н. Голиков [379] на основании расчетов и опытов пришел к выводу, что в стали по мере повышения скорости затвердевания и вызванного этим подавления полноты диффузии в твердой и жидкой фазах, степень дендритной ликвации сначала увеличивается. При

дальнейшем увеличении скорости затвердевания развитие диффузии в жидкой фазе резко сокращается, а в твердой фазе становится исчезающе малой, при этом степень дендритной ликвации переходит через максимум и начинает падать. По мере увеличения скорости затвердевания градиент концентраций примесей у начала и конца затвердевания микрообъемов, т. е. в осях и межосных пространствах резко возрастает, а в промежуточных пространствах примеси распределяются более равномерно.

На фиг. 190 представлена зависимость степени дендритной ликвации в стальных слитках среднего веса от коэффициента распределения различных элементов. Величины степени ликвации выбраны по данным И. Н. Голикова, обобщившего исследования, проведенные в этой области. Определение дендритной ликвации в различных зонах стальных слитков показывают, что по направлению от периферии к оси, т. е. с уменьшением скорости затвердевания она имеет тенденцию к возрастанию.

Резкая неоднородность распределения примесей, образующаяся в процессе роста дендрита, и значительный градиент концентрации в слоях жидкого металла, примыкающих к поверхностям кристаллизации, приводит к диффузии примесей не только в пределах дендрита,

но и к общему перемещению примесей в макроскопическом масштабе. Такие перемещения могут происходить при достаточно медленном затвердевании. Примеси могут диффундировать внутри области затвердевания, а также из области затвердевания в жидкую область отливки. В. М. Тагеев [384—386] исследовал перераспределение примесей в стали при расплавлении высокочастотным индуктором средней части стальных цилиндров высотой 200 мм диаметром 60 мм и поддержании ее в жидком состоянии в течение нескольких часов. При этих условиях вдоль цилиндра создавался температурный градиент при регулярном тепловом режиме. Примеси, имеющие значительную разницу растворимостей в твердой и жидкой фазах — углерод, фосфор, сера и вольфрам — диффундировали из области затвердевания в жидкую область. В табл. 59 представлены характерные величины изменения состава металла при его выдерживании в индукторе в течение 5 час. Снятие серных отпечатков позволило четко выявить границу жидкой области.

Типичным проявлением зональной внеосевой ликвации при кристаллизации больших масс стали являются «усы». Химический анализ показывает, что в «усах» содержится повышенное количество примесей, имеющих низкое значение коэффициента распределения — углерода, фосфора и серы.

Таблица 59

Место взятия пробы		Состав в %				
		C	S	Mn	P	S
Исходный металл.....		0,57	0,48	0,37	0,021	0,037
Верхняя часть цилиндра	На поверхности . . .	0,78	0,45	0,35	0,016	0,021
	На границе жидкой области	0,74	0,41	0,340	0,018	0,023
	Жидкая область . . .	1,47	0,47	0,40	0,039	0,096
Нижняя часть цилиндра	Жидкая область . . .	1,36	0,40	0,35	0,036	0,083
	На границе жидкой области	0,71	0,37	0,35	0,017	0,023
	На поверхности . . .	0,76	0,36	0,37	0,015	0,016

Например, А. М. Данилов [387] произвел анализы металла в стальных слитках весом 4,6 т и 3,6 т в зоне уса и в соседних чистых участках. Им получены результаты, приведенные в табл. 60.

Интенсивное выделение газов в кипящей стали вызывает значительное перераспределение примесей. Перемешивание жидкого металла газовыми пузырями ускоряет диффузию примесей из области затвердевания в жидкую область и усиливает ликвацию. Такой же результат дает искусственное перемешивание жидкого металла любыми

Марка стали	Состав в %					
	Углерод		Фосфор		Сера	
	ус	соседний участок	ус	соседний участок	ус	соседний участок
18ХГТ	0,40	0,21	0,031	0,027	0,030	0,024
18ХГТ	0,27	0,20	0,027	0,023	0,035	0,027
45Г2	0,56	0,45	0,026	0,021	0,026	0,019
45Х	0,53	0,47	0,032	0,027	0,020	0,018

другими средствами. В этих условиях среднее содержание примесей от поверхности к оси отливки по радиусу возрастает; кроме того, в отдельных зонах возникают местные скопления загрязнений, дающие максимумы на кривой концентраций. Перемешивание металла газовыми пузырями (или иным способом) при общем резком усилении ликвации обычно не дает усов. Как показали опыты В. М. Тагеева и Ю. Д. Смирнова [388], при введении радиоактивного изотопа в жидкую область стального слитка на некоторой стадии его затвердевания происходит проникновение металла, загрязненного изотопом, в глубь области затвердевания по усу. Небольшая глубина проникновения загрязненного изотопом металла в ус свидетельствует о местном характере этого явления. Очевидно, ус представляет собой местный переход загрязненного объема металла из зоны макроскопических перемещений в зону локальных перемещений, связанный с процессом питания. В отливках из цветных сплавов перемещение загрязнений внутри области затвердевания от оси к периферии имеет значительное развитие и вызывает обратную ликвацию.

Скопление загрязнений обуславливает местное снижение температуры плавления металла. Движение металла, начавшись в одном месте, вызывает цепь последовательных перемещений. Направление перемещений определяется, во-первых, стеканием металла сверху вниз в вертикальном направлении; во-вторых, движением фронта кристаллизации в горизонтальном направлении. Формальное аналитическое выражение траектории уса, полученное ранее [89] на основе гипотезы о всплывании объема, обогащенного примесями, сохраняет свою силу и для гипотезы опускания объема, обогащенного примесями под воздействием усадки.

По мере замедления кристаллизации внеосевая неоднородность в стали последовательно принимает разные структурные формы, определяемые степенью локализации примесей от расплывчатой кольцеобразной зоны до четко выраженных усов.

В стальных отливках, и особенно в слитках, часто под усадочной раковиной образуется ликвационное пятно, в котором наблюдается резко повышенное содержание ликвирующих примесей. В. М. Тагеевым и В. А. Дудкиным [389] произведены опыты по введению изотопа серы в нижнюю часть стального слитка, весом 1200 т, отделен-

ную от прибыли керамической диафрагмой с отверстием в центре. Снятие автораддиограммы с продольного темплета, вырезанного из слитка, показало, что изотоп равномерно распределился в металле нижней части, оставшейся в момент введения в незатвердевшем состоянии. В прибыльную часть изотоп не проник. Кроме того, под отверстием диафрагмы на автораддиограмме имеется воронкообразная область, возникающая в результате перемещения не загрязненного изотопом металла из прибыли в нижнюю часть слитка. Снятие серного отпечатка с того же темплета показало, что под усадочной раковиной в прибыли сформировалось обычное ликвационное пятно. На серном отпечатке вторичная усадочная раковина под отверстием диафрагмы окаймлена ликвационным пятном. Ликвационные пятна ни под первичной, ни под вторичной усадочной раковиной не могли возникнуть в результате всплывания сульфидов из нижней части слитка в верхнюю. Следовательно, они возникли за счет экстрагирования сульфидов из вышерасположенных частей слитка.

Многочисленные исследования показывают, что в нижней части слитка происходит обеднение металла примесями, имеющими большую величину коэффициента распределения. Очевидно, что это явление связано с всплыванием объемов металла, обогащенных примесями, в верхнюю часть слитка. Всплывание примесей может происходить без образования примесями самостоятельных фаз; для этого достаточно развития концентрационных потоков.

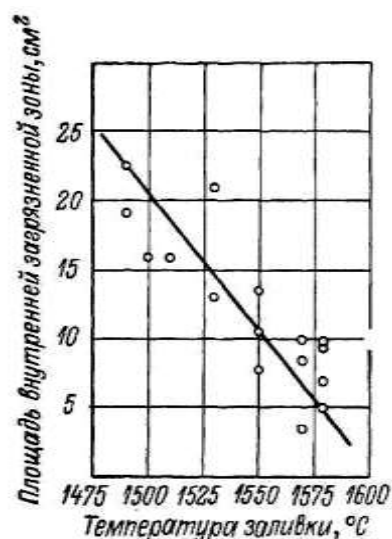
Осевая V-образная форма ликвационных скоплений передает характер движения жидкости при усадке. Смыкание твердого металла по границе выливаемости в осевой плоскости не может произойти одновременно по всей длине плоского элемента отливки. Скорость роста отдельных групп дендритов может превосходить среднюю скорость кристаллизации и обуславливать образование перехвата. Скорость перемещения металла на участках перехватов увеличивается. На участках осевой зоны, отделенных перехватом от источника питания, образуется разряжение. В эту полость из соседних объемов экстрагируется [389] загрязненный металл, обогащенный примесями. Такой загрязненный металл затвердевает при более низкой температуре, чем смежные участки более чистого металла. В результате за перехватом образуется местная пористость.

При увеличении конусности элемента отливки путь металла в осевом объеме, определяемый усадкой, резко уменьшается. При этом V-образная ликвация ослабляется, а при достаточной конусности исчезает вообще.

Принято считать, что зональная ликвация развивается тем сильнее, чем слабее дендритная, и наоборот. Однако это мнение не подтверждается фактами. Наоборот, значительная дендритная ликвация, как правило, сопровождается резкой зональной ликвацией, при условии, что соответствующий объем металла затвердел достаточно медленно и усадочные перемещения имели возможность произойти.

На развитие зональной ликвации в стали существенное влияние оказывает температура разливки. На фиг. 191 представлена зависимость площади внутренней загрязненной зоны в центробежных

стальных отливках от температуры заливки. Отливки имели диаметр 185 мм и заливались при скорости вращения 1000 об/мин. Загрязненная зона выявлялась путем снятия серных отпечатков и обмера ее площади. Диаграмма демонстрирует резкое снижение химической неоднородности при повышении температуры заливки.



Фиг. 191. Зависимость площади внутренней загрязненной зоны в стальных центробежных отливках от температуры заливки.

В табл. 61 по данным С. И. Лившица [390] представлена зависимость различных видов дефектов в слитках рельсовой стали весом 4,5 кг от температуры заливки. Таблица построена по данным испытаний 250 000 рельсов.

Основной причиной макродефектов, очевидно, является химическая неоднородность. При повышении температуры заливки с 1450 до 1490° количество этих дефектов уменьшается почти в 14 раз.

Различные марки стали имеют различную склонность к развитию дефектов, связанных с химической неоднородностью. Исследования А. М. Данилова [391] ликвации в слитках весом 3,6 т и 4,6 т, отлитых из основной электро- и мартеновской стали различных марок, дали результаты, приведенные в табл. 62.

Ликвация определялась путем взятия стружки в ряде точек по оси слитков. В таблице приведены средние величины из максимальных и минимальных отклонений от исходного содержания примеси из всех изученных слитков, отлитых из стали соответствующих марок.

Таблица 61

Температура заливки в °C	Второй сорт в % и брак по причинам				
	Плены	Рванины	Макро-	Завороты	Трещины
1450	4,2	0,7	13,9	0,7	0,6
1460	2,8	0,3	2,0	0,3	0,5
1470	2,0	0,2	1,2	0,08	1,2
1480	2,2	0,2	1,1	0,07	2,2
1490	2,4	0,1	1,0	0,07	3,0

Степень развития осевых дефектов и зональной ликвации между I и II группами проявляется вполне отчетливо. Некоторое снижение степени ликвации в слитках из стали III группы по сравнению со II может иметь случайный характер, так как к ней относится небольшое число опытов. Из результатов опытов следует, что степень развития осевых дефектов и ликвации в целом увеличиваются при возрастании содержания углерода в стали,

Марки стали	Группы марок сталей	Пределы содержания углерода	Степень развития осевых дефектов	Средняя величина ликвации по группе в %	
				углерода	серы
18ХНВА Х18Н11Б 12Х2Н4А 18ХГТ	I	0,10—0,20	Слабая	93—118	91 — 131
40Х 45Х 40ХНМА 35ХГСА	II	0,35—0,45	Средняя	90—155	84—175
45Г2 Х15	III	0,46—1,10	Значительная	94—136	82—165

2. ГАЗЫ В МЕТАЛЛАХ

Растворимость газов в металлах зависит от давления следующим образом:

$$C = A\sqrt{P}, \quad (242)$$

где C — растворимость (чаще всего в см^3 на 100 г металла);

P — парциальное давление газа в ат ;

A — постоянная величина для данного газа.

Растворимость газов в металлах зависит от температуры следующим образом:

$$S = Be^{-\frac{Q}{RT}}, \quad (243)$$

где S — растворимость;

Q — теплота растворения;

R — газовая постоянная;

T — абсолютная температура;

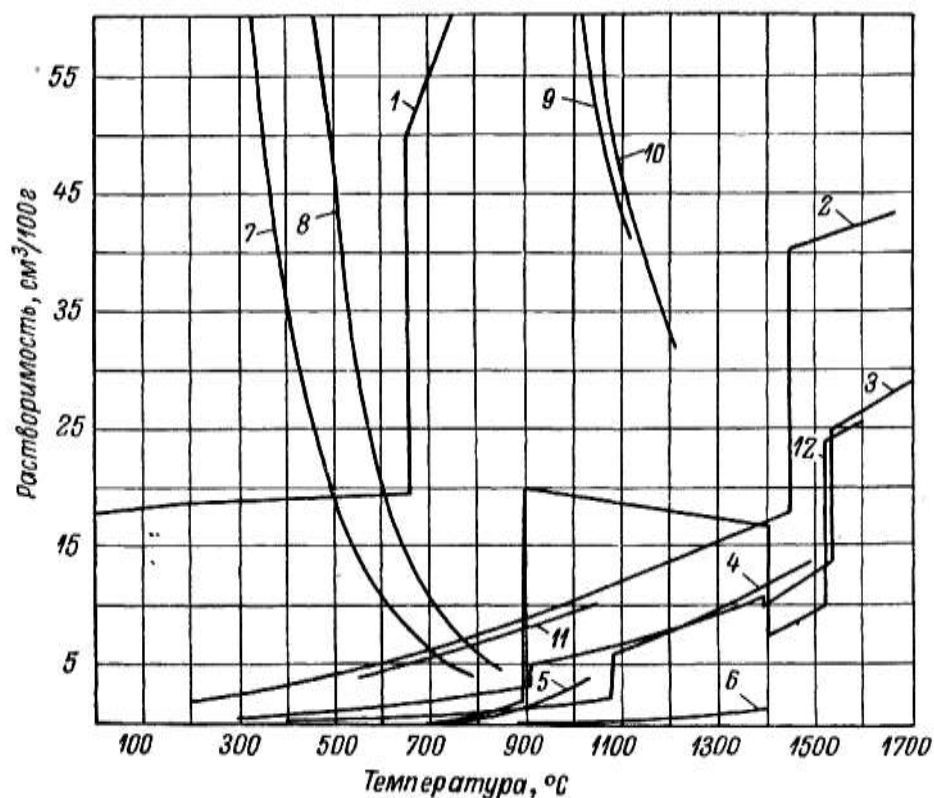
B — постоянная величина для данного газа.

Растворимость газов в металлах изменяется скачкообразно при затвердевании и при температурах аллотропических превращений. При понижении температуры жидкого металла растворимость газа в нем падает по закону, близкому к линейному. При охлаждении металла в твердом состоянии растворимость газов продолжает уменьшаться. Некоторые металлы, образующие гидриды, способны при относительно низких температурах поглощать громадное количество водорода.

На фиг. 192 представлены данные о растворимости водорода, кислорода и азота в металлах, являющихся основами литейных материалов. Растворимость газов зависит от состава сплава. Одни примеси увеличивают их растворимость, другие уменьшают. Особенно большое количество газов поглощают цветные сплавы.

В сплавах на основе железа наибольшей растворимостью обладают водород и азот, кислород растворим в виде закиси железа;

остальные газы практически нерастворимы. В медных сплавах наибольшей растворимостью обладает водород, меньшей — углеводороды, еще меньшей — кислород и сернистый газ, совсем незначительной — окись углерода; двуокись углерода и азот нерастворимы совершенно. Поверхность расплава, содержащего достаточное количество алюминия, на воздухе мгновенно покрывается пленкой из



Фиг. 192. Зависимость растворимости газов в металлах от температуры:

1 — растворимость водорода в магнии; 2 — растворимость водорода в никеле; 3 — растворимость водорода в железе; 4 — растворимость водорода в меди; 5 — растворимость водорода в алюминии; 6 — растворимость водорода в платине; 7 — растворимость водорода в ванадии; 8 — растворимость водорода в ниобии; 9 — растворимость водорода в титане; 10 — растворимость водорода в цирконии; 11 — растворимость кислорода в меди; 12 — растворимость азота в железе.

глинозема. Окисные пленки очень тугоплавки, не растворимы в сплавах и, попав в отливку, остаются в ней в виде включений и плен, нарушая сплошность металла, являясь местами скопления газовых пор. Алюминиевые сплавы сильно поглощают газы и интенсивно окисляются с образованием нерастворимых прочных плен. Наибольшей растворимостью в алюминиевых сплавах обладает водород, меньшей — окись углерода; сернистый газ и двуокись углерода, хлор и азот нерастворимы. Наибольшей окисляемостью из обычных литейных материалов обладают магниевые сплавы. Пленка окислов магния, в отличие от пленки окислов алюминия, хорошо пропускает газы и мало теплопроводна. Окисление резко возрастает при повышении температуры. Примерно с 600° возможно самовозгорание маг-

ния. Магний и магниевые сплавы поглощают водород и углеводороды в больших количествах, окись и двуокись углерода и сернистый газ они разлагают, образуя окислы и сульфиды магния; азот образует с магнием нерастворимые в металле нитриды [427, 176].

М. В. Шаров и А. П. Гудченко произвели систематическое исследование содержания водорода в легких сплавах. Их работа показала, что в исходных материалах содержится следующее количество водорода (в $\text{см}^3/100 \text{ г}$).

чушковый алюминий марки АОО.....	0,05—0,20
алюминий переплавленный	0,15—0,35
силумин чушковый 1-го сорта	0,4—0,6
магний чушковый	15—18
сплав МЛ5 чушковый	12—18
алюминиево-титановая лигатура (2,64% титана)	25
алюминиево-циркониевая лигатура (5% циркония)	44

Равновесное содержание водорода в алюминии при нормальном давлении и температуре 700—720° составляет около 1—1,2 $\text{см}^3/100 \text{ г}$, в магнии он достигает 30—35 $\text{см}^3/100 \text{ г}$. Выдерживание сплавов алюминия в жидком состоянии в течение 6—8 час. показало, что содержание водорода в нем меняется различно, в зависимости от состава. Чистый алюминий и его сплавы с кремнием, медью и цинком поглощают водород, образующийся при их взаимодействии с влагой атмосферы с постоянной скоростью. При приближении концентрации водорода к равновесной скорость поглощения водорода уменьшается, и насыщение постепенно прекращается. Сплавы, содержащие более 1% магния, а также малые добавки натрия, кальция, циркония с течением времени заметно дегазируются. При приближении к равновесной концентрации скорость дегазации уменьшается, и она постепенно прекращается. Увеличение влажности воздуха и повышение температуры способствует ускорению поглощения водорода из атмосферы теми сплавами, которые к этому способны. При достижении равновесной концентрации водорода в сплаве скорость его поглощения из атмосферы становится равной скорости дегазации, независимо от величины влажности атмосферы. Наличие пленки окислов или слоя флюсов на поверхности расплава существенно снижает поглощение газов.

Содержание газов в чугунах поданным Л. И. Леви [394] приведено в табл. 63. Из нее следует, что доменный чушковый чугун содержит значительное количество газов. При переплавке чугуна в вагранке их содержание резко уменьшается.

Содержание водорода в спокойной стали лежит обычно в пределах 4—9 $\text{см}^3/100 \text{ г}$ в кипящей стали 2,5—4 $\text{см}^3/100 \text{ г}$. Предел растворимости водорода в железе при температуре кристаллизации составляет 22 $\text{см}^3/100 \text{ г}$ в жидком и 14 $\text{см}^3/100 \text{ г}$ в твердом металле.

Применяются следующие важнейшие способы предохранения и очищения металлов и сплавов от газов:

- 1) плавка в вакууме или в среде нейтральных газов;
- 2) продувка металла нейтральными или активными, но не растворимыми газами;

Вид чугуна	Газонасыщенность в см^3 на 100 г	Содержание газов в %		
		Кислород	Водород	Азот
Литейный ЛК1	59,0	0,0313	0,00137	нет
Литейный ЛК2	30,0	0,0123	0,00106	0,0020
Литейный ЛК3	44,0	0,0210	0,00127	0,0020
Литейный ЛК4	22,0	0,0086	0,00067	0,0026
Мартеновский МЗ . . .	19,0	0,0083	0,00041	0,0046
Серый чугун после переплава в вагранке (в среднем)	7—12	0,002—0,003	0,0002—0,0005	0,001—0,002

3) обработка ультразвуком, вибрацией, электрическим током или иными методами физического воздействия;

4) подстуживание или вымораживание;

5) защита и обработка сплавов флюсами;

6) вакуумирование.

Средством, препятствующим выделению газов из раствора, является кристаллизация под пневматическим давлением.

При кристаллизации металла, насыщенного газом, его избыточное количество может выделиться в виде пузырей. Для того, чтобы пузырь выделился из раствора, парциальное давление газа должно преодолеть внешнее давление

$$P = P_{атм} + \gamma H + \frac{2\alpha}{r}, \quad (244)$$

где P — внешнее давление;

$P_{атм}$ — атмосферное давление;

γH — гидростатическое давление на пузырь;

$\frac{2\alpha}{r}$ — давление поверхностной пленки на пузырь радиуса r при поверхностном натяжении металла α .

Давление поверхностной пленки мало; гидростатическое давление в отливках небольшой высоты также не имеет большого значения.

При содержании в жидкой стали более $14 \text{ см}^3/100 \text{ г}$ водорода, возможно образование газовых пузырей в отливках. Учитывая местные повышения концентрации водорода, возникающие в процессе кристаллизации, появление газовых пузырей можно представить при концентрациях $10\text{—}12 \text{ см}^3/100 \text{ г}$. Появление газовой пористости и пузырей в полностью раскисленной стали, содержащей более $10 \text{ см}^3/100 \text{ г}$ водорода, подтверждается многочисленными фактами [395]. Исследования состава газов, выделяющихся при кристаллизации как спокойной, так и кипящей стали, показывают, что по мере ее затвердевания и охлаждения процент водорода растет, а процент окиси углерода и азота падает. Газы, выделяющиеся в процессе затвердевания кипящей стали, состоят главным образом

из окиси углерода. Газы, заполняющие пузыри в слитке, состоят главным образом из водорода.

Наиболее благоприятные условия для образования газового пузыря создаются на поверхности растущего кристалла. Связь между условиями кристаллизации стальных слитков и формированием в них пузырей рассмотрена в монографиях Г. Н. Ойкса [396] и В. И. Явойского [397]. Образование усадочных пор при кристаллизации отливок, особенно из цветных сплавов, способствует выделению в них растворенных газов. Такое выделение должно происходить даже в том случае, если содержание газов не достигает предела растворимости, и продолжаться до тех пор, пока давление в порах не достигнет парциального давления газа в растворе. В усадочные раковины, сообщающиеся с атмосферой, такое выделение газов происходить не может. Выделение газов в усадочные поры в ряде случаев препятствует образованию локализованных усадочных раковин в отливках из цветных сплавов. При этом не удастся правильно организовать их питание, а установка прибылей оказывается бесполезной. Вопросы взаимодействия процессов образования усадочных пустот и выделения газов нашли решения в трудах А. А. Бочвара [248] и А. Г. Спасского [41].

3. НЕМЕТАЛЛИЧЕСКИЕ ВКЛЮЧЕНИЯ

Неметаллические включения образуются в металле в результате его взаимодействия с кислородом или иными примесями. Наиболее полно изучен вопрос о неметаллических включениях в стали. Обзоры по этому вопросу имеются в монографиях К. Бенедикса и Х. Левквиста [398], М. И. Виноград [399], Ю. Т. Лукашевич-Дувановой [400], В. И. Явойского [397]. В настоящем разделе рассматриваются только некоторые вопросы поведения неметаллических включений при кристаллизации отливок.

Основная масса неметаллических включений в стали разделяется на две группы: окислы и сульфиды. Они образуют несмешивающиеся в жидком состоянии системы как с железом, так и между собой [424].

Исследования [89] показывают, что объемный процент окисных включений не зависит от скорости затвердевания. Окисные включения образуют частицы самостоятельной фазы в жидкой стали до затвердевания. Укрупнение окисных включений в условиях затвердевания крупных слитков можно связать с их коагуляцией в пределах жидкой области за время затвердевания. И объемный процент и размер сульфидных включений резко уменьшаются при увеличении скорости затвердевания. Результаты измерений размеров включений в различных отливках и слитках укладываются в единую зависимость, аналогичную по форме зависимости расстояния между осями второго порядка в дендритах от скорости затвердевания, построенную для тех же отливок и слитков. Очевидно сульфидные включения образуют самостоятельную фазу только в процессе затвердевания, а в жидкой стали находятся в состоянии раствора. При увеличении скорости затвердевания уменьшаются размеры ячеек, образуемых осями дендритов, а это, в свою очередь, ведет к уменьшению размеров

частиц сульфидной фазы, выделяющихся при достижении достаточно высокой концентрации серы в межосных пространствах в процессе избирательной кристаллизации. Уменьшение объемного процента сульфидных включений при больших скоростях затвердевания может быть связано как с частичной фиксацией их в растворенном состоянии, так и с трудностью определения очень мелких включений на шлифе. С целью выяснения форм, в которых находится сера в жидкой стали в серии отливок, затвердевающих с различной скоростью, было произведено раздельное определение серы, входящей в состав сульфидов и находящейся в свободном состоянии [401]. Раздельное определение серы было произведено по методике Ж. Чиохина [402]. Из стали 30Л отливались образцы следующих типов:

- 1) цилиндрические отливки диаметром 60 мм, затвердевшие в шамотовом стаканчике;
- 2) цилиндрические отливки диаметром 65 мм, затвердевшие в чугунном стаканчике;
- 3) отливки, имеющие форму клина, затвердевшего в специальной медной форме. Пробы для определения серы из этих отливок брались в конце клина;
- 4) дробь, получавшаяся при разбрызгивании струи жидкой стали над сосудом с водой. Дробь рассеивалась на фракции различной крупности.

Для установления содержания серы навеска стали весом 10 г помещалась в колбу и в ней по методу Шульте определялось содержание сульфидов. Оставшийся кислый раствор охлаждался и нейтрализовался концентрированным раствором *КОН*. Образующийся при этом сероводород поглощался раствором уксуснокислого кадмия, который далее титровался йодом и гипосульфитом. При этом определялось содержание свободной серы. Кроме того, отдельная навеска стальной стружки сжигалась в кислороде и определялось общее содержание серы. Результаты анализа проб металла опытных плавок приведены в табл. 64.

Из рассмотрения данных табл. 64 и серных отпечатков, снятых с опытных отливок, вытекают следующие положения.

Сумма содержаний серы в сульфидах (по Шульте) и серы, находящейся в растворе (по Чиохину), почти во всех образцах равна общему содержанию серы, определенному методом сжигания. Это свидетельствует о правильности методики анализа. При ускорении затвердевания (переход от шамотового стаканчика к чугунному и к клину, а в особенности при уменьшении размеров дроби) содержание свободной серы резко увеличивается, а серы, связанной в сульфиды, уменьшается. Указанные закономерности соблюдаются при различных абсолютных содержаниях серы в металле от 0,033 до 0,226%. Серный отпечаток с отливки, затвердевшей в шамотовом стаканчике, имеет общее равномерное потемнение. Серный отпечаток с клина характеризуется резким посветлением к поверхности и в особенности в конце клина. Это свидетельствует об измельчении сульфидов и уменьшении их количества в зонах отливки, затвердевающих при повышенных скоростях.

Номер плавки	Вид образца и место взятия пробы	Содержание серы				Отношение содержания свободной серы к общему содержанию в %
		В свободном состоянии (по Чиохину)	В сульфидах (по Шульте)	Сумма содержания в сульфидах и в свободном состоянии	Общее содержание (по методу сжигания)	
1	Конец клина	0,0026	0,030	0,033	0,033	8
2	Отливка в чугунный стаканчик	0,0023	0,031	0,033	0,033	7
	Отливка в шамотный стаканчик	0,0020	0,030	0,032	0,033	6
	Конец клина	0,0030	0,054	0,057	0,057	5,3
3	Конец клина	0,0021	0,031	0,033	0,034	6,2
4	Конец клина	0,006	0,220	0,226	0,226	2,7
	Отливка в чугунный стаканчик	0,007	0,220	0,227	0,226	3,1
5	Дробь 0 0,25 мм	0,025	0,038	0,063	0,066	38
	Дробь 0 0,72 мм	0,019	0,047	0,066	0,066	29
	Дробь 0 1,26 мм	0,017	0,049	0,066	0,066	26
	Дробь 0 2,52 мм	0,012	0,056	0,068	0,066	18
	Отливка в шамотовый стаканчик	0,002	0,062	0,064	0,066	3,5
6	Дробь 0 0,45 мм	0,014	0,046	0,060	0,057	25
	Дробь 0 0,72 мм	0,012	0,046	0,058	0,057	21
	Дробь 0 1,26 мм	0,017	0,040	0,057	0,057	30
	Дробь 0 2,52 мм	0,004	0,053	0,057	0,057	7
	Дробь 0 5,0 мм	0,002	0,055	0,057	0,057	3,5
7	Дробь 0 0,25 мм	0,025	0,055	0,080	0,080	32

Рассмотрение под микроскопом шлифов с образцов дробы, сцементированной бакелитом, даже при $\times 1000$, позволило обнаружить только единичные сульфиды радиусом около 1 ж/с и то только в фракции $\varnothing 5$ мм. В более мелкой дробы сульфидов обнаружить не удастся, по-видимому, их размеры меньше, чем разрешающая способность металлографического микроскопа.

Для сопоставления количества серы, остающейся в растворе, со скоростью затвердевания, эта скорость была вычислена при помощи закона квадратного корня на половине радиуса (толщины)

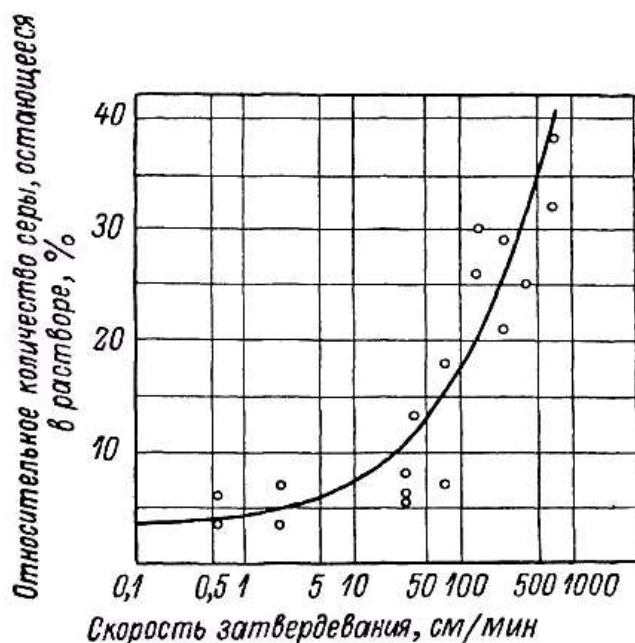
отливок и дробинок. При вычислениях были приняты следующие значения коэффициентов затвердевания:

шамотовый стаканчик $K = 1,3 \text{ см/мин}^{1/2}$;

чугунный стаканчик $K = 2,6 \text{ см/мин}^{1/2}$;

клин в медной форме $K = 2,8 \text{ см/мин}^{1/2}$;

дробь, затвердевающая в воде $K = 3,1 \text{ см/мин}^{1/2}$.



Фиг. 193. Зависимость относительного содержания серы, остающейся в растворе от скорости затвердевания отливок из углеродистой стали.

Последняя величина получена расчетом при допущении, что температура затвердевания стали равна 1500° , а температура поверхности дробинки в среднем за время затвердевания равна 200° .

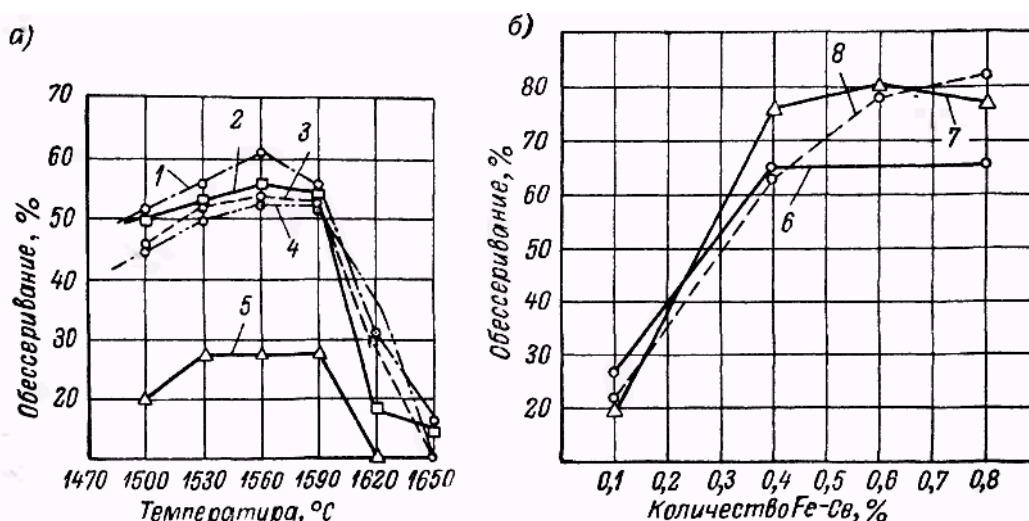
На фиг. 193 представлена зависимость относительного количества серы, остающейся в растворе, от вычисленной скорости затвердевания. С увеличением скорости затвердевания количество серы, остающейся в растворе, резко возрастает. Экстраполяция этой зависимости показывает, что при скорости затвердевания 5000 см/мин , что соответствует условиям получения дроби диаметром $0,036 \text{ мм}$, вся сера окажется в растворе и сульфиды не будут образовываться.

Полученный результат позволяет довольно уверенно утверждать, что в жидкой стали сера находится в состоянии раствора в элементарном состоянии, а сульфиды образуются только в процессе кристаллизации. Из полученных результатов следует также, что при обычных скоростях затвердевания слитков и отливок из углеродистой стали (за исключением поверхностного слоя) при отливке в металлическую форму основная масса серы находится в виде сульфидов, в растворе же находится не более 2—5% ее общего содержания.

В некоторых случаях при получении отливок мы встречаемся с образованием сульфидов самостоятельной фазы в жидком металле до начала кристаллизации. Тогда частицы сульфидов всплывают в верхнюю часть соответствующего объема металла. Если это происходит в форме, сульфиды образуют дефектный слой вблизи верхних горизонтальных поверхностей. Образование сульфидной фазы происходит при обработке чугуна магнием и вызывает дефект, получивший название «черных пятен». Исследования И. А. Шапранова [353, 403] вскрыли его природу.

При обработке жидкой стали редкоземельными элементами мы встречаемся с аналогичным явлением; приводящим к десульфурации

металла. С целью изучения связи между составом стали и эффектом десульфурации при обработке металла добавками редкоземельных элементов были проведены исследования [404], показавшие, что степень десульфурации технического железа при введении 1 % мишметалла составляет около 40%. Увеличение содержания углерода резко увеличивает степень десульфурации. Добавки титана и, по-видимому, ниобия также способствуют ее увеличению. Добавки же



Фиг. 194. Влияние температуры стали (а) и количества вводимого мишметалла (б) на эффект десульфурации:

1 — сталь 30ХНЗМ, исходное содержание S = 0,080% + добавка 0,08% FeCe; 2 — сталь 40Л, исходное содержание S = 0,080% + добавка 0,8% FeCe; 3 — сталь 40Л, исходное содержание S = 0,020% + добавка 0,8% FeCe; 4 — сталь 40Л, исходное содержание S = 0,020% + добавка 0,4% FeCe; 5 — сталь 40Л, исходное содержание S = 0,020% + добавка 0,1% FeCe; 6 — исходное содержание серы ~ 0,020%; 7 — исходное содержание серы 0,060%; 8 — исходное содержание серы ~ 0,080%.

марганца, кремния, хрома, никеля и меди в техническом железе уменьшают степень десульфурации. В стали влияние легирующих добавок проявляется в том же направлении, но менее резко.

С целью изучения влияния температуры металла на эффект десульфурации были проведены следующие опыты. Из стали марок 40Л и 30ХНЗМ, выплавлявшейся в индукционных печах, отливались в песчаные и металлические формы слитки весом 12 и 30 кг. В раскисленный ферросилицием и ферромарганцем сплав в печи вводились добавки мишметалла при температурах 1500, 1530, 1560, 1590, 1620 и 1650°C. Сталь заливалась в формы через 2 мин. после введения добавки мишметалла. На фиг. 194, а представлена зависимость степени десульфурации (в процентах от исходного содержания серы) от температуры обработки, построенная по результатам всех опытов. Обработка стали мишметаллом при низких температурах (1500—1530°) обеспечивает образование нерастворимых сульфидов, однако они всплывают не полностью и неравномерно распределены почти по всему объему отливок. Обработка стали мишметаллом при средних температурах (1540—1590°) обеспечивает образование нерастворимых сульфидов и благоприятные условия их всплывания в верхнюю

часть отливки. Обработка стали мишметаллом при высоких температурах (1600—1650°) не обеспечивает образования нерастворимых сульфидов и их всплывания. Серные отпечатки отливок из стали, обработанной мишметаллом, при температурах 1600—1650° не отличаются от отпечатков с отливок из необрабатываемого металла.

С целью изучения влияния количества вводимого мишметалла на эффект десульфурации были проведены следующие опыты. В кислой индукционной печи емкостью 15 кг был проведен ряд плавов стали 30ХНЗМ с различным исходным содержанием серы от 0,020 до 0,085. Из выплавленного металла отливались слитки диаметром 80 мм, высотой 250 мм в керамические формы. Добавки мишметалла в количествах: 0,1; 0,4; 0,6 и 0,8% вводились при температурах 1570—1590°. На фиг. 194, б представлена зависимость степени десульфурации от количества вводимой добавки при различном исходном содержании серы. Обработка стали небольшими количествами мишметалла (около 0,1%) не вызывает десульфурации ни при низком, ни тем более при высоком исходном содержании серы. Обработка стали средними количествами мишметалла 0,3—0,4% обеспечивает снижение содержания серы на 60—80% от исходного. При увеличении содержания серы количество вводимого мишметалла также необходимо увеличивать. Обработка стали большими количествами мишметалла 0,5—1,0% не увеличивает эффект десульфурации.

Наблюдение за большим количеством серных отпечатков, полученных на слитках из стали различного состава, содержащей различное количество серы и обработанной различными количествами мишметалла, позволяют построить общую схему изменения форм образования и распределения сульфидов редкоземельных элементов в стали. При небольших добавках редкоземельных элементов сульфиды располагаются вдоль осей дендритов и выявляются на серных отпечатках более отчетливо, чем в исходном сплаве. При увеличении добавки оконтуривание осей дендритов прекращается, сульфиды образуют небольшие скопления, намечается тенденция к их концентрации в верхней части отливки. При дальнейшем увеличении добавки сульфиды образуют хлопья, собирающиеся главным образом в верхней части отливки.

ГЛАВА XIV

ВЛИЯНИЕ УСЛОВИЙ ИЗГОТОВЛЕНИЯ ОТЛИВКИ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МЕТАЛЛА

1. ВЛИЯНИЕ УСЛОВИЙ ПИТАНИЯ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МЕТАЛЛА

Механические свойства металлов в технических науках изучают по крайней мере со следующих трех точек зрения:

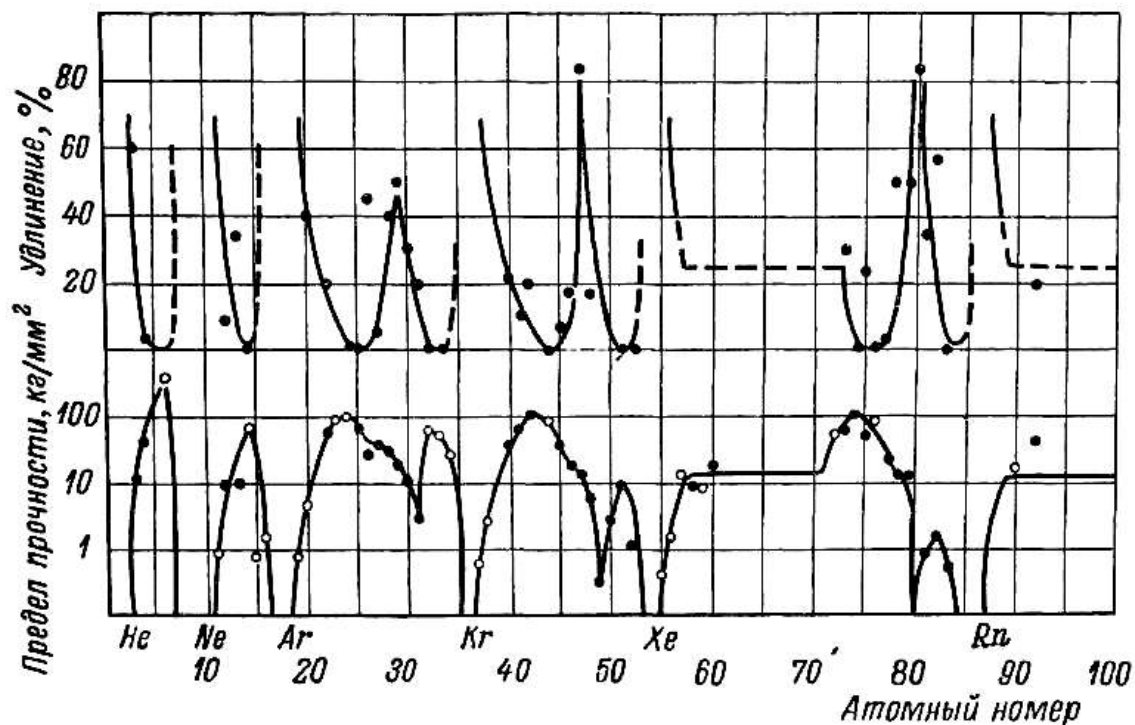
1) связи между химическим составом сплава и его механическими свойствами при различных режимах термической обработки. Эти связи изучаются главным образом металловедением.

Химические силы, связывающие атомы вещества между собой и силы, определяющие механическую прочность твердого тела, имеют одну природу. Естественно, что механические свойства укладываются в периодическую систему элементов Д. И. Менделеева (Фиг. 195) [405, 406] являющуюся фундаментом химии;

2) связи между условиями приложения нагрузки и сопротивлением детали деформациям и разрушению. Эти связи изучаются механикой материалов;

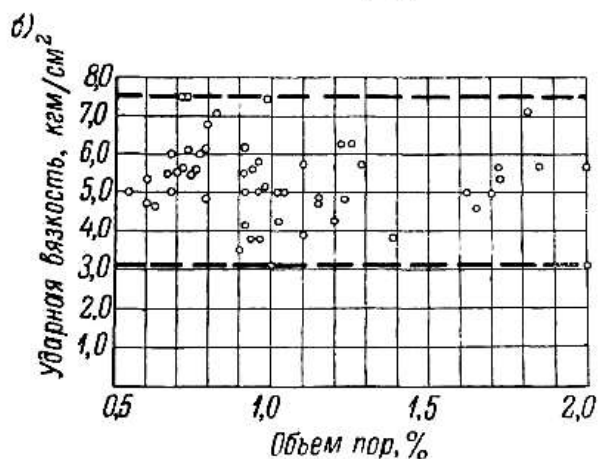
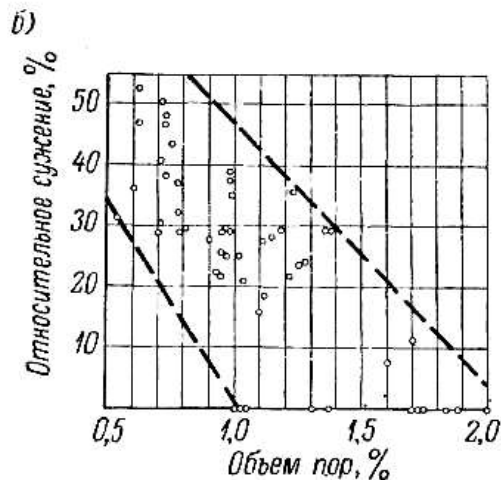
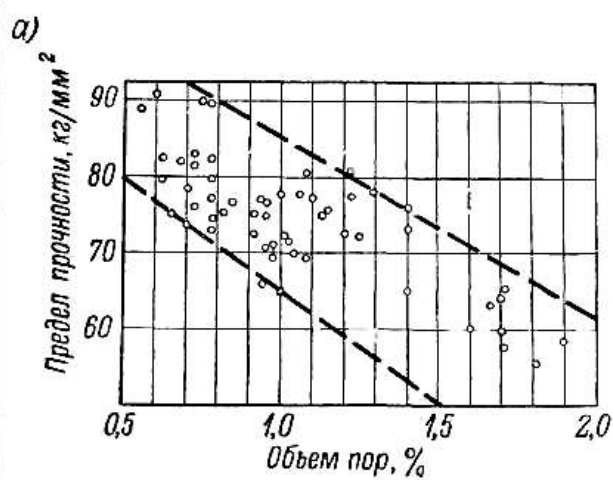
3) связи между условиями изготовления детали и ее механическими свойствами. Эти связи рассматриваются в соответствующих разделах технологии металлов, но пока мало изучены.

В пределах настоящей главы рассматриваются материалы о влиянии условий изготовления отливок на механические свойства металла, преимущественно на примерах стального литья. Прежде всего, рассмотрим влияние условий питания, определяющих развитие пористости в отливках на механические свойства. На фиг. 196 представлены зависимости предела прочности, относительного сужения и ударной вязкости литой стали 40ХЛ от пористости (в процентах), определяемой условиями питания отливки, при средних скоростях затвердевания [407]. Диаграммы построены на основании результатов испытания разрывных образцов диаметром 5 мм и ударных типа Менаже, вырезанных из соответствующих зон отливок. Диаграммы демонстрируют резкое падение пластичности, менее резкое снижение прочности и отсутствие изменений ударной вязкости в зависимости от объема пор в их обычных пределах в фасонных отливках. При увеличении объема пор до 1—2% относительное сужение падает до нуля, а предел прочности уменьшается почти вдвое.



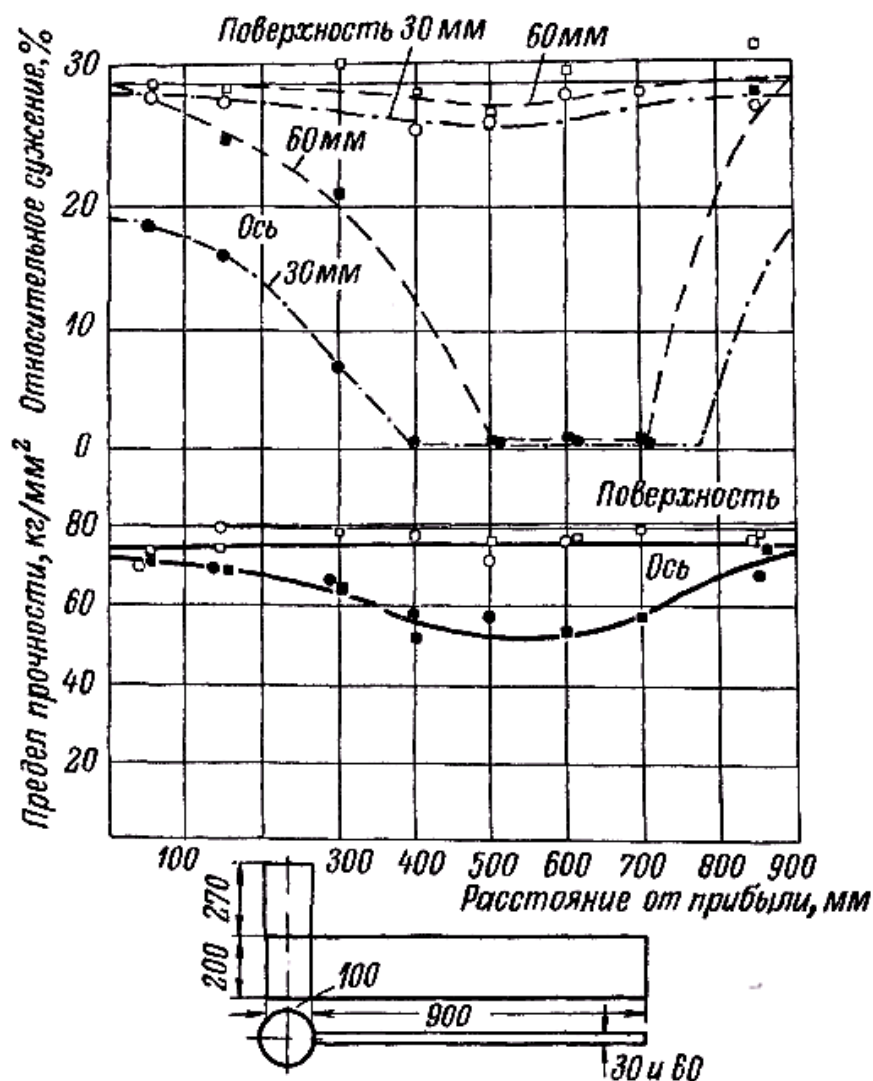
Фиг. 195. Зависимость механических свойств простых тел от атомного номера.

● — прямые определения предела прочности; ○ — пересчет с твердости.



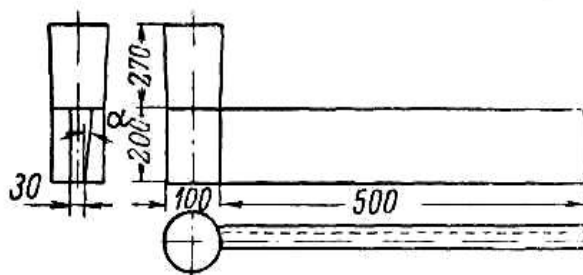
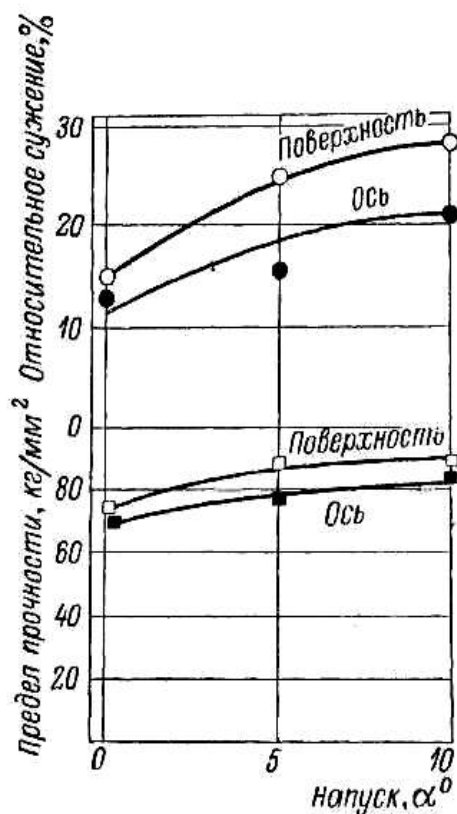
Фиг. 196. Зависимость предела прочности (а), относительного сужения (б) и ударной вязкости (в) в отливках из хромистой стали от объемного процента пор, определенного на самих образцах.

По мере удаления от источника питания пористость в стенках отливок увеличивается и механические свойства соответственно снижаются. На фиг. 197 представлено изменение предела прочности и относительного сужения, определенных на цилиндрических разрывных образцах, вырезавшихся из плоских отливок толщиной 30 и 60 мм из хромомолибденовой стали на различных расстояниях от прибыли у поверхности и по оси стенки отливки. На расстоянии

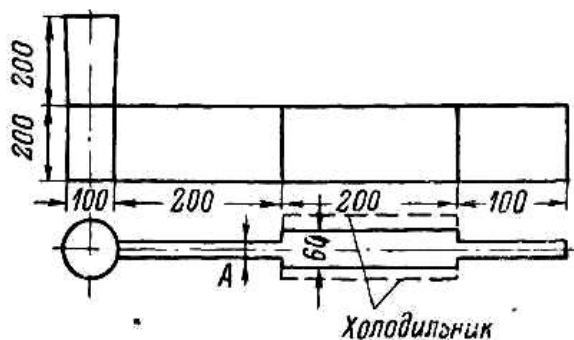


Фиг. 197. Изменение механических свойств стали, определенных на цилиндрических разрывных образцах диаметром 5 мм по длине плоской отливки толщиной 30 и 60 мм.

400—500 мм от прибыли в осевом объеме отливки питание уже не осуществляется, пластичность падает до нуля, прочность снижается в полтора раза. В самом конце пластинки, где смещение питающего металла мало, механические свойства вновь возрастают. На фиг. 198 представлены данные по влиянию напуска на механические свойства отливок. Увеличение конусности повышает пластичность металла больше чем вдвое и несколько увеличивает прочность. Одновременно с развитием пористости перемещение потока питающего жидкого металла в границах затвердевающей части отливки вызывает развитие V-образной ликвации, также снижающей механические свойства. Чем ближе к источнику питания и чем больше величина смещения питающего металла, тем этот вид ликвации развивается интенсивнее.



Фиг. 198. Изменение механических свойств стали, определенных на цилиндрических разрывных образцах диаметром 5 мм, в зависимости от напуска.



Фиг. 199. Эскиз отливки с затрудненным питанием.

В отливках с затрудненным питанием и в узлах, изолирующихся в процессе затвердевания от источников питания, пористость развивается особенно интенсивно и механические свойства падают катастрофически. В табл. 65 представлено изменение механических свойств в отливке с затрудненным питанием (фиг. 199) в зависимости от величины подводящего сечения. Одна серия отливок изготовлялась без принятия мер к облегчению условий питания, в другой ее толстая часть охлаждалась холодильником. В отливках, затвердевавших без применения холодильников образцы из осевых зон не удалось даже испытать, так как они ломались при изготовлении. Металл из утолщенной части отливок с применением холодильников показал удовлетворительные механические свойства.

Эффективным средством понижения пористости и повышения пластичности в осевых зонах отливок является применение прибылей с повышенным газовым давлением. В табл. 66 представлены результаты опытов на отливках, заливавшихся в идентичных условиях с обычной открытой прибылью, с газовым патроном и с воздушным давлением. Цифры, приведенные в табл. 66, получены как средние из 16 испытаний. Прибыли с воздушным и газовым давлением понизили пористость, что привело к повышению пластичности.

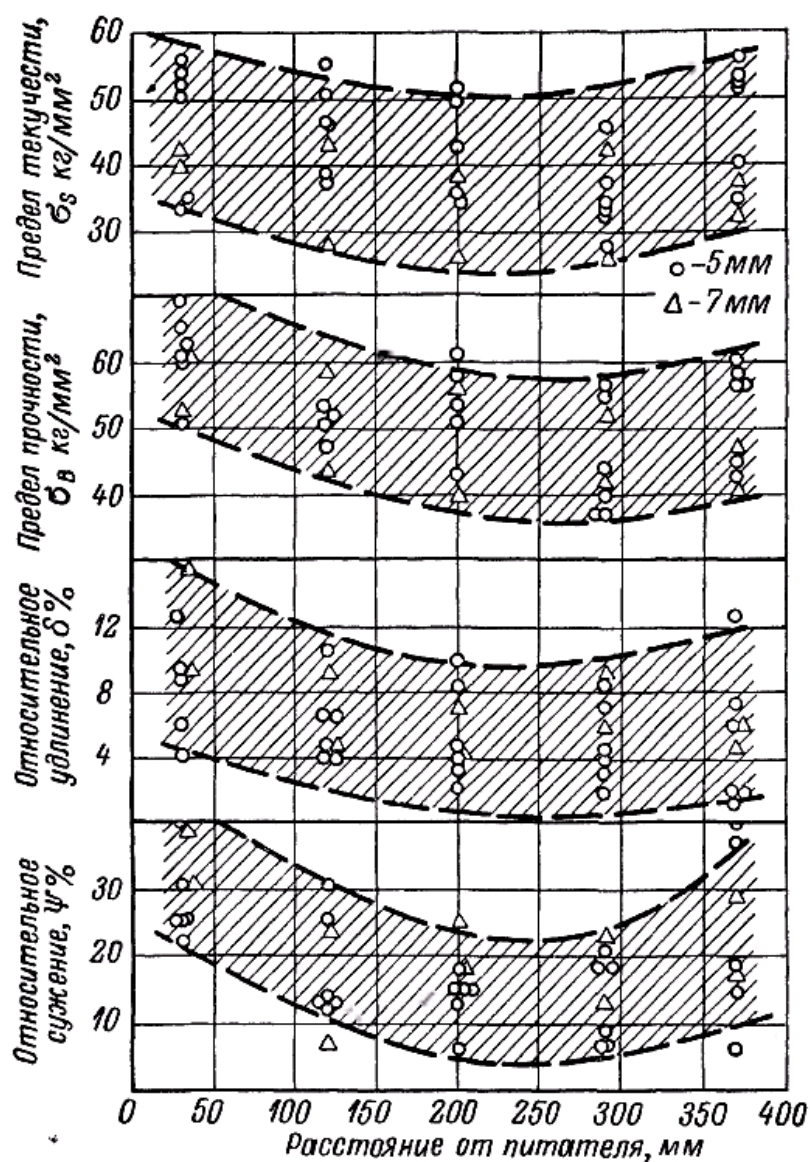
Таблица 65

Толщина подводящего сечения	Место вырезки образцов	Без холодильников			С холодильниками		
		Предел прочности в кг/мм ²	Относительное сужение	Ударная вязкость в кгм/см ²	Предел прочности в кг/мм ²	Относительное сужение	Ударная вязкость в кгм/см ²
50	Поверхность	92,0	21,5	4,5	81,0	34,1	7,5
	Ось	—	—	—	79,8	16,0	3,3
40	Поверхность	78,5	12,0	4,8	92,0	34,0	7,5
	Ось	—	—	3,0	81,3	15,5	3,8
30	Поверхность	77,0	25,5	3,5	96,7	45,6	7,8
	Ось	—	—	1,8	75,5	—	4,5
20	Поверхность	87,9	26,0	3,7	99,0	41,0	7,2
	Ось	—	—	3,1	82,0	—	5,2

Таблица 66

Толщина стенки отливки в	Способ создания давления	Предел прочности в кг/мм ²	Сжатие сечения в %	Ударная вязкость в кгм/см ²
30	Открытая прибыль	80,5	13,8	4,83
	Газовое давление	80,0	15,8	4,93
	Воздушное давление	85,6	21,0	5,53
60	Открытая прибыль	86,5	21,0	5,60
	Газовое давление	87,8	19,5	5,50
	Воздушное давление	91,4	26,8	5,65
150	Открытая прибыль	97,6	20,6	4,55
	Газовое давление	99,5	15,5	4,35
	Воздушное давление	95,6	24,0	4,55

Хорошая организация питания при помощи правильной расстановки прибылей и выбора места подвода литников, применения напусков, холодильников и прибылей с газовым или воздушным давлением может существенно улучшить механические свойства отливок.



Фиг. 200. Изменение механических свойств стали, определенных на цилиндрических разрывных образцах диаметром 5 мм по длине плоских отливок толщиной 5 (○) и 7 (Δ) мм.

На фиг. 200 представлено изменение показателей механических свойств по длине пластин из стали 35Л, с малой толщиной стенки 5 и 7 мм, полученных при испытании гагаринских образцов [181 I. В соответствии с возрастанием пористости по мере удаления от источника питания падают все показатели механических свойств. Наиболее резко снижаются показатели пластичности, но снижаются и показатели прочности. Свойства очень неоднородны даже в пределах одной и той же зоны.

В табл. 67 приведены показатели механических свойств, полученные как средние из ряда испытаний гагаринских и плоских образцов,

Образец	Отливка	Толщина стенки отливки в мм	Предел текучести в кг/мм ²	Предел прочнос- ти в кг/мм ²	Относи- тельное удлине- ние в %	Относи- тельное сужение в %
Гагаринский 03 или 5 мм	Пластика	5	44,1	53,2	6,2	18,6
	Пробный брусок	3	55,5	72,2	17,3	48,5
		5	50,2	65,8	20,3	51,4
		7	54,8	69,8	14,2	40,0
Плоский, охватываю- щий все	Пластика	3	44,9	52,6	5,1	—
		5	43,1	52,3	4,9	—
		7	39,8	51,7	6,8	—
	Пробный брусок	3	57,1	73,0	13,0	—
		5	51,3	68,3	16,4	—
		7	52,4	73,1	14,8	—

охватывающих все сечение отливки. Часть образцов вырезалась из пластинок, питавшихся с торца, часть образцов из пробных брусков с конусностью, в которых было обеспечено хорошее питание. Из табл. 67 следует, что механические свойства металла в пластинках значительно хуже, чем в пробных брусках (предел текучести ниже на 20%, относительное удлинение в три раза меньше).

Аналогичные исследования механических свойств в тонкостенных пластинках с напуском показали, что в этом случае относительное удлинение увеличивается на 30—40% и предел прочности повышается по сравнению со значениями, полученными на образцах из пластинок, не имеющих напуска. Механические свойства в тонких стенках заметно ниже, чем в толстых, так как их питание затруднено и пористость развивается сильнее.

На фиг. 201 представлена обобщенная зависимость между пористостью сечения отливки, определяемой по удельному весу и относительным пределом прочности, определенным на гагаринских образцах, выраженным в процентах от свойств металла в пробном бруске, изготовленном из того же металла [183]

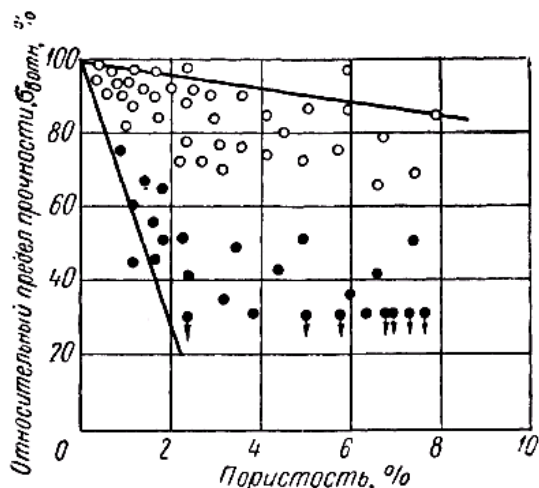
$$\sigma_{\text{в, отн}} = \frac{\sigma_{\text{в, отл}}}{\sigma_{\text{в, брусок}}} 100\%, \quad (245)$$

где $\sigma_{\text{в, отн}}$ — относительный предел прочности;

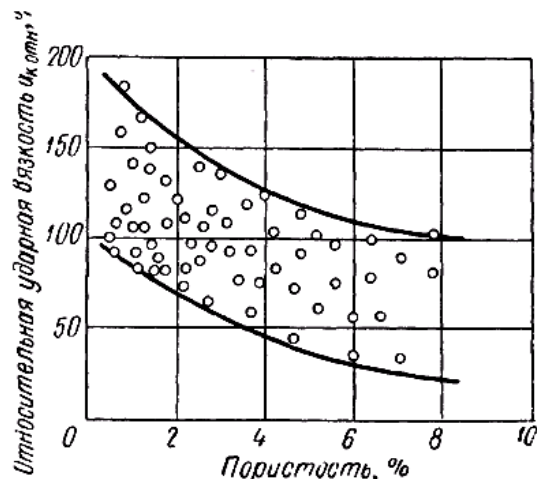
$\sigma_{\text{в, отл}}$ — предел прочности, определенный на образце, вырезанном из отливки;

$\sigma_{\text{в, брусок}}$ — предел прочности, определенный на образце, вырезанном из пробного бруска.

Образцы вырезались из горизонтально заливавшихся стенок отливок толщиной 30 мм. Черные кружки относятся к образцам, вырезанным из осевой зоны; кружки со стрелкой относятся к образцам, разрушившимся при изготовлении; белые кружки относятся к образцам, вырезанным из поверхностных зон стенок отливок. Результаты испытания имеют очень большой разброс. При общей пористости свыше 1 % размеры отдельных пор в осевой части отливок становятся сопоставимыми с сечением гагаринского образца. Меха-



Фиг. 201. Зависимость относительного предела прочности, определенного на цилиндрических разрывных образцах диаметром 5 мм от величины пористости в соответствующем сечении.



Фиг. 202. Зависимость относительной ударной вязкости от пористости в соответствующем сечении.

нические свойства образцов из поверхностных зон выше, чем образцов из осевой зоны при одинаковой пористости. Это объясняется отсутствием крупных пор в металле поверхностной зоны.

На фиг. 202 представлена обобщенная зависимость между средней пористостью сечения отливки и относительной ударной вязкостью по Менаже, определенной на образцах, вырезанных из осевых зон тех же отливок, выраженной в процентах от свойств в пробном бруске

$$a_{к, отн} = \frac{a_{к, отл}}{a_{к, брусок}} 100\%, \quad (246)$$

где $a_{к, отн}$ — относительная ударная вязкость;

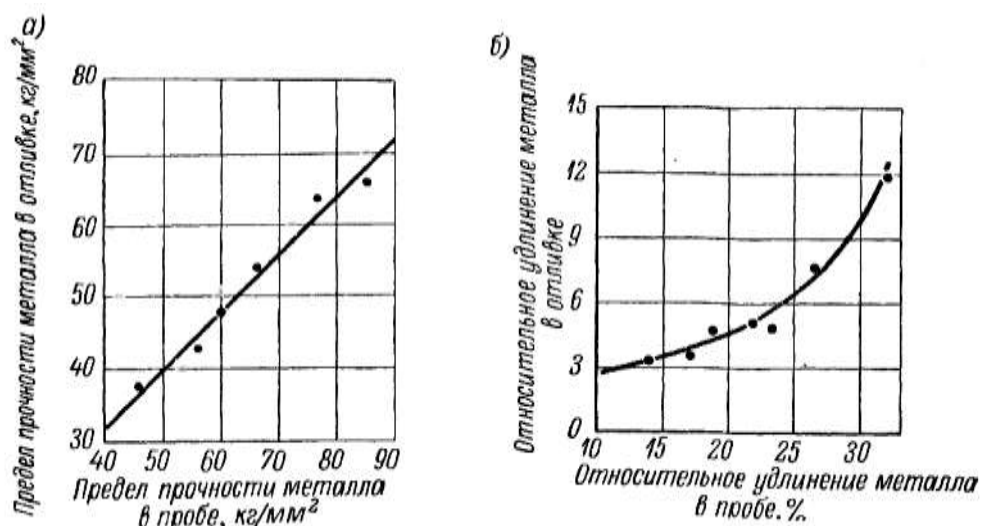
$a_{к, отл}$ — ударная вязкость, определенная на образце, вырезанном из отливки;

$a_{к, брусок}$ — ударная вязкость, определенная на образце, вырезанном из пробного бруска.

Ударная вязкость в отливке колеблется в очень широких пределах.

Для получения более характерных и устойчивых величины были произведены испытания механических свойств на плоских пятикратных образцах, охватывающих все сечение стенки отливки. На фиг. 203 представлены зависимости пределов прочности и отно-

сительного удлинения, определенных на таких плоских образцах, вырезанных из стенок отливки толщиной 30 мм при постоянной средней пористости 0,92% от свойств, определенных на цилиндрических образцах, вырезанных из пробных брусков. Каждая точка получена как среднее из 6—12 измерений. Диаграммы демонстрируют четкие зависимости между свойствами металла в бруске и свойствами, определенными на плоских образцах, охватывающих все

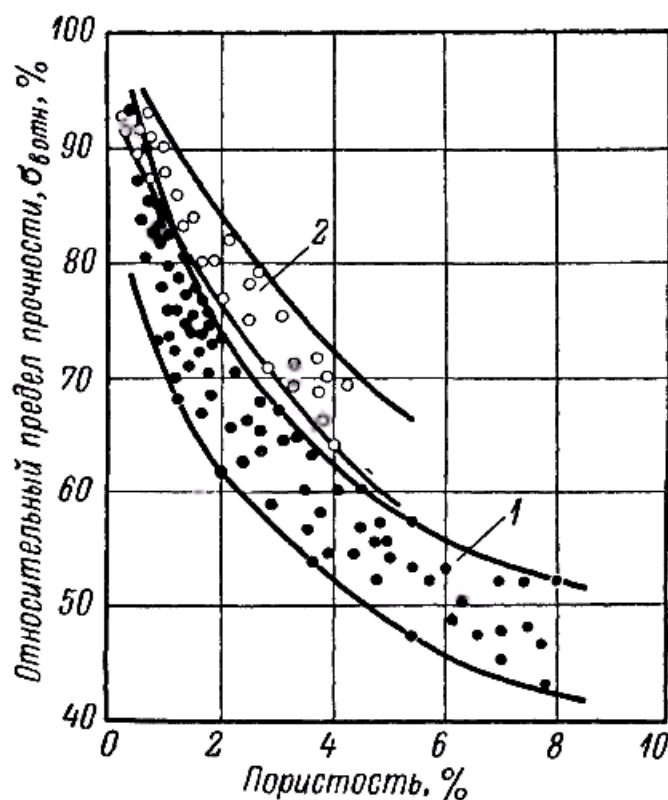


Фиг. 203. Зависимости предела прочности (а) и относительного удлинения (б) плоских, разрывных образцов, охватывающих все сечение отливки, от величины соответствующих свойств, полученных на цилиндрических образцах из пробных брусков при той же пористости.

сечение отливки, при постоянной пористости металла. На фиг. 204 дана зависимость между относительным пределом прочности, определенным на плоских образцах из отливок, выраженным в процентах от свойств в пробном бруске, и средней пористостью соответствующих сечений. Часть образцов вырезалась из горизонтальных часть из вертикальных стенок отливок. Разрушение плоских образцов происходит вне связи с мелкими поверхностными дефектами, так как их влияние на свойства несравнимо меньше, чем усадочной пористости. Диаграмма фиг. 204 показывает падение предела прочности при увеличении процента пористости. Уровень механических свойств вертикальных и горизонтальных стенок при одинаковой величине пористости различен. Это связано с характером распределения пор по сечению. Горизонтальные стенки имеют рассеянные крупные поры, вертикальные стенки имеют более локализованную пористость по оси. Для оценки влияния наиболее плотного поверхностного слоя металла на механические свойства были исследованы плоские образцы, вырезанные из горизонтально отлитых плит толщиной 30 мм, длиной 1100 мм. Предел прочности определялся без обработки, при одностороннем снятии слоя металла, равного 6 мм, соответствующего нормальному припуску на отливках средних размеров и при двухсторонней обработке. В среднем из 12 испытаний при снятии наиболее

плотного поверхностного слоя металла предел прочности в стенке снижается с 80% от свойств в пробе до 70% при односторонней и до 50% при двухсторонней обработке.

При равной средней пористости сечения предел прочности вертикальных стенок примерно на 10% выше, чем горизонтальных стенок. Предел текучести на плоских образцах, охватывающих все сечение, изменяется параллельно изменению предела текучести, определенному на круглых образцах, вырезанных из пробного бруска.



Фиг. 204. Зависимость относительного предела прочности, определенного на плоских образцах, охватывающих все сечение стенки, от пористости:

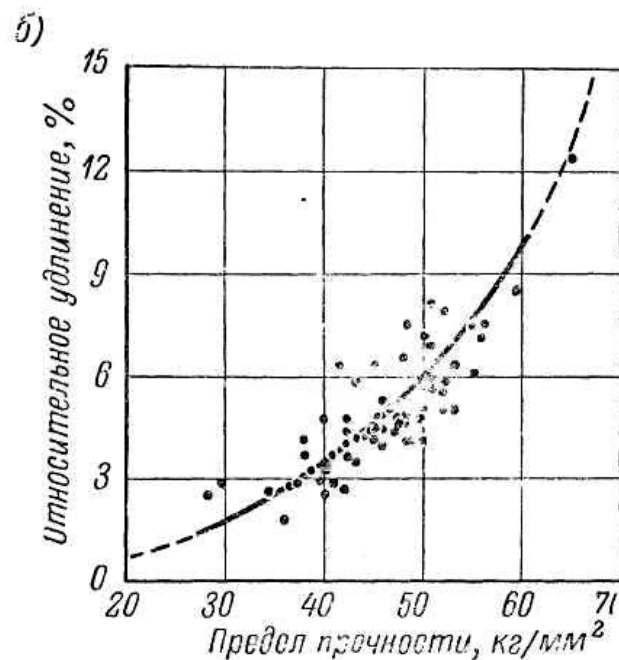
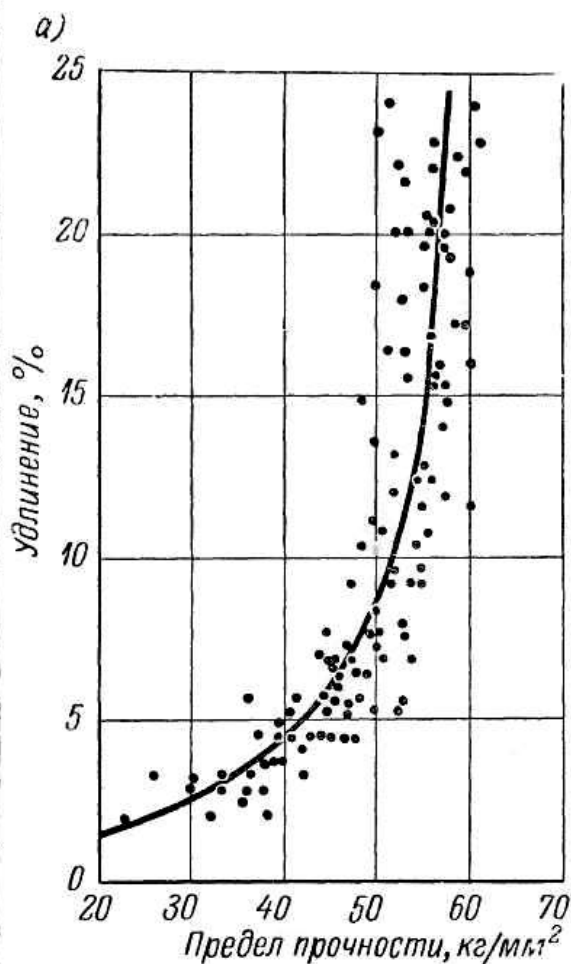
1 — горизонтальные отливки; 2 — вертикальные отливки.

На фиг. 205 представлена зависимость относительного удлинения от предела прочности на плоских образцах, охватывающих все сечение стенки отливки. Представленная зависимость определяется влиянием пористости на пластичность. Если на стали повышение температуры отпуска или понижение содержания углерода понижает прочность, но увеличивает пластичность, то увеличение пористости одновременно снижает прочность и пластичность, причем падение пластичности происходит быстрее, чем падение прочности.

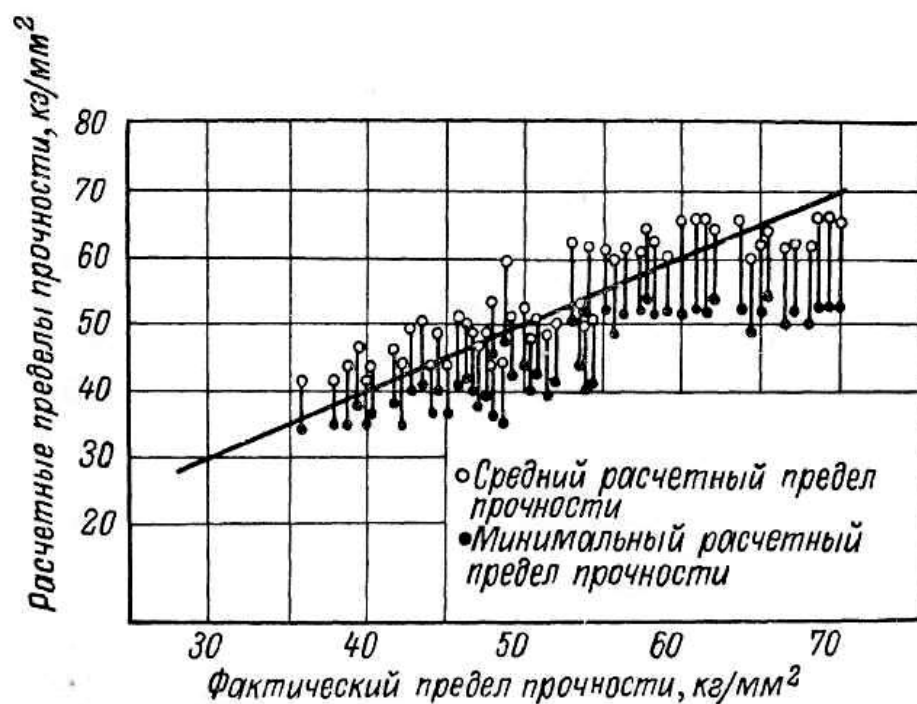
На фиг. 206 дано сопоставление фактических пределов прочности на плоских образцах, охватывающих все сечение стенки, вырезанных из ряда стальных производственных отливок различной конструкции и веса с

расчетным пределом прочности. Расчетный предел прочности определяется по графику фиг. 204 и расчетным значениям пористости вычисленным по формулам гл. IX. Максимальная вероятная пористость принималась в три раза больше средней. Из диаграммы фиг. 206 следует, что фактический предел прочности стенок реальных отливок в большинстве случаев близок к средней расчетной величине. В ряде случаев фактический предел прочности приближается к расчетному минимальному вероятному значению предела прочности, но не опускается ниже этого уровня.

Представляет интерес определение свойств металла при возможно более полном устранении пористости. Это достигается путем кристаллизации под значительным пневматическим давлением при условии незатрудненного питания. В табл. 68, поданным Н. Г. Касумзаде [250], представлены данные об изменении механических свойств в цилиндрических слитках весом 60 кг из стали типа 40Л, отлитых при различных давлениях, создаваемых азотом.



Фиг. 205. Зависимость относительного удлинения от предела прочности на цилиндрических образцах (а) и плоских образцах, охватывающих все сечение стенки (б).



Фиг. 206. Сопоставление фактических пределов прочности на плоских образцах, охватывающих все сечение, вырезанных из реальных отливок, с расчетными средним и минимальным пределами прочности.

Давление в ат	Плотность в г/см ³	Предел прочности в кг/мм ²	Предел текучести в кг/мм ²	Относи- тельное удлинение	Относи- тельное сужение	Ударная вязкость в кгм/см ²
0	7,764	80,4	70,3	13,9	30,1	4,3
40	7,762	82,9	71,2	18,1	31,9	4,7
60	7,786	84,2	72,4	19,1	39,7	5,6
80	7,797	86,1	72,1	23,0	45,4	6,9

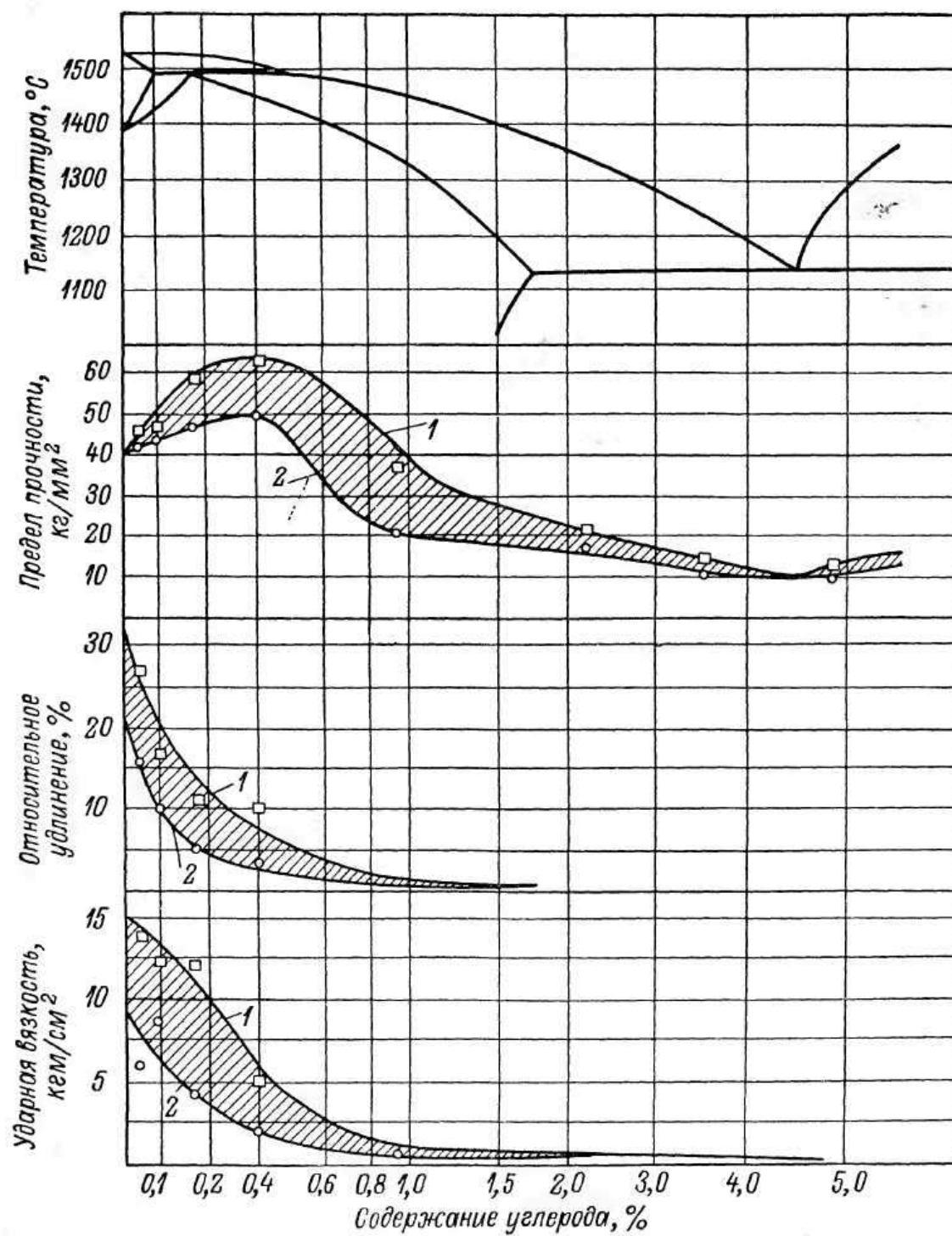
Повышение свойств происходит с увеличением давления и уменьшением пористости металла и соответствует характеру их возрастания при уменьшении пористости, достигаемой иными средствами. Кристаллизация под всесторонним газовым давлением оказывает еще более сильное влияние на механические свойства цветных сплавов.

2. ВЛИЯНИЕ УСЛОВИЙ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МЕТАЛЛА

При изучении зависимости свойств металла от условий кристаллизации трудно разделить влияние структурной и химической неоднородности поэтому они будут рассмотрены совместно. При одинаковом составе металла и одинаковых условиях питания изменение условий кристаллизации оказывает существенное влияние на механические свойства.

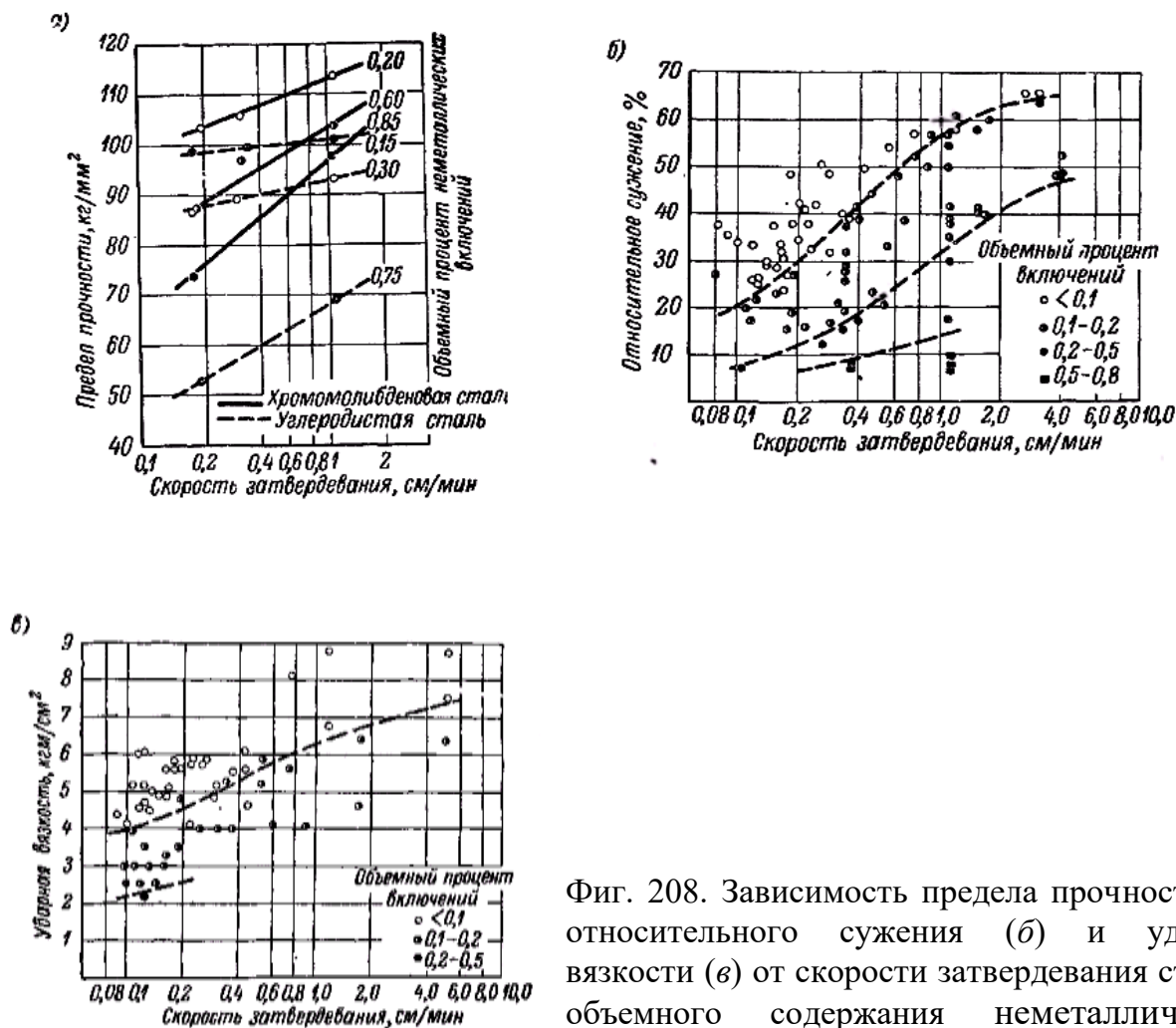
На фиг. 207 представлена диаграмма, показывающая изменение основных характеристик механических свойств металла от состава железоуглеродистых сплавов. Образцы для испытания механических свойств вырезались из цилиндрических слитков диаметром 250 мм, заливавшихся в чугунные формы параллельно оси слитков. Они подвергались закалке и отпуску при 650° (все по одному режиму). Для исключения эффекта прокаливаемости образцы проходили термическую обработку в заготовках под шлифовку. Кривые 1 относятся к образцам, вырезавшимся из поверхностного слоя; кривые 2 — к центральным образцам. При такой системе получения образцов единственным различием между ними являлась разная скорость кристаллизации. Каждая точка на диаграмме рис. 207 является средней величиной из 2—5 испытаний. Диаграмма фиг. 207 отчетливо показывает существенное снижение всех характеристик механических свойств при уменьшении скорости кристаллизации, в особенности, если это относится к сплаву, кристаллизующемуся в широком интервале температур.

На фиг. 208 представлена зависимость предела прочности, пластичности и ударной вязкости литой стали, затвердевающей в условиях свободного питания в различных отливках и слитках, от скорости затвердевания и объемного процента неметаллической фазы [409, 410]. Скорость затвердевания определялась по расчету.



Фиг. 207. Механические свойства в поверхностной (1) и осевой (2) зонах отливки из железоуглеродистых сплавов.

Диаграммы демонстрируют резкое падение пластичности, менее резкое падение вязкости и еще меньшее понижение прочности при замедлении затвердевания. Все свойства падают с замедлением затвердевания тем менее интенсивно, чем чище металл от неметаллической фазы. При оценке влияния объемного процента неметаллической фазы следует иметь в виду, что ее содержание в сталях обычно не



Фиг. 208. Зависимость предела прочности (а), относительного сужения (б) и ударной вязкости (в) от скорости затвердевания стали и объемного содержания неметаллических включений.

превосходит 0,1—0,2% (объемных). При колебаниях ее содержания в этом интервале она практически не оказывает влияния на прочность и мало сказывается на вязкости. При больших скоростях затвердевания возможно получение весьма высоких показателей механических свойств, связанных с измельчением структуры, снижением пористости, переводением сульфидов в метастабильный раствор и вообще резким увеличением степени однородности.

В обеспечении высоких механических свойств отливки заметную роль играет способ плавки и качество жидкого металла. Чем массивнее отливка и чем медленнее она затвердевает, тем большее значение имеет качество жидкого металла.

Выплавка металла с минимальным содержанием газов, неметаллических включений и вредных примесей способствует повышению пластичности и до некоторой степени вязкости стали.

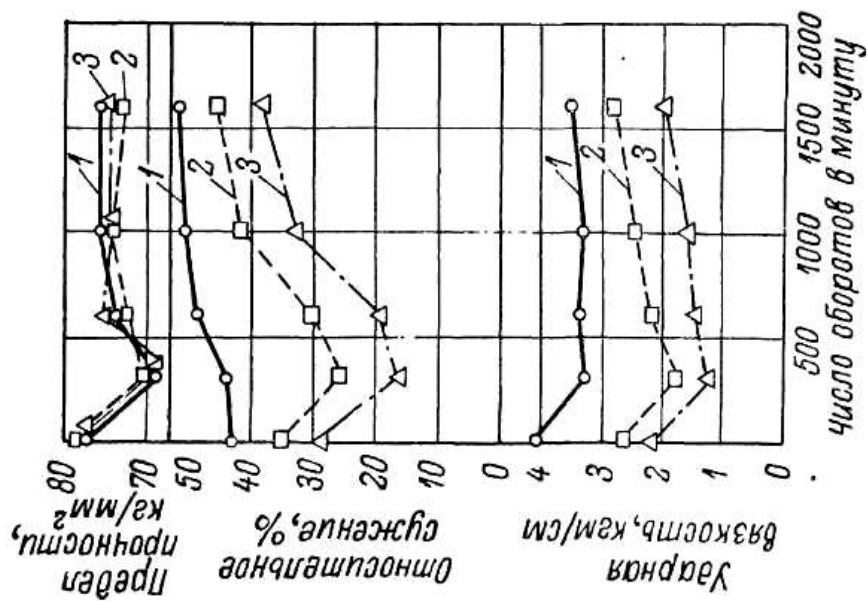
Некоторое влияние оказывает на механические свойства температура разливки. Высокая температура литья приводит к образованию дендритной структуры, низкая температура — к образованию глобулярной структуры. Для оценки влияния структуры стали, получающейся благодаря разливке при разных температурах, И. А. Шапрановым [408] были проведены заливки брусков из трех марок стали в медную изложницу. Образцы вырезались из поверхностной зоны каждого бруска. В табл. 69 представлены результаты опытов. Дендритная структура, обязанная своим происхождением высокой температуре разливки, приводит к повышению относительного сужения в легированной стали и повышению относительного удлинения в углеродистой стали.

Таблица 69

Марка стали	Характер макроструктуры	Предел прочности в кг/мм ²	Предел текучести в кг/мм ²	Относительное удлинение в %	Относительное сужение в %
Хромоникельмолибденовая	Дендритная	93,0	69,0	16,6	55,0
	Глобулярная	87,5	70,0	13,1	47,7
Хромомолибденовая	Дендритная	76,1	66,5	17,8	55,4
	Глобулярная	81,1	67,3	18,6	50,0
Углеродистая	Дендритная	66,8	55,5	29,0	53,8
	Глобулярная	67,6	59,8	19,7	53,4

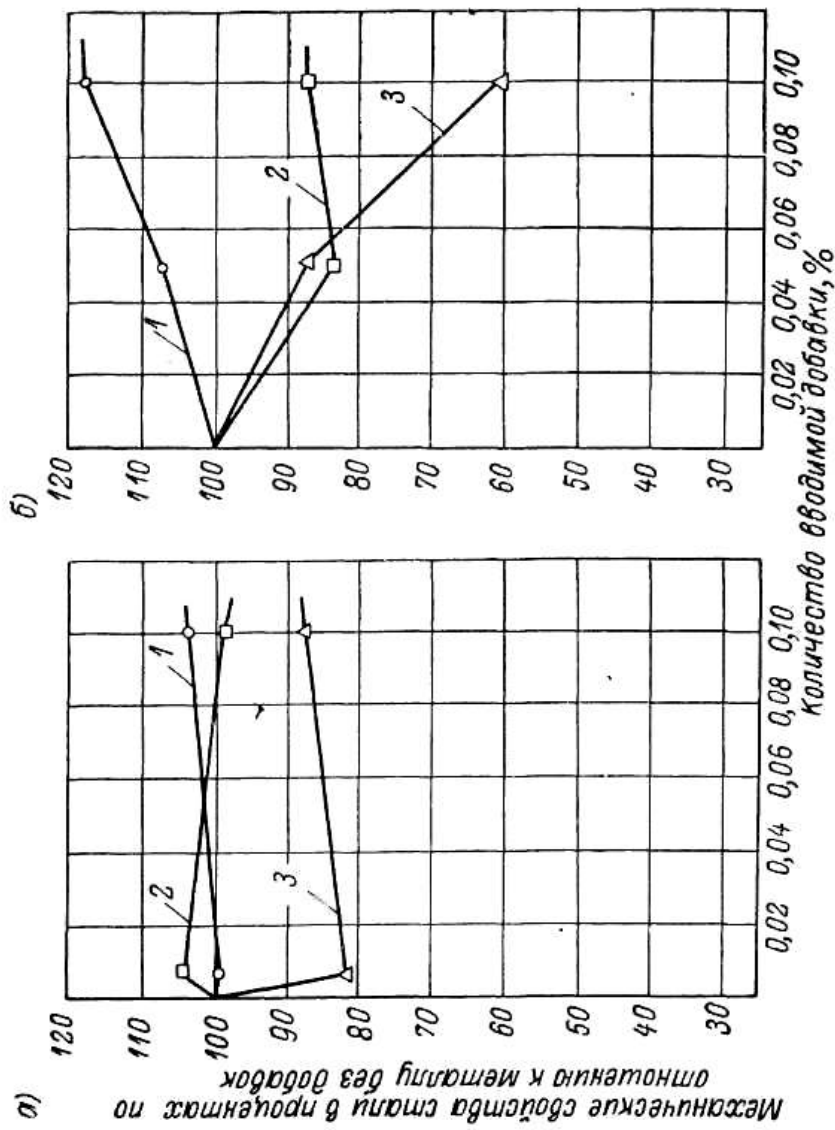
Существенное снижение механических свойств стали происходит в том случае, если она перед кристаллизацией была подвергнута перемешиванию. На фиг. 209 представлено изменение механических свойств хромоникельмолибденовой стали в зависимости от скорости вращения формы в условиях центробежного литья. Отливки имели диаметр 185 и длину 230 мм. Предел прочности несколько снижается при 300 об/мин. Относительное сужение в наружной зоне отливок несколько возрастает при увеличении числа оборотов. В средней и особенно осевой зоне относительное сужение и ударная вязкость резко падают в области 300—500 об/мин, по сравнению со стационарной отливкой. При дальнейшем повышении скорости вращения эти свойства увеличиваются, а при числе оборотов свыше 800 в минуту превосходят характеристики стационарной отливки. Падение характеристик предела прочности, пластичности и вязкости при числе оборотов 300—500 в минуту объясняется тем, что металл при этом режиме не подхватывается изложницей и интенсивно перемешивается. Увеличение числа оборотов обеспечивает его подхват и устранение скольжения слоев металла друг относительно друга.

С целью изучения связи между модифицированием и влиянием малых добавок на механические свойства литой стали были проведены следующие опыты [404]. Для исследования была выбрана



Фиг. 209. Влияние скорости вращения формы при центробежном литье на механические свойства стали:

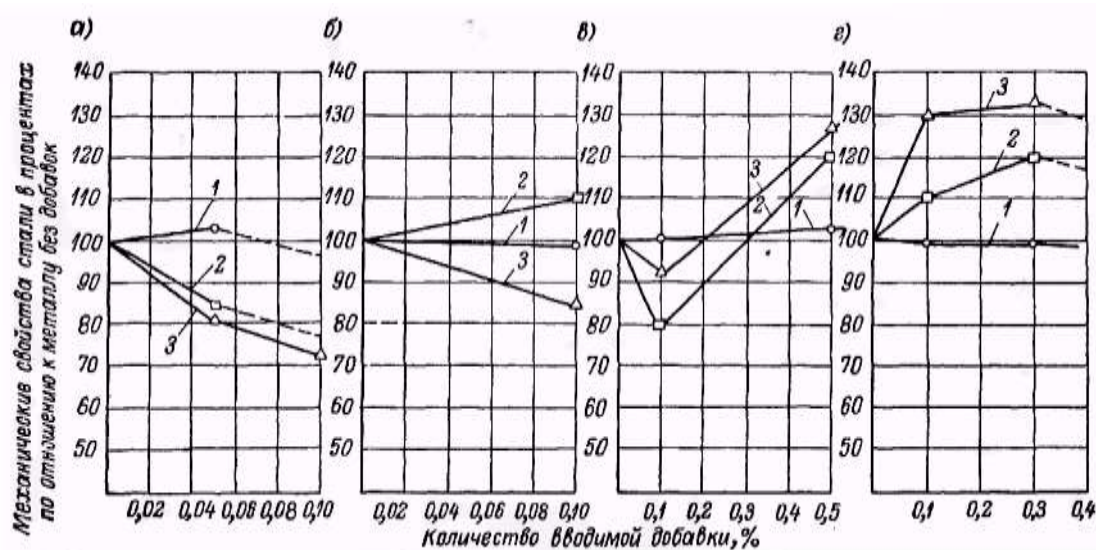
1 — поверхностная зона; 2 — средняя зона; 3 — внутренняя зона.



Фиг. 210. Влияние на механические свойства стали добавок бора (а) и ванадия (б), оказавших значительное воздействие на структуру отливок:

1 — предел прочности; 2 — относительное сжатие; 3 — ударная вязкость.

марка стали 30ХНЗМ. Металл заливался в цилиндрические формы диаметром 80 мм при весе отливок 10 кг. В качестве модификаторов использовались: ниобий, титан, алюминий, ванадий, цирконий, бор, кальций (в виде силикокальция) и церий. Сталь полностью раскислялась в печи и разливалась ручными ковшами, в которые перед заполнением форм вводились модификаторы. Образцы для испытания механических свойств вырезались из нижней части отливок и подвергались термической обработке в заготовках под шлифовку.



Фиг. 211. Влияние на механические свойства стали добавок титана (а), циркония (б), кальция (в) и церия (г), оказавших незначительное воздействие на структуру отливок.

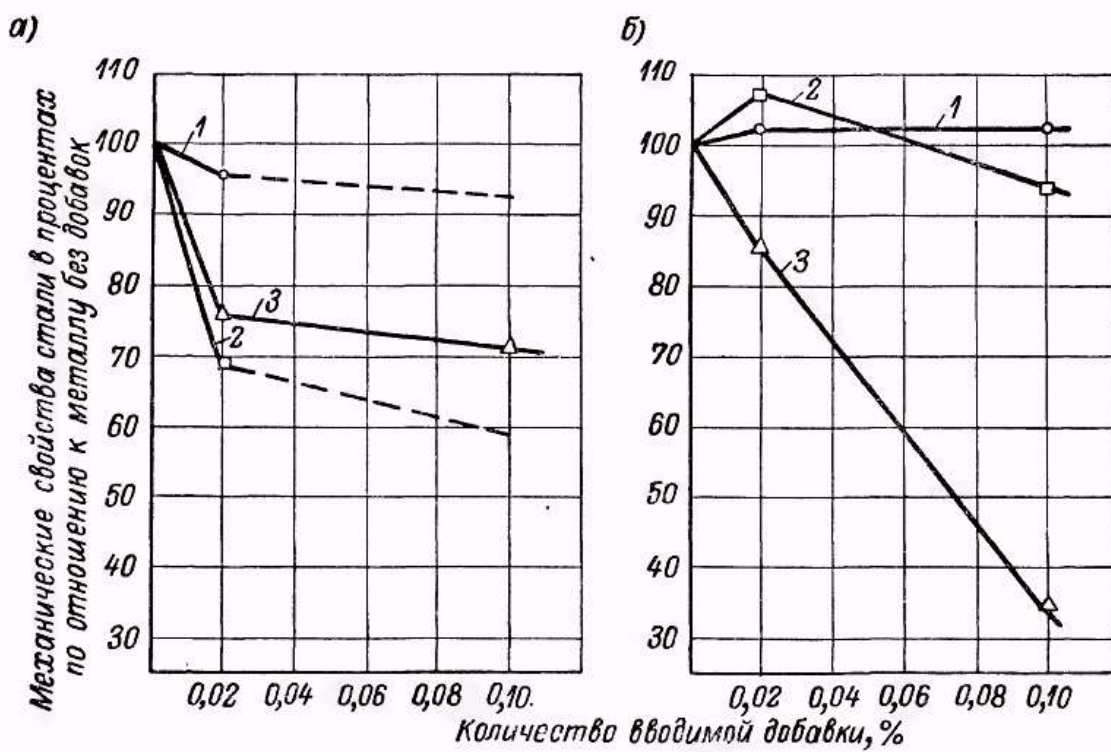
1 — предел прочности; 2 — относительное сжатие; 3 — ударная вязкость.

Термическая обработка состояла из закалки с 860—870° и отпуска при 610—620°.

На основании результатов испытания механических свойств на образцах, построены графики фиг. 210—212. На этих графиках механические свойства модифицированной стали выражены в процентах по отношению к свойствам исходного металла. Каждая точка является средней из результатов испытаний четырех образцов. На фиг. 213 представлена сводная диаграмма влияния добавок в количествах, давших наибольший эффект на механические свойства стали..

Добавки, как правило, не оказывают значительного влияния на предел прочности, но существенно изменяют относительное сужение и ударную вязкость. Чаще всего они изменяются в одном направлении. Добавки алюминия и ниобия существенно ухудшают характеристики механических свойств стали. Воздействие добавок титана, циркония, бора и ванадия проявляется менее резко. Добавки кальция и особенно церия заметно улучшают характеристики механических свойств. Вместе с тем диаграммы фиг. 210—212 показывают, что связи между модифицирующим воздействием добавок в смысле

измельчения структуры и воздействием на механические свойства стали нет. Обработка стали сильными модификаторами привела к ухудшению ее пластичности и вязкости. Обработка слабыми модификаторами в количествах, когда модифицирующее действие спадает, дала в одних случаях значительное повышение пластичности, в других — не оказала влияния на свойства. Следовательно, модифицирование стали, разрушая дендритную структуру, существенно не



Фиг. 212. Влияние на механические свойства стали добавок

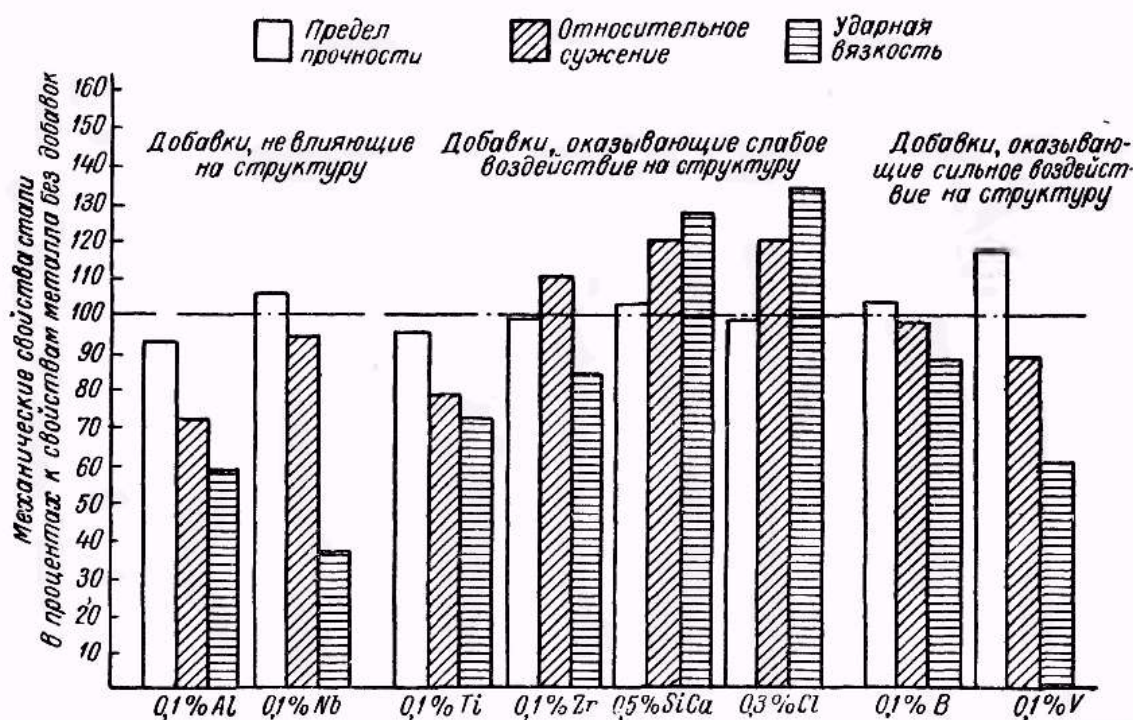
алюминия (а), и ниобия (б), не оказавших воздействия на структуру отливок:

1 — предел прочности; 2 — относительное сжатие; 3 — ударная вязкость.

изменяет более тонких процессов формирования кристаллических ячеек, которые определяют микрооднородность литого металла и его механических свойств.

Из всех изучавшихся добавок редкоземельные элементы в виде мишметалла вызвали наиболее существенное повышение пластичности и вязкости стали. Несколько меньшее, но положительное влияние оказал на них кальций. С целью установления наиболее эффективного использования редкоземельных элементов для легирования литой стали было изучено влияние добавок мишметалла на механические свойства стали различного состава. Влияние обработки мишметаллом на свойства технического железа с добавками легирующих элементов, а также стали различных марок изучалось на образцах, вырезанных из стандартных пробных брусков толщиной 30 мм. Температура закалки образцов составляла 975° и температура отпуска — 600°, результаты их испытаний приведены в табл. 70. Обработка мишметаллом чистого железа существенно не изменяет его свойств. Обработка мишметаллом железа с добавками

легирующих элементов (легированного феррита) повышает пластичность и вязкость металла. Легирование железа марганцем, никелем и хромом в сочетании с обработкой мишметаллом позволяет получить механические свойства, несколько превосходящие свойства чистого железа. Чем выше в нелегированной стали содержание углерода, тем интенсивнее повышает в ней пластичность и вязкость обработка мишметаллом.



Фиг. 213. Влияние добавок модификаторов на механические свойства стали 30ХНЗМ.

В легированной малоуглеродистой стали добавки 0,4% мишметалла позволяют незначительно увеличить пластичность и вязкость. В легированной среднеуглеродистой стали введение оптимального количества мишметалла позволяет существенно повысить пластичность и вязкость во всех изучавшихся композициях.

Ряд плавки стали марок 40Л и 30ХНЗМЛ был выплавлен с целью выяснения оптимального, с точки зрения повышения механических свойств, количества вводимого мишметалла. Металл плавился с различными вариантами содержания серы и добавками мишметалла. Во всех плавках обработка мишметаллом производилась при оптимальной температуре и выдержках. Сталь разливалась в слитки; каждый слиток разрезался по оси на две половины; из одной половины вырезались разрывные (гагаринские) и ударные образцы. Образцы в заготовках под шлифовку проходили закалку и отпуск по соответствующим режимам. В табл. 71 приведены основные характеристики механических свойств стали при различных отношениях количества вводимого мишметалла к количеству серы, содержащейся

Таблица 70

Легированные добавки	Добавка миш- талла в %	Предел прочности в кг/мм ²	Относи- тельное сужение в %	Ударная вязкость в кгм/см ²	Легированные добавки	Добавка миш- талла в %	Предел прочности в кг/мм ²	Относи- тельное сужение в %	Ударная вязкость в кгм/см ²
Нет	Нет	27,0	74,9	26,2	0,2% C	Нет	54,5	53,8	10,5
	0,4	31,6	75,0	28,0		0,7	51,3	65,0	11,6
	1,0	32,5	70,0	20,0					
1,0% Mn 1,0% Mn 1,5% Ni 1,5% Ni 0,4% Cr 0,4% Cr	Нет	27,0	72,0	23,3	0,4% C	Нет	55,0	28,0	4,5
	1,0	25,8	76,0	33,9		0,8	54,5	45,5	8,0
	Нет	32,8	72,5	23,6		Нет	81,0	8,5	0,7
	1,0	33,5	75,3	28,4		0,4	82,0	31,0	1,7
	Нет	26,4	78,0	20,4		1,0	79,8	20,7	1,8
	1,0	29,0	79,8	35,7					
1,7% Cu 1,7% Cu 1,1% Si 1,1% Si	Нет	35,3	31,5	14,6	0,39%, C, 1,72% Cu 0,18% Ti	Нет	88,7	8,5	0,7
	1,0	41,6	73,2	20,3		0,4	87,0	23,0	3,5
	Нет	24,8	63,0	14,6		1,0	86,0	38,0	4,0
	1,0	24,3	66,0	16,4					
0,24% Nb 0,24% Nb 0,23% Ti 0,23% Ti	Нет	37,9	47,0	2,4	0,33% C, 1,50% Cr 1,62% Ni, 1,43% Cu	Нет	102,5	12,8	3,6
	1,0	38,0	63,8	6,0		0,4	105,3	40,9	3,9
	Нет	46,8	41,2	0,8		1,0	105,8	35,9	3,3
	1,0	47,5	58,5	1,2					
					0,34% C, 2,27% Cr 1,64% Ni, 1,55% Cu 0,17% Ti	Нет	95,5	11,8	0,6
						0,4	95,7	24,8	1,2
						1,0	92,6	21,4	3,2

в стали до введения добавки. Каждая цифра в таблице является средней величиной из 4—5 испытаний.

Анализ полученных результатов показывает, что ни количество вводимого мишметалла, ни конечное содержание серы в отдельности не могут служить надежным критерием для оценки влияния обработки стали мишметаллом на ее механические свойства. В частности, при

Таблица 71

Добавка мишметалла в %	Конечное содержание серы в %	Отношение количества мишметалла к исходному содержанию серы	Предел прочности в кг/мм ²	Относитель- ное сужение в %	Ударная вязкость в кдж/см ²
Сталь 40Л					
Нет	0,022	0	55,0	28,0	4,5
0,11	0,015	5	53,8	28,0	3,0
0,11	0,016	5	53,5	26,0	3,5
0,45	0,009	9	64,4	39,0	11,7
0,8	0,024	10	54,5	45,5	8,0
0,4	0,006	20	53,0	21,1	4,0
0,8	0,007	40	47,0	6,2	1,0
0,8	0,006	40	49,0	8,1	1,3
Сталь 30ХНЗМ					
0	0,022	0	85,7	39,2	6,0
0,45	0,011	8	81,1	50,5	8,8
0,55	0,011	10	87,6	42,0	7,2
0,8	0,018	10	88,5	60,5	9,6
0,35	0,012	12	83,0	40,0	6,7
0,7	0,020	12	81,0	41,1	6,5
0,4	0,007	20	82,0	32,0	4,8
0,8	0,005	40	78,0	9,0	1,0

очень низком содержании серы 0,005—0,007 и повышенных добавках мишметалла механические свойства резко падают по сравнению с исходным состоянием. При одинаковых количествах вводимого мишметалла и достаточно малых и близких между собой количествах конечного содержания серы свойства металла могут быть весьма различны. Критерием для оценки влияния обработки может служить отношение введенного количества мишметалла к исходному содержанию серы. При отношении величин этого отношения 5—6 свойства могут даже понижаться, так как при малых концентрациях сульфиды не всплывают, а располагаются вблизи осей дендритов. При возрастании этого отношения до 7—8 пластичность и вязкость стали возрастают; при 8—10 показатели механических свойств достигают

максимума; при дальнейшем увеличении отношения механические свойства систематически понижаются.

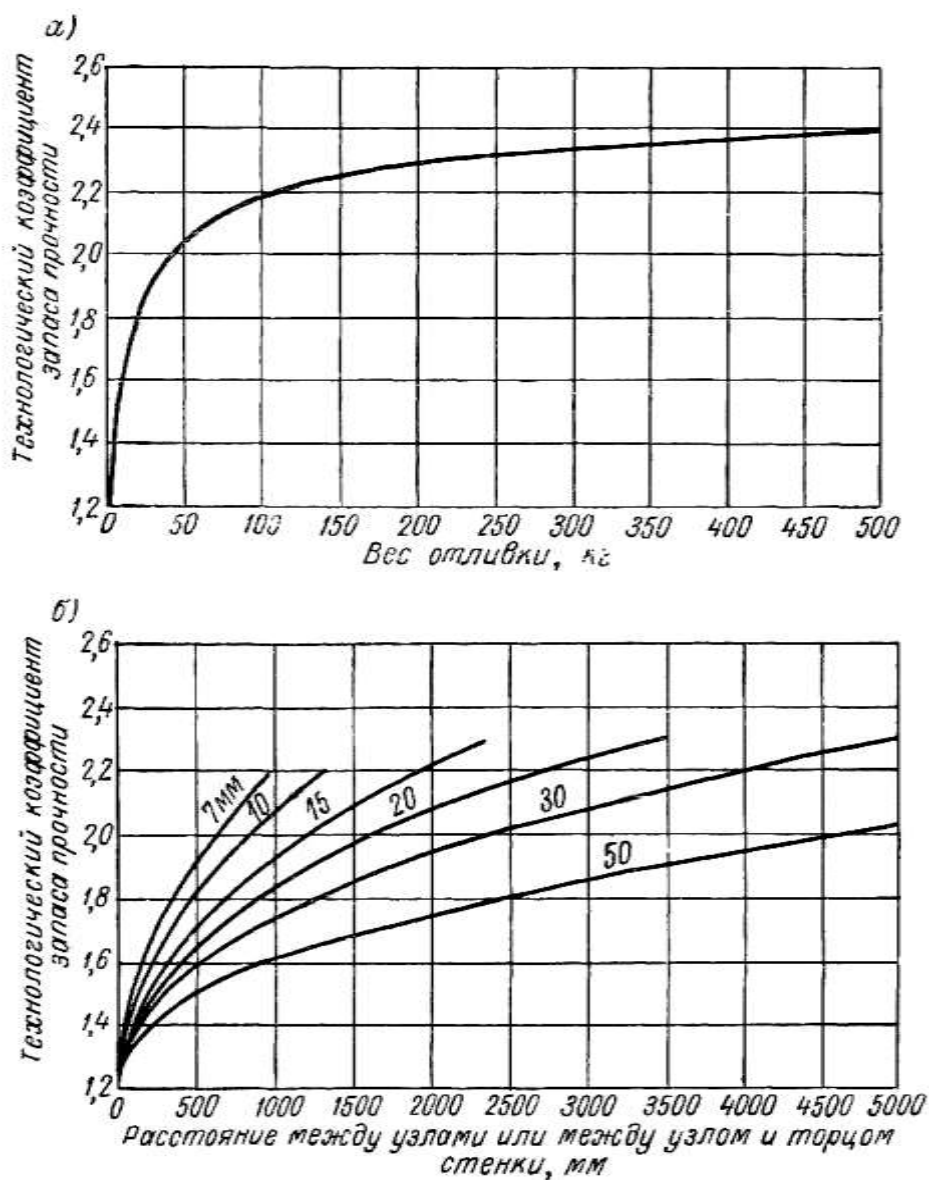
Малые количества мишметалла не способны обеспечить в ощутимых количествах ни десульфурации, ни модифицирования. При средних количествах вводимого мишметалла получает развитие десульфурация и содержание серы от ее обычных для стального литья количеств опускается до 0,01—0,02%, одновременно может получить развитие модифицирование, удаление газов и, возможно, другие явления, связанные с растворением церия в железе. При больших количествах мишметалла степень десульфурации продолжает увеличиваться, но избыточное количество редкоземельных элементов образует самостоятельную фазу, концентрирующуюся в виде прослоек по границам зерен, снижающих механические свойства металла.

3. О СВОЙСТВАХ МЕТАЛЛА В ИЗДЕЛИИ

При расчете деталей машин на прочность должен приниматься коэффициент запаса, складывающийся обычно из трех сомножителей, учитывающих неточность расчетов, условия работы конструкции (конструктивный запас) и неоднородность свойств материалов в изделии (технологический запас). Технологический запас прочности должен учитывать различие свойств металла в пробном бруске и в реальной отливке. Справочник машиностроения [411] рекомендует принимать технологический запас прочности для поковок в среднем 1,2, для стальных отливок — 2,0.

В условиях индивидуального производства пробные отливки не подвергаются разрезке и механические свойства определяются исключительно по образцам, вырезаемым из пробных брусков. Установить заранее технологию заливки не представляется возможным. Будем считать, что металл подводится в стенку в зоне наиболее высокой нагрузки на литую деталь. Выбрав наиболее неблагоприятные условия заливки при помощи формул гл. IX, можно рассчитать максимальное развитие местной усадочной пористости, определяемое в основном весом отливки. По величине максимальной пористости можно при помощи средних значений графика, представленного на фиг. 204, определить снижение предела прочности в отливке по сравнению со свойствами в пробном бруске. На фиг. 214, а представлена построенная таким образом зависимость технологического запаса прочности от веса отливки для условий индивидуального производства. В условиях серийного и массового производства пробные отливки разрезаются по опасным сечениям и тщательно исследуются. Образцы для испытания свойств вырезают и из пробных брусков и из отливок. В этом случае основные положения технологии изготовления можно наметить заранее, толщина стенок и расстояние между узлами питания могут быть учтены. На основе аналогичных расчетов построены кривые фиг. 214, б, позволяющие выбрать технологический запас прочности в условиях серийного и массового производства.

В связи с заменой стальных кованных или штампованных деталей литыми представляет интерес выявление соотношения их механических свойств [412]. В табл. 72 показано изменение механических свойств металла в результатековки цилиндрических отливок весом 30кг,



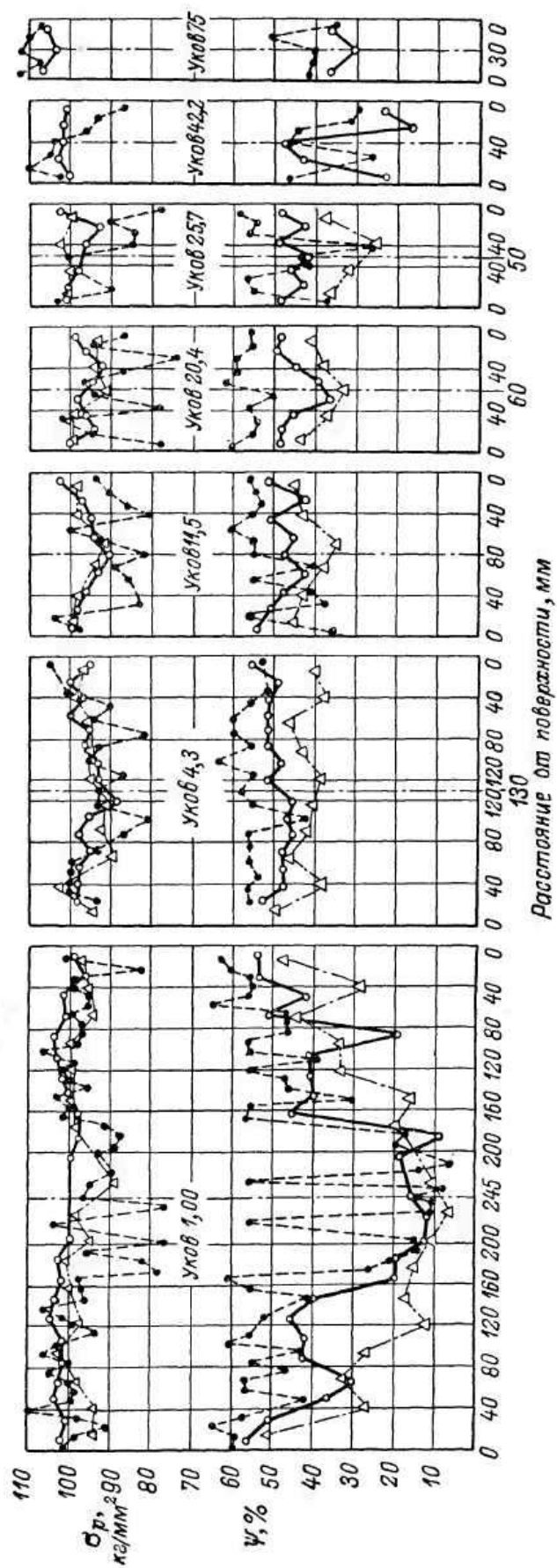
Фиг. 214. График для выбора коэффициентов технологического запаса прочности стальных отливок в условиях индивидуального производства (а) и в условиях серийного и массового производства (б).

отлитых из одной плавки стали 30ХНЗМ в песчаную и чугунную формы. Из каждой отливки изготовлялась ступенчатая поковка, причем одна ступень не обжималась и свойства в ней определялись в литом состоянии. Из каждой ступени в продольном направлении вырезались образцы разрывные гагаринские и Менаже. Образцы проходили термическую обработку в заготовках под шлифовку.

Уков	Положение образца	Механические свойства					
		Песчаная форма			Чугунная форма		
		Предел прочности в кг/мм^2	Относительное сужение в %	Ударная вязкость в кгм/см^2	Предел прочности в кг/мм^2	Относительное сужение в %	Ударная вязкость в кгм/см^2
1,00	Поверхность	90,8	43,5	5,6	90,9	46,7	5,5
	Половина радиуса	89,9	29,5	5,4	89,1	31,5	5,0
	Ось	87,7	20,0	—	—	—	—
1,25	Поверхность	85,2	45,7	7,2	87,7	50,3	6,7
	Половина радиуса	86,4	47,2	8,5	88,2	57,6	6,7
	Ось	86,7	31,0	—	—	—	—
1,50	Поверхность	91,2	62,7	—	90,5	55,0	9,4
	Половина радиуса	90,5	55,9	—	89,4	60,5	—
	Ось	89,5	51,5	—	—	—	—
2,0	Поверхность	91,7	62,8	—	90,5	66,5	—
	Ось	85,3	26,0	—	90,1	64,7	—
4,0	Поверхность	90,5	66,2	—	88,3	58,4	—
	Ось	—	—	—	88,8	66,4	—

Таким образом, была обеспечена полная идентичность условий получения всех образцов, за исключением степени обжатия при ковке. Как видно из табл. 72, в условиях, обеспечивающих равенство прочностных характеристик, пластичность литого металла оказывается заметно ниже пластичности кованого; ударная вязкость при ковке также возрастает. Для заметного изменения свойств оказывается достаточным такое небольшое обжатие, как 1,25—1,50.

В поверхностных частях стального слитка, затвердевших с большой скоростью и характеризующихся большой степенью однородности, все показатели механических свойств достигают высоких значений [89]. Обработка давлением не изменяет механических свойств в поверхностных зонах, но существенно увеличивает их уровень в дефектных зонах [412]. На фиг. 215 представлено распределение механических свойств по сечению ступенчатой поковки, часть которой осталась необжатой и соответствует литому состоянию, остальные ступени обжаты с различными уковами. Образцы подвергались термической обработке в заготовках под шлифовку. Для лучшего выявления неоднородности образцы вырезались трех размеров: 0 3, 5 и 10 мм. Наиболее существенно механические свойства неоднородного в литом состоянии металла повышаются при уковах 3—5; при



Фиг. 215. Распределение механических свойств по сечению слитка и поковок с различным уковом:
 Δ — образцы $\varnothing 10$ мм; $\circ$ — образцы $\varnothing 5$ мм; $\bullet$ — образцы $\varnothing 3$ мм.

больших уковах — 20—30 и более — уровень свойств может снова снижаться.

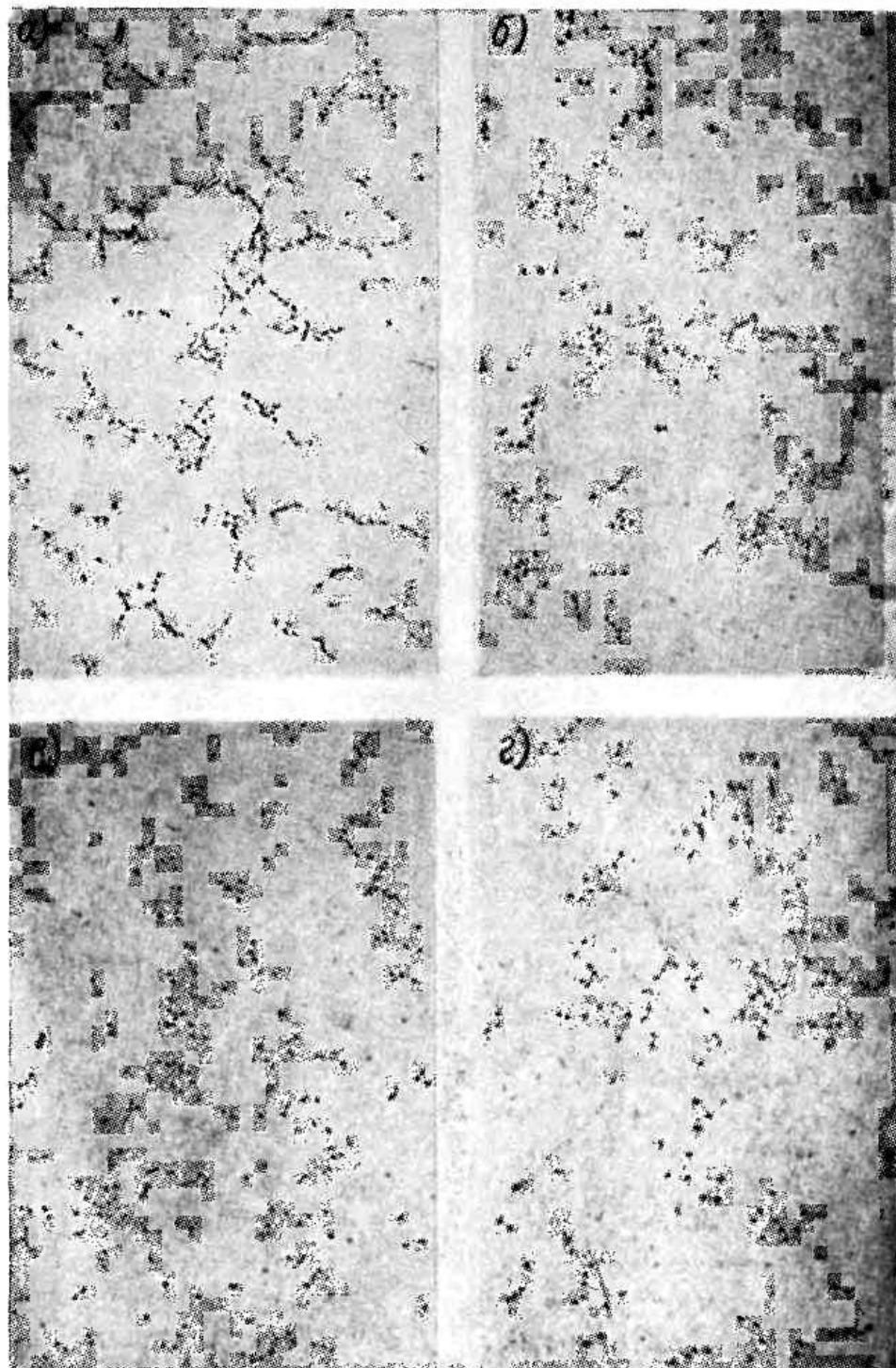
В табл. 73 (по данным В. М. Шпейзмана [413]) сопоставлены механические свойства некоторых марок стали на образцах, вырезанных из пробных брусков толщиной 30 мм, а также из кованых прутков металла тех же плавок, обжатых с уковом 3. Для всех марок стали пределы текучести и прочности в литом и кованом состоянии примерно одинаковы; относительные удлинение и сужение, а также ударная вязкость в кованом состоянии заметно выше, чем в литом.

Литая сталь обладает одинаковыми свойствами во всех направлениях; деформированная сталь существенно снижает пластичность и вязкость на поперечных образцах. Относительное падение ударной вязкости при пониженной температуре для литой и кованой стали одинаково.

Поскольку обработка мишметаллом дает существенное повышение механических свойств литой стали, представляет интерес сравнить это воздействие с влиянием обработки давлением. С этой целью были выплавлены плавки стали 30ХНЗМ в кислой индукционной печи емкостью 60 кг. Из каждой плавки отливало два слитка по 30 кг. Металл для одного из них обрабатывался мишметаллом, для другого не обрабатывался. Каждый слиток разрезался на две части; в одной части механические свойства исследовались в литом состоянии, из другой части ковались прутки сечением 15×15 мм и из них вырезались образцы для испытания механических свойств. Все образцы подвергались одинаковой термической обработке. В табл. 74 представлены результаты испытания механических свойств; каждая цифра представляет собой среднее из шести испытаний. Анализ полученных результатов показывает, что обработка мишметаллом

Таблица 73

Марка стали и термическая обработка	Вид заготовки	Механические свойства				
		Предел текучести в кг/мм ²	Предел прочности в кг/мм ²	Относительное удлинение в %	Относительное сужение в %	Ударная вязкость в кгм/см ²
35Л Закалка и отпуск	Литая	33,6	59,1	23,2	52,0	10,0
	Кованая	34,9	59,3	34,3	74,7	21,7
40ХЛ Закалка и отпуск	Литая	56,8	74,3	21,2	42,0	7,9
	Кованая	59,1	73,5	28,6	70,7	15,3
30ХНЛ Закалка и отпуск	Литая	67,6	81,2	20,8	48,2	8,6
	Кованая	63,6	77,4	28,0	70,8	15,8
30ДХСНЛ Закалка и отпуск	Литая	68,5	82,8	21,8 236	50,8 66,8	10,0 15,9
	Кованая	72,5	84,8			
30ДХСНЛ Нормализация и отпуск	Литая	69,2	85,1	18,0	44,9	9,2
	Кованая	76,1	86,7	24,4	66,7	15,7



Фиг. 216. Влияниековки на сетку по границам зерна в стали:
а — литое состояние; *б* — уков 1,5; *в* — уков 2,0; *г* — уков 4,0.

Добавка мишме- талла в %	Конечное содержа- ние серы в %	Отношение количества мишметалла и серы	Состояние металла	Предел прочности в кг/мм ²	Относи- тельное сужение в %	Ударная вязкость в кгм/см ²
Нет	0,020	0	Литое Кованое	87,0 85,6	34,6 62,9	5,4 10,5
0,22	0,011	10	Литое Кованое	87,0 84,4	55,0 64,0	9,3 10,7
Нет	0,048	0	Литое Кованое	90,0 85,0	22,0 57,7	3,5 9,1
0,50	0,015	10	Литое Кованое	88,8 84,3	49,5 59,9	3,0 10,6

позволяет резко увеличить пластичность и вязкость литой стали при равной прочности, однакоковка повышает показатели механических свойств в еще большей степени. При обработке стали мишме-таллом свойства пластичности и вязкости литой стали приближаются к свойствам кованой стали (составляют 85—90% от значений в кованой необработанной мишметаллом стали). Обработка мишметаллом, хотя и повышает пластичность и вязкость стали в кованом состоянии, но эффект этот незначителен (повышение составляет 2—4%).

В процессе кристаллизации стали по границам первичных кристаллов образуются оболочки, насыщенные элементами, обладающими малым значением коэффициента распределения. Наиболее вредными из них, с точки зрения влияния на механические свойства, являются сера и водород. Ковка, даже с небольшой степенью обжатия, разрушает эти оболочки. На фиг. 216 представлены микроструктуры литой и деформированной стали со специально созданной (путем введения титана) карбидной сеткой [410]. Уков 1,5—2 полностью ее разрушает. Обычно такая сетка не выявляется металлографически, но она всегда существует. Опыт показывает, что ковка повышает механические свойства только неоднородного металла и не изменяет свойств стали, обладающей высоким уровнем пластичности и вязкости в литом состоянии.

Если мы создадим благоприятные условия кристаллизации отливки, обеспечивающие высокую степень однородности строения металла, его механические свойства в литом состоянии не уступят свойствам деформированного металла.

1. Кар, Тит Лукреций О природе вещей, Перевод Ф. А. Петровского, Академия, стр. 171, 1936.
2. Скиндер В. А., Бронза, ее природа и история с древнейших времен, СПб, 1908.
3. Рыбак Б. А., Ремесло древней Руси, АН СССР, 1948.
4. Бирюля С. О., «Литейное дело», 1936, № 5,
5. Рубцов Н. Н., «Литейное производство», 1957, № 8.
6. Кнаббе В., Чугунолитейное дело, т. 1, СПб, 1900.
7. Бек Л., История чугуно- и сталелитейного производства (XIV — XIX вв.) в кн. Гейгер К., Литейное дело, т. IV, 1939.
8. Рубцов Н. Н., «Литейное производство», 1951, № 4.
9. Рубцов Н. Н., Сб. ВНИТОЛ «Технология литейной формы», Машгиз, 1954.
10. Скиндер В. А., «Артиллерийский журнал», 1863, № 4.
11. Рубцов Н. Н., «Литейное производство», 1951, № 7.
12. Гмелин И. Ф., Химические основания ремесел и заводов, Перевод В. Севергина, СПб, АН, 1803.
13. Двингубский И., Начальные основания технологии или краткое показание работ на заводах и фабриках производимых, Университетская типография, М., 1807.
14. Рубцов Н. Н., История литейного производства в СССР, ч. I, Машгиз, 1947.
15. Севергин В., Начертание технологии минерального царства, СПб, АН, 1822.
16. Мевкус А. Ф., Чугунолитейное производство или систематическое изложение всех способов и приемов, употребляемых для получения литейного чугуна, приготовления моделей, производства формовки, отливки и окончательной отделки разных чугунных изделий, Харьков, Университетская типография, 1859.
17. Аносов П. П., Собрание сочинений, АН СССР, 1954.
18. Прокudin - Горский С. М., О современном состоянии литейного дела в России, Доклад в засед. хим. отдела ИРТО, 21 февраля 1896, СПб, 1896.
19. Д. К. Чернов и наука о металлах, Под ред. акад. Н. Т. Гудцова, Metallurg-издат, 1950.
20. Рубцов Н. Н., «Литейное производство», 1950, № 1.
21. Ульман А., Отливка металлов под давлением, Под ред. Г. З. Нессельштрауса, изд. Сев. Зап. Обл. Промбюро, ВСНХ, 1927.
22. Бессемер Г., «Металлург», 1940, № 5.
23. Фогель Г. Н., Непрерывное производство изделий из жидкого металла, Госпланиздат, 1940.
24. Богачев И. Н., П. П. Аносов и секрет булата, Машгиз, 1952.
25. Русские ученые—металловеды, под ред. Д. М. Нахимова, и А. Г. Рахштадта, Машгиз, 1951.
26. Черпак А. Я., Нахимов Д. М., Русский ученый — металлург, Н. В. Калакуцкий, Машгиз, 1951.

27. Памяти Чернова Д. К. К 110-летию со дня рождения и 30-летию со Дня смерти, Metallurgizdat, VNITOM, 1950. (Г у д ц о в Н. Т., Жизнь и деятельность Д. К. Чернова. Гуляев Б. Б., "Творческий путь Д. К. Чернова).
28. Л а в р о в А. С, Работы и заметки по литейному делу, ч. I, СПб, 1904.
29. О р л о в а Т. И., «Литейное производство», 1951, № 1.
30. К о л е с о в А. (Литейный мастер), Заметки и советы старого формовщика (Руководство для работы в чугуно- и меднолитейных цехах), СПб, 1905.
31. Гавриленко А. П., Механическая технология металлов, ч. II, Литейное дело; I изд., 1897.
32. Г е й г е р К., Литейное дело, ОНТИ, т. I, 1934, т. II, 1935, т. III, 1936, т. IV, 1939, Под ред. Н. Н. Рубцова.
33. Евангулов М., Е., Литейное дело, ГОНТИ, 1933.
34. Гранат И. Я., Ж е г а л о в А. К-, Кристаллизация и строение стального слитка, под ред. Н. Т. Гудцова, ОНТИ, 1935.
35. Фанталов Л. И., Основы проектирования литейных цехов, Машгиз, 1953.
36. Аксенов Н. П., Аксенов П. Н., Оборудование литейных цехов, Машгиз, т. I, 1949; т. II, 1950.
37. Б и д у л я П. Н., Литейное производство (общий курс), Metallurgizdat, 1953.
38. Технология литейного производства под ред. Л. М. Мариенбаха, т. I, 1946; т. II, 1947; т. III, 1948, Машгиз.
39. Н е х е н д з и Ю. А., Стальное литье, Metallurgizdat, 1948.
40. Б е р г П. П., Основы учения о формовочных материалах, Машгиз, 1948.
41. Спасский А. Г., Основы литейного производства, Metallurgizdat, 1950.
42. Рыжиков А. А., Улучшение качества отливок, Машгиз, 1952.
43. Рыжиков А. А., Теоретические основы литейного производства, Машгиз, 1954.
44. В е й н и к А. И., Тепловые основы теории литья, Машгиз, 1953.
45. Р у б ц о в Н. Н., Специальные виды литья, Машгиз, 1955.
46. Гидродинамика расплавленных металлов (Труды первого совещания по теории литейных процессов) под ред. Л. И. Фанфалова и Б. Б. Гуляева, АН СССР, 1958.
47. Затвердевание металлов (Труды второго совещания по теории литейных процессов), под ред. Б. Б. Гуляева, Машгиз, 1958.
48. Г у л я е в Б. Б., Известия АН СССР, Отделение технических наук, 1957, № 2.
49. Гуляев Б. Б., Известия АН СССР, Отделение технических наук, 1958, № 4.
50. О р л о в Н. Д., Сб. «Перспективы развития литейного производства», Цветное литье, НТО Машпром, 1957.
51. Книпп Э. Пороки отливок, Машгиз, 1958.
52. С о к о л о в с к и й А. П., Курс технологии машиностроения, Машгиз, 1947.
53. Труды ленинградской конференции по типизации технологических процессов, под ред. А. П. Соколовского, ЛОНИТОМАШ, 1939.
54. М и т р о ф а н о в С. П., Групповая обработка деталей как метод научных основ технологии, ЛДНТП, 1957.
55. Новиков П. Г., Грузин В. Г., «Литейное производство», 1953, № 9.
56. Р а з у м о в И. А., Сб. «Новое в литейном производстве», Горький, 1954.
57. Ш е с т о п а л В. М., Сб. «Вопросы повышения производительности труда в машиностроении», Машгиз, 1957.
58. Г у л я е в Б. Б., Бюллетень технико-экономической информации, 1958, № 9.
59. Н е х е н д з и Ю. А., «Повышение производительности труда в литейном производстве», НТО Машпром, Машгиз, 1955.
60. Дудин А. А., Сб. «Литье под давлением», ВНИТОЛ, Машгиз, 1955.

61. М о с к в и н П. П., Сб. «Перспективы развития литейного производства Цветное литье, НТО Машпром, 1957.
62. Я м п о л ь с к и й СМ., Сб. «Вопросы повышения производительности труда в машиностроении», Машгиз, 1957.
63. К а л а б у ш к и н В. С., «Литейное производство», 1957, № 5. Г о л о щ а п о в А. И., «Литейное производство», 1956, № 1.
64. Новиков П. Г., Фиксен Н. В., Сб. «Перспективы развития литейного производства», Стальное литье НТО Машпром, 1958.
65. Лейбензон Л. С., Движение природных жидкостей и газов в пористой среде, Гостехиздат, 1947.
66. Ч у н а е в М. В., Исследование режимов уплотнения земли литейных форм на машинах, Машгиз, 1950.
67. Комаров Л. Е., «Литейное производство», 1957, №11.
68. М и х а й л о в В. В., Элементы теории структуры бетона, Стройиздат, 1941.
69. Ш о р н и к о в П. Н., Сб. «Литье повышенной точности», НТО Машпром, Машгиз, 1958.
70. Лудник И. Р., «Литейное производство», 1958, № 6.
71. Ш м е л ь к и н М. А., «Литейное производство», 1952, № 1.
72. В и ш н я к о в Н. В., Сб. «Литейное производство», под ред. В. М. Андреева, Машгиз, 1948.
73. Израилевич Л. А., Бахарев Л. А., «Литейное производство», 1955, № 7.
74. Калашникова А. Я-> Орлов Г. М., «Литейное производство» 1955, № 4.
76. Р а к о г о н В. Г., «Литейное производство», 1958, № 4.
77. Л я с с А. М., Новые методы испытаний и некоторые свойства пленок связывающих материалов, применяемых в литейном производстве, ЦНИИТМАШ, ЦБТИ тяжелого машиностроения, 1958.
78. К у м а н и н И. Б., Л я с с А. М., Связующие материалы для стержней, Оборонгиз, 1949.
79. Г е з е л л В., 23-й Международный конгресс литейщиков, Машгиз, 1958.
80. С а н к о в И. И., «Литейное производство», 1951, № 3.
81. Бехалов В. Н., Сб. «Производство литой посуды», НТО Машпром, Машгиз, 1957.
82. А р о н о в и ч В. А., «Литейное производство», 1951, № 5.
83. Б а б к о в и ч В. Ф., Быковский П. И., Г е р б у р т-Г е й б о в и ч А. В., Ор-антский Н. В., Тулаев А. Я., Грунтоведение и механика грунтов, Дориздат, 1941.
84. Ф у н д а т о р В. И., Коэффициент истечения жидкого чугуна через отверстия разных диаметров, НИИМАШ № 4, 1932.
85. Ф у н д а т о р В. И., Литниковые системы и заливка металлов, Машгиз, 1951.
86. Osann B., „Die Gisserei" 1928, № 49.
87. Я к о в л е в В. О., Сб. «Технология литейной формы», ВНИТОЛ, Машгиз, 1954.
88. Дубицкий Г. М., Расчеты литниковых систем для стальных отливок, Машгиз, 1945.
89. Гуляев Б. Б., Затвердевание и неоднородность стали, Metallurgizdat, 1950.
90. Пресняков А. А., Новикова Л. М., «Литейное производство», 1956, № 10.
91. П е т и н Ф., «Литейное дело», 1940, № 6.
92. С а н к о в И. И. «Литейное производство», 1953, № 6.
93. У м р и х и н П. В., «Металлург», 1939, № 3.
94. А б р а м о в и ч Г. Н., Турбулентные свободные струи жидкостей и газов Госэнергоиздат, 1948.
95. Патрашев А. Н., Известия НИИ Гидротехники, т. XXI, 1937.
96. Г о л е с в с к и й А. А., Вопросы механики струйного движения жидкостей и гаом, НТО Машпром, Машгиз, 1957.

97. Тищенко Р. И., Гидравлика глинистых растворов, Изд. Нефтяной и горно-топливной литературы, Баку, 1951.
98. Берг П.П., Студниц М.А., Фейгельсон Б.Ю., «Литейное производство», 1956, № 7.
99. Вернадский Н. М., Речная гидравлика, ее теория и методология, т. I, Основы формы речного течения, ОНТИ, 1933.
100. Идельчик Е. И., Гидравлические сопротивления, Госэнергоиздат, 1954.
101. Б и р у л я С.О., «Литейное дело», 1940, № 1.
102. Б и р у л я С.О., «Литейное дело», 1941, № 2.
103. Кремер М. А., Дудорова В. Н., «Литейное производство», 1954, № 1.
104. Рабинович Е. З., Известия АН СССР, ОТН, 1946, № 7.
105. Рабинович Б. В., Сб. «Гидродинамика расплавленных металлов», АН СССР, 1958.
106. Фромер Л., Литье под давлением, ОНТИ, 1936.
107. Пляцкий В. М., Литье под давлением, Оборонгиз, 1957.
108. Белопухов А. К., «Литейное производство», 1958, № 7.
109. Берг П. П., «Курс формовочных материалов», Metallurgizdat, 1933.
- Н.О. Х а х а л и н Б. Д., Сб. «Центробежное литье чугуновых труб», ВНИТОЛ, 1951.
111. Новиков П. Г., Розенфельдт С.Е., Клочнев Н. И., Савенко В.Н., Основы центробежного литья, Машгиз, 1947,
112. Константинов Л. С., Сб. «Теория и практика центробежного литья», Машгиз, 1949.
113. Г р у з и н В. Г., Сб. «Гидродинамика расплавленных металлов», АН СССР, 1958.
114. Нехендзи Ю. А., Сорокин П. В., «Литейное производство», 1954, № 8.
115. Ц и б р и к А. Н., Исследование влияния термофизических свойств материала литейной формы на структуру и качество стального литья, Автореферат, Днепропетровск, 1953.
116. М а л а х о в с к и й А. М., «Литейное производство», 1957, № 5.
117. Корольков А. М., Каданер Э. С., Жидкотекучесть металлов и сплавов, ВНИТОМ, Metallurgizdat, 1952.
118. С и м е о н о в А. А., Типографские сплавы, Гизлегпром, 1941.
119. Машовец В. П., Дараган-Сущев И. И., «Литейное производство», 1953, № 2.
120. Кардасевич М.К., Сб. «Формовочные материалы», ВНИТОЛ, Машгиз, 1954.
121. Чернышев И. А., Сб. «Формовочные материалы», ВНИТОЛ, Машгиз, 1954.
122. Туманский А., Л., Сб. «Формовочные материалы», ВНИТОЛ, Машгиз, 1954.
123. Ноткин Е. М., Сб. «Формовочные материалы», ВНИТОЛ, 1954.
124. Колачева О. А., Сб. «Литейное производство», Машгиз, 1948.
125. Ф и н а р т и Ю. Я., «Литейное дело», 1939, № 1.
126. Попов А. Д., «Литейное дело», 1939, № 1.
127. Б и д у л я П. Н., Сб. «Труды Московского вечернего металлургического института», Metallurgizdat, 1955.
128. Оболенцев Ф. Д., Сб. «Улучшение качества отливок», ЛО ВНИТОЛ, 1954.
129. Лакомский В. И., Явойский В. И., «Литейное производство», 1955, № 12.
130. Ушаков А. Д., «Литейное производство», 1957, № 3.
131. Дубинин Н. П., «Литейное производство», 1951, № 12.
132. Горшков И. Е., Литье слитков цветных металлов и сплавов, Metallurgizdat, 1952.
- «*»
133. Попов А. Д., Чистота поверхности отливок, Машгиз, Свердловск, 1950.

134. Андреев В. М., Конструирование литых деталей, Машгиз, 1943.
135. Сапино СИ., Сб. «Современная технология выплавки стали для фасонного литья», ВНИГОЛ, Машгиз, 1953.
136. Ворсук П. А., Исследование условий образования пригара на отливках из специальных сталей, Автореферат диссертации, ЦНИИТМАШ, 1955.
137. Крещановский Н. С., «Литейное дело», 1938, № 8—9.
138. Куманин И. Б., Сб. «Скоростные методы обработки металлов», Машгиз, 1949.
139. Акимов Г. В., Основы учения о коррозии и защите металлов, Metallurgizdat, 1946.
140. Копытов В. Ф., Безокислительный нагрев стали, Машгиз, 1947.
141. Дитерт Г., «Литейное дело», 1930, № 5.
142. Руссиян СВ., Расчет и конструкция литниковых систем для чугунного и стального литья, Лениздат, 1946.
143. Соболев К. А., «Литейщик», 1934, № 10.
144. Дубицкий Г. М., Расчеты литниковых систем для стальных отливок, Машгиз, 1945.
145. Вихорева Б. А., Гинзбург Е. И., Сб. «Литейное производство», ЛОНИТОЛ, 1949.
146. Мищенко Н. И., «Литейное производство», 1952, № 10.
147. Рабинович Б. В., Сб. «Технология литейной формы», ВНИТОЛ, 1954.
148. Андреев В. М., Основы технологии литейных форм, Машгиз, 1947.
149. Дубицкий Г. М., Литниковые системы, Машгиз 1951.
150. Рабинович Б. В., Брылев М. Е., Определение размеров элементов литниковых систем для стального литья и ковкого чугуна, ИТЭИН, 1946.
151. Коннов Д. Р., «Бюллетень литейщика», 1945, № 7—8.
152. Рабинович Б. В., «Литейное производство», 1954, № 7.
153. Соколов Д. Я., Отстойные бассейны для ирригации и гидростанций, Сельхозгиз, 1945.
154. Казанцев А. В., «Литейное производство», 1958, № 5.
155. Рабинович Б. В., Сб. «Технология литейной формы», ВНИТОЛ, Машгиз, 1954.
156. Рабинович Б. В., Дроссельные литниковые системы, НИИ Автопром, 1956.
157. Антонов В. П., «Литейное производство», 1956, № 11.
158. Lame Clapeyron, Ann. de Chemie et de Physique, v. 47, p. 250, 1831.
159. Stefan J., «Monatsschrift fur Mathematik imd Physik», 1890, № 1—6.
160. Рубинштейн Л. И., Известия АН СССР, Серия географическая и геофизическая, XI, вып. 1, 1947.
161. Лейбензон Л. С., Собрание трудов, т. 4, АН СССР, 1955.
162. Лейбензон Л. С., Известия АН СССР, Серия географическая и геофизическая, 1939, № 6.
163. Ковнер С. С., Известия АН СССР, серия географическая и геофизическая, 1943, № 1.
164. Хворинов Н. И., Затвердевание отливок, под ред. Б. Б. Гуляева, Иностранная литература, 1955.
165. Saito S, Science report of the Tohoku University, v, 10, p. 305, 1921.
166. Light foot. N. M. H., J. Iron and Steel Institute, 1929, 1932, 1933.
167. Feild A. L., Transactions ASST, 11, p. 264, 1927.
168. Schwarz C, Archiv fur das Eisenhüttenwesen, № 3—4, 1931.
169. Тареев В. М., Гуляев Б. Б., «Металлург», 1939, № 8.
170. Иванцов Г. П., Сб. «Теплотехника слитка и печей», Metallurgizdat, 1953.
171. Вейник А. И., Гухман А. А., «ЖТФ», 1951, № 1.
172. Хворинов Н. И., Кристаллизация и неоднородность стали, Машгиз, 1958.
173. Нехендзи Ю. А., Гиршович Н. Г., Сб. «Затвердевание металлов», Машгиз, 1958.
174. Берг П. П., «Литейное дело», 1948, № 7,

175. Козырев Г. В., «Литейное дело», 1937, № 12.
176. Милицын К. Н., Логвинов В. С., Суворов А. М., Плавка и литье цветных металлов и сплавов, Металлургиздат, 1956.
177. Гуляев Б. Б., Шпейзман В. М., Коваленко П. Е., «Литейное производство», 1954, № 1.
178. Макельский М. Ф., Гуляев Б. Б., Сб. «Литье из цветных сплавов», Машгиз, 1960.
179. Гуляев Б. Б., Сб. «Литье повышенной точности», НТО Машпром, кн. 45, 1958.
180. Гуляев Б. Б., Сб. «Гидродинамика расплавленных металлов», АН СССР, 1958.
181. Зотов М. В., Гуляев Б. Б., Сб. «Улучшение качества отливок», ЛО ВНИТОЛ, 1954.
182. Лященко Н. Н., Гуляев Б. Б., «Литейное производство» 1960, № 2.
183. Постнов Л. М., Гуляев Б. Б., Сб. «Затвердевание металлов», Машгиз, 1958.
184. Гуляев Б. Б., Боровский Ю. Ф., Сб. «Новое в теории и практике литейного производства», НТО Машпром, кн. 39, Машгиз, 1956.
185. Гуляев Б. Б., Боровский Ю. Ф., Сигалова З. В., Соколова Е. С., «Литейное производство», № 8, 1956.
186. Гуляев Б. Б., Боровский Ю. Ф., Сб. «Улучшение качества отливок».. Труды Горьковской областной конференции, 1960.
187. Боровский Ю. Ф., Гуляев Б. Б., Сб. «Улучшение качества стальных отливок», НТО Машпром, Машгиз, 1958.
188. Гуляев Б. Б., Боровский Ю. Ф., «Литейное производство», 1957, № 6.
189. Гудцов Н. Т., Гуляев Б. Б., Вестник АН СССР, 1956, № 5.
190. Schumann H., Metallographie, Leipzig, 1955.
191. Гуляев Б. Б., Магницкий О. Н., Сб. «Физико-химические основы производства стали», АН СССР, 1957.
192. Гуляев Б. Б., Сб. «Затвердевание металлов», Машгиз, 1958.
193. Гуляев Б. Б., Магницкий О. Н., Сб. «Затвердевание отливок», Машгиз, 1958.
194. Гуляев Б. Б., Боровский Ю. Ф., Постнов Л. М., Магницкий О. Н., Труды Всесоюзной научно-технической конференции по применению радиоактивных и стабильных изотопов, АН СССР, 1958.
195. Гуляев Б. Б., Сб. «Стальной слиток», под ред. Н. Т. Гудцова, Металлургиздат, 1952.
196. Ruddle R. W., «Journal of Metals, v. 75, III, 78, XI, 1950.
197. Сокольская Л. И., «Литейное производство», 1952, № 8.
198. Лебедев А. А., Сокольская Л. И., «Литейное производство», 1952, № 12.
199. Бочвар А. А., Новиков И. И., Известия АН СССР, ОТИ, 1952, № 2.
200. Бочвар А. А., Кузин В. В., Известия АН СССР, ОТИ, 1946, № 10.
201. Иванцов Г. П., Доклады АН СССР, т. XL IX, 1945, № 4.
202. Магницкий О. Н., Гуляев Б. Б., Сб. «Усадочные процессы в металлах», АН СССР, 1960.
203. Гуляев Б. Б., Лупырев И. И., Коваленко П. Е., «Литейное производство», 1956, № 5.
204. Белоусов Н. Н., Сб. «Затвердевание металлов», Машгиз, 1958.
205. Васильевский П. Ф., Стальные отливки, Машгиз, 1950.
206. Россиян С. В., Баранов И. А., Голованов Н. Н., Соколов А. Н., Либман С. Е., Эльцуфин С. А., Проектирование технологических процессов литейного производства, Машгиз, 1951.
207. Егоренков И. П., «Затвердевание металлов», Машгиз, 1958.
208. Коцюбинский О. Ю., «Литейное производство», 1957, № 3.
209. Коцюбинский О. Ю., «Литейное производство», 1957, № 8.
210. Митчев И. В., «Литейное производство», 1957, № 9.
211. Лыков А. В., Теория сушки, Госэнергоиздат, 1950,

212. Лыков А. В., Явление переноса в капиллярно-пористых телах, ГИТТЛ, 1954.
213. Сб. «Тепло и массообмен в капиллярно-пористых телах», под ред. А. В. Лыкова, Госэнергоиздат, 1957.
214. Бегункова А. Ф., Кондратьев Г. М., Стаценко М. П., Сб. «Исследования в области тепловых измерений», ЛИТМО, вып. 12, Машгиз, 1954.
215. Кондратьев Г. М., Регулярный тепловой режим, ГПТИ, 1954.
216. Кондратьев Г. М., Сб. «Исследование в области тепловых измерений», ЛИТМО, вып. 12, Машгиз, 1954.
217. Шевельков В. Л., Сб. «Тепло и массообмен в капиллярно-пористых телах», Госэнергоиздат, 1957.
218. Берг П. П., Колачева О. В., «Литейное дело», 1940, № 10.
219. Колачева О. В., Сб. «Литье повышенной точности», НТО Машпром, Машгиз, 1958.
220. Горюнов И. И., Макельский М. Ф., Демидова А. А., Сб. «Литье повышенной точности», НТО Машпром, Машгиз, 1958.
221. Гранат И. Я., Безденежных А. А., «Металлург», 1938, № 10.
222. Гуляев Б. Б., «Сталь», 1949, № 10.
223. Рубцов Н. Н., Баландин Г. Ф., «Литейное производство», 1952, № 4.
224. Орлов Н. Д., Сб. «Технология литейной формы», ВНИТОЛ, 1954.
225. Виленская И. А., Сб. «Формовочные материалы», ВНИТОЛ, 1954.
226. Дубровский А. М., «Литейное производство», 1956, № 9.
227. Ступишина О. В., «Литейное производство», 1958, № 2.
228. Оболенцев Ф. Д., Каленов В. П., Сб. «Литье повышенной точности», НТО Машпром, Машгиз, 1958.
229. Колачева О. В., Сб. «Методы получения отливок повышенной точности», МДНТП, Машгиз, 1958.
230. Горшков А. А., Литейное производство (опыт уральских заводов), Машгиз, 1950.
231. Бугачев В. М., Сб. «Технология литейной формы», ВНИТОЛ, 1954.
232. Скворцов А. А., Расчет холодильников для стальных отливок, Машгиз, 1955.
233. Десницкий В. П., «Литейное производство», 1951, № 11.
234. Десницкий В. П., «Литейное производство», 1953, № 3.
235. Нехендзи Ю. А., Оболенцев Ф. Д., «Литейное производство», 1951, № 6.
236. Шварцберг Б. В., «Литейное производство», 1951, № 8.
237. Николайчик Н. П., «Литейное производство», 1955, № 9.
238. Казеннов С. А., Сб. «Методы получения отливок повышенной точности», МДНТП, Машгиз, 1958.
239. Bruninghaus A., Heinruch F., «Stahl und Eisen», 1921, № 15.
240. Feild L., «Transactions ASST», 11, 1927, № 2.
241. Schwarz H. A., The Foundry, 1935—1936.
242. Скоробогатов А. В., Брак слитков из-за разливки, Metallurgizdat, 1937.
243. Portevin A., Aluminium, 21, 189, 1939.
244. Рыжиков А. А., Прибыли для стального литья, Машгиз, Свердловск, 1947.
245. Scheil E., Zeitschrift fur das Metallkunde, 32, 1940, № 8.
246. Ипатов Н. К., Фатеев В. А., «Литейное производство», 1956, № 7.
247. Гуляев Б. Б., «Сталь», 1941, № 6.
248. Бочвар А. А., Металловедение, Metallurgizdat, 1956.
249. Вейник А. И., Сб. «Новое в теории и практике литейного производства», Машгиз, 1954.
250. Касумзаде Н. Г., Изменения структуры и свойств стали под влиянием физико-химических факторов, действующих при разливке, Под ред. Ф. Н. Тавадзе, Баку, 1957.
251. Обергоффер П., Техническое железо, Metallurgizdat, 1940.
252. Бочвар А. А., Известия АН СССР, Отделение технических наук, 1942, До 9,

253. К у м а н и н И. Б., «Литейное производство», 1957, № 4, № 7.
254. Гуляев Б. Б., Постнов Л. М., Зотов М. В., Сб. «Улучшение качества стальных отливок», НТО Машпром, Машгиз, 1958.
255. Постнов Л. М., Гуляев Б. Б., Сб. «Улучшение качества отливок», Труды Горьковской областной конференции, 1960.
256. Постнов Л.М., Гуляев Б.Б. Сб. «Усадочные процессы в металлах», АН СССР, 1960.
257. Brinson S., Duma J. «Transactions AFA, № 3, 1943.
258. Белоусов Н.Н., Додонов А.А., Сб. «Кристаллизация металлов», Машгиз, 1960.
259. Лупырев И. И., Гуляев Б. Б., Сб. «Новое в теории и практике литейного производства», НТО Машпром, кн. 39, Машгиз, 1956.
260. Постнов Л. М., Гуляев Б. Б., Сб. «Непрерывная разливка стали», АН СССР, 1956.
261. Л у п ы р е в И. И., Гуляев Б. Б., Кононов Д. Р., Сб. «Улучшение качества стальных отливок», НТО Машпром, Машгиз, 1958.
262. Большаков И. Ф., Смирнов Т. М., «Литейное производство», 1954, № 3.
263. Малащенко С.В., Тодоров Р. П., «Литейное производство», 1956, № 10.
264. Чернобровкин В. П., «Литейное производство», 1957, № 5.
265. Чернобровкин В. П., «Литейное производство», 1957, № 11.
266. Берг П. П., Савейко В. Н., «Литейное производство», 1954, № 3.
267. Петриди И. Е., «Литейное производство», 1955, № 10.
268. Клочнев Н. И., Усадка чугуна с шаровидным графитом, Машгиз, 1957.
269. Heyn F., «Stahl und Eisen», 1907, S 1309, 1347; 1914, S 1744; 1915, S 445; 1917, S 442, 474, 497.
270. Константинов Л. С., «Литейное производство», 1956, № 1.
271. Нехендзи Ю.А., Оболенцев Ф.Д. Хб. «Литейное производство», ЛОНИТОЛ, 1949.
272. Я м ш а н о в П. И., Искусственное давление в прибылях отливок, Машгиз, Свердловск, 1949.
273. Ямшанов П. И., Сб. «Современная технология получения высококачественных стальных отливок», ВНИТОЛ, 1953.
274. А б р а м о в В. А., Кононов М. Н., Шар ой ко П. М., «Литейное производство», 1951, № 8.
275. Фанталов Л. И., Леви Л. И., «Литейное производство», 1952, № 3.
276. Буров В. С, Применение прибылей, работающих под газовым давлением, Машгиз, 1951.
277. Горкуша П.И., Кононов Д.Р., Куприянов Ф.А., «Литейное производство», 1951, № 7.
278. Кононов Д.Р., Сб. «Современная технология получения высококачественных стальных отливок», ВНИТОЛ, 1953.
279. Десницкий В. П., Сб. «Современная технология получения высококачественных стальных отливок», ВНИТОЛ, 1953.
280. Рыжиков А. А., «Литейное производство», 1951, № 4.
281. Крем ер М. А., «Бюллетень литейщика», 1945, № 11—12.
282. Кононов Д. Р., «Бюллетень литейщика», 1944, № 7—8.
283. Шуб И. Е., К у т ь и н С. А.. «Литейное дело», 1941, № 3.
284. Попов А. Д., Расчет прибылей для отливок, Машгиз, 1957.
285. Namur R., Journees de la Fonderie», 1955.
286. Н а м ю р Р., 23-й Международный конгресс литейщиков, Машгиз, 1958.
287. Пржибыл И., Затвердевание и питание отливок, Машгиз, 1957".
288. Якунин Т.М., Сб.«Новое в литейном производстве», Горьковское областное изд-во, 1954.
289. Ипатов Н.К., Фатеев В. А., Кожеуров П. И., «Вестник машиностроения», 1950, № 6.
290. М а г н и ц к и й О. Н., Гуляев Б. Б., Романов Ю. Ф., Труды межвузовского совещания по литейному производству, Л., Машгиз, 1960;

291. Рабинович Б.В., Сб. «Затвердевание металлов», Машгиз, 1958.
292. И патов Н. К., Фатеев В. А., «Сталь», 1952, № 2.
293. Ипатов Н. К., Фатеев В. А., «Литейное производство», 1956. № 3.
294. Рыжиков А. А., «Литейное производство», 1956, № 11.
295. Гуляев Б. Б., Сб. «Современная технология получения высококачественных стальных отливок», ВНИТОЛ, Машгиз, 1953.
296. Гуляев Б. В., Труды НТО Черной металлургии, т. V, Металлургиздат, 1955.
297. К н я г и н и н Г. К., «Литейное производство», 1957, № 4.
298. С л а в я н о в Н. Г., «Записки РТО», 1895, вып. 6.
299. Романов, «Горный Журнал», 1903, № 8.
300. Бакуменко СП., Свистунов А. М., «Сталь», 1957, № 12.
301. Серединский В. Н., «Литейное дело», 1940, № 3.
302. Горюнов И.И., Сб. «Литье повышенной точности», НТО Машпром, Машгиз, 1958.
303. Шестопап В. М., Сб. «Технология литейной формы», ВНИТОЛ, 1954.
304. Шестопап В.М., Литье в станкостроении, Машгиз, 1949.
305. Берг П. П., Сб. «Точное литье», ЛОНИТОЛ, 1952.
306. Казеннов С. А., «Литейное производство», 1951, № 12.
307. Богачев И. Ф., «Литейное производство», 1953, № 5.
308. Ф и ш е л ь Б. Т., «Литейное производство», 1954, № 2.
309. Воробьев Ю. А., «Литейное производство», 1958, № 1.
310. Сорокин В. П., Сб. «Технологичность литых деталей», ЛО ВНИТОЛ, 1953.
311. Вишняков Н.В., Сб. «Литье повышенной точности», НТО Машпром, Машгиз, 1958.
312. Волынский А. Я., «Литейное производство», 1954, № 6.
313. Д у б о з и с М., «Литейное дело», 1936, № 12.
314. С о к о л о в Н. А., «Литейное дело», 1936, № 6.
315. Мосин СВ., «Литейное производство», 1954, № 2.
316. Бехалов В.Н., «Литейное производство», 1956, № 1.
317. Василевский П. Ф., «Литейное производство», 1956, № 2.
318. П о л о н и к А. И., «Литейное производство», 1956, № 2.
319. К е с т е л ь А. С., «Литейное производство», 1955, № 2.
320. Яковлев В. О., Сб. «Изготовление отливок с применением быстротвердеющих смесей на жидком стекле», МДНТП, 1958.
321. К о п а н е в и ч Е. Г., «Литейное производство», 1953, № 1.
322. Копаневич Е. Г., «Литейное производство», 1956, № 7.
323. Сорокин П. В., «Точное литье», ЛОНИТОЛ, 1952.
324. Казеннов С А., «Литейное производство», 1954, № 9.
325. Горюнов И.И., Сб. «Современная технология точного литья», ВНИТОЛ, 1954.
326. Оболенцев Ф.Д., Сб. «Литье повышенной точности», НТО Машпром, Машгиз, 1958.
327. Гиршович Н. Г., Чугунное литье, Металлургиздат, 1949.
328. Косариков Н.Ф., Смеляков Н.Н., Носков Б.А., Технологичность литых деталей, Машгиз, Свердловск, 1948.
329. Е г о р е н к о в И. П., «Вестник машиностроения», 1947, № 5.
330. Шестопап В. М., Егоренков И. П., «Станки и инструмент», 1956, № 3.
331. В и ш и я к о в П. В., Сб. «Технологичность конструкций в машиностроении», Машгиз, 1950.
332. Смирнов А. С., Р а д у г и н А. А., «Вестник машиностроения», 1950, №9.
333. Гельман А. С., Карпов В. Ф., «Вестник Машиностроения», 1945, №11.
334. Гуляев Б.Б., Горюнов И.И., Сб. «Точность в машиностроении», АН СССР, 1959.
335. Технологичность литых деталей, ЛО ВНИТОЛ, Машгиз, 1953.
336. Шубинков А.В., Кристаллы в науке и технике, АН СССР, 1956.

337. Вульф Г. В., Кристаллы, их образование, вид и строение, Москва, 1917.
338. Беляев Н. И., Журнал Русского металлургического общества, № 1, 1910.
339. Gelling S., Я i c h t e г Н., Acta Crystall, 2, 305, 1949.
340. Тамман Г. А., Журнал Русского физико-химического общества, т. 34, вып. 4, 1902.
341. Берг П. П., Сб. «Затвердевание металлов», Машгиз, 1958.
342. Данилов В. И., Строение и кристаллизация жидкости (избр. статьи). Под ред. Г. В. Курдюмова, изд. АН УССР, Киев, 1956.
343. Странский И. Н., Кайшев Р., «Успехи физических наук», т. 21, вып. 4, 1939.
344. Френкель Я. И., Кинетическая теория жидкостей, АН СССР, 1945.
345. С т а р к Б. В., Миркин И. Л., Романский А. П., Колмогоров А. П., Сб. трудов Московского института стали, 1935, вып. 7, 1938, вып. 10.
346. Козачковский О. Д., Сб. работ лаборатории металлофизики, АН УССР, Киев, 1948.
347. Fahrenheit D. C. Philosophical Transactions, v. 33, № 382, p. 78, 1724.
348. Барденхойер П., Блекман Р., «Сталь», 1941, № 6.
349. К а м е н е ц к а я Д. С., Сб. «Затвердевание металлов», Машгиз, 1958.
350. Духин А. И., Неймарк В. Е., Сб. «Затвердевание металлов», Машгиз, 1958.
351. Г у л я е в Б. Б., Ковалева Л. И., Труды межвузовского совещания, Современные достижения литейного производства, Машгиз, Ленинград, 1960.
352. Шапранов И. А., Петрова Э. В., Степанов С. А., Сб. «Затвердевание металлов», Машгиз, 1958.
353. Шапранов И. А., Опыт освоения производства отливок из высокопрочного чугуна, ЛДНТП, 1958.
354. Фукс Н., О зарождении кристаллов, УФН, т. 19, вып. 4, 1935.
355. Кузнецов В. Д., Кристаллы и кристаллизация, ГТТИ, Москва, 1953.
356. Б а к л и Г., Рост кристаллов, Иностранная литература, Москва, 1954.
357. Саратовкин Д. Д., Дендритная кристаллизация, Металлургиздат, Москва, 1957.
358. Мартиус У. М., Сб. «Успехи физики металлов», Под ред. Я. С. Уманского и Б. И. Финкельштейна, Металлуриздат, 1958.
359. Рост кристаллов, Под ред. А. В. Шубникова и Н. Н. Шефтал, АН СССР, 1957.
360. Магницкий О. Н., Гуляев Г. Б., Сб. «Кристаллизация металлов», АН СССР, 1960.
361. Фридляндер И. Н., Сб. «Кристаллизация металлов», АН СССР, 1960.
362. Гаев И. С., Металлографический атлас, Металлуриздат, 1941.
363. Добаткин В. И., Непрерывное литье и литейные свойства сплавов, Оборонгиз, 1948.
364. Фридляндер И. Н., Сб. «Рост кристаллов», АН СССР, 1957.
365. Тыжнов В. И., Кремневосстановительный процесс, Металлургиздат, 1938.
366. Соколов С. Я., Acta physicochimica, URSS, 1935, v. 3.
367. Капустин А. П., Известия АН СССР, 1950, № 14,; 1951, № 21.
368. Гуревич Я. Б., Леонтьев В. И., Теумин И. И., «Сталь», 1957, № 5.
369. Штанько Д. А., «ЖТФ», 1933, № 7.
370. Lowitz T., Grells Chemiker Annalen, v. 1, s. 3, 1795.
371. Б а й к о в А. А., Высококачественная сталь и ее характеристики. Собрание трудов, т. II, АН СССР, 1948.
372. Мальцев М. В., Архипов И. П., Сб. «Технология цветных металлов и сплавов», Металлургиздат, 1947.
373. Неймарк В. Е., Сб. «Затвердевание металлов», Машгиз, 1958.
374. Шапранов И. А., Сб. «Новое в теории и практике литейного производства», НТО Машпром, Машгиз, 1956.

375. Gulliver G., J. Institut of Metals 1913, № 1; 1914, Mb 1
376. Scheuer E., Zeitschrift fur das Metallkunde, 23, 1931, № 6.
377. Гайес А. Х., Чипмен Р. Д., «Металлург», 1939, № 4—5.
378. Петров Д. А., Сб. «Вопросы теории и исследования полупроводников и полупроводниковой металлургии», АН СССР, 1955.
379. Голиков И. Н., Дендритная ликвация в стали, Металлургиздат, 1958.
380. Петров Г. Л., «Автоматическая сварка», 1955, № 1.
381. Петров Г. Л., Труды Ленинградского политехнического института, 1956, № 183.
382. Петров Г. Л., Известия АН СССР, ОТН, 1955, № 9.
383. Ландау А. П., Сб. «Рост кристаллов», АН СССР, 1957.
384. Тагеев В. М., Сб. «Стальной слиток», Металлургиздат, 1952.
385. Тагеев В. М., ДАН СССР, т. XVII, 1949, № 4.
386. Тагеев В. М., ДАН СССР, XVII, 1949, № 3.
387. Данилов А. М., «Сталь», 1954, № 3.
388. Тагеев В. М., Смирнов Ю. Д., Сб. «Затвердевание металлов» Машгиз, 1958.
389. Тагеев В. М., Дудкин В. А., Труды НТО Черной металлургии, т. V, Металлургиздат, 1955.
390. Лившиц СИ., «Сталь», 1955, № 1.
391. Данилов А. М., «Сталь», 1954, № 10.
392. Бланк Г., Валяник Н., 23-й Международный конгресс литейщиков, Машгиз, 1958.
393. Сокольская Л. И., Газы в легких металлах, Металлургиздат, 1959.
394. Леви Л. И., Газы и неметаллические включения в чугунах, НТО Машпром, 1957.
395. Морозов А. Н., Водород и азот в стали, Металлургиздат, 1950.
396. Ойкс Г. Н., Производство кипящей стали, Металлургиздат, 1955.
397. Явойский В. И., Газы и включения в стальном литье, Металлургиздат, 1955.
398. Бенедикс К., Левквист Х., Неметаллические включения в стали, ОНТИ, 1935.
399. Виноград М. И.; Неметаллические включения в шарикоподшипниковой стали, Металлургиздат, 1954.
400. Лукашевич-Дуванова Ю. Т., Шлаковые включения в железе и стали, Металлургиздат, 1952.
401. Гуляев Б. Б., Попова Н. В., Известия Высшей школы СССР, «Черная металлургия», 1958, № 5.
402. Чиохин Ж., «Химия и промышленность», 1927, № 17.
403. Шапранов И. А., Сб. «Высокопрочные чугуны», Машгиз, Киев, 1954.
404. Гуляев Б. Б., Магницкий О. Н., Шапранов И. А., Невзорова З. Д., Редкоземельные элементы в сталях и сплавах, Металлургиздат, 1959.
405. Гуляев Б. Б., Доклады АН СССР, т. LXX, 1950, № 5; т. LXXIV, 1950, № 6; т. LXXV, 1950, № 1.
406. Гуляев Б. Б., Сб. «Термическая обработка металлов», Машгиз, Свердловск, 1952.
407. Гуляев Б. Б., Сб. «Современная технология получения высококачественных стальных отливок», ВНИТОЛ, Машгиз, 1953.
408. Шапранов И. А., Сб. «Современная технология получения высококачественных стальных отливок», ВНИТОЛ, Машгиз, 1953.
409. Гуляев Б. Б., «Металловедение и термическая обработка стали и чугуна», под ред. Н. Т. Гудцова, Металлургиздат, 1956.
410. Гуляев Б. Б., Шапранов И. А., Шпейсман В. М., Коваленко П. Е., «Литейное производство», 1957, № 2.
411. Машиностроение, Энциклопедический справочник, т. I, кн. 2, Машгиз, 1947.
412. Шапранов И. А., Гуляев Б. Б., Сб. «Стальной слиток», Металлургиздат, 1952.

- 413.Шпейзман В.М., Сб. «Технологичность литых деталей», ЛО ВНИТОЛ Машгиз, 1953.
- 414.Залетаева Р.П., Крещановский Н.С, Кунин Л.Л., «Литейное производство», 1951, № 2.
- 415.Крещановский Н. С, Залетаева Р. П., «Литейное производство», 1953, № 3.
416. Крещановский Н.С, Просвирин В.И., Гинзбург Э.С., «Литейное производство», 1954, № 5.
- 417.Крещановский Н.С, Красновский С.С., «Литейное производство», 1957, № 6.
- 418.Крещановский Н. С, Демин М. П., «Литейное производство», 1958, № 7.
- 419.Г р у м-Гржимайло В. Е., Производство стали, ГНТИ, 1931.
- 420.Поляков Я- Г., Литейное производство за рубежом, Машгиз, 1958.
- 421.K n i a g i n i n G., Odlewnictwo Staliwa, Staliwo weglowe, PWT, Warszawa, 1956.
- 422.Дубинин Н. П., Чугунное литье в металлических формах, Машгиз, 1956.
- 423.Василевский П. Ф., Литниковые системы стальных отливок, Машгиз, 1956.
- 424.Крамаров А. Д., Физико-химические процессы производства стали, Металлургиздат, 1954.
- 425.Petrzela L., SlevarensKe formovaci latty, Praha, 1955.
- 426.Кривошеев А. Е., Литые валки, Металлургиздат, 1957.
- 427.Альтман М. Б., Лебедев А. А., Полянский А. П., Чухров М.В.. Плавка и литье легких сплавов, Металлургиздат, 1956.
- 428.C z i k e I I., Diepschlag E., Die GiesstechniK von Halbzeug und Formguss, VEB. Halle, 1954.
- 429.Туманский А. Л., Формовочные пески, Машгиз, 1956.
- 430.Туманский А. Л., Формовочные глины, Машгиз, 1957.
- 431.П е т р и ч е н к о А. М., Тонкостенные кокильные отливки, Машгиз, 1957.
- 432.Skarbinski M., Konstrukcja odlewow, PWI, Warszawa, 1957.
- 433.П р о н о в А. П., Усадка и прочность стали в процессе кристаллизации и после нее, Металлургиздат, 1950.
- 434.Кузин Р. П., Попов А. Д., Пригар и засоры на стальных отливках, Машгиз, 1947.
- 435.Корольков А. М., Усадочные явления в сплавах и образование трещин при затвердевании. АН СССР, 1957.
- 436.Ващенко К.И., СофрониЛ., Магниевый чугун, Машгиз, 1957.
- 437.Егоренков И. П., Развитие технологии и конструкций литейных машин, ЛДНТП, 1957.
-

Предисловие	3
Глава I. Возникновение и развитие техники литейного производства и теории литейных процессов	5
Глава II. Классификация отливок и способы их изготовления	19
1. Классификация отливок.....	—
2. Способы изготовления отливок	21
Глава III. Структура и свойства формовочной смеси в ненагретом состоянии	29
1. Структура формовочных смесей.....	—
2. Уплотнение формовочных смесей	34
3. Механические свойства формовочных смесей в ненагретом состоянии	41
Глава IV. Заполнение форм.....	48
1. Свойства расплавленных металлов.....	—
2. Истечение металла	50
3. Заполнение формы металлом как гидравлический процесс.....	58
4. Влияние внешних сил на процесс заполнения формы.....	70
5. Охлаждение и затвердевание металла в процессе разливки.....	78
Глава V. Взаимодействие металла с поверхностным слоем формы... ..	98
1. Размывание поверхности формы жидким металлом и образование засоров	—
2. Отслаивание поверхностной части формы	101
3. Проникновение газов из формы в металл	110
4. Формирование поверхности отливки.....	115
5. Химическое взаимодействие между металлом и формовочной смесью.....	120
Глава VI. Литниковые системы	126
1. Конструкции литниковых систем	—
2. Размеры сечений каналов литниковых систем	130
3. Шлакоотделение	142
Глава VII. Затвердевание отливок	150
1. Тепловые свойства литейных материалов	—
2. Затвердевание при постоянной температуре.....	—
3. Затвердевание в интервале температур	164
4. Влияние конфигурации отливок на продолжительность их затвердевания	185
5. Влияние внешних факторов на затвердевание отливки	190
6. Охлаждение отливок в форме	194
Глава VIII. Работа формы.....	198
1. Нагревание формы	—
2. Деформация форм и механические свойства формовочных смесей в нагретом состоянии	206
3. Регулирование затвердевания отливок при помощи формы	213
Глава IX. Усадочные процессы в отливках	221
1. Коэффициенты усадки	—
2. Усадочные раковины.....	—
3. Усадочная пористость	235
4. Трещины.....	260
5. Деформации и внутренние напряжения	274

Глава X. Прибыли.....	278
1. Конструкция прибылей и место их установки.....	280
2. Размеры прибылей.....	282
3. Теплоизоляция и обогрев прибылей	292
4. Литниково-питающие системы.....	302
Глава XI. Точность размеров отливок	304
1. Точность размеров, обеспечиваемая различными способами изготовления отливок	—
2. Припуски на отливках	314
3. Допуски на размеры отливок	316
Глава XII. Кристаллизация металла.....	321
1. Возникновение кристаллов	—
2. Переохлаждение металлов	327
3. Рост кристаллов	337
4. Модифицирование.....	345
Глава XIII. Химическая неоднородность металла.....	358
1. Ликвация	—
2. Газы в металлах	365
3. Неметаллические включения	369
Глава XIV. Влияние условий изготовления отливки на механические свойства металла	375
1. Влияние условий питания на механические свойства металла	—
2. Влияние условий кристаллизации на механические свойства металла.....	386
3. О свойствах металла в изделии	396
Литература	403

Борис Борисович ГУЛЯЕВ
ЛИТЕЙНЫЕ ПРОЦЕССЫ

Редактор издательства *М. А. Чфас*

Переплет и суперобложка художника *Ю. В. Терентьева*

Технические редакторы *А. И. Конторович, О. В. Сперанская*

Корректор *В.М. Хорошиевич*

Подписано к печати 26/IV 1960 г. М-22290 Формат бумаги

Печ. листов 26,0 Уч.-изд. листов 28,9 Тираж 7000 экз. 21

Типография № 6 УПП Ленсовнархоза, Ленинград, ул. Моисеенко, 10