Записки Ленинградского Горного Института. Том XII, вып. 1, 1939 г.
Annales de l'Institut des Mines à Léningrad. Vol. XII, livr. 1, 1939.

Изучение механической прочности материалов из каменного литья в зависимости от теплового режима

Инженер А. И. Ефремов

Etude de la solidité mécanique des matériaux provenant de pierres fondues et de l'influence du régime thermique sur ladite solidité

Ing. A. Efremoff

1. Введение

Каменнолитейная промышленность в настоящий момент вступила в такую стадию своего развития, когда без глубокого изучения отдельных процессов, связанных со специфическими особенностями каменного литья, совершенно немыслим в дальнейшем успешный рост этой молодой и мало изученной отрасли промышленности. Если в области производства металлических сплавов мы имеем глубоко обоснованный научный анализ большинства процессов с выведенными из них определенными закономерностями, то в области каменного литья такая научная база совершенно отсутствует.

Те немногочисленные и отрывочные сведения, которые можно почерпнуть из журнальных статей и технических отчетов о свойствах расплава, о технологических режимах, о физических и механических свойствах, никоим образом не могут служить научным фундаментом, на базе которого можно было бы построить стройную теорию процессов, которые протекают с момента образования жидкого раствора до момента получения годной продукции из каменного литья. Если в вопросах химической стойкости этих изделий накопился, хотя и не обработанный, разрозненный материал с выработанными методами испытания, правда далекими от совершенства, то в области механической прочности мы на сегодняшний день почти ничего не имеем.

Трудно себе представить, какой большой барьер отделяет в вопросах изучения механических свойств каменнолитейную промышленность от металлургической. В последней мы имеем хорошо разработанную методику испытания металлов и сплавов, с помощью которой определены все наиболее важные характеристики механической прочности металлических изделий и разработаны ОСТы не только для простых углеродистых сплавов, но даже и для специальных сталей и цветных металлов. В зависимости от характера службы изделий к таким материалам предъявляют самые разнообразные требования, как, например: требование определенных магнитных, электрических свойств, химической прочности, теплопроводности, жаропрочности и др., но наиболее важным из всех вышеперечисленных является требование механической прочности изделий.

Определение механической прочности производится в зависимости от характера действия внешних усилий, приложенных к той или иной детали в условиях ее эксплоатации. Силы, действующие на конструкции и сооружения, могут иметь самый разнообразный характер. Если они действуют на деталь статически, тогда

испытание производится статической нагрузкой: на растяжение, сжатие, изгиб, кручение и т. д. Материалы, хорошо сопротивляющиеся статическим нагрузкам могут плохо переносить действие внезапно приложенных усилий, и тогда материал испытывается динамически — на удар. Действие знакопеременных нагрузок вызывает преждевременное разрушение материала при напряжениях, не доходящих до предела пропорциональности, и в этом случае материал испытывают на усталость. Наконец, целый ряд деталей в условиях производства работает при повышенных температурах, в этом случае применяется сравнительно молодой метод определения характеристики ползучести, или так называемый крип.

Ни один из всех перечисленных методов определения факторов механической прочности не только не завоевал должного положения в вопросах механической прочности каменного литья, но даже до настоящего времени вовсе не применялся на практике. Счастливое исключение представляет лишь одна характеристика, полученная при статическом испытании на сжатие, — это временное сопротивление сжатию, да в редких случаях определялась ударная работа образцов из каменного литья, характеризующая хрупкость материала. Но обе вышеприведенные характеристики приводились без всякой связи с технологическим процессом изготовления изделий из расплава горных пород.

Даже такой, казалось бы, простой на первый взгляд способ испытания, каким является метод определения твердости, до настоящего времени широко не был внедрен в практику исследования каменнолитейных материалов. В то же самое время в области металловедения эта характеристика получила все права гражданства, в особенности ею широко пользуются при определении качества материала, предназначенного для инструментальной стали, твердость которой по своему значению близка к твердости каменного литья. С помощью этой характеристики даже судят о других факторах механической прочности, как, например: о временном сопротивлении разрыву, пределе текучести и т. д. Твердость металлических сплавов определяется самыми разнообразными способами, как, например, с помощью пресса Бринеля, Роквелла, Виккерса, Альфа, склероскопом Шорэ, методом царапания Мартенса, маятником Герберта и др., в то же время для каменного литья до настоящего времени применялся один из самых грубых приближенных методов — шкала Мосса.

Вполне естественно, такая общая неразработанность всей системы методов определения прочности изделий из каменного литья заставила автора взяться за изучение чрезвычайно трудной и в то же самое время ответственной задачи по освоению на первом этапе хотя бы какой-либо части этого большого сложного вопроса механической прочности изделий, полученных из расплава горных пород. В настоящий момент механическая прочность изделий неразрывно связывается со строением, с микроструктурой материала, зависящей в свою очередь от тепловой обработки, которая обычно применяется к изделиям из каменного литья.

Таблица 1

№№ п/п	Компоненты	Пудожский диабаз		Онежский диабаз	Диабаз + + пикрит
1	SiO_2	43,03	40,92	50,69	49,10
2	Al_2O_3	10,51	10,14	12,83	11,29
3	Fe_2O_3	8,48	10,93	6,12	3,74
4	TiO_2	4,87	5,04	2,56	2,01
5	FeO	16,78	15,26	9,80	11,24
6	MnO	0,35	0,36	0,34	0,64
7	CaO	5,70	5,87	8,39	8,28
8	MgO	7,97	6,61	5,84	11,79
9	Na_2O+K_2O	2,97	3,15	2,89	3,00
10	п. п. п.	—	—	0,29	0,22

Отсюда уже ясен тот путь, по которому автор должен начать свою исследовательскую работу. Этот путь — термическая обработка — микроструктура — механическая прочность.

2. Термическая обработка материала из каменного литья

Материалом для исследовательской работы служили хвосты пудожского и онежского диабазов следующего химического состава: (см. табл. 1).

Не вдаваясь в глубокий анализ обоих шихтовых материалов, все же необходимо отметить, что они в значительной степени отличаются друг от друга по содержанию как основных, так и кислотных окислов. Такое различие химического

состава, несомненно, должно отразиться на кристаллизационной способности каждого из них. Например, повышенное содержание в пудожских диабазах некоторых компонентов (MgO, FeO и др.) в значительной степени ускоряет процесс кристаллизации, увеличивая как скорость зарождения центров кристаллизации, так и скорость роста кристаллов; наличие же в большом количестве других компонентов (SiO_2, TiO_2 и др.), наоборот, тормозит этот процесс, содействуя получению застекленной (аморфной) отливки.

Сравнивая оба шихтовых материала с точки зрения их кристаллизационной способности, легко заметить, что хвосты пудожского диабаза, несомненно, стоят значительно выше онежского. Последнее обстоятельство отражается на самом технологическом процессе производства отливок из каменного литья. Например, онежский диабаз требует для получения раскристаллизованной отливки кристаллизационной камеры и подогрева земляных форм, в то самое время технологический процесс хвостов пудожского диабаза значительно проще. Перейдем к краткому описанию последнего.

Завалка этой шихты производилась отдельными порциями в мартеновскую печь емкостью 600—700 *кг*, отапливаемую нефтью с помощью двух попеременно работающих форсунок высокого давления. Весь шихтовой материал постепенно расплавлялся и в дальнейшем подвергался длительному провару и перемешиванию с целью получения однородной массы по всему объему жидкого раствора. Обычная температура провара, определяемая оптическим пирометром, почти для всех загружаемых материалов колебалась в пределах 1350—1450°, редко достигая более высокой температуры для таких более трудноплавких материалов, какими являются смесь диабаз-пикрит (см. табл. 1), взятая в различных соотношениях. Заливка по земляным формам производилась при температурах 1300—1350° непрерывной струей. Залитая деталь остывала в форме в течение нескольких минут (плитки выдерживались 4—5 мин.) до красного или темнокрасного каления и в дальнейшем поступала после выбитья шишек в термическую печь. Малейшее промедление и задержка в форме залитой детали вызывали неизбежное разрушение ее, сопровождавшееся сильным треском.

Термическая печь, заранее подготовленная для загрузки в нее отлитых деталей, имела обычно температуру 750—800°. При этой температуре, поддерживаемой обычно двумя форсунками низкого давления, загруженные в печи детали выдерживались в течение нескольких часов, причем температура постепенно поднималась до 850—900°. В дальнейшем после такой выдержки (3—4 часа) одна из форсунок выключалась, а через 1—2 часа прекращала свою работу и другая форсунка. К этому времени температура снижалась обычно до 700—750°, и печь замазывалась. Дальнейшее охлаждение деталей до температуры 70—100° происходило с выключенной печью в течение приблизительно суток.

Таков, примерно, термический режим, применяемый на камнелитейной установке Ленинградского горного института. Длительная практика установила, что при таком режиме изделия получались целыми, хотя процент брака доходил в некоторых случаях до 20—40%, а иногда и выше.

Чем обусловливается такой режим, какие внутренние превращения протекают во время вышеуказанной термической обработки? Все эти чрезвычайно важные координальные вопросы остаются совершенно не исследованными и не разрешенными до настоящего времени. А ведь в них-то, собственно, и заложен ключ к пониманию всех изменений, происходящих во время охлаждения отливки с высоких температур до комнатной. Даже многие камнелитейщики до настоящего времени проводят ту основную мысль, что во время всего теплового режима не протекает никаких изменений и что вся сравнительно сложная термическая обработка служит лишь для снятия внутренних напряжений, получающихся в изделиях благодаря перепаду температур между наружными слоями и внутренней частью отливки. Другие работники каменного литья склоняются, в основном, к той мысли, что нагрев отливок до 800—900° в термической печи необходим для раскристаллизации этой отливки, получившей аморфное строение при переходе из жидкого состояния в твердое, а в дальнейшем медленное охлаждение вызывается необходимостью устранения тех же внутренних напряжений.

Вот в общем те два течения, которые можно наблюдать среди лиц, работающих в камнелитейной промышленности.

Чем же, собственно, объясняется тот утилитарный и несколько упрощенный взгляд на все явления, могущие произойти с расплавом, претерпевающим чрезвычайно сложные внутренние процессы с момента его образования до момента окончательного охлаждения до температуры окружающей среды? Объясняется это явление целым рядом причин. Не касаясь подробного рассмотрения их, я остановлюсь лишь на одной, тесно связанной с темой моей исследовательской работы. Она заключается в следующем.

Все фазовые превращения, которые протекают в отливках при повышенных температурах, сопровождаются настолько незначительным тепловым эффектом, что его трудно бывает определить при самом внимательном отношении к изучаемому вопросу при проведении опыта. Вот почему неоднократные попытки целого ряда исследователей, стремившихся определить критические точки, а следовательно и связанные с ними внутренние превращения в сплаве, не увенчались до сих пор успехом.

Причина неудач — чрезвычайно ничтожные, как казалось на первый взгляд, объемные и тепловые изменения, протекающие в материале отливки при соответствующих тепловых режимах.

Несмотря, однако, на то, что многочисленные исследования свидетельствуют об отсутствии фазовых превращений, все таки — имея такую сложную многокомпонентную систему, какой является исследуемый диабаз, было бы странным предположить, что в нем не протекает никаких изменений в результате такого сложного термического режима. Легче предположить обратное, тем более, что, наблюдая процесс охлаждения отливки на воздухе, можно часто видеть, с какой силой и каким треском лопается отливка на отдельные части, которые разлетаются в разные стороны, иногда на большие расстояния друг от друга. Объяснить это явление одними лишь внутренними напряжениями нельзя; здесь вероятно, наслаивается еще дополнительный фактор, который, суммируясь с внутренними напряжениями, дает такой разительный эффект.

Анализируя все вышеизложенное, невольно приходишь к мысли о необходимости пересмотреть и еще раз тщательно проверить на опыте весь процесс нагревания и охлаждения отливки и снова совершить попытку с целью нахождения критических точек, которые должны являться квинтэссенцией всего теплового режима.

3. Определение критических точек в материалах из пудожских и онежских диабазов

К основным методам определения критических точек необходимо отнести:

1) термический метод, основанный на наблюдении за изменением температуры образца при его нагревании и охлаждении;

2) дилятометрический, основанный на измерении изменений объема (длины) образца при нагревании и охлаждении;

3) магнитометрический, осуществляемый посредством измерения изменений магнитной проницаемости или магнитной индукции при нагреве и охлаждении образца;

4) электрический и термоэлектрический, основанные на измерении изменений электропроводности и термо-электродвижущей силы при процессе нагревания и охлаждения образца;

5) калориметрический, основанный на изменении теплосодержания образца при возрастании и убывании температуры;

6) метод пробной закалки, основанный на наблюдении за изменением твердости микроструктуры, излома испытуемого материала.

Из всех вышеперечисленных методов определения критических точек я применял в своей работе лишь первые три, в основном базируясь на дилятометрическом методе.

Не вдаваясь в подробные описания приборов, определяющих критические точки (описание их можно найти в любом пособии, трактующем о современных способах испытания материала), все же необходимо отметить, что прежде, чем приступить к испытанию на техническом дилатометре Шевенара, мне пришлось заняться проверкой его работы. Дело в том, что кварцевая трубка, в которую помещается испытуемый образец, и кварцевые стержни, упирающиеся в образец и пирос, могут сами под действием высоких температур и длительных выдержек при них претерпеть превращение, переходя в форму кристобалита. Такое превращение совершенно исключает возможность проведения опытов, так как кристобалит при 200° изменяет свой коэфициент расширения от нагревания с $0{,}55 \cdot 10^{-6}$ на $7 \cdot 10^{-3}$, т. е. увеличивает его в 13 000 раз.

Кривая рис. 1 с большой очевидностью показывает, что мои опасения были совершенно напрасными. Несмотря на многочисленные опыты, проведенные на этом приборе при высоких температурах, никаких превращений с трубками из плавленого кварца не произошло, так как мы имеем на прямой рис. 1 горизонтальный участок на всем протяжении опыта до 1060° и при охлаждении до 0°, и следовательно можно с уверенностью производить дальнейшие исследования, не впадая в ошибку. Плавленый кварц имеет постоянный коэфициент расширения в интервале температур от 0° до 1100°, равный $0{,}55 \cdot 10^{-6}$, и его можно принять вполне обратимым в этом интервале температур. Получив полную уверенность в правильности работы этого прибора, я мог уже приступить к проведению своей исследовательной темы с целью нахождения критических точек.

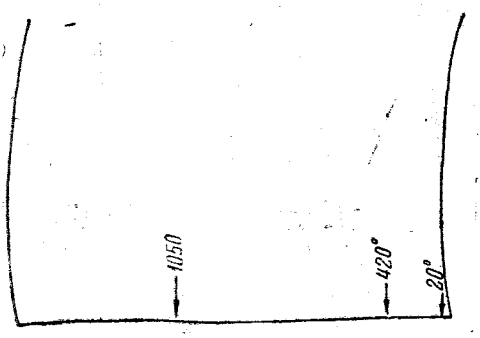


Рис. 1. Кривая расширения кварцевых трубок.

Первые пробные шаги я начал с испытания материалов как хвостов пудожских, так и онежских диабазов. В первую очередь необходимо было установить ампераж, с помощью которого можно было бы производить нагрев печи типа Гереуса. Сила тока, поддерживаемая на постоянном уровне с помощью реостатов, в данном случае характеризовала скорость нагрева образца. Рассматривая кривые нагреваний, представленные на рис. 2, мы видим, что во всех случаях нет ясно выраженных перегибов, дающих хотя бы намек на критическую точку, несмотря на то, что режим нагрева образца применялся самый разнообразный; так, кривая *a* — 10,5 А, *b* — 10 А, *c* — 9 А, *d* — 6,4 А. Кривая *a*, благодаря большим размерам образца (85 *мм*), резко отличается своей высотой по сравнению с другими кривыми образцов (55 *мм*). Это было предпринято с целью получения более отчетливых перегибов и отклонений от плавной кривой, но результаты получились совершенно аналогичные с остальными кривыми. Во всех кривых, исключая кривую *d*, совершенно ясно определилась одна верхняя критическая точка, выраженная горизонтальным участком, при температуре которого происходит размягчение материала. Образец, характеризующий кривую *d*, вследствие низкого ампераж не мог быть доведен до температуры размягчения. На кривой *c* легкое поднятие ее объясняется повышением ампераж с 9 А до 9,4 А с целью более быстрого доведения образца до температуры размягчения, так как на таком коротком участке было уже трудно предполагать появление каких-либо критических точек.

Первые попытки нахождения температур превращений не увенчались успехом и, казалось бы, только подтвердили ранее существовавшее мнение о том, что в каменном литье отсутствуют какие-либо процессы, связанные с внутренней перекристаллизацией и сопровождающиеся какими-либо объемными изменениями сплава в твердом состоянии. Но, не ограничиваясь полученным отрицательным результатом и настойчиво продолжая дальнейшие исследования с возможно большей точностью, я натолкнулся на некоторые, едва заметные на-глаз отклонения и перегибы на кривых нагрева.

Эти перегибы и являлись искомыми критическими точками. Чтобы подтвердить мое предположение, необходимо было найти оптимальный режим нагрева образцов, который позволил бы с достаточной очевидностью выявить на кривых максимальный эффект перекристаллизации, связанный с объемными изменениями. В результате чрезвычайно большой и кропотливой работы, потребовавшей более сотни испытаний при самых разнообразных режимах скорости нагрева, удалось получить кривые с характерными на них критическими точками. На рис. 3 представлены пять кривых, полученных при различных условиях нагрева. Рассмотрим каждую кривую в отдельности.

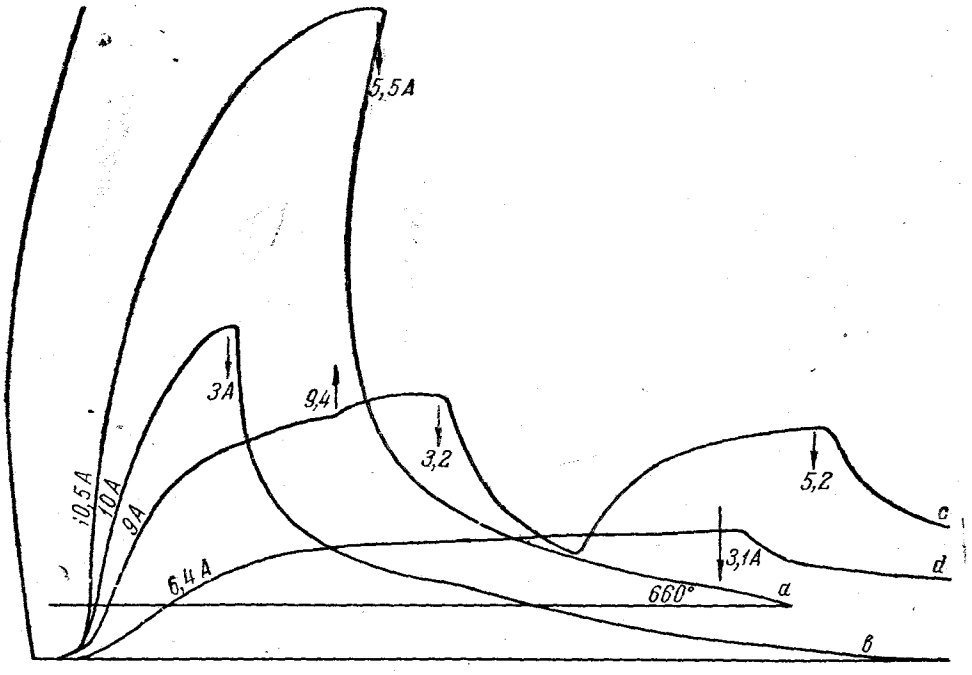


Рис. 2. Кривые нагрева и охлаждения образцов из пудожского диабаза.

Кривая *а* (8,8 А) характеризуется резким отклонением в направлении начального хода ее, причем участок отклонения занимает сравнительно большую длину на кривой. Второй перегиб, менее заметный, также обусловливается большой протяженностью, постепенно переходя в горизонтальную линию. Анализируя вышеуказанные участки, необходимо притти к следующему выводу: процесс превращения начинается не сразу по всему объему образца, а постепенно. Благодаря сравнительно малой теплопроводности материала, перекристаллизация начинается с поверхностного слоя образца, как более высоко нагретого, внутренняя же сердцевина образца, имеющая более низкую температуру, начинает свой процесс превращения с запаздыванием. Эти два фактора, наслаиваясь друг на друга, вызывают появление сравнительно большого по длине участка кривой, связанного с внутренними превращениями в образце. В случае более равномерного прогрева материала по всему объему мы получили бы критический интервал превращения значительно меньшей длины, что наглядно и подтверждается второй кривой — *b* (7А), на которой критическая точка ясно выражена горизонтальной площадкой.

Анализируя эту кривую, мы видим, что вначале она круто поднимается кверху, а дальше этот подъем тормозится на участке превращений, а затем снова наблюдается плавное поднятие кривой. Такие отклонения на кривой говорят о различных коэфициентах линейного расширения в очень узком интервале температур, что приобретает весьма существенное значение при термической обработке изделий из каменного литья.

Первая критическая точка, полученная при нагревании, исходя из вышеизложенного, связана с уменьшением объема. Это чрезвычайно важное обстоятельство необходимо всегда помнить, так как быстрый нагрев изделий, даже до сравнительно небольших температур, когда материал не успел приобрести достаточно высоких пластических свойств, может в результате полученных внутренних напряжений, обусловленных различными коэфициентами линейного расширения, привести к растрескиванию изделий и окончательному разрушению их в процессе нагревания.

Переходя к рассмотрению кривых *c* и *d*, необходимо отметить, что первая критическая точка выражена чрезвычайно расплывчато и неясно — без заметных отклонений начальной кривой. Это кажущееся, на первый взгляд, исчезновение критической точки может смутить исследователя и вызвать вполне законное недоразумение у читателей, если не знать, при каких условиях были получены эти

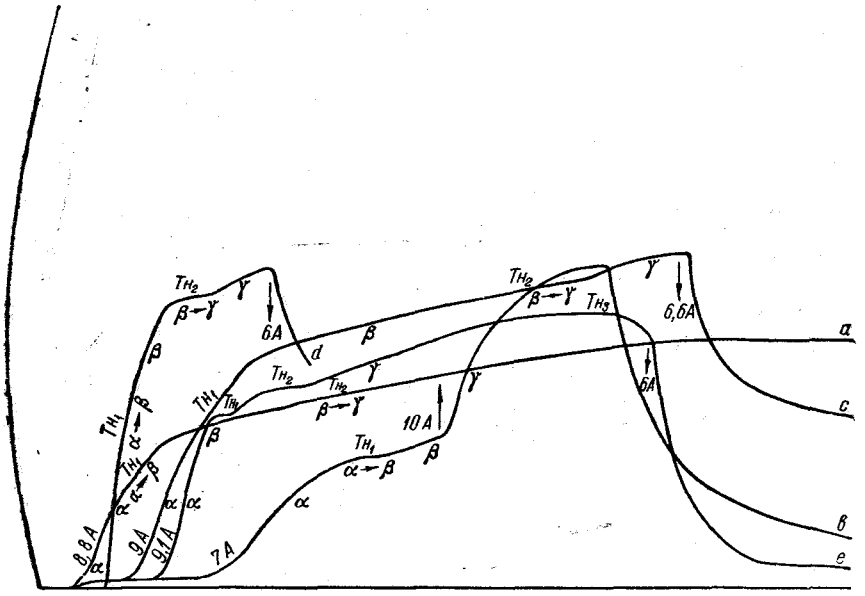


Рис. 3. Критические точки на образцах из пудожского диабаза.

кривые. В обоих случаях печь была предварительно прогрета, теплоизоляционный слой ее имел достаточную температуру и не требовал для своего нагрева большого количества тепла. Это обстоятельство создало благоприятные условия, при которых процесс превращения протекал крайне неодинаково во времени по всему объему испытуемого образца, что и отразилось должным образом на полученных кривых. Что же касается второй критической точки, имеющей более высокую температуру, то она на обеих кривых выражена с достаточной четкостью и очевидностью. Сравнивая объемные изменения обоих превращений, необходимо отметить, что у второй критической точки мы имеем более резкие отклонения на кривой и, следовательно, этот процесс превращения протекает с бо́льшим изменением коэфициента линейного расширения.

Рассматривая последнюю кривую *e*, мы видим, что на ней ярко определились все три критические точки, полученные при нагревании образцов до момента размягчения материала. Принимая во внимание анализ всех кривых, можно считать факт открытия критических точек при нагревании вполне доказанным.

Требуются лишь некоторые уточнения в отношении расположения критических точек на кривых нагревания и охлаждения, но каких-либо сомнений в наличии этих точек не может быть.

Обозначим первую критическую точку через $Тн_1$ (Т — точка, н — нагрев); вторую — через $Тн_2$; третью — через $Тн_3$. Не входя в рассмотрение всех фазовых

превращений, совершающихся при вышеуказанных критических точках, условно примем переход одной фазы в другую:

α в β при $Тн_1$
β в γ „ $Тн_2$
γ в δ „ $Тн_3$

Анализируя на кривых характер отклонений отдельных участков их, связанных с внутренними превращениями, необходимо отметить, что они протекают с определенными объемными изменениями; так, например, переход α в β и β в γ, совершающийся при $Тн_1$ и $Тн_2$, связан с уменьшением объема, причем последнее превращение выражено значительно сильнее, чем первое. Это обстоятельство, имеющее чрезвычайно большое практическое значение, должно внести определенные коррективы в характер термической обработки изделий из каменного литья.

4. Влияние скорости нагрева и охлаждения на положение критических точек

Установив наличие на кривых критических точек, необходимо определить и те температуры, при которых они появляются. Для выяснения этого вопроса были приготовлены специальные образцы с отверстием для закладывания пироса. Метод испытания таких образцов ничем не отличается от такого же метода, применяемого для исследования металлических образцов, и потому я умышленно не затрагиваю эту методику испытания.

На рис. 4 представлены кривые, снятые с двух образцов различных материалов — хвостов пудожского и онежского диабазов. Нетрудно убедиться в том, что характер кривых, несмотря на их различие в химическом составе, примерно одинаков, хотя критические точки, как и следовало ожидать, не совпадают по температуре. Так, например, для хвостов пудожского диабаза начало и конец превращения при $Тн_1$ определены в пределах 525—760°, для онежского 390—700°. Для ясности приводим таблицу 2 критических точек для этих двух материалов.

Таблица 2

№№ п/п	Наименование	$Тн_1$		$Тн_2$		$Тн_3$
		Начало	Конец	Начало	Конец	Начало
1	Пудожский диабаз	525	760	920	930	1020—1020
2	Онежский диабаз	390	700	900	920	1030—1040

Оба испытания производили, примерно, при одной и той же скорости нагрева (9А) до второй критической точки $Тн_2$ и, лишь перейдя последнюю, изменили амперaж для первого материала до 9,5 А, для второго — до 10 А, что могло сказаться на цифровом значении критических точек $Тн_3$, характеризующих начало размягчения материалов. Здесь необходимо отметить чрезвычайно большой интервал начала и конца превращения при $Тн_1$ и сравнительно узкий диапазон температур при $Тн_2$. Первое объясняется значительной интенсивностью скорости нагревания, способствующей неравномерному прохождению всего процесса превращения во времени по всему объему образца, благодаря низкой теплопроводности материала, второе обстоятельство характеризуется почти одновременной перекристаллизацией того же объема, благодаря более равномерному прогреву образца по всему сечению, так как скорость нагревания к тому моменту должна значительно сократиться при столь высоких температурах, и, следовательно, почти весь объем образца будет участвовать в процессе превращения одновременно.

Скорость нагрева является таким фактором, который может в значительной степени изменить температуру критических точек. При быстром нагреве образца значения $Тн_1$ и $Тн_2$ могут сильно возрасти, при замедленном, наоборот, они не только снижаются, но также и сближается интервал температур начала и конца превращений. В подтверждение вышеизложенного о влиянии скорости нагрева на

критические точки необходимо привести дополнительные кривые для тех же материалов, помещенные на рис. 5; результаты сведены в таблицу 3.

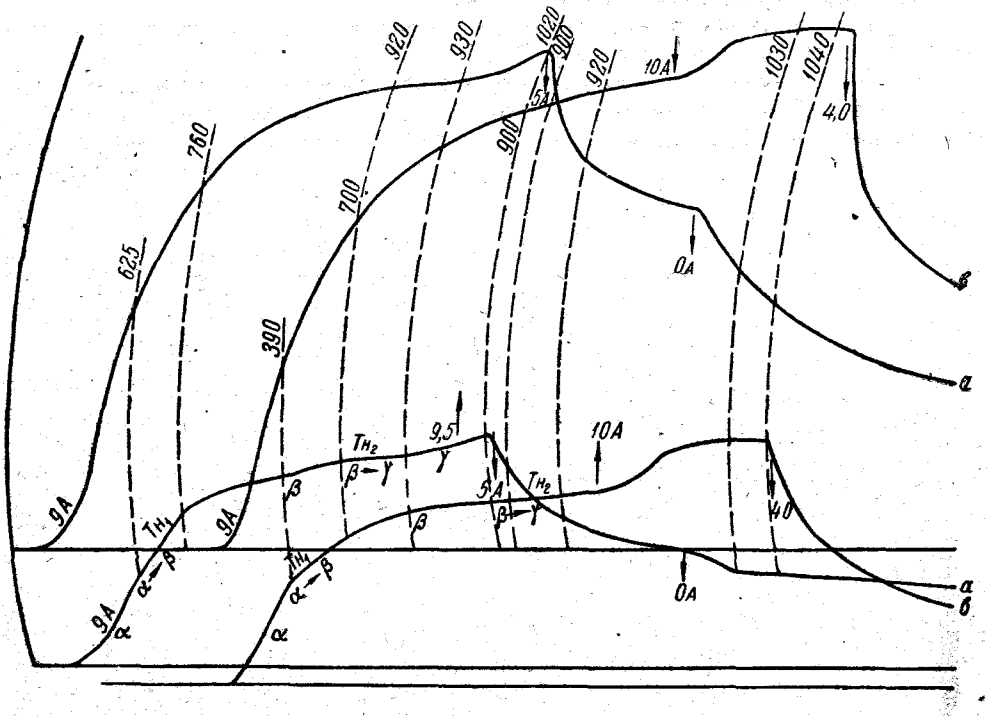


Рис. 4. Кривые нагрева и охлаждения: *а*) пудожский диабаз, *b*) онежский диабаз.

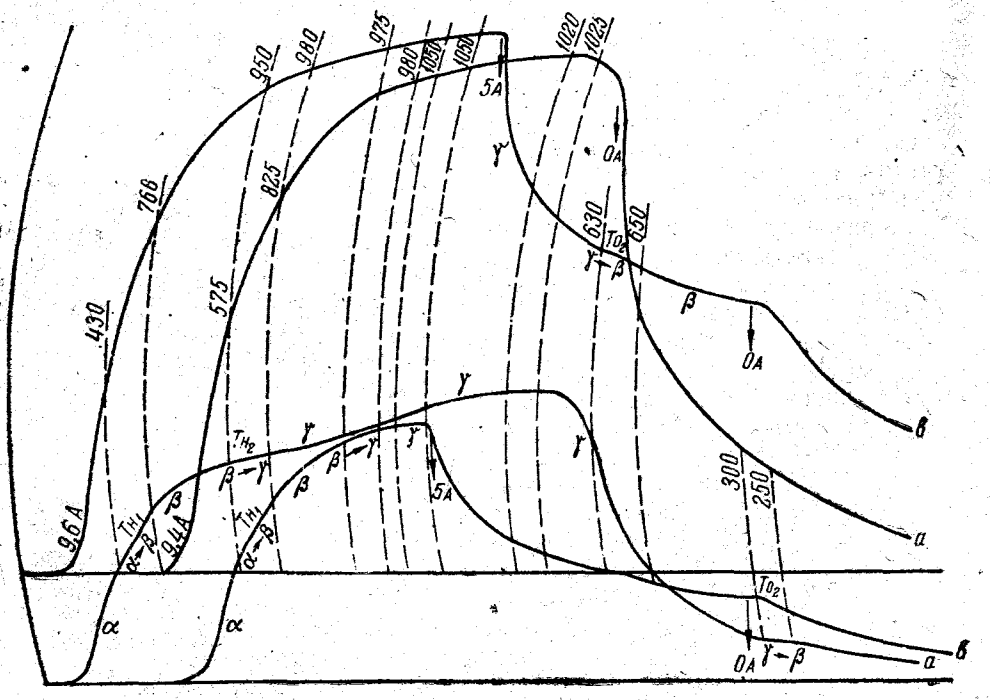


Рис. 5. Кривые нагрева и охлаждения: *а*) пудожский диабаз, *b*) онежский диабаз.

Рассматривая таблицу 3, мы видим значительное повышение T_{H_1} и T_{H_2} при малом изменении T_{H_3}. Последнее обстоятельство объясняется тем, что во всех слу-

чаях скорость нагрева при температурах, близких к 1000°, замедляется, что способствует лучшему выравниванию температуры по сечению образца и препятствует значительному перенагреву испытуемого материала.

Переходя к дальнейшему, необходимо завершить цикл исследований, связанных с открытием критических точек $Тн_1$, $Тн_2$ и $Тн_3$.

Вполне очевидно, что недостаточно найти температуры превращений (критические точки) при нагревании, — не менее существенно определить их и при процессе охлаждения. Это определение чрезвычайно важно, так как может пролить свет на целый ряд неясных и спорных вопросов, связанных с термической обработкой материала.

Таблица 3

№№ п/п	А	Наименование	$Тн_1$		$Тн_2$		$Тн_3$
			Начало	Конец	Начало	Конец	Начало
1	9	Пудожский диабаз	525	760	920	930	1020—1020
2	9,4	„ „	575	825	975	980	1020—1025
3	9	Онежский диабаз	390	700	900	920	1030—1040
4	9,6	„ „	430	768	950	980	1050—1050

До сих пор все кривые охлаждения, полученные в результате многочисленных опытов, не давали никаких указаний на присутствие каких-либо отклонений, перегибов на них, свидетельствующих о наличии критических точек. Кривые охлаждения во всех случаях получались плавными. Это обстоятельство ставило в чрезвычайно затруднительное положение автора и порой вызывало сомнения в правильности решения первой части работы, так как, не определив внутренних превращений при охлаждении, нельзя считать работу успешно законченной. Проведя целый ряд неудачных опытов, связанных с нахождением критических точек при охлаждении, я в процессе работы встретился с некоторыми явлениями, которые заставили меня более внимательно отнестись к проведению опыта.

Дело в том, что после охлаждения образца с высоких температур до комнатной исследуемый образец как бы прилипал к кварцевой трубке, внутренняя часть которой покрывалась в месте нахождения образца красивым налетом цвета медного купороса. Это обстоятельство натолкнуло меня на мысль, что между образцом и кварцевой трубкой протекает какое-то взаимодействие, способствующее привариванию образца к кварцевой трубке. Такое явление может вызвать искажение кривой охлаждения и, следовательно, отразиться должным образом на положении критических точек. Произведем анализ этого явления.

Представим себе, что в результате нагрева образца до высоких температур, близких к температурам размягчения материала, при которых легче всего могут проявиться химические процессы взаимодействия, произошло приваривание образца к кварцевой трубке. Дальше начинается процесс охлаждения образца. В связи с тем, что коэфициент линейного расширения (а следовательно и сжатия) испытуемого материала значительно больше коэфициента расширения кварца, первый начинает сокращать свой объем, но кварцевая трубка мешает и препятствует этому сжатию, так как заложенный образец связан с трубкой и не может свободно сокращаться. В результате такой связи появляются внутренние напряжения, вызывающие растягивающие усилия в образце. Температура образца постепенно падает, доходя до критической точки, при которой должен происходить процесс превращения, связанный с увеличением объема материала. Образец при этом имеет склонность к расширению, но кварцевая трубка снова противодействует такому увеличению объема, и поэтому в материале могут возникнуть снова внутренние напряжения, но обратного знака (сжимающие), которые в частном случае могут уравновеситься с первыми и, следовательно, кривая охлаждения не только может в сильной степени исказиться, но и вообще не отразит на себе никаких критических точек.

Вот, в основном, та причина, которая препятствовала выявлению на кривых охлаждения критических точек. Отсюда невольно напрашивается логический вывод:

дать полную возможность свободного сокращения образца, для чего необходимо изолировать образец от кварцевой трубки и тем самым воспрепятствовать взаимной связи между вышеуказанными материалами. Устранив эту причину путем полной изоляции асбестом обоих материалов, мы без особого труда смогли получить критические точки при охлаждении. На рис. 6 представлены кривые охлаждения, на которых можно ясно видеть обе критические точки, причем верхняя по сравнению с нижней дала более заметные отклонения, что свидетельствует о сравнительно больших внутренних изменениях, сопровождающихся значительным увеличением объема. Обозначим условно вторую и первую критические точки, полученные при охлаждении, через To_2 (Т — температурная точка, о — охлаждение) и To_1.

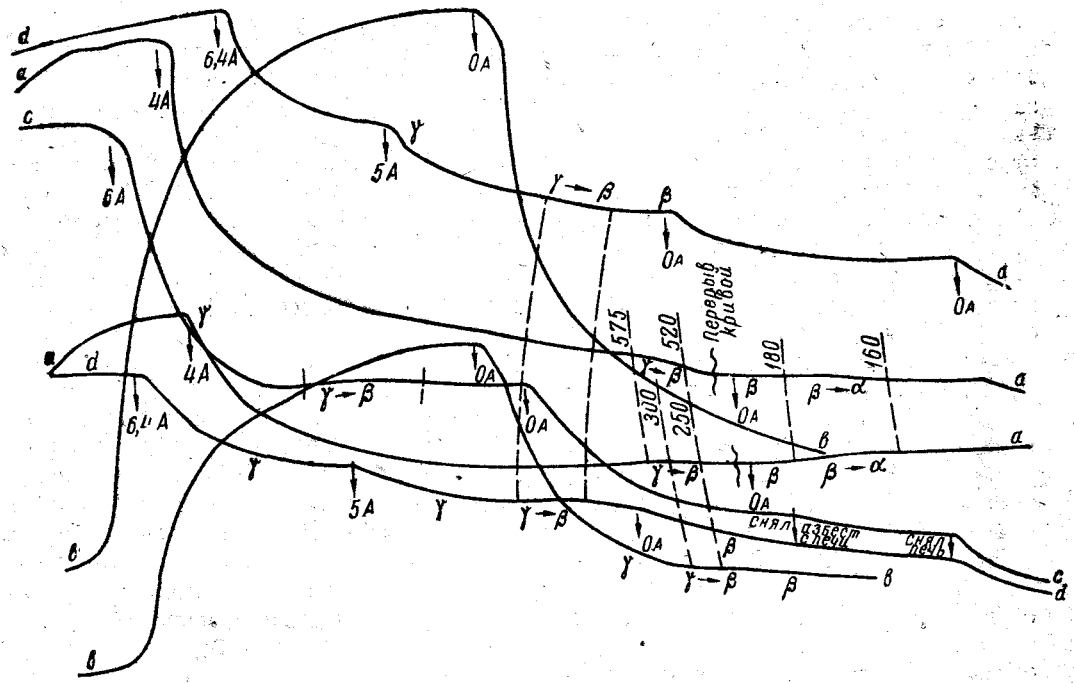


Рис. 6. Кривые охлаждения пудожского и онежского диабазов: *b*, *c*) пудожский диабаз, *a*, *d*) онежский диабаз.

Верхняя точка связана с переходом γ в β, тогда по аналогии нижняя To_1 характеризует превращение фазы β в α. Напишем полностью критические точки, полученные при нагреве и охлаждении:

При нагревании

Переход $\alpha \Rightarrow \beta$ совершается при $Tн_1$

„ $\beta \Rightarrow \gamma$ „ „ $Tн_2$

Температура размягчения $Tн_3$

При охлаждении

Переход $\gamma \rightarrow \beta$ при To_2

„ $\beta \rightarrow \alpha$ „ To_1

Если в первом случае мы наблюдали определенную зависимость изменения критических температур от скорости нагревания, то во втором случае эта зависимость, связанная со скоростью охлаждения, проявляется еще в большей степени. Достаточно незначительно усилить интенсивность охлаждения, как критические точки быстро падают вниз. Это наглядно подтверждается приведенными кривыми на рис. 6. Например, рассматривая кривую образца *a*, температура которого была доведена до 1040° при 10 А, мы наблюдаем, что при сравнительно небольшом снижении ампеража (с 10 до 4 А) критическая точка $Tн_2$, соответствующая температуре 900—920°, опускается до To_2 575—520°, при выключенной печи снижение этой точки доходит до To_2 300—250° (кривая *b*).

Как видно из рассмотренных нами кривых, температуры критических точек в процессах нагревания и охлаждения не принимают каких-либо определенных значений, а являются функцией скорости нагрева и охлаждения образца. При замедленном нагревании они опускаются, при более быстром—принимают более высокие цифровые значения. То же самое наблюдается и при охлаждении образца, т. е. при постепенном охлаждении критические точки будут выше, чем при более интенсивной скорости ее охлаждения.

Лишь в условиях очень медленного нагревания и охлаждения критические точки могут достичь каких-то определенных постоянных значений, но получить их—чрезвычайно тяжелая и трудная задача не только в условиях производства, но даже в условиях лабораторных исследований. Это объясняется в основном малой теплопроводностью материала. Для того чтобы достичь постоянных значений критических температур в отливках из каменного литья, необходимо, чтобы процесс превращения начался одновременно по всему объему отливки, а это будет зависеть в свою очередь от равномерного прогрева как наружных, так и внутренних слоев изделия, температура которых должна быть строго постоянной при процессе нагревания и охлаждения. Пока будет существовать перепад температур между наружной поверхностью и внутренней сердцевиной отливки, до тех пор будет осуществляться процесс неравномерной перекристаллизации по всему объему. Такой перепад температур, вполне естественно, будет усиливаться, с одной стороны, под влиянием уменьшения теплопроводности материала, а с другой — в зависимости от увеличения скорости нагрева и охлаждения, что и вызовет соответствующее расхождение в температурах начала и конца превращений при той или иной критической точке.

Анализируя целый ряд кривых охлаждения и сравнивая температурные превращения на них, мы приходим к выводу, что точка To_2 сопряжена с бо́льшими объемными изменениями по сравнению с первой критической точкой—To_1. Это наблюдается не только на кривых образца, но также и на эталонных кривых, которые при To_2 описывают сравнительно большой горб, поднимающийся выпуклой стороной кверху. Такое резкое отклонение на кривой охлаждения эталона объясняется тем, что переход γ в β связан со значительным тепловым эффектом, сопровождающимся большим выделением тепла. Последнее обстоятельство вызывает большой прилив тепла к пиросу, который, нагреваясь, повышает свой коэфициент линейного расширения, что и выражается соответствующим перегибом на кривой охлаждения эталона. Что же касается первой критической точки To_1, при которой протекает процесс превращения β в α, то этот переход не сопровождается такими значительными объемными изменениями и отражается лишь легким отклонением некоторого участка на плавно снижающейся кривой охлаждения.

5. Влияние скорости охлаждения на положение критической точки To_2

Придавая большое значение практическим вопросам, связанным с термической обработкой отливок, полученных из расплава горных пород, проводимой в условиях производства, необходимо было в первую очередь обратить внимание лишь на те процессы, которые совершаются с большими объемными изменениями, так как это обстоятельство непосредственно связано с вопросами экономики производства изделий из каменного литья. Исходя из этих соображений, необходимо было выяснить влияние скорости охлаждения на положение критической точки To_2. Для этой цели было проведено специальное исследование, состоявшее в получении различных кривых при самых разнообразных режимах скорости охлаждения. Последняя выражалась в изменении силы тока (амперaж), проходимого через платиновую обмотку печи, вплоть до полного выключения рубильника (свободное охлаждение образца с печью). Результаты этого исследования приведены в табл. 4.

Рассмотрение этой таблицы показывает, как снижается To_2 в зависимости от уменьшения силы тока, что в свою очередь тесно связано со скоростью охлаждения. Более наглядным образом это снижение можно проследить на рис. 7, где приведена кривая изменения значений критических температур при постепенном и последовательном охлаждении образца. Если бы искусственно создать такие условия

Таблица 4

Снижение To_2 в зависимости от скорости охлаждения образцов из хвостов пудожского диабаза

№№ п/п	Снижение ампеража	Температура To_2	№№ п/п	Снижение ампеража	Темпер. To_2	Примечание
1	8 А	800—900	5	5,5 А	650—670	Аналогичная картина снижения критической точки То получилась и для онежского диабаза
2	7,5 „	850—860	6	5,0 „	620—650	
3	7,0 „	780—830	7	4,0 „	520—570	
4	6,0 „	670—740	8	0,0 „	250—300	

охлаждения, подобрав соответствующие размеры образцов и охлаждающую среду, при которых критическая точка To_2 снизилась бы до комнатной температуры, то мы могли бы зафиксировать состояние материала, свойственное высоким температурам, т. е. состояние γ. Следовательно быстрое снижение температуры образца способствует переохлаждению сплава и тормозит процесс перекристаллизации, так как подвижность атомов становится меньше при низких температурах, и таким образом этот процесс превращения может совершиться частично или даже совсем приостановиться.

Мною были проведены такие опыты с образцами из хвостов пудожского диабаза с целью фиксации состояния γ, но они окончились, как и следовало ожидать, неудачно. Зато это исследование позволило установить и объяснить другую, чрезвычайно важную причину возникновения растрескивания и разрушения изделий, что является основным бичом всех отливок из каменного литья.

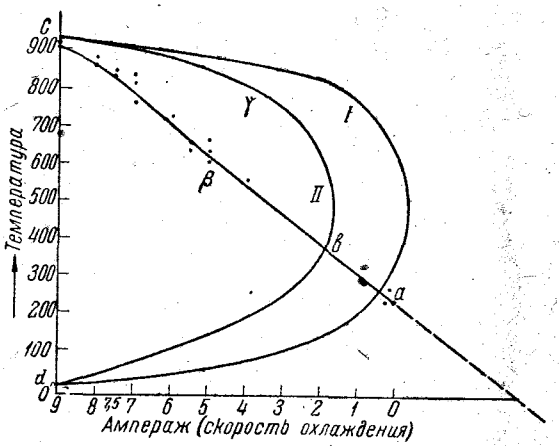


Рис. 7. Влияние скорости охлаждения на положение критической точки To_2 и To_1.

Были приготовлены две серии образцов, состоявшие каждая из шести штук размерами $10 \times 10 \times 60$ *мм*. Первая серия образцов была нагрета до 950° и выдержана при этой температуре полтора часа с целью выравнивания температуры по всему объему образца. Вторая серия таких же образцов была подвергнута нагреву до 850° с той же выдержкой, что и в первом случае. Необходимо здесь отметить, что выбранные температуры преследовали цель перевода всех образцов первой серии в состояние γ, а второй — в состояние β. После соответствующей выдержки при указанных температурах образцы каждой серии были охлаждены: в воде, масле и на воздухе. Все образцы первой серии в результате проведенной вышеуказанным образом термической обработки растрескались и разрушились на мелкие части. Образцы второй серии, несмотря на резкую скорость охлаждения, сохранились целыми, хотя и были испещрены едва заметными, неглубокими поверхностными трещинками.

Попытаемся дать научное обоснование этому явлению с точки зрения только что открытых мною критических точек, связанных с объемными изменениями при переходе одной фазы в другую в процессе охлаждения. Образцы первой серии, нагретые до температуры точки *C* (см. рис. 7), в момент погружения в охлаждающую среду (вода, масло, воздух) будут интенсивно охлаждаться, и следовательно начало закалки будет характеризоваться сильным возрастанием скорости охлаждения. (Начальный путь кривой *Ca* и *Cb*.)

В дальнейшем по мере охлаждения образцов перепад температур между образцами и охлаждающей средой начинает суживаться, и следовательно скорость охлаждения будет уменьшаться, принимая нулевое значение в точке *d*, когда темпе-

ратура образца сравняется с температурой охлаждающей среды. При этом необходимо представить процесс охлаждения образца проходящим в двух фазах, состоящих, во-первых, в скорости охлаждения поверхностного слоя образца и во-вторых, в скорости охлаждения внутренней части его, причем последняя скорость по вполне понятным причинам будет меньше первой скорости. Следовательно наружная корка материала первой пересечет критическую точку (точка *a*) и будет после ее перехода уменьшать свой объем, в то же самое время внутренняя сердцевина образца будет запаздывать и отставать в своей скорости охлаждения вследствие сравнительно малой теплопроводности материала. Наступает момент перехода через критическую точку центральной части образца (точка *b*), этот переход связан с увеличением объема, и следовательно внутренняя сердцевина образца стремится расшириться, но наружная корка мешает этому расширению. Создается большой напор внутренней части на поверхностный слой, этот напор и приводит обычно образец к разрушению. Это еще усугубляется тем, что наружная часть, не обладая при низких температурах достаточной пластичностью, не может эластично растягиваться и, не оказывая должного сопротивления, рвется под действием расширяющейся сердцевины образца. Это разрушение изделий обычно сопровождается не только сильным шумом и треском, но также и разрывом материала на мелкие части, которые с большой силой разлетаются в стороны на достаточно далекие расстояния друг от друга.

До настоящего времени этому явлению не давали правильного толкования и обычно его объясняли „вообще" внутренними напряжениями, не подводя при этом никакой научной базы.

Переходя к объяснению первой критической точки To_1, необходимо заметить, что она сопровождается не столь большими объемными изменениями по сравнению с только что рассмотренной критической точкой To_2, и, казалось бы на первый взгляд, не может причинить какого-либо большого ущерба материалу своим переходом фазы β в α. Но, принимая во внимание, что это превращение при сравнительно быстром охлаждении происходит при низких температурах, близко расположенных к комнатной, когда пластические свойства принимают значения ничтожной величины, все же и эта перекристаллизация может явиться в некоторых случаях опасной и способной привести материал отливки к разрушению. Согласно опытным данным, хотя и не окончательно проверенным, все же можно утверждать, что даже такие большие скорости охлаждения, казалось бы на первый взгляд совершенно недопустимые для каменного литья, как, например, закалка с температуры 850° в воде, масле и на воздухе, не смогли вызвать разрушения образцов, в то время как такая же закалка, но с температуры 950°—980° привела к быстрому растрескиванию и разрыву образцов на мелкие части во всех трех случаях (вода, масло, воздух). Этот чрезвычайно интересный факт возможно объяснить тем положением, что, нагревая образцы до 850°, мы переводим их из фазы α в фазу β, обладающую, по всей вероятности, большой склонностью к переохлаждению, и следовательно при вышеуказанных скоростях охлаждения мы снижаем критическую точку перехода β в α до температур, лежащих ниже комнатной, фиксируя тем самым состояние β в условиях обычных температур.

Если это обстоятельство подтвердится дальнейшими опытами, то этот факт, раскрывая совершенно новые перспективы на вопросы термической обработки, в значительной степени упростит ее и тем самым значительно сократит расходы, вызванные сложной термообработкой, которая применяется до настоящего времени.

В практике каменного литья можно еще наблюдать при сравнительно быстром охлаждении с высоких температур широко распространенное явление — растрескивание изделий, причем последние рассыпаются на мелкие части при легком соприкосновении с ними почти без затраты внешних усилий. В свете только что рассмотренных превращений, связанных с увеличением объема при охлаждении в определенных критических интервалах, это чрезвычайно важное явление можно объяснить с помощью следующих рассуждений, связанных непосредственно со структурным анализом.

На рис. 8 представлена микроструктура материала из хвостов пудожского диабаза с ярко выраженным дендритным строением, полученным в отраженном свете.

Для объяснения причины такого растрескивания нет необходимости приводить подробный анализ всех структурных составляющих шлифа, и можно ограничиться лишь приближенной схемой, которая в достаточной степени объяснит это явление. На рис. 8 почти в центральной части его расположен большой белый кристалл магнетита, который при переохлаждении жидкого раствора образовался из так называемого центра кристаллизации, вокруг которого стали организовываться в известную кристаллическую систему, так называемую пространственную решетку, атомы, образуя прогрессивно растущий кристалл.



Рис. 8 Микроструктура материала из хвостов пудожского диабаза (× 600).

От него в известном порядке, как это видно из микрофотографии, по трем направлениям, пересекающимся под прямыми углами, быстро растут в жидкой массе кристаллические ветви магнетита. От этих веток также под прямыми углами растут дальше кристаллические ветви и т. д. В конце концов получается остов — скелет кристалла в форме дерева с многочисленными ветками, между которыми располагается жидкая масса, застывающая в последнюю очередь. Иногда эти дендриты, как это легко можно видеть на рис. 8, при своем росте сталкиваются ветвями, замыкая внутри себя жидкий раствор, в значительной степени меняющий свой химический состав по сравнению с маточным раствором за счет выпадения магнетита.

Дендритный способ кристаллизации зависит, повидимому, от соотношения между скоростью кристаллизации и скоростью диффузии молекул магнетита в жидком растворе. С увеличением вязкости жидкости замедляются процессы диффузии. Этим самым питание и рост кристалла затрудняются. Выдвигаются вперед только те оси дендрита, которые обладают наибольшей скоростью роста, так как они находятся в смысле отвода теплоты конвекционными токами в наиболее благоприятных условиях.

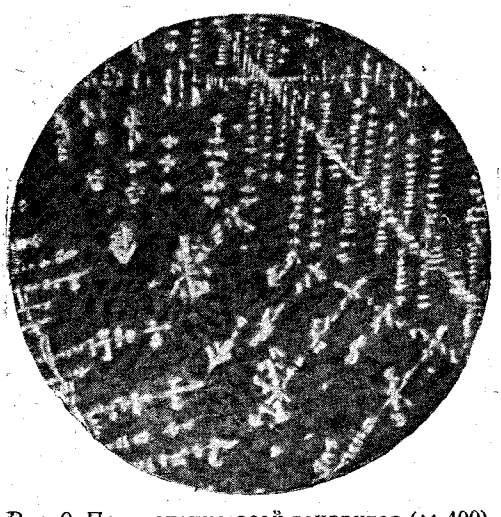


Рис. 9. Пересечение осей дендритов (× 400).

Иногда главные оси дендритов пересекаются между собою под определенными углами, что наглядно представлено на рис. 9.

Междуосные пространства, расположенные в остове дендрита, застывают в последнюю очередь, образуя, по всей вероятности, неправильной формы сероватые кристаллы авгита и темное стекло.

Переходя к объяснению явления растрескивания изделий на мелкие части, необходимо допустить следующее предположение. Представим себе, что отливка в целом охлаждается с определенной скоростью. Все структурные составляющие — оси магнетита и междуосные пространства, как и все тела, уменьшают при этом свой объем. Ветви магнетита при охлаждении не претерпевают внутренних превращений, связанных с большими объемными изменениями, и следовательно оси дендрита сокращают свой объем согласно коэфициенту линейного сжатия, но для междуосных пространств наступает критический интервал превращений, связанный с большим увеличением объема (условный переход γ в β). В результате таких

объемных изменений разных знаков (сжатия— расширения) для различных соседних структурных составляющих могут возникнуть в местах их контакта и соприкосновения большие внутренние напряжения, которые, несомненно, могут вызвать появление мелких трещин. Это обстоятельство в сильной степени усугубляется еще тем положением, что этот критический интервал превращений может происходить вследствие сильного снижения критических точек при охлаждении при низких температурах, когда пластические свойства материала достигают чрезвычайно ничтожной величины.

Получившиеся в каждом отдельном дендрите такие внутренние напряжения я бы назвал локальными дендритными напряжениями в отличие от вышеприведенных напряжений, развивающихся как в центральной части отливки, так и в наружном поверхностном слое ее. Последним напряжениям, занимающим большие объемы в отливке, можно было бы присвоить название зональных напряжений.

Причины возникновения и тех и других напряжений вполне аналогичны и кроются в объемных изменениях разного знака отдельных структурных составляющих, принимая максимальное значение напряжений в критическом интервале превращений. К этим напряжениям присоединяются дополнительно еще и другие, получившиеся вследствие перепада температур между внутренней частью отливки и наружным поверхностным слоем ее. Меры борьбы с ними остаются теми же самыми — только что рассмотренными в настоящей статье.

6. Влияние железных и стальных стержней на поведение отливки в процессе нагревания и охлаждения

Переходя, наконец, к последнему вопросу о применении изделий из каменного литья в комбинации с железными и стальными сердечниками, представляющими в основном остов, скелет, упрочняющий конструкцию в целом, необходимо отметить, что этот вопрос еще далек от окончательного разрешения. Наша промышленность, стремясь к созданию легких и красивых конструкций, предъявляет повышенные требования механической прочности к отдельным аггрегатам и сооружениям. Следовательно этот вопрос, являясь чрезвычайно актуальным и своевременным, требует всестороннего изучения, в особенности в части, затрагивающей в основном технологический процесс, при котором происходит схватывание и сцепление двух крайне разнородных материалов, начиная с момента соприкосновения расплава с металлической частью до окончательного и совместного их охлаждения.

Представим себе, что в приготовленную в опоке земляную форму заложили железный и стальной сердечники, размеры которых в значительной степени уступают размерам будущего изделия. При заливке формы расплавленным диабазом, имеющим температуру около 1300—1350°, благодаря высокой теплопроводности сердечники увеличивают свой объем. Образующаяся на поверхности в результате окисления металлических стержней закись железа может раствориться в расплаве, несмотря на то, что температура плавления ее в свободном состоянии соответствует 1370°, и следовательно мы имеем тесный и плотный контакт расплава с металлическим стержнем.

На рис. 10 представлены кривые изменения объемов (линейного расширения) для трех материалов: железа Вит (0,03 С), стали (0,9% С) и плавленого диабаза, которые позволяют с большей ясностью разобраться во всех процессах, протекающих в материалах за время охлаждения с высоких температур до комнатной. Все эти кривые были получены при одной и той же скорости нагревания и охлаждения. Рассматривая кривые для железа и стали, мы видим на них характерные критические точки, связанные с изменением объема. Для железа переход из формы α в модификацию γ совершается при температуре несколько выше 900°, а для стали превращение перлита в аустенит протекает при температурах более низких (720—800°). Оба вида превращений во время нагрева железного и стального стержней, находящихся в отливке, хотя и связаны с большими объемными изменениями, но не вызовут появления внутренних напряжений в отливке. Это может быть объяснено достаточно высокими пластическими свойствами, которыми обладает отливка при температурах, близких к размягчению. Металлические стержни, питаясь теплом,

отходящим от изделия, все время повышают свою температуру до момента ее уравновешивания с температурой отливки и в дальнейшем все время следуют ей.

Рассматривая, наконец, процесс охлаждения металлических стержней совместно с отливкой, необходимо отметить, что положение критических точек у всех трех материалов будет зависеть от скорости охлаждения. Чем быстрее протекает процесс охлаждения, тем ниже они опускаются на кривых охлаждения, в особенности наблюдается резкое снижение критических точек To_2 и To_1 у материала из каменного литья и стального образца. Представим, что отливка, находясь в состоянии переохлажденной фазы γ и снижая в дальнейшем свою температуру, уменьшается в объеме, железный же стержень, не склонный, вообще говоря, к сильному переохлаждению, проходит первым свою критическую точку перехода γ железа в модификацию α. Этот переход связан с большим объемным расширением (см. рис. 10

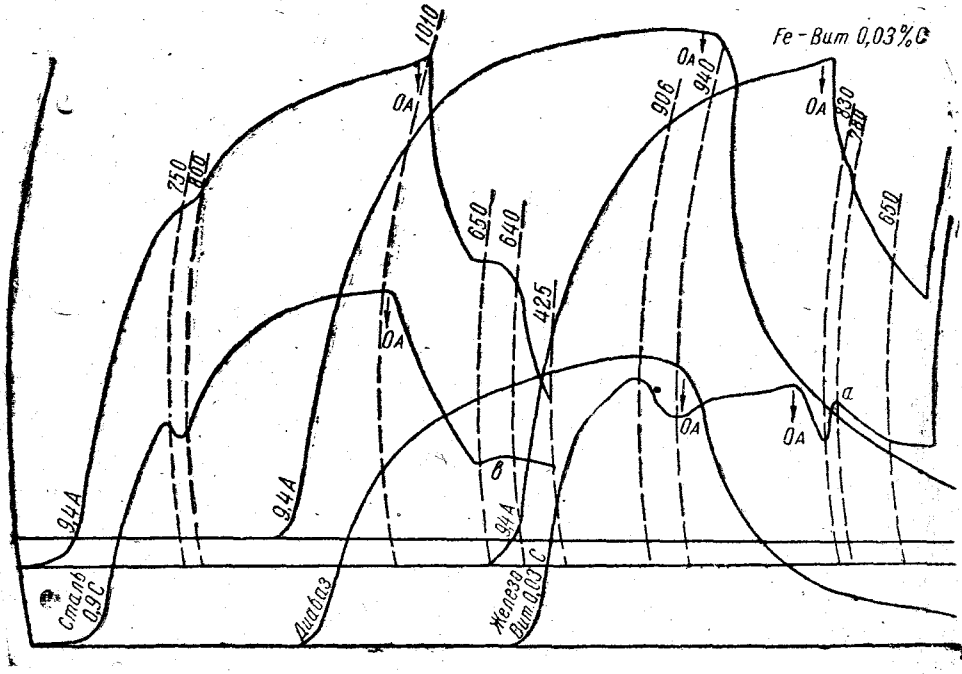


Рис. 10. Кривые нагрева и охлаждения железа, стали и пудожского диабаза.

кривую железа, участок подъема), следовательно, создаются благоприятные условия для образования внутренних напряжений в отливке. Если процесс перекристаллизации железа протекает при высоких температурах (800—900°), когда фаза γ отливки достаточно пластична, то создаются небольшие по своему абсолютному значению напряжения, которые, усиливаясь при снижении критической точки железа, могут представить некоторую опасность в смысле образования локальных трещин, не разрушая отливку в целом. Следовательно, прохождение этой критической точки при высокой температуре способствует сохранению целостности отливки, благодаря наличию пластических свойств фазы γ.

Еще бóльшую опасность может представить критическая точка у стального стержня (участок b на рис. 10), процесс превращения который протекает при более низкой температуре (640—650°), когда переохлажденная фаза γ отливки уже в значительной степени утратила свои пластические свойства. Если в первом случае получившиеся напряжения не привели отливку к растрескиванию, то во втором случае шансы на это значительно увеличиваются, несмотря на то, что линейное расширение образца на этом участке меньше, чем на участке a железного стержня. Если усилить скорость охлаждения, то в некотором частном случае критическая точка перехода аустенита в перлит может совпасть во времени с превращением фазы γ в β отливки. В результате такого наслоения одной точки на другую, при которых протекают сравнительно большие объемные изменения одного

знака (расширение), может создаться при столкновении между собой обоих материалов такой напор, который вызовет неизбежное разрушение отливки. Борьба с этим явлением должна вестись в двух направлениях, которые сводятся к следующему.

1) Более пластичный материал гораздо легче переносит резкие колебания объема другой составляющей, расположенной в этой основной вязкой матрице, пластические свойства которой растут с повышением температуры. Отсюда и понятным становится вопрос, почему необходимо создать такие условия, при которых бы процесс превращения, а следовательно и связанные с ним объемные изменения протекали в материале при высоких температурах. Последние, способствуя увеличению вязкости и пластичности материала, предохраняют тем самым отливку от губительного действия внутренних напряжений, величина которых будет в основном зависеть от физического состояния обоих материалов.

2) Рассматривая кривые для железа и стали (рис. 10), мы ясно видим, что при одной и той же скорости охлаждения (выключенная печь) критические точки у обоих материалов приобретают разные значения по температуре (в данном случае для железа 830—780°, для стали 650—640°). Вполне естественно, что второй пример является более благоприятным для создания внутренних напряжений больших величин по своему абсолютному значению, так как материал отливки при такой, сравнительно невысокой температуре становится менее пластичным, если можно вообще говорить о пластичности материала из каменного литья.

Это обстоятельство ограничивает область применения стальных конструкций, являющихся как бы жестким скелетом в отливках из каменного литья, поэтому надо дать предпочтение в этом отношении технически чистому железу. Дальнейшее охлаждение такой сложной системы, благодаря близким по своему значению коэфициентам расширения железа и диабаза (см. рис. 10—начало подъема кривых), не внесет особо интересных моментов, кроме случая, уже разобранного мною с достаточной полнотой, —прохождения материалом критической точки To_2.

7. Выводы

Заканчивая описание первой части работы, необходимо со всей ясностью поставить вопрос, что нового внесла она в каменнолитейную промышленность своим открытием критических точек и какие пути намечаются для дальнейшего успешного развития этой отрасли промышленности.

До настоящего времени вопрос о термической обработке решали в чрезвычайно упрощенной форме, совершенно не затрагивая тех внутренних процессов, которые протекают в сплаве с момента перехода его из жидкого состояния в твердое. Да это и вполне понятно. Если не были известны до сих пор процессы перекристаллизации в сплаве, связанные с объемными изменениями, то, вполне естественно, термическая обработка, отличаясь большой сложностью, объяснялась, с одной стороны, необходимостью раскристаллизации отливки, а с другой — снятием внутренних напряжений, вызываемых перепадом температур между наружным поверхностным слоем и внутренней частью отливки. В настоящий же момент открытие критических точек T_1 и T_2 позволяет научно объяснить в совершенно новом освещении чрезвычайно важные вопросы, связанные с разрушением изделий в процессе их нагрева и охлаждения. Кроме того такое толкование их, являясь оригинальным и крайне своевременным, может внести коренные изменения в весь технологический процесс изготовления отливок из расплава горных пород с значительной перестройкой теплового режима. Вполне понятно, что все это, открывая новые перспективы в развитии каменнолитейной промышленности, потребует проведения в широком масштабе дополнительных работ и не только в рамках одних лишь лабораторных исследований.

RESUMÉ

Le présent ouvrage représente la première partie de l'étude et ne concerne principalement que les questions ayant trait au traitement thérmique. La seconde partie où seront exposées l'analyse pétrographique et les propriétés mécaniques de la fonte de

pierres sera publiée séparément et constituera une suite directe de la première partie.

Le lecteur trouvera ici la description de quelques transformations qui se produisent dans les intervalles de température déterminés que l'auteur a nommés points critiques et qui ont été pour la première fois découverts dans les matériaux provenant de pierres fondues. Il est présenté ici une analyse assez detaillée de la vitesse d'échauffement et de refroidissement à proximité des points critiques, ce qui a permis à l'auteur de faire une série de conclusions ayant une grande importance pratique et qui pourraient apporter des changements considérables dans tous les procédés technologiques de la fonderie de pierres.