

ОБЯЗАТЕЛЬНЫЙ  
КОНТРОЛЬНЫЙ  
ЭКЗЕМПЛЯР

МИНИСТЕРСТВО АВТОМОБИЛЬНОЙ  
И ТРАКТОРНОЙ ПРОМЫШЛЕННОСТИ СССР

НАМИ

W

32

ВЫПУСК  
53

ИССЛЕДОВАНИЕ  
АВТОМОБИЛЬНЫХ  
МАТЕРИАЛОВ  
И ДЕТАЛЕЙ

МАШГИЗ · 1948

МИНИСТЕРСТВО АВТОМОБИЛЬНОЙ И ТРАКТОРНОЙ ПРОМЫШЛЕННОСТИ СССР  
ГОСУДАРСТВЕННЫЙ ОРДЕНА ТРУДОВОГО КРАСНОГО ЗНАМЕНИ  
НАУЧНО-ИССЛЕДОВАТЕЛЬСКИЙ  
АВТОМОБИЛЬНЫЙ и АВТОМОТОРНЫЙ ИНСТИТУТ  
НАМИ

W. 464  
32

ВЫПУСК 53

ИССЛЕДОВАНИЕ АВТОМОБИЛЬНЫХ  
МАТЕРИАЛОВ И ДЕТАЛЕЙ



ГОСУДАРСТВЕННОЕ НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКОЕ ИЗДАТЕЛЬСТВО  
МАШИНОСТРОИТЕЛЬНОЙ ЛИТЕРАТУРЫ  
МОСКВА 1948

## СОДЕРЖАНИЕ

1. Канд. техн. наук П. И. Степин Технологические параметры для кокильного литья чугуновых автомобильных деталей . . . . . 3
2. Канд. техн. наук И. С. Козловский Исследование контролируемой атмосферы, не вызывающей обезуглероживания автомобильных сталей при их нагреве . . . . . 34
3. Инж. М. М. Тененбаум Исследование изменений микрогеометрии трущихся поверхностей в период приработки . . . . . 59

## РЕДАКЦИОННАЯ КОЛЛЕГИЯ

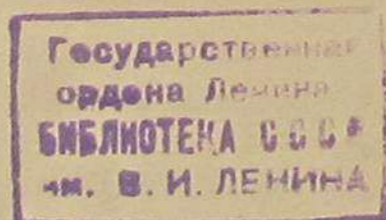
Директор НАМИ канд. техн. наук А. В. ОСИПЯН — ответственный редактор  
Инженер Я. Г. ЗИЛЬБЕРБЕРГ — секретарь редколлегии

### Члены редколлегии:

Проф., д-р техн. наук Н. Р. БРИЛИНГ, проф., д-р техн. наук Г. Г. КАЛИШ,  
проф. М. М. ХРУЩОВ, проф., д-р техн. наук Б. Я. ГИНЗБУРГ, кандидаты  
техн. наук: Н. Н. БРЫЗГОВ, И. С. КОЗЛОВСКИЙ, И. С. МЕЗИН, Я. М. ПЕВЗНЕР,  
магистр хим. наук К. С. РАМАЙЯ, инж. И. И. ЛЫТКИН.



2007338346



УД - 85320

Главная редакция  
литературы по авто-тракторной промышленности  
Главный редактор инж. В. В. БРОКШ

Канд. техн. наук П. И. СТЕПИН

## ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ ПАРАМЕТРЫ ДЛЯ КОКИЛЬНОГО ЛИТЬЯ ЧУГУННЫХ АВТОМОБИЛЬНЫХ ДЕТАЛЕЙ

Настоящая работа имеет целью провести исследование и дать практический способ выбора технологических параметров кокильного литья полых деталей. Установлением взаимной зависимости факторов структурообразования отливки здесь выявляются условия, при которых обеспечивается получение чугуновых заготовок автомобильных деталей без отбела, с высококачественной структурой перлита.

В работе освещаются полученные теоретические и экспериментальные данные. Устанавливается также влияние на качество отливок внешних факторов, определяющих режим охлаждения, и внутренних факторов, зависящих от химического состава и физических свойств чугуна. На основе собранных материалов разработана технологическая номограмма, облегчающая практическое пользование данными исследования, и составлена краткая инструкция для руководства на производстве.

Способ кокильного литья по сравнению с обычным литьем в земляные формы имеет много преимуществ. При налаженном производстве этот способ обеспечивает высокое качество изделий и дает значительные экономические выгоды.

Несмотря на большие преимущества литье в кокиль пока находит ограниченное применение. Основными причинами, задерживающими его распространение, являются недостаточная изученность и сложность регулирования факторов технологического процесса. Характерной особенностью процесса является тепловой режим и связанный с ним ход структурных образований в чугуне. Кристаллизация и образование структуры проходят здесь в условиях весьма интенсивного охлаждения, вызываемого металлическими стенками формы. Без применения особых мер поверхностные слои отливки закаляются, чугун отбеливается, приобретает высокую твердость и плохо поддается механической обработке.

Применяемый в некоторых случаях отжиг хотя и уменьшает твердость наружной поверхности отливки, но одновременно и ухудшает структуру основной массы металла, а потому является невыгодным и нежелательным, особенно если учесть усложнение и удорожание про-

изводства. Стремления технологов направлены поэтому на изыскание средств получения необходимой серой структуры чугуна непосредственно при литье. В связи с этим возникает необходимость выработки технологических параметров, обеспечивающих нормальное ведение производства кокильных неотбеленных и не требующих отжига отливок.

Существуют весьма узкие пределы допустимых колебаний химического состава и теплового режима, при которых достигаются вполне удовлетворительные результаты [1 и 2]<sup>1</sup>. Знание этих пределов и правильное применение соответствующих средств производства являются необходимыми условиями, при которых способ кокильного литья может быть эффективно использован в промышленности. Особое значение при литье приобретает современный метод повышения квазиизотропности и



Фиг. 1. Глубина затвердевания чугуна в первую секунду после заливки при литье в песчаную и металлическую формы:

кривые слева — литье в песчаную форму; кривые справа — литье в чугунный кокиль.

понижения склонности чугуна к отбелу путем модифицирования. В приложении к кокильному литью этот вопрос, однако, остается почти совершенно не освещенным.

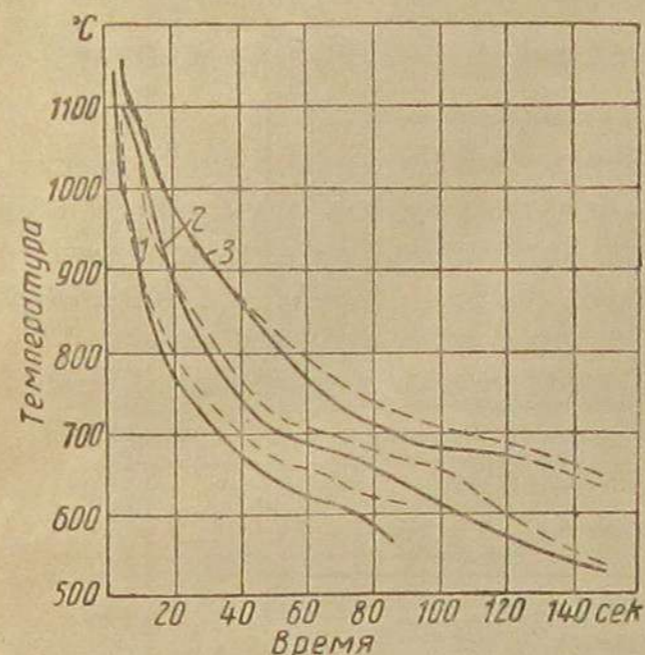
В настоящей работе дан практический метод нахождения технологических параметров производства кокильных отливок, внутренние полости которых образуются при помощи стержней.

### Влияние условий охлаждения отливки

Режим охлаждения отливок является одним из основных условий, определяющих и структуру и механические свойства изготавливаемой детали. Важнейшим является скорость охлаждения разных слоев отливки в момент кристаллизации. Процесс охлаждения и распространения зоны затвердевания, идущий от поверхности в глубь сечения отливки, зависит от многих внешних и внутренних факторов. Фиг. 1, относящаяся к сечению чугунной отливки, дает наглядное представление о влиянии главнейших из них. Кривые на фигуре построены по расчетным данным Шварца-Хворинова [3] и определяют глубину затвердевания чугуна в первую секунду после заливки. Они показывают характер тепловых изменений, происходящих в металле после заливки при разной степени перегрева выше температуры ликвидуса.

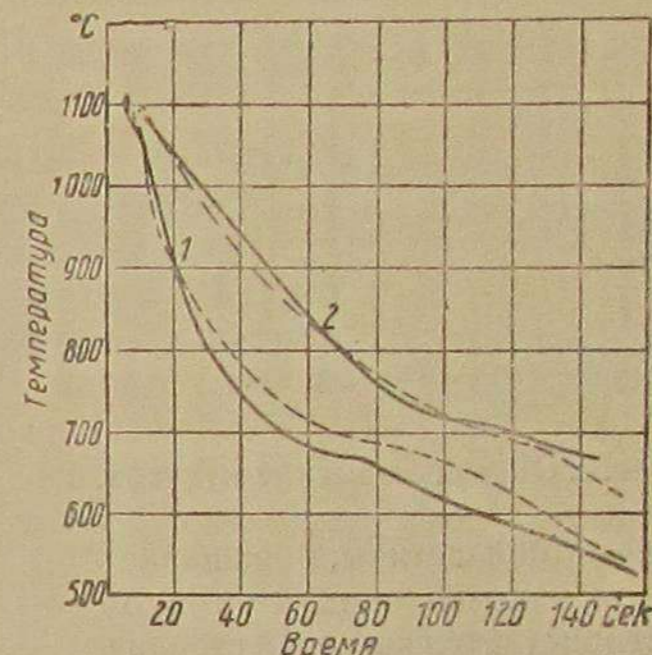
<sup>1</sup> См. список литературы в конце статьи.

При рассмотрении кривых можно убедиться, что скорость охлаждения отливки, а следовательно и процесс образования структуры, зависит от теплосодержания залитого в форму металла и от теплофизических свойств и состояния формы. При заливке чугуна с температурой, близкой к точке затвердевания, и применении холодных металлических форм затвердевание чугуна протекает в 6,5 раз быстрее, чем при заливке в сырую песчаную форму, и в 11 раз скорее, чем в сухую форму. В зависимости от температуры чугуна, а также от степени нагрева формы, указанные соотношения могут сильно изменяться (фиг. 1).



Фиг. 2. Кривые охлаждения отливок с толщиной стенок 5, 10 и 20 мм, отлитых в кокиль с толщиной стенки 20 мм:

1 — для отливок с толщиной стенки 5 мм; 2 — то же 10 мм; 3 — то же 20 мм (сплошные линии — для отливок, охлажденных в кокиле; пунктирные линии — для отливок, охлажденных с 850°C на воздухе).



Фиг. 3. Кривые охлаждения отливок с толщиной стенки 10 мм, полученных в кокилях со стенками толщиной 5 и 20 мм:

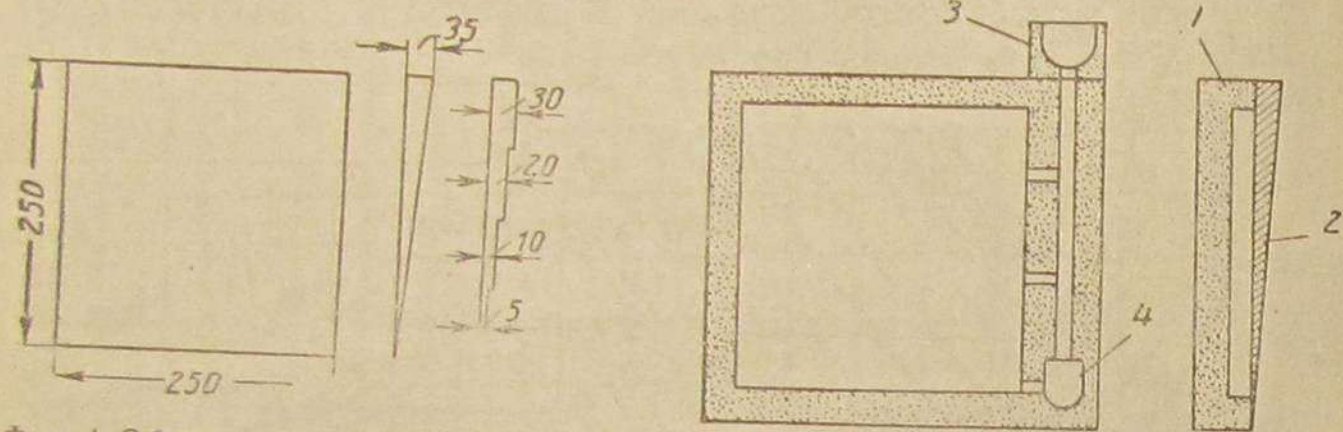
1 — для отливок, полученных в кокиле с толщиной стенки 20 мм; 2 — то же 5 мм (сплошные линии — для отливок, охлажденных в кокиле; пунктирные линии — для отливок, охлажденных с 850°C на воздухе).

Приведенные данные получены теоретическим путем и выясняют лишь принципиальную сущность явлений. Более полную картину тепловых изменений, происходящих в отливке, дают графики, полученные нами экспериментальным путем. На одном из них (фиг. 2) показаны кривые скорости охлаждения отливок с толщиной стенок в 5, 10 и 20 мм; на другом (фиг. 3) — даны подобные же кривые для отливки с толщиной стенки в 10 мм. В первом случае чугун заливали в кокиль со стенками толщиной 20 мм, покрытый внутри сажей и нагретый перед заливкой до температуры 25°C; во втором случае — в подобные же кокили со стенками толщиной 5 и 20 мм. Кривые (фиг. 2 и 3) показывают, что с уменьшением толщины отливки интенсивность ее охлаждения неизменно возрастает. Как видно, с уменьшением толщины кокиля скорость охлаждения отливки падает. Это падение скорости особенно заметно на отливках с толщиной стенок, превышающей толщину стенки кокиля.

Следовательно, на процесс охлаждения и кристаллизацию чугуна оказывают влияние масса и тепловое состояние отливки и кокиля.

## Метод исследования

Чтобы определить связь между величинами, характеризующими это влияние, проводились опыты отливки ступенчатых и гладких клиновидных образцов (фиг. 4). При литье применялись комбинированные полуметаллические формы, устройство которых показано на фиг. 5. Основная часть формы готовилась из стержневого (песчано-масляного) состава и применялась в сухом состоянии; при литье она выполняла роль плоского стержня. Вертикальная стенка формы (кокиль) делалась в виде металлической клиновидной, а в некоторых случаях ступенчатой пластины, обращенной острым краем вниз. При таком устройстве острый край стенки и клиновидной полости формы располагались один к другому под углом  $90^\circ$ . Применение подобной координатной формы давало возможность в одном



Фиг. 4. Образцы опытных отливок.

опыте одновременно получать при литье любые соотношения между толщиной отливки и толщиной кокиля (до 30 мм). Выбранный метод исследования с применением указанной формы избавлял от необходимости производить значительное количество сложных экспериментальных наблюдений соответственно с большим числом требуемых различных сочетаний размеров отливки и кокиля. При этом устранялись также неточности и ошибки, зависящие от побочных факторов, влияющих на кристаллизацию отливки, неизбежные в других условиях испытания<sup>1</sup>.

При опытах применялся ваграночный чугун различных составов и с различной температурой нагрева. Заливка форм осуществлялась при помощи сифонного литника, устраиваемого в уширенной ее части. Для заливки служили формы, у которых металлическая стенка или заранее



Фиг. 5. Форма для отливки опытных образцов:

1 — песчано-стержневые стенки формы; 2 — металлическая стенка; 3 — литниковая чаша; 4 — литник; 5 — полость формы.

<sup>1</sup> Рассмотрению координатной формы была ранее посвящена работа [4], где указанный метод проверялся сопоставлением глубин отбела на образцах, отливаемых данным методом, и на образцах пластинчатого вида, получаемых литьем в полукокиль обычным способом.

Ниже, в разделе, касающемся конфигурации отливки, приводятся дополнительные испытания, выявляющие идентичность получаемых результатов при обоих указанных способах литья.

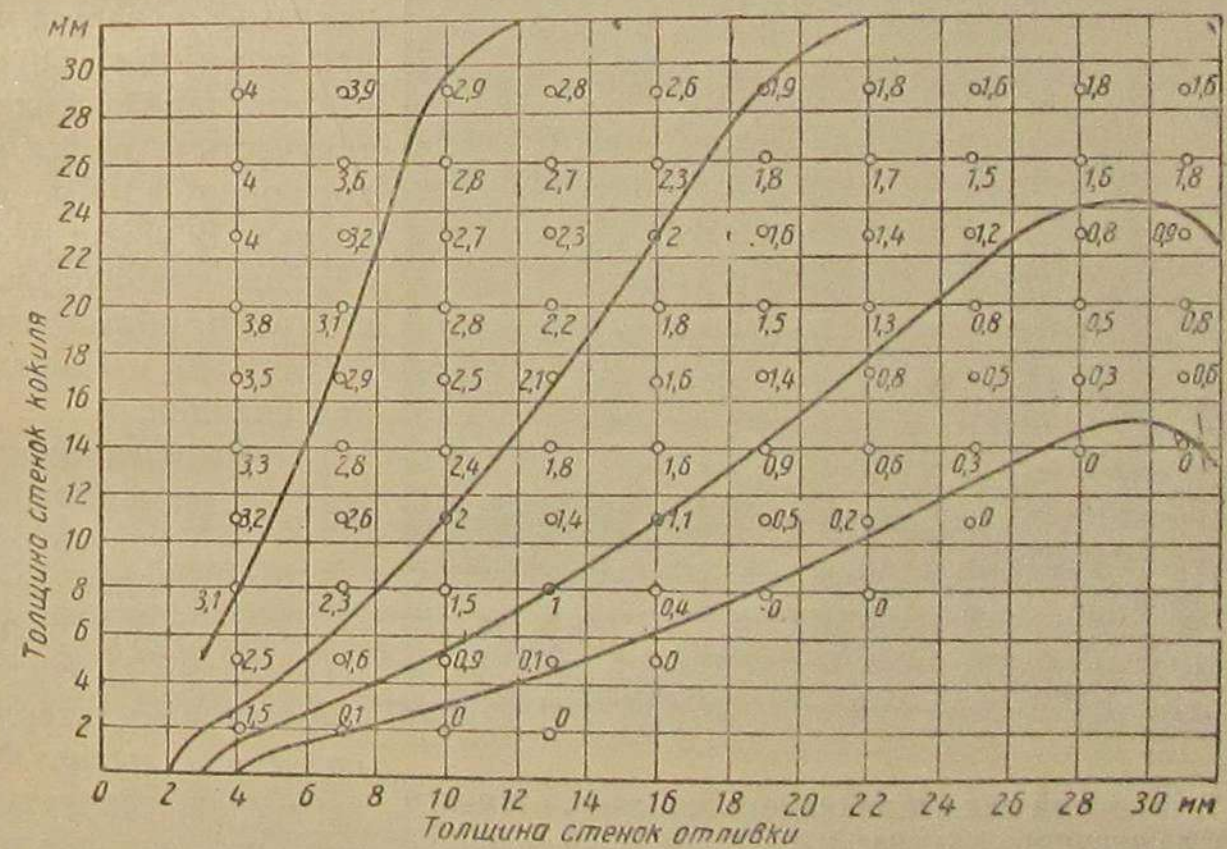
покрывалась угольно-масляной теплоизолирующей пастой или металлическая стенка оставалась необлицованной. При экспериментах металлическая стенка перед заливкой форм прогревалась до некоторой температуры, обусловленной требованиями опыта.

Залитые образцы оставались в формах до полного охлаждения. Каждый опыт повторялся от 3 до 9 раз — до получения наибольшего числа сходящихся, вполне надежных результатов. После охлаждения образцов производилось исследование структуры в разных сечениях образца, т. е. изучалось положение границы между отбеленной и неотбеленной (серой) частями излома отливки.

## Влияние на процесс охлаждения толщины отливки и толщины кокиля

В первой серии опытов заливка чугуна производилась в комбинированную форму с необлицованной металлической стенкой. При заливке применялся чугун следующего среднего состава: 3,50% С; 2,35% Si; 0,80% Mn; 0,30% P, 0,06% S (плавка серии А).

Глубины отбеленного слоя в образцах, залитых при температуре  $1350^\circ\text{C}$ , нанесены в соответствующих координатах на фиг. 6<sup>1</sup>. Если

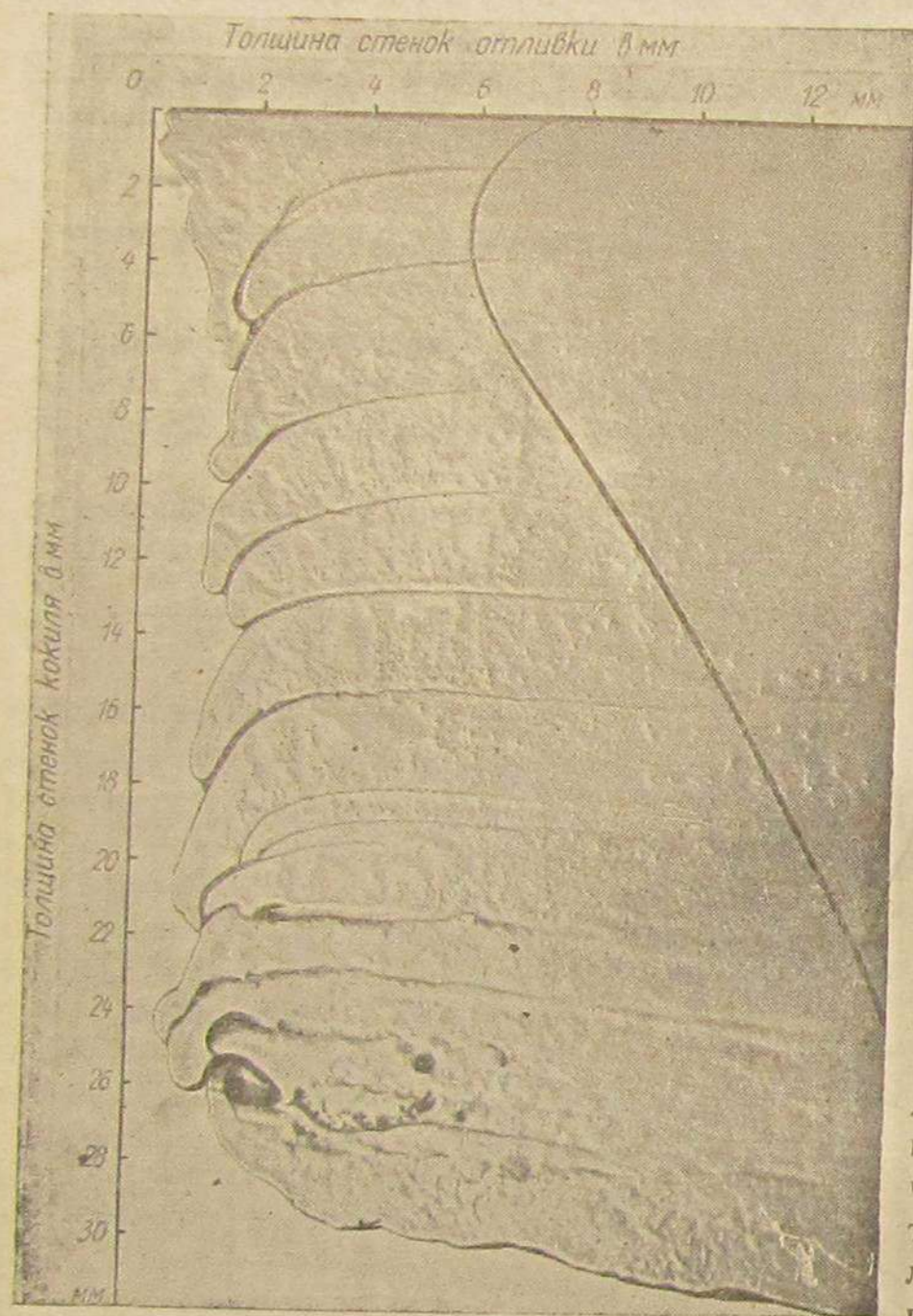


Фиг. 6. Глубины отбеленного слоя на клиновидной отливке.

через точки, определяющие одинаковую глубину отбела, провести плавные кривые, то легко видеть, что все они, являясь линиями равной толщины отбеленного слоя, имеют вполне определенную форму и расположение. Эти кривые можно рассматривать как изотермы, ибо они характеризуют точки отливки одинаковой температуры и скорости охлаждения. Интересно отметить, что на значительном протяжении кривые

<sup>1</sup> Температура жидкого чугуна приводится по оптическому пирометру без поправки на черное тело.

имеют форму ветви параболы. Лишь концы их несколько отклоняются вниз и тем нарушают общую закономерность. Такая аномалия объясняется условиями кристаллизации чугуна вблизи краев, где он охлаждается более интенсивно, нежели в остальных частях образцов. Наглядным подтверждением выявленной закономерности служит клиновидный образец (фиг. 7), отлитый при помощи описанной выше комбинированной формы (металлическая клиновидная стенка формы в этом случае была обращена узким концом не вниз, а вверх). В форму заливался несколько охлажденный чугун, температура которого была близка к 1250°.



Фиг. 7. Внешний вид клиновидного образца, отлитого из охлажденного чугуна, и граница образования слоистости.

массы отливки и показывает параболическую связь, существующую при определенной скорости охлаждения между толщиной стенки кокиля и толщиной стенки отливки.

Если исключить из рассмотрения края отливки с наиболее искривленными концами линии, равной глубины отбела (фиг. 6), то можно построить диаграмму, устанавливающую зависимость трех величин: глубины отбела, толщины стенок кокиля и толщины отливки.

\* На фиг. 8 изображена такая диаграмма, составленная в координатах  $\delta_0$  и  $\delta_k^{2/3}$ , где  $\delta_0$  — толщина стенок отливки и  $\delta_k$  — толщина стенок кокиля в мм.

образец (фиг. 7), отлитый при помощи описанной выше комбинированной формы (металлическая клиновидная стенка формы в этом случае была обращена узким концом не вниз, а вверх). В форму заливался несколько охлажденный чугун, температура которого была близка к 1250°.

Вследствие незначительного запаса тепла чугун при заливке быстро терял жидкотекучесть и, не доходя до конца формы, застывал. В узкой части образца наблюдалось при этом образование слоистости и появление складок.

Точки начала складок, определяющие места встречи потока чугуна с одинаково температурой, располагались по линии, напоминающей изотермы найденные выше. Фигура иллюстрирует совместное тепловое действие массы кокиля и

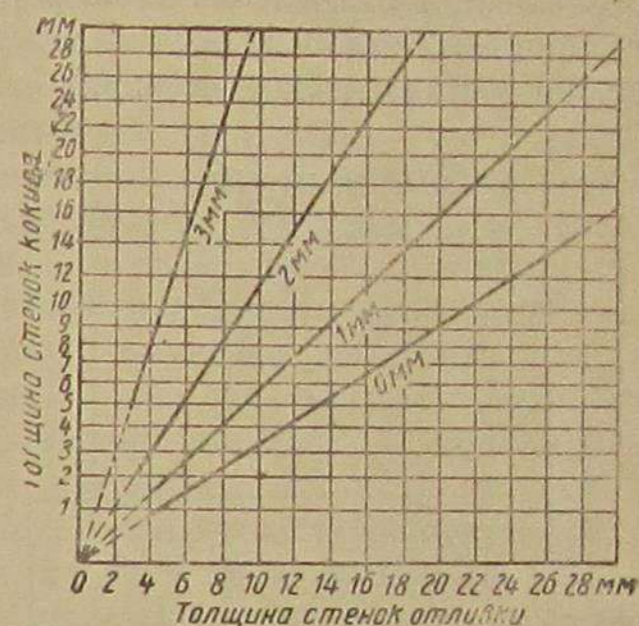
При рассмотрении фиг. 8 видно, что линии, характеризующие одинаковую глубину отбела, имеют прямое направление и при продолжении (пунктир на фигуре) пересекаются в точке, совпадающей с началом координат, т. е. как бы представляют собой пучок лучей, исходящих из этой точки.

При этом линии одинаковой глубины отбела подчиняются простому закону

$$L = \frac{\delta_0}{\delta_k^{2/3}} \quad (1)$$

Величина  $L$  находится в функциональной зависимости от скорости охлаждения и служит параметром, определяющим совместное тепловое действие массы кокиля и массы отливки. Согласно полученной формуле она может рассматриваться как приведенная толщина отливки, соответствующая условию охлаждения отливки в кокиле с толщиной стенки в 1 мм.

Отметим, что сопоставление результатов литья клиновидных образцов с пластинчатыми не дает расхождений и, таким образом, найденную зависимость практически можно распространить на любые отливки с плоскими стенками толщиной до 30 мм.



Фиг. 8. Глубины отбеленного слоя по данным фиг. 6 в системе координат  $\delta_0$  и  $\delta_k^{2/3}$ .

распространить на любые отливки с плоскими стенками толщиной до 30 мм.

#### Период доэвтектоидного охлаждения отливки

Для определения зависимости между параметром  $L$  и продолжительностью охлаждения отливки до температуры 720° (близкой к критической), в табл. 1 собраны данные ряда опытов, проведенных с пластинчатыми образцами. При выполнении этих опытов применялись комбинированные вертикальные формы, изготовленные аналогично рассмотренным ранее (фиг. 5). Стенки формы были сделаны из стержневого состава и всюду имели одинаковую толщину (40 мм). Передняя стенка

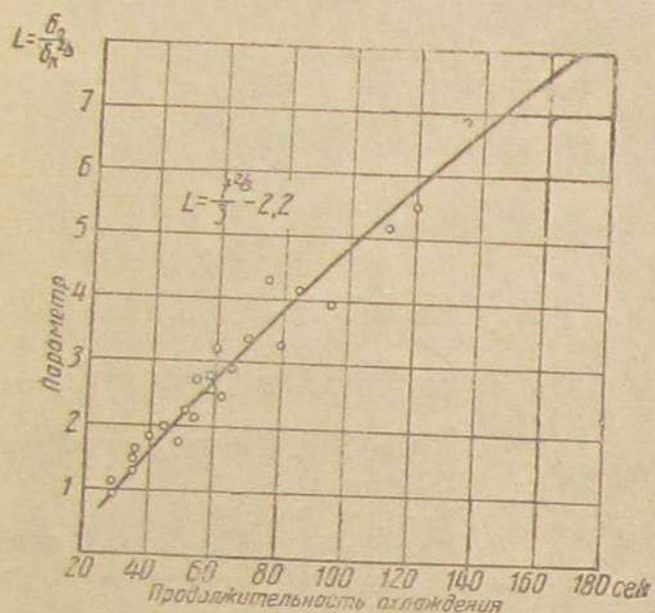
Таблица 1

#### Результаты опытов с пластинчатыми образцами

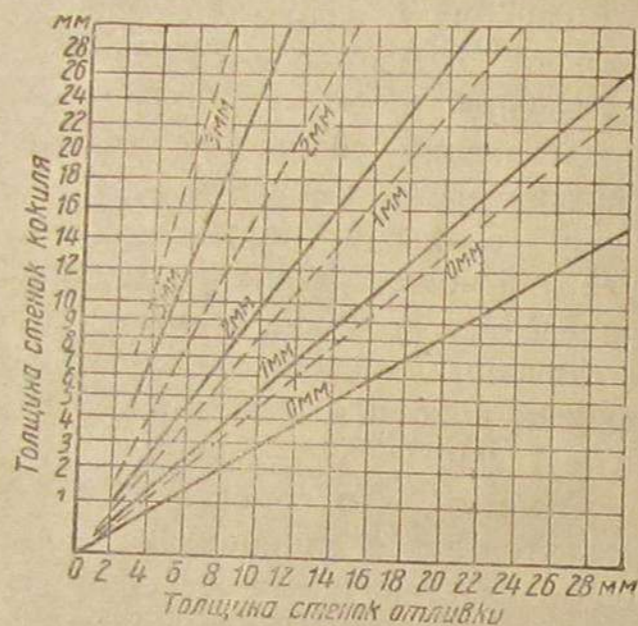
Толщина стенок отливки в мм	Продолжительность охлаждения отливки в интервале температур 1150 — 720°С в сек. при толщине стенок кокиля в мм				
	5	10	15	20	25
8	55	50	35	28	29
12	84	65	45	35	35
16	120	70	61	52	40
20	135	75	80	59	51
24	175	110	95	60	59

выполнялась в виде чугунной плитки и заменяла кокиль. Толщина ее была различна и находилась в пределах 8—24 мм. В подобных формах отливались пластинчатые образцы размером 250 × 250 мм, толщиной 5—25 мм.

Состав металла и условия заливки оставались такими же, как и в предыдущих опытах. Для наблюдения за изменениями температуры отливки при охлаждении ее в форме служила платино-платинородиевая термопара. Термопара вставлялась через отверстие, просверленное в середине металлической стенки, и изолировалась от нее тонкой асбесто-



Фиг. 9. Продолжительность охлаждения отливки в необлицованном кокиле.



Фиг. 10. Линии глубины отбела клиновидного образца при литье в кокиль: необлицованный (сплошные линии) и облицованный угольно-масляной пастой (пунктирные линии).

вой оболочкой. Конец термопары был оголен и, выдаваясь внутрь формы, заваривался при заливке жидким чугуном.

Отсчет температур осуществлялся при помощи прецизионного гальванометра.

Если результаты, приведенные в табл. 1, выразить графически в координатах  $L$  и  $t$ , то можно заметить (фиг. 9), что расположение точек близко совпадает с направлением кривой, которая выражается уравнением

$$\alpha L = \frac{t^{2/3}}{3} - 2,2. \quad (2)$$

Коэффициент  $\alpha$ , как следует из дальнейшего, зависит от теплофизических свойств материала формы и ее покрытия.

В рассматриваемом случае, т. е. при литье в холодный необлицованный чугунный кокиль, коэффициент  $\alpha$  принимается равным единице ( $\alpha = 1$ ).

#### Облицовка кокиля

На процесс охлаждения, а следовательно на величину  $\alpha L$ , оказывает заметное влияние теплоизоляционное покрытие кокиля. На фиг. 10 пунктиром нанесены линии глубины отбела для клиновидной отливки,

полученной с применением угольно-масляной облицовки кокиля; сплошными линиями указано положение тех же линий для отливки, полученной в необлицованном кокиле. В обоих случаях все условия заливки (кроме состава чугуна) сохранялись одинаковыми с предыдущими опытами. Чугун имел следующий состав: 3,50% С; 2,36% Si; 0,90% Mn; 0,33% P; 0,06% S (плавка серии В).

На диаграмме фиг. 10 видно, что при отсутствии у кокиля облицовки соответствующие этому линии занимают нижние положения. Если рабочая поверхность кокиля покрыта теплоизоляционной массой и охлаждение отливки протекает с пониженной скоростью, то изотермы на диаграмме принимают новое положение, смещаясь от первоначального на некоторый угол влево. Нетрудно видеть, что изменение этого угла и определяет величину  $\alpha$ , приведенную в формуле (2).

Влияние облицовки на процесс охлаждения и кристаллизацию чугуна отливки неустойчиво. Действие облицовки, а вместе с этим и величина  $\alpha$ , зависит от многих факторов. Главнейшими из них являются: толщина облицовочного слоя, род материала покрытия, прочность и связанность его частиц с металлической поверхностью формы.

Решающее влияние на результаты имеет устойчивость облицовочного слоя при высоком нагреве кокиля. Специально проводившимися исследованиями [5] установлено, что при начальной температуре кокиля, превышающей 350°, в материале облицовки возникают и быстро развиваются явления, резко ослабляющие ее прочность и понижающие действие тепловой изоляции.

Так, например, облицовка с минеральной основой (кварцит, магнетит, глинозем) обычно отслаивается в местах сильного или резкого перегрева. Отслаивание приводит к образованию в отливке местных переохлаждений и часто вызывает местный отбел поверхности. Данное явление, как показывают многие испытания, усиливается при увеличении толщины облицовочного слоя.

В литейной практике толщину облицовки обычно применяют около 0,5 мм. Но и при этом скорость охлаждения отливки и зависящий от нее процесс образования структуры не остаются при одинаковых отливках постоянными [6]. В некоторых случаях колебания скорости охлаждения достигают 30% и более. Если в состав облицовки входят масляные вещества (олифа, стержневые крепители), то они хотя и придают облицовке эластичность, предохраняя ее от растрескиваний и отслаивания, но вследствие склонности к выгоранию, требуют более частого возобновления и не дают достаточно устойчивых результатов.

Наиболее благоприятные результаты получаются при использовании комплексных облицовок, в состав которых входят вещества с наиболее низким коэффициентом теплопроводности, обладающие свойством спекаться и вместе с тем создавать в момент заливки кроме твердой, также газовую теплоизоляцию кокиля. В качестве подобных облицовочных материалов могут служить саже-масляные или некоторые маршалитовые составы с древесно-угольным припылом, для которых и установлено значение коэффициента  $\alpha = 1,42$  в формуле (2).

При рассмотрении значения этого коэффициента следует учитывать не только теплоизоляционные свойства материала облицовки, но и его

модифицирующее действие на залитый чугун. На диаграмме (фиг. 10) сдвиг линий равной глубины отбела влево выражает совместное влияние этих двух факторов

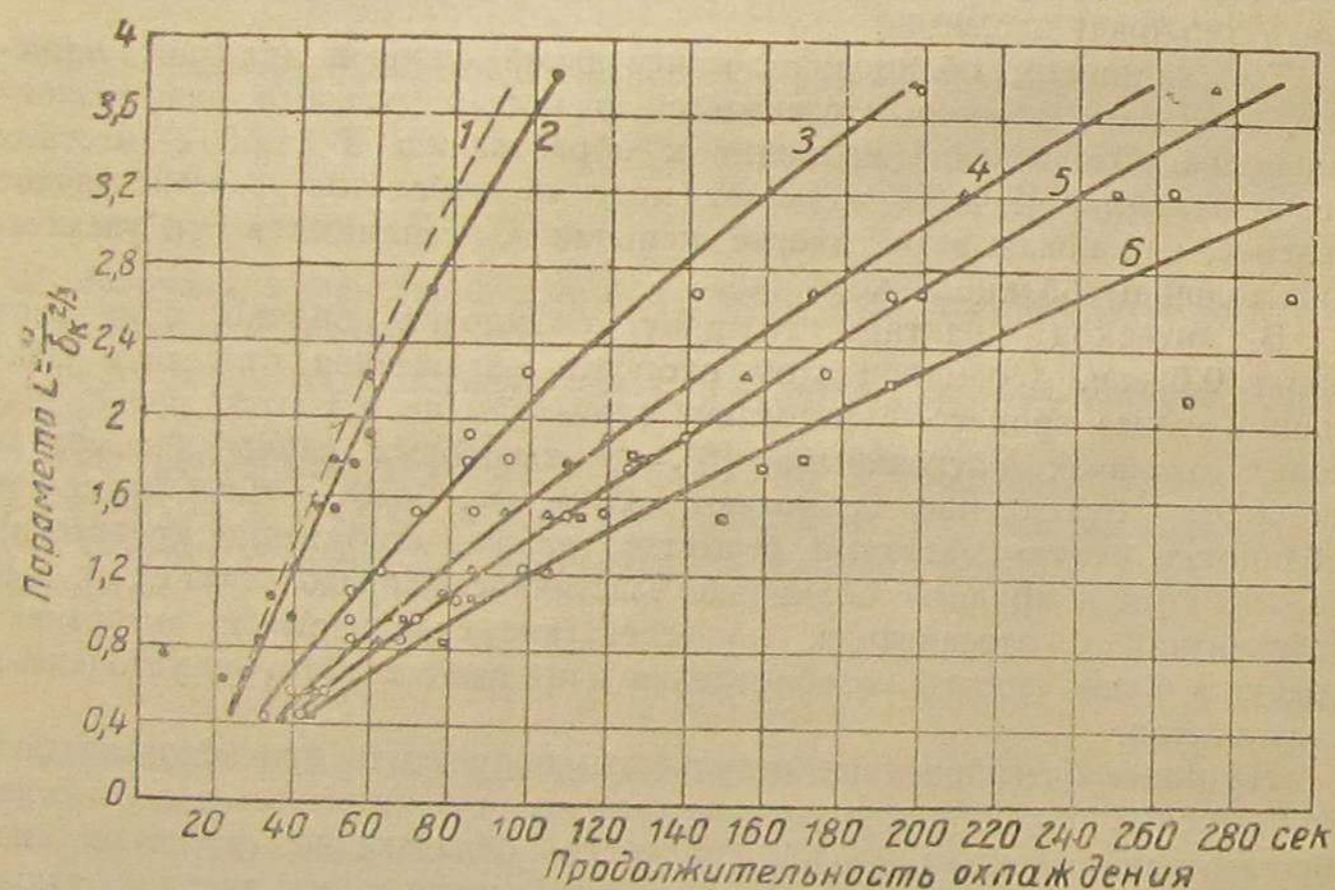
Таким образом коэффициент  $\alpha$ , найденный экспериментальным путем из диаграммы (фиг. 8 и 10), следует считать показателем, учитывающим одновременно как тепловые, так и модифицирующие свойства облицовки.

Его величина в основном все же определяет способность материала кокиля и покрытия задерживать тепло в отливке. В соответствии с этим величину  $\alpha$  правильно будет рассматривать как коэффициент теплоотдачи отливки.

Наибольшее значение имеет кривая (фиг. 8 и 10), соответствующая глубине отбела, равной нулю. Эта кривая характеризует условия появления отбела на поверхности отливки. Дальнейшее рассмотрение относится к выявлению закономерностей ее расположения в зависимости от технологических факторов: температуры нагрева кокиля, продолжительности выдержки отливки в кокиле, конфигурации отливки, химического состава чугуна, метода плавки и способа обработки его в жидком состоянии.

### Температура нагрева кокиля

Большое влияние на скорость охлаждения отливки оказывает предварительный нагрев кокиля. Тепловое действие кокиля проявляется двояко. С повышением нагрева до определенного предела разность тем-



Фиг. 11. Продолжительность охлаждения отливки при разной температуре облицованного кокиля:

1 — при температуре кокиля 0°; 2 — то же 25°; 3 — то же 150°; 4 — то же 300°; 5 — то же 450°; 6 — то же 600°.

ператур между отливкой и стенками кокиля, а следовательно и скорость охлаждения отливки, уменьшается. Последнее способствует образованию

стабильной структуры чугуна и получению отливок без отбела. При особо высоком нагреве кокиля, как указывалось выше, возникают однако, явления, неблагоприятно отражающиеся на стойкости облицовки. В этом случае теплоизоляционное действие облицовки снижается, а скорость охлаждения отливки резко и неравномерно возрастает. В результате возникают условия, способствующие образованию в чугуне неоднородной структуры и местного отбела. Данное явление хорошо иллюстрируется диаграммой (фиг. 11), устанавливающей зависимость продолжительности охлаждения отливки  $t$  от температуры нагрева кокиля при разном значении параметра  $L$ . Закономерность в расположении изотермических точек ясно вытекает из рассмотрения всех кривых, кроме крайних (5 и особенно 6), относящихся к более высоким температурам кокиля. В этом последнем случае точки на диаграмме рассеяны, и закономерность их расположения выражена нечетко. Данное обстоятельство свидетельствует о нарушениях процесса теплоотдачи отливки, происходящих при высоком прогреве кокиля и возникающих под влиянием случайных причин, связанных с неустойчивым состоянием облицовки.

При рассмотрении диаграммы в пределах первых пяти кривых видим, что:

1) с повышением температуры нагрева кокиля изотермы, смещаясь вправо, закономерно между собой сближаются. Таким образом с увеличением нагрева кокиля продолжительность охлаждения отливки возрастает, а интенсивность теплового действия кокиля понижается;

2) относительное изменение ординат, т. е. факторов, учитываемых величиной  $\alpha L$ , на всем протяжении изотерм остается постоянным. Следовательно, для всех температурных состояний кокиля действует общий закон, выраженный уравнением (2).

Все это дает возможность, получив из диаграммы (фиг. 11) значения переменных  $t$  и  $L$  и подставив их в уравнение (2), определить соответствующие значения для  $\alpha$ .

В табл. 2 приводятся результаты подобных расчетов.

Таблица 2

### Значения коэффициента $\alpha$

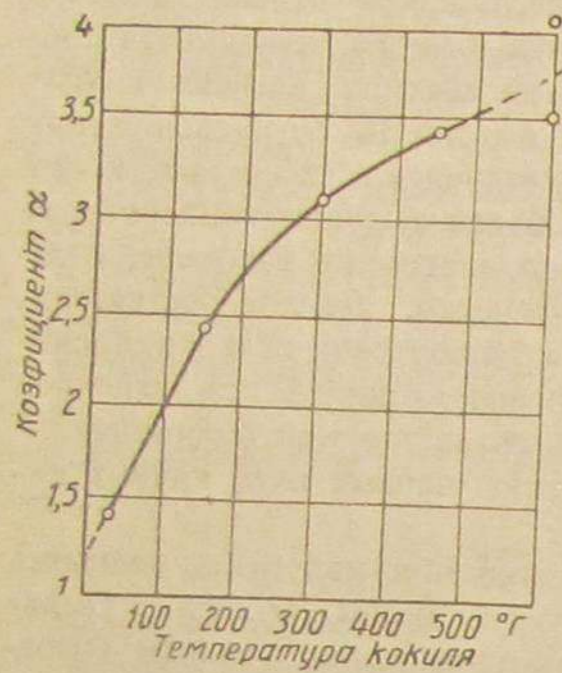
Температура кокиля в °C	Параметр $L$						Среднее значение $\alpha$
	3,2		2		1,2		
	$t$	$\alpha$	$t$	$\alpha$	$t$	$\alpha$	
25	90	1,40	60	1,44	40	1,42	1,42
150	160	2,39	95	2,36	60	2,43	2,39
300	215	3,06	130	3,19	78	3,25	3,19
450	240	3,33	146	3,50	86	3,56	3,46
600	300	3,97	173	4,06	100	4,15	4,06



На фиг. 12 изображена зависимость между замеренной температурой кокиля и исчисленными значениями коэффициента  $\alpha$ . Пользуясь этой кривой, можно определить, что для кокиля, облицованного и прогретого, например, до температуры  $300^\circ$ ,  $\alpha=3,2$ .

С достаточным приближением можно также принять, что изменение коэффициента  $\alpha$  в интервале температур  $20-200^\circ$  происходит по линейной зависимости

$$\alpha = 1,22 + 0,008 t. \quad (3)$$



Фиг. 12. Кривая зависимости коэффициента  $\alpha$  от температуры кокиля.

### Продолжительность выдержки отливки в кокиле

На процесс охлаждения и кристаллизацию чугуна отливок оказывает влияние продолжительность выдержки отливок в кокиле.

Если отливка, находясь в кокиле, охлаждается до температуры эвтектоидного превращения, то вследствие интенсивного теплообмена, который совершается в течение всего периода кристаллизации, отливка подвергается переохлаждению, и в поверхностных слоях ее образуется отбеленная (цементитная) структура. При удалении же

отливок из кокиля вскоре после затвердевания и при дальнейшем охлаждении их на воздухе (особенно в бункере) скорость охлаждения благодаря меньшей теплопроводности воздуха сильно уменьшается. При этом создаются условия, способствующие разложению в чугуне первичного цементита и получению отливок без отбела.

Для уменьшения количества цементита весьма важно, чтобы период пребывания отливки в кокиле был минимальным. Момент удаления ее из кокиля обуславливается прочностью отливки в горячем состоянии и скоростью выбивки ее из формы. Практически температура отливок, при которой производится выбивка их из формы, обычно находится в пределах  $900-850^\circ$ . Для получения в данных условиях надлежащей структуры (без включений свободного цементита) необходимо, чтобы при дальнейшем пребывании отливок на воздухе общая продолжительность доэвтектоидного охлаждения была достаточно большой. На продолжительность доэвтектоидного охлаждения, как установлено ранее, оказывает влияние толщина стенок отливки и стенок кокиля. Чтобы определить влияние этих толщин на отливку в условиях укороченной выдержки в кокиле, производились опыты с плоскими образцами. Методика исследования сохранялась, как и в предыдущем случае. При экспериментах применялся чугун среднего состава:  $3,32\%$  С;  $2,75\%$  Si,  $0,65\%$  Mn;  $0,39\%$  P;  $0,11\%$  S (плавка серии С).

В результате проведенных испытаний получен ряд температурных кривых, помещенных на фиг. 2 и 3. Сплошными линиями здесь нанесены изменения температур отливок, полностью охлажденных в кокиле;

пунктирными линиями — отливок, охлажденных в кокиле до  $850^\circ$  и далее на воздухе (в бункере).

Рассмотрение температурных кривых дает возможность выявить следующие особенности обоих изучаемых тепловых режимов. При сокращении времени пребывания отливок в кокиле общая продолжительность охлаждения до температуры  $720^\circ$  для всех отливок неизменно увеличивается. Это увеличение находится в прямой зависимости от толщины стенок кокиля (фиг. 3). Чем больше эта толщина, тем заметнее взаимное расхождение температурных кривых (пунктирной и сплошной) и тем, следовательно, значительнее увеличение периода доэвтектоидного охлаждения. При относительно малой толщине стенки кокиля (например, для кокиля —  $5$  мм и отливки —  $10$  мм) температурные кривые, наоборот, весьма близки между собой и разница продолжительности охлаждения отливки в кокиле и на воздухе очень мала. В табл. 3 приведены

Таблица 3

### Продолжительность охлаждения отливок при различных условиях

Толщина стенок кокиля в мм	Толщина стенок отливки в мм					
	5		10		20	
	Полное охлаждение в кокиле	Охлаждение с $850^\circ$ на воздухе	Полное охлаждение в кокиле	Охлаждение с $850^\circ$ на воздухе	Полное охлаждение в кокиле	Охлаждение с $850^\circ$ на воздухе
5	54	55	99	103	222	230
10	39	40	64	70	123	140
15	32	34	50	58	92	108
20	29	31	43	52	74	90
25	27	30	38	46	68	82

данные, найденные экспериментальным путем для разных толщин стенок кокиля и отливки.

В табл. 4 помещены значения коэффициента теплоторможения  $\alpha$ , подсчитанные по формуле (2), позволяющие определить влияние сокращенной выдержки отливки в кокиле на процесс охлаждения.

Таблица 4

### Значение коэффициента теплоторможения

Толщина стенок кокиля в мм	Толщина стенок отливки в мм					
	5		10		20	
	Полное охлаждение в кокиле	Охлаждение с $850^\circ$ на воздухе	Полное охлаждение в кокиле	Охлаждение с $850^\circ$ на воздухе	Полное охлаждение в кокиле	Охлаждение с $850^\circ$ на воздухе
5	1,49	1,54	1,43	1,50	1,46	1,40
10	1,51	1,66	1,45	1,60	1,41	1,58
15	1,38	1,58	1,41	1,70	1,39	1,62
20	1,38	1,62	1,40	1,79	1,38	1,68
25	1,38	1,60	1,35	1,76	1,43	1,53
Среднее значение	1,43	—	1,41	—	1,41	—

Как видно из таблицы, во всех случаях при полном охлаждении отливок в кокиле коэффициенты теплоторможения получают значения, близкие к найденному ранее ( $\alpha = 1,42$ ). Иные результаты наблюдаются при определении значений  $\alpha$  для отливок, охлаждающихся на воздухе (в бункере). Величины, определяющие коэффициент теплоторможения, в этом случае имеют значительные колебания и не выявляют четкой закономерности. Это объясняется непостоянством теплового режима для разных отливок в момент выливки, и особенно в период их охлаждения в бункере.

На основе данных табл. 4 можно сделать вывод, что при укороченной выдержке отливок в кокиле коэффициент теплоторможения в большей степени зависит от толщины стенок кокиля и возрастает при ее увеличении. При толщине стенки кокиля менее 5 мм коэффициент  $\alpha$  близок к 1,45, т. е. приближается к значению, отвечающему условию полного охлаждения отливки в кокиле. При толщине стенки кокиля 20—25 мм коэффициент теплоторможения превышает указанную величину на 15—25%. В дальнейшем это соотношение и принято при выборе технологических параметров.

#### Влияние конфигурации отливки на процесс ее охлаждения

Клиновидные и ступенчатые образцы, при помощи которых были получены приведенные выше данные, по своей форме, а следовательно и по условиям охлаждения, отличаются от обычных фасонных отливок с криволинейными стенками. Чтобы установить влияние кривизны стенок на процесс охлаждения, проводились опыты с кокильной отливкой трубчатых образцов. При этих опытах, подобно предыдущим, после заливки замерялись в разное время температуры средней части поверхностного слоя каждого образца. На основе этого определялась продолжительность

Таблица 5

#### Продолжительность охлаждения отливки до 720° при литье в кокиль

Образец	Толщина стенок отливки в мм	Толщина стенок кокиля в мм				
		5	10	15	20	25
Продолжительность охлаждения отливки в сек.						
Трубчатый 100 мм	8	55	40	33	30	28
	12	75	50	40	32	32
	16	100	60	48	40	36
	20	116	69	53	45	40
	24	149	85	66	55	50
Пластинчатый	8	58	45	35	30	29
	12	84	55	45	40	35
	16	120	70	61	52	40
	20	145	90	70	59	51
	24	175	110	85	70	59

охлаждения отливки до температуры 720° и изучалось влияние условий охлаждения на структуру чугуна. При отливке применялся чугун, близкий

по составу к указанному выше (плавка серии А). Для сопоставления результатов одновременно с трубчатыми образцами отливались также плоские пластинчатые образцы. Испытания велись с образцами толщиной в 8, 12, 16, 20 и 24 мм.

При отливке трубчатых образцов применялись цилиндрические ступенчатые кокили диаметром 100 и 200 мм; при отливке плоских образцов применялись индивидуальные кокили с соответствующей толщиной стенок (5, 10, 15, 20 и 25 мм).

В табл. 5 и 6 приведены результаты, полученные при литье в непрогретый и необлицованный кокиль диаметром 100 мм.

Таблица 6

#### Глубина отбела в местах измерения температур

Пластинчатый образец мм	Глубина отбела в мм				
	Толщина стенок кокиля в мм				
	5	10	15	20	25
8	1,5	2,1	2,6	2,8	3
12	0	1,2	2	2,3	2,6
16	0	1	1,5	1,9	2,1
20	0	0	1	1,5	1,8
24	0	0	0,5	1	1,5

Глубины отбеленного слоя в пластинчатых образцах при выполнении данных экспериментов близки по величине отбеленному слою в клиновидных образцах, полученных отливкой в координатной форме (фиг. 5). Идентичность результатов изучения тех и других образцов подтверждает правильность принятого метода для определения влияния условий охлаждения на структуру чугуна.

Опыты с образцами трубчатой формы показывают, что скорость их охлаждения выше пластинчатых, а также, что при уменьшении радиуса закругления наружной поверхности отливки интенсивность охлаждения увеличивается и получение в чугуне метастабильной структуры ускоряется. Это явление связано с условиями теплообмена, происходящего между отливкой и кокилем, и зависит от соотношения их масс.

Если объем отливки, а также объем кокиля в исследуемой части отнести каждый к поверхности их соприкосновения, то полученные величины могут рассматриваться как приведенные толщины соответственно отливки и кокиля. При этом выводы, касающиеся плоских образцов, могут быть целиком отнесены также к отливкам любого другого вида.

Указанное правило вытекает из теоретических и экспериментальных данных Н. Г. Гиршовича [7], а также Болтона [8] и подтверждается приведенными выше результатами испытаний.

#### Температура чугуна при заливке

Одним из основных условий, обеспечивающих надлежащее качество отливки, является температура жидкого чугуна [9]. При выборе оптимальной температуры заливки необходимо иметь в виду два рода явле-

ний, происходящих в металле в момент заполнения формы и в последующий период, при кристаллизации.

Чрезмерно горячий чугун, вступая в реакцию с окружающей средой и материалом покрытия кокиля, способствует при застывании образованию на поверхности отливки раковин, местного отбела и рыхлот. Эти явления бывают особенно заметны в толстых частях отливок, а также вблизи перегретых мест кокиля, примыкающих обычно к литнику [5]. Исходя из этого, температуру заливки с увеличением толщины изделия следует понижать. Однако чугун, имеющий слишком низкую температуру вследствие пониженного теплосодержания, недостаточного для разогревания стенок кокиля, при заливке быстро охлаждается и теряет жидкотекучесть. В результате возникает опасность незаполнения формы и появления в отливке, особенно в тонких сечениях, складок и неоднородной структуры.

В обоих случаях критерием, определяющим выбор температуры чугуна, является толщина отливки.

На основании имеющихся экспериментальных и практических данных [4, 10] нижний предел температуры заливки можно выразить формулой:

$$T_{\min} = 1360 - 4 \delta_0, \quad (4)$$

где  $\delta_0$  — толщина стенки отливки в мм;

4 — постоянный множитель перед  $\delta_0$ , учитывающий теплосодержание жидкого чугуна.

Верхний предел температуры жидкого чугуна при заливке находится на  $50^\circ$  выше нижнего, определяемого формулой.

Исчисленные значения температур являются ориентировочными, пригодными для применения при отливке из ваграночного чугуна небольших полых деталей (типа автотракторных).

В зависимости от состава чугуна и способа плавки, а также от размера и устройства формы, оптимальные значения температур могут несколько отличаться от расчетных и должны быть уточнены экспериментально.

### Химический состав чугуна

Большое влияние на структуру оказывает химический состав чугуна. Действие главных элементов в нем (углерода и кремния) определяется имеющимися структурными диаграммами Н. Г. Гиршовича, Грейнера-Клингштейна, Н. П. Дубинина и др.

В этих диаграммах влияние химического состава установлено применительно к определенным внешним условиям, изменяющимся только с изменением толщины отливки. В диаграммах не учитываются переменные факторы, зависящие от массы формы, от свойств и теплофизического ее состояния. В связи с этим, а также в соответствии с поставленной ранее задачей, указанные диаграммы должны быть уточнены и расширены некоторыми дополнительными данными.

В диаграмме Грейнера-Клингштейна, относящейся к литью в песчаные формы, а также в диаграмме Дубинина, построенной применительно к кокильному литью, влияния углерода и кремния для всех случаев приняты равнозначными. Указанное допущение справедливо только для чугунов перлитной структуры [7]. Так как в настоящей работе произ-

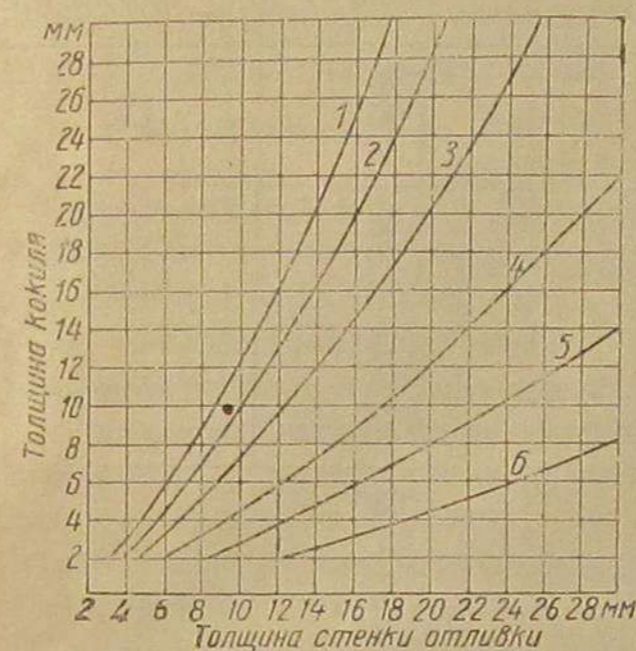
водилось изучение условий получения именно перлитной структуры то в дальнейшем содержание углерода и кремния по аналогии с указанными диаграммами рассматривается в суммарном выражении.

Для уточнения условий получения при кокильном литье неотбеленного чугуна необходимо установить на структурной диаграмме нижнюю

границу перлитной области. Для нахождения функциональной зависимости величин, определяющих положение этой границы, проводились опыты литья клиновидных образцов при содержании в ваграночном чугуне в сумме углерода и кремния 5,4—6,8%. При исследовании применялась, как и ранее, полуметаллическая координатная форма. В результате были получены изотермы, изображенные на фиг. 13.

В данном случае заливка металла производилась в необлицованную форму. Для заливки служил чугун, химический состав которого приведен в табл. 7.

Полученные экспериментально изотермы (фиг. 13) позволили рассчитать для каждого образца значения параметра  $L$ , приведенные в табл. 8.



Фиг. 13. Кривые глубины отбеленного слоя на поверхности клиновидного образца при разном составе чугуна:

1, 2, 3, 4, 5, 6 — номера образцов (табл. 7).

При сопоставлении данных, собранных в табл. 7 и 8, выявляется связь между различными  $L$  и соответствующими значениями  $\sum(C + Si)$ .

Таблица 7

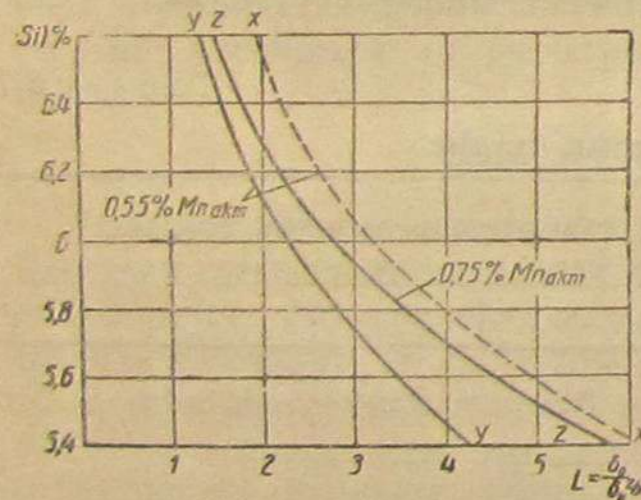
### Химический состав чугуна

Серия плавков	№ образца	Химический состав в %					
		C+Si	C	Si	Mn	P	S
D	1	6,80	3,51	3,29	0,71	0,26	0,10
E	2	6,58	3,60	2,94	0,65	0,29	0,09
	3	6,18	3,26	2,92	0,69	0,31	0,08
F	4	5,85	3,45	2,40	0,70	0,24	0,09
	5	5,65	3,29	2,36	0,63	0,33	0,08
G	6	5,46	3,48	1,98	0,58	0,25	0,06

Значения параметра  $L$ 

№ образца	Толщина стенки в мм		Параметр $L$	
	отливки	кокиля	для отдельного сечения	среднее для образца
1	5	4	2,00	1,93
	10	12	1,90	
	16	25	1,88	
2	6	4,5	2,33	2,23
	14	16	2,20	
	20	28	2,18	
3	8	5	2,75	2,69
	16	15	2,63	
	23	25	2,70	
4	11	5	3,80	3,76
	16	9	3,72	
	26	18	3,80	
5	14	5	4,82	5,02
	20	8	5,00	
	26	11	5,25	
6	19	4	7,60	7,48
	24	6	7,30	
	30	8	7,50	

На диаграмме (фиг. 14) эта связь выражена графически в виде пунктирной кривой ( $x-x$ ). Кривую можно рассматривать как границу, отделяющую на диаграмме область серого чугуна (справа) от области отбеленного чугуна (слева).



Фиг. 14. Цементито-перлитная граница при применении кокиля с облицовкой (пунктир) и без облицовки (сплошные линии).

Благодаря теплоизоляции, создаваемой облицовкой кокиля, скорость охлаждения отливки уменьшается и графитизация чугуна (область серой структуры) увеличивается.

Эта кривая имеет такую же параболическую форму, как и кривая ( $x-x$ ). Обе кривые определяют для разных условий охлаждения отливки положение границы областей существования перлитной и це-

ментитной структур. На большей части своей длины (между горизонталями 5, 4 и 6, 4) они достаточно близко удовлетворяют условию.

$$\sum(C + Si) = 6,4 - 0,4(\alpha L - 2,1)^{0,6}. \quad (5)$$

Этим соотношением устанавливается для неотбеленного чугуна нижний предел значения суммы  $\sum(C + Si)$  в процентах. Он зависит от величины параметра  $L = \frac{\delta_0}{\delta_k}$ , т. е. от толщины стенок отливки и кокиля.

Входящий в формулу (5) коэффициент  $\alpha$  учитывает теплофизические свойства материала кокиля и его покрытий. Согласно прежним определениям, подтвержденным также диаграммой (фиг. 14), в формуле для литья в необлицованный кокиль ( $x-x$ ) коэффициент  $\alpha=1$ , и для литья с применением облицованного кокиля ( $y-y$ )  $\alpha=1,42$ .

Настоящее исследование касалось также чугунов других составов, отличавшихся кроме углерода и кремния различным содержанием марганца и серы. Как известно, оба эти элемента, каждый в отдельности, сильно задерживают графитизацию. Марганец, способствуя карбидообразованию, теряет, однако, это свойство, если в чугуне имеется в неуравновешенном состоянии сера. При соединении их образуется  $MnS$ , в результате чего некоторая часть марганца и серы нейтрализуется. Остающаяся после реакции часть марганца ( $Mn-1,7 S$ ) составляет активный марганец и действует уже непосредственно на чугун.

В проводившихся опытах содержание активного марганца составляло 0,45—0,55%. Эта величина является критической, и дальнейшее повышение содержания марганца вызывает увеличение отбела в отливке [11].

Чтобы уточнить влияние более высокого содержания марганца, были проведены по той же методике дополнительные опыты. На основе большого числа испытаний определены необходимые данные и построена на той же диаграмме граничная кривая ( $z-z$ ) областей перлитной и цементитной структуры для ваграночного чугуна, содержащего ( $Mn-1,7 S$ ) до 0,75%.

Точки, по которым наметилась эта кривая, дали бóльший разброс, чем точки, по которым строились остальные кривые. Следовательно, при пониженных количествах серы и повышенном содержании марганца действие последнего неустойчиво и обуславливается наличием находящихся в чугуне других компонентов (кислорода, водорода и др.). Кривая ( $z-z$ ) построена по крайним наиболее часто повторяющимся точкам. Как видно, эта кривая, отходя от линии ( $y-y$ ) вправо, расширяет область отбеленного чугуна, и тем сильнее, чем ниже в чугуне содержание углерода и кремния.

Последнее указывает на то, что интенсивность действия активного марганца находится в обратной зависимости от  $\sum(C + Si)$ . Из сопоставления ординат кривых ( $y-y$ ) и ( $z-z$ ) выясняется, что увеличение содержания активного марганца свыше критического на 0,1% эквивалентно уменьшению содержания углерода и кремния на величину

$$\Delta_{Mn} = 0,24 - 0,024 \sum(C + Si). \quad (6)$$

Практически можно считать, что при содержании в чугуне углерода и кремния в сумме более 6% каждый процент содержания активного марганца, превышающий 0,55%, компенсируется 0,8%  $\sum(C + Si)$ . При меньших содержаниях углерода и кремния избыточному марганцу должна соответствовать добавка равного ему количества  $\sum(C + Si)$ .

Хром, встречающийся при кокильном литье как случайная примесь, оказывает на структуру чугуна сильное действие, задерживая, подобно марганцу, графитизацию; никель смягчает это действие. При наличии в чугуне хрома и никеля  $\sum(C + Si)$  должна быть увеличена [11] на величину, определяемую формулой

$$\Delta_{Cr} = 5 \left( Cr - \frac{Ni}{3} \right). \quad (7)$$

Отсюда видно, что действие хрома в пять раз сильнее действия марганца. Поэтому, чтобы избежать опасности отбела не следует допускать содержания хрома в чугуне более 0,10%.

### Применение чугуна электрической плавки

На свойства чугуна, кроме химического состава и режима охлаждения, оказывает большое влияние также способ плавки. При плавке в вагранке чугун поглощает значительное количество газов и насыщается ими. Кислород и водород в растворенном состоянии особенно активны и в сильной степени понижают графитизацию чугуна. Действуя непосредственно на металлическую массу, они одновременно стабилизируют действие серы. Поэтому в ваграночном чугуне, содержащем даже большее количество марганца, сера нейтрализуется не полностью. При плавке в электрической печи процесс развивается без поглощения вредных примесей, и металл, сохраняясь более чистым, обладает лучшими физическими и литейными свойствами.

Чтобы уточнить влияние способа плавки на графитизацию кокильного литья, опыты с применением координатной формы были расширены и распространены на чугуны различных марок, химический состав которых приведен в табл. 9.

Таблица 9

### Химический состав чугуна

Серии плавки	Химический состав в %				
	C	Si	Mn	P	S
1-Э	3,40	2,10	0,56	0,26	0,05
2-Э	3,25	2,41	0,61	0,28	0,04
3-Э	3,23	2,06	0,61	0,29	0,05
4-ЭД	3,14	1,55	0,89	0,24	0,06
5-Э	3,10	2,40	0,75	0,26	0,05
6-Э	3,09	1,56	0,78	0,23	0,06
7-ЭД	3,01	2,28	0,90	0,28	0,06
8-Э	3,00	1,76	0,58	0,29	0,04
9-Э	2,98	2,13	0,61	0,30	0,04
10-Э	2,65	2,61	0,42	0,26	0,04
11-ЭД	2,65	2,20	0,51	0,28	0,04
12-Э	2,48	1,74	0,71	0,28	0,03

Плавки производились в кислых печах двух типов: высокочастотной индукционной (отливки серии Э) и дуговой (отливки серии ЭД). Основными материалами при шихтовке служили штыковой литейный чугун № 1 и сталь 10. В некоторых плавках (ЭД, 5Э и 10Э) в шихту добавляли ваграночный чугунный лом. В других случаях [4, 6 и 7] для увеличения количества марганца присаживался передельный чугун, содержащий 2% Mn.

При всех опытах металлические стенки формы (фиг. 5) перед заливкой окрашивались смесью сульфитного шелока и кварцевой муки. После просушивания окрашенные поверхности покрывались слоем сажи. В момент заливки стенки формы имели температуру окружающей среды (около 22°). Размеры формы и метод литья оставались идентичными с рассмотренными выше.

По замерам границы отбела на отлитых образцах вычислялись [в соответствии с формулой (1)] для каждого случая значения параметра  $L$ . Результаты подсчетов приведены в табл. 10.

Таблица 10

### Значение параметра $L$

Серии голинок	C + Si	Mn — 1,7 S	$L$
1-Э	5,50	0,46	2,90
2-Э	5,66	0,54	2,60
3-Э	5,29	0,53	3,10
4-ЭД	4,69	0,79	—
5-Э	5,50	0,66	4,80
6-ЭД	4,64	0,68	3,90
7-ЭД	5,29	0,80	3,60
8-Э	4,76	0,51	4,05
9-Э	5,11	0,54	3,31
10-Э	5,30	0,34	3,25
11-ЭД	4,85	0,44	3,80
12-Э	4,22	0,65	4,50

На фиг. 15 в координатах  $\sum(C + Si)$  и  $L$  нанесены точки согласно данным табл. 10. Там же для сравнения помещена кривая  $A$ , построенная применительно к ваграночному чугуну с содержанием активного марганца 0,55% (кривая  $y - y$  на фиг. 14).

Точки, относящиеся к нормальным электрическим плавкам чугуна с низким содержанием серы и растворенных газов, вполне закономерно располагаются по прямой, совпадающей на диаграмме с направлением, параллельным верхней части кривой ваграночного чугуна.

Прямая, определяемая этими точками, является граничной линией для чистого чугуна (пунктирная линия). Ее характер и расположение ясно указывают на простую линейную зависимость, существующую между графитизирующей способностью  $\sum(C + Si)$  и факторами охлаждения, выраженными параметром  $L$ . По аналогии с равенством (5) можно представить эту зависимость в виде

$$\sum(C + Si) = 7,8(1 - 0,1 L). \quad (8)$$

Приведенная формула остается справедливой для всякого чугуна, содержащего серы не более 0,05%, имеющего активный марганец в пре-

делах 0,30—0,55% и свободного от других карбидообразующих элементов. Подобным условиям удовлетворяет чугун, выплавляемый в тигельной или электрической дуговой печи, причем надо иметь в виду, что стенки тигля, оказывая модифицирующее действие на металл, сами отчасти способствуют улучшению чугуна. Графитизирующая способность чугуна, однако, сильно снижается, если режим плавки нарушается и зеркало металла во время плавки остается продолжительное время не защищенным от окисления.

Это подтверждается данными, полученными при исследовании плавок 5-Э и 4-ЭД, которые специально составлялись на шихте из окисленных кусков металлического лома и проводились без шлакового покрова. Вследствие насыщенности чугуна окислами точки, характеризующие на диаграмме положение цементито-графитной границы для этих плавок, расположились далеко вправо от пунктирной линии В (точка 4-ЭД — за пределами диаграммы).

Таким образом для чугуна, выплавленного в электрической печи и незагрязненного карбидообразующими примесями, граница отбела выражается прямой линией. При увеличении в чугуне количества серы, а также при насыщении его газами, граница отбела на структурной диаграмме перемещается вправо, меняя направление у точки, соответствующей концентрации  $\sum(C + Si) = 6\%$ .

При окислении чугуна и содержании в нем 0,10% S граница отбела совпадает с границей для ваграночного чугуна.

Следовательно, углерод и кремний нейтрализуют в чугуне действие серы и газов тем сильнее, чем больше содержание (C + Si) и чем ближе оно к критическому насыщению, равному 6%. При дальнейшем увеличении количества углерода и кремния степень графитизации растет пропорционально их сумме.

### Применение модифицированного чугуна

Исключительное значение по своему влиянию на структуру и свойства чугуна представляет модифицирование, т. е. обработка чугуна в жидком состоянии. Путем небольших присадок в жидкий чугун модификаторов (силикокальция, ферросилиция, алюминия и др.) в отливках достигается получение мелкозернистой однородной структуры, обеспечивающей изделиям весьма высокое качество. Модифицированный чугун сравнительно с серым обладает большей механической прочностью, а также имеет ряд технологических преимуществ. При модифицировании жидкотекучесть его увеличивается, и по заполнении формы чугун становится менее чувствительным к охлаждению. В связи с этим уменьшается склонность чугуна к отбелу и сильно снижается хрупкость в тонких сечениях отливок.

Последние два свойства имеют особо важное значение для кокильного литья. Поэтому в дальнейшем рассматривается влияние модифицирования на склонность к отбелу чугуна кокильных отливок. При изучении этого вопроса ставилась задача определения, по аналогии с предыдущими исследованиями, положения на структурной диаграмме цементито-графитной границы. В проводившихся до этого опытах чугун выплавлялся в тигельной высокочастотной печи. Модификатором служил

высокопроцентный ферросилиций (45% Si или 95% Si), который перед вводом в чугун раздроблялся и просеивался до зерен величиной 1—5 мм. В некоторых случаях применялся также комплексный модификатор, состоящий из ферросилиция (75% Si) и других веществ.

Присадка модификатора производилась непосредственно в печь за 2,5—3 мин. до выпуска металла. Для плавки использовался в основном тот же чугун, что и в предыдущих опытах. В связи с модифицированием состав чугуна подвергся некоторому изменению; конечный состав его приведен в табл. 11. Там же в скобках указаны номера плавок исходного чугуна, общего по характеристике с чугуном табл. 9.

Опытные образцы из модифицированного чугуна отливались в координатных полуметаллических формах (фиг. 5). По расположению на образцах границы отбела определялся для каждого случая параметр L; результаты исследования приведены в табл. 12.

Таблица 11

Химический состав модифицированного чугуна

Серия плавок	Химический состав в %				
	C	Si	Mn	P	S
1-М (2)	3,64	2,38	0,65	0,31	0,04
2-М (4)	3,28	1,68	0,80	0,24	0,08
3-М	3,14	3,58	0,55	0,28	0,04
4-М (6)	3,13	1,82	0,80	0,23	0,07
5-М (3)	3,10	2,90	0,61	0,31	0,05
6-М	3,05	3,11	0,50	0,28	0,05
7-М	3,05	3,13	0,75	0,25	0,05
8-М	3,08	2,56	0,75	0,25	0,05
9-М (8)	3,04	1,94	0,73	0,26	0,04
10-М (7)	3,01	2,48	0,90	0,29	0,07
11-М (9)	3,00	2,35	0,65	0,31	0,05
12-М	2,88	2,41	0,76	0,26	0,05
13-М	2,85	2,30	0,74	0,25	0,04
14-М (10)	2,76	2,76	0,44	0,30	0,04
15-М (12)	2,47	1,98	0,65	0,24	0,03

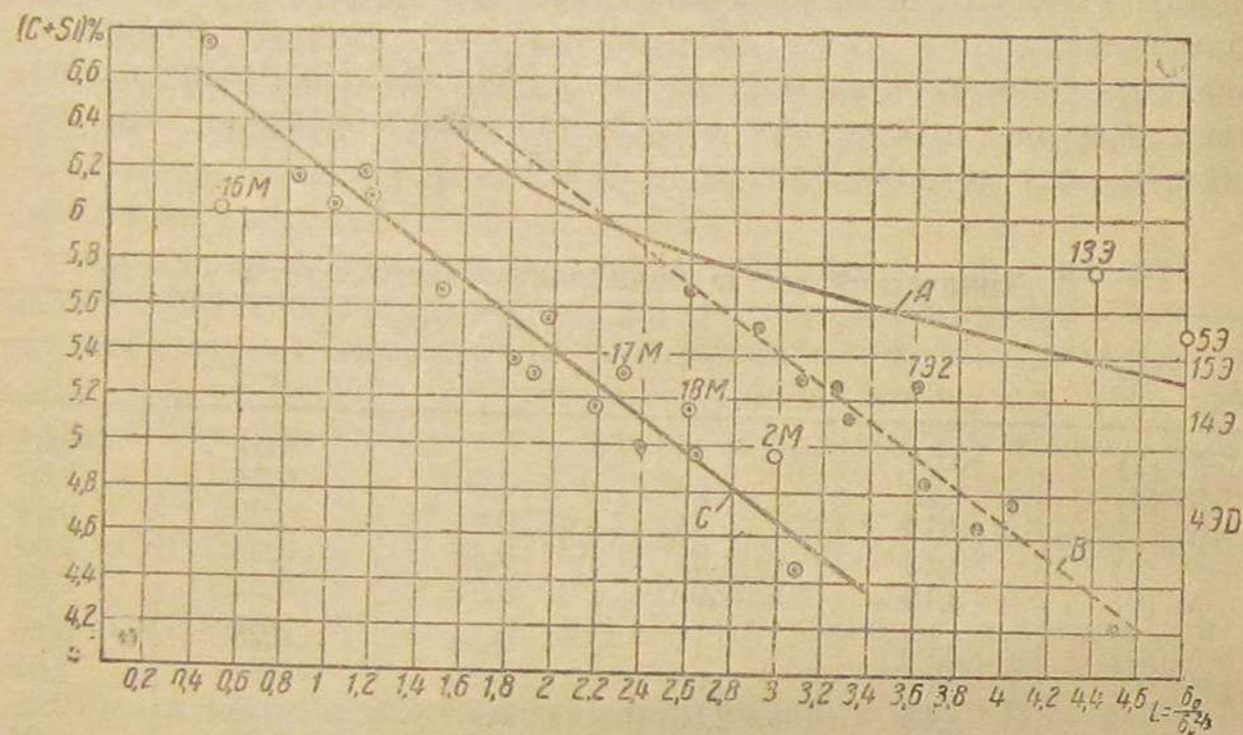
Таблица 12

Значения параметра L

Серии отливок	C + Si	Mn - 1,75	L
1-М (2)	6,02	0,58	1,00
2-М (4)	4,96	0,77	2,98
3-М	6,72	0,48	0,43
4-М (6)	4,95	0,68	2,63
5-М (3)	6,05	0,53	1,15
6-М	6,16	0,41	0,84
7-М	6,08	0,71	1,15
8-М	5,65	0,66	1,50
9-М (8)	4,98	0,66	2,39
10-М (7)	5,49	0,78	1,90
11-М (9)	5,35	0,56	1,82
12-М	5,29	0,66	1,90
13-М	5,15	0,66	2,20
14-М (10)	5,52	0,38	1,96
15-М (12)	4,45	0,59	3,09

На фиг. 15 нанесены точки, которые в соответствии с данными табл. 12 графически устанавливают зависимость между  $\sum(C+Si)$  и параметром  $L$ . Как и для обычного немодифицированного, но сравнительно чистого чугуна, эти точки располагаются на большом протяжении по прямой линии.

Линия  $C$ , представляющая собой граничную кривую отбела для модифицированного чугуна, сдвинута от линии  $B$  для обычного чугуна влево и, что особенно важно, параллельна ей. Подобное смещение структурной кривой  $C$  указывает на то, что при модифицировании



Фиг. 15. Структурная диаграмма:

$\delta_0$  — толщина стенки отливки;  $\delta_K$  — толщина стенки кокиля.

чувствительность чугуна к охлаждению, определяемая параметром  $L$ , при всех значениях  $\sum(C+Si)$  сокращается на одну и ту же величину  $\Delta L=1$ . Если сопоставить положение кривой  $B$  для обычного чугуна с кривой  $C$  для модифицированного чугуна, то можно заметить, что графитизация в обычном чугуне достигает тех же размеров, что и у модифицированного, если содержание  $\sum(C+Si)$  в расплаве возрастает на  $0,8\%$ . Можно сделать предположение, что при растворении модификатора последний не распределяется в массе чугуна равномерно, а, по аналогии с явлением, известным в стали как флюктуация, создает участки повышенной концентрации. В этих участках и возникают условия нейтрализации карбидообразующих примесей и, как следствие этого, образование в дальнейшем центров графитизации.

Однако эти условия в процессе модифицирования не остаются стабильными. Вследствие неравномерностей, вызванных в расплаве участками пересыщения модифицирующим элементом, возникает в жидком чугуне диффузия, в результате которой через определенный срок, концентрация модификатора во всей массе выравнивается, а графитизация чугуна уменьшается почти до прежнего состояния. Этим и объясняется явление, наблюдаемое при выдержке модифицированного чугуна в ковше, когда модификатор после известного времени теряет активность.

Указанные свойства чугуна и механизм действия модификатора, вытекающие из рассмотрения левой части структурной диаграммы (фиг. 15) полностью подтверждаются данными правой части той же диаграммы. Характерной здесь является область, относящаяся к чугунам с низким содержанием углерода и кремния. Кривые для чистого чугуна (средняя кривая на диаграмме) и для ваграночного чугуна, загрязненного газами и другими соединениями (правая кривая), имеют разные направления.

Угол между кривыми определяет степень снижения графитизации чугуна. Угол возрастает с увеличением количества загрязнений, активизирующихся при уменьшении в расплаве содержания углерода и кремния. Из расположения кривых следует, что при содержании суммы углерода и кремния ниже критической величины ( $6\%$ ) полная нейтрализация карбидообразующих примесей не достигается. В этом случае недостаток находящихся в расплаве графитизирующих компонентов служит причиной повышенной активности карбидообразующих примесей, в соответствии с чем нижний конец структурной кривой отходит от кривой  $B$ , в сторону к кривой  $A$ .

Недостаток графитизирующих элементов в расплаве, однако, может быть восполнен присадками модификатора, который способен благодаря местным пересыщениям состава к более активным действиям. Потому как показывают точки и кривые на нижней части диаграммы, присадка модификатора в расплав в 3—5 раз эффективнее простого повышения содержания графитизирующих элементов в чугуне.

Флюктуация состава в чугуне может быть усилена соответствующим подбором модификатора, выбранного строго применительно к составу исходного металла. Эффективность действия модификатора вследствие этого сильно повышается, графитизация чугуна значительно возрастает. Такое явление отчетливо заметно при рассмотрении на диаграмме точек, относящихся к некондиционному чугуну. Здесь видно, например, что точки  $133$  и  $143$  для подобного немодифицированного чугуна располагаются на крайнем правом поле диаграммы и указывают на чрезвычайно низкие свойства принятого в опыте исходного металла. Точки  $16M$  и  $17M$ , относящиеся к тому же чугуну, но подвергнутому обработке специально подобранным модификатором, наоборот, размещаются на поле диаграммы, характерном для чугунов высокого качества.

Наблюдаемое, таким образом, резкое изменение свойств указывает на возможность значительных улучшений отливки при модифицировании чугуна методом усиления флюктуации состава. При этом открываются пути превращения некоторых сортов непригодного для литья чугуна в материал весьма высокого качества. Последнее подтверждается рядом опытов, и, в частности, тем, что на структурной диаграмме (фиг. 15) точка  $153$ , относящаяся к подобному низкокачественному чугуну, размещается до модифицирования чугуна далеко справа (выходит за пределы диаграммы). Однако, как видно, достаточно небольшой присадки в жидкий чугун (всего около  $0,3\%$ ) комплексного модификатора соответствующего состава, чтобы свойства чугуна существенно изменились и улучшились. Точка  $18M$  на диаграмме, относящаяся к данному чугуну, расположившись в левой части диаграммы (вблизи линии  $C$ ), со всей очевидностью это подтверждает.

Для объяснения замеченных явлений можно предположить, что в период затвердения чугуна в микрообъемах, обогащенных вследствие флюктуации состава модификатором (а при достаточно большой концентрации примесей и во всей массе чугуна) развивается реакция, свойственная насыщенным жидким растворам.

В местах флюктуации состава при понижении температуры и связанного с этим пересыщения раствора возникают условия образования новых соединений и их выпадения из раствора. В связи с этим карбидообразующая способность находящихся в чугуне компонентов теряется. При остывании чугуна выпавшие соединения или переходят в твердый раствор, или образуют мелкодисперсные включения, являющиеся дополнительными центрами графитизации.

Однако подобный процесс не распространяется полностью на все количество находящихся в расплаве примесей, на что указывает характер и расположение на диаграмме средней структурной линии *B*. Небольшая часть примесей, например, серы до 0,05% переходит в твердый раствор и центров графитизации не дает; в соответствии с этим и линия *B* всюду сохраняет прямолинейное направление. Только при избыточном количестве примесей и соответствующем содержании  $\sum(C + Si)$ , достаточной для их нейтрализации, могут появиться и развиваться новые дополнительные центры графитизации.

На диаграмме такое состояние выражается перемещением точек структурной кривой (например верхней части линии *A*, относящейся к ваграночному чугуну, содержащему 0,10% S) влево от линии *B*.

Таким образом, изложенное дает основание заключить, что модифицирование, являясь средством повышения свойств обычного чугуна, открывает широкие возможности также для улучшения кокильного литья. Применение модифицированного чугуна в этом случае облегчает задачу шихтовки, так как позволяет значительно расширить пределы колебания по химическому составу, не вызывая отбела в отливках. Модифицирование при надлежащем регулировании процесса дает возможность попутно видоизменять и превращать малопригодный для литья чугун в материал высокого качества.

### Структурная диаграмма

Приведенная выше структурная диаграмма (фиг. 15) составлена на основе экспериментальных данных и относится к отливкам, у которых внутренняя поверхность получается при помощи стержней. Диаграмма характеризует литье в кокиль различных марок чугуна, получивших наибольшее распространение и имеющих  $\sum(C + Si)$  в пределах 5—6,4%. Диаграмма может служить руководящим материалом при разработке технологического процесса и выборе химического состава чугуна.

На диаграмме изображены три кривые, определяющие каждая для разных случаев цементито-графитную границу. Первая, кривая *A*, относится к ваграночному чугуну (содержащему около 0,10% S и до 0,7% Mn), вторая — *B* относится к более чистому, неокисленному чугуну (содержащему не более 0,05% S) и выплавленному в электрической печи, третья — *C* — к чугуну модифицированному (в электрической печи или в обогреваемом миксере).

При пользовании диаграммой с целью определения нижнего предела содержания суммы углерода и кремния необходимо учесть толщины стенки отливки  $\delta_0$  и толщины стенки кокиля  $\delta_k$  и по ним подсчитать параметр  $L = \frac{\delta_0}{\delta_k^{2/3}}$ . По вычисленному параметру *L* находится на оси

ординат для соответствующей кривой *A*, *B* или *C* значение  $\sum(C + Si)$ . Для ваграночного чугуна, содержащего хром, или имеющего более 0,7% Mn,  $\sum(C + Si)$  согласно формулам (6 и 7) должна быть увеличена.

Описанная структурная диаграмма справедлива при: 1) применении в кокиле теплоизоляционной двуслойной облицовки (например маршалитовая краска и копоть), 2) заливке в неподогретый кокиль и 3) длительной выдержке отливок в кокиле.

Для более общих случаев кокильного литья составлена технологическая номограмма, описание которой приводится ниже.

### Технологическая номограмма

Номограмма (фиг. 16) служит для определения технологических параметров кокильного чугунного литья. Номограмма относится к отливкам (с толщиной стенок до 30 мм), внутренняя полость которых изготавливается при помощи песчаных стержней.

Номограмма устанавливает зависимость структуры чугуна от следующих факторов: содержания в чугуне углерода, кремния и марганца; толщины стенок отливки и кокиля; температуры предварительного нагрева кокиля и рода его облицовки; продолжительности времени охлаждения отливки в интервале критических точек (1150—720°).

Технологическая номограмма разделяется на две части — нижнюю, учитывающую действие внешних факторов, и верхнюю, устанавливающую зависимость факторов внутреннего характера. В нижней части номограммы по оси абсцисс отложены значения толщины стенок отливки; на оси ординат — значения толщины стенок кокиля.

Для значений толщины стенок отливки нанесены три шкалы: *I* — относится к литью в необлицованный и холодный кокиль (25° С); шкала *II* — служит для литья в холодный кокиль, покрытый угольно-масляной облицовкой, и шкала *III* — предназначена для литья в кокиль, покрытый той же облицовкой, но прогретый до температуры 300° С.

Последняя шкала остается действительной также для менее высоких температур кокиля. В этом случае на каждые 100° его недогрева (до 300°) толщина отливки принимается по шкале с уменьшением против действительной на 20%.

Для пользования указанными шкалами предусмотрены две системы координат — прямоугольная, относящаяся к отливкам, полностью охлаждающимся в кокиле, и косоугольная, предназначенная для отливок, выдерживаемых в кокиле до температуры 850—900° С и подвергающихся дальнейшему охлаждению на воздухе (в бункере).

В верхней части диаграммы на горизонтальной оси отложены значения величин, характеризующих время охлаждения отливки от 1150 до 720° С. На вертикальной оси нанесено суммарное содержание угле-



рода и кремния в чугуне. Здесь помещены три шкалы, каждая из которых учитывает разное содержание марганца.

Имеющаяся на номограмме кривая *A* определяет положение цементито-графито-перлитной границы для обычного ваграночного чугуна. Область, лежащая слева от этой кривой, относится к структурам белого и половинчатого чугуна; справа от кривой находится область перлитной структуры. Эта кривая построена применительно к слою чугуна на глубине более 2,5 мм от поверхности отливки<sup>1</sup>.

Для суждения о структуре, образующейся в середине сечения отливки, на номограмме нанесена справа вторая кривая *D*<sup>2</sup>. Кривая определяет положение феррито-графито-перлитной границы. Справа от этой кривой находится область ферритного чугуна, а слева — перлитного.

Кроме этих структурных кривых, предназначенных для ваграночного чугуна, в верхней части номограммы нанесена наклонная пунктирная линия *B*, относящаяся к чугуну электрической плавки. Она определяет цементито-графито-перлитную границу для обычного чугуна, незагрязненного окислами и сернистыми примесями (имеющего до 0,05% S). Слева на номограмме помещена вторая пунктирная линия *A*, соответствующая положению этой границы для модифицированного чугуна.

#### Способ пользования номограммой.

Найдя на нижней части номограммы точку, соответствующую координатам толщины стенки отливки и толщины стенки кокиля, определяем положение лучевой линии, проходящей через эту точку. Идя по направлению лучевой линии вверх до пересечения с осью абсцисс (в верхней части номограммы), находим на шкале продолжительность охлаждения отливки до температуры 720°С. Продвигаясь от этой шкалы вверх по вертикали до пересечения с линиями структурных границ, находим на оси ординат соответствующие значения для критического состава чугуна.

Пересечение вертикальной линии с левой структурной кривой *A* или *B* устанавливает для обычного перлитного чугуна нижний предел содержания суммы углерода и кремния. Пересечение той же вертикали с правой кривой *D* определяет верхний предел этой суммы.

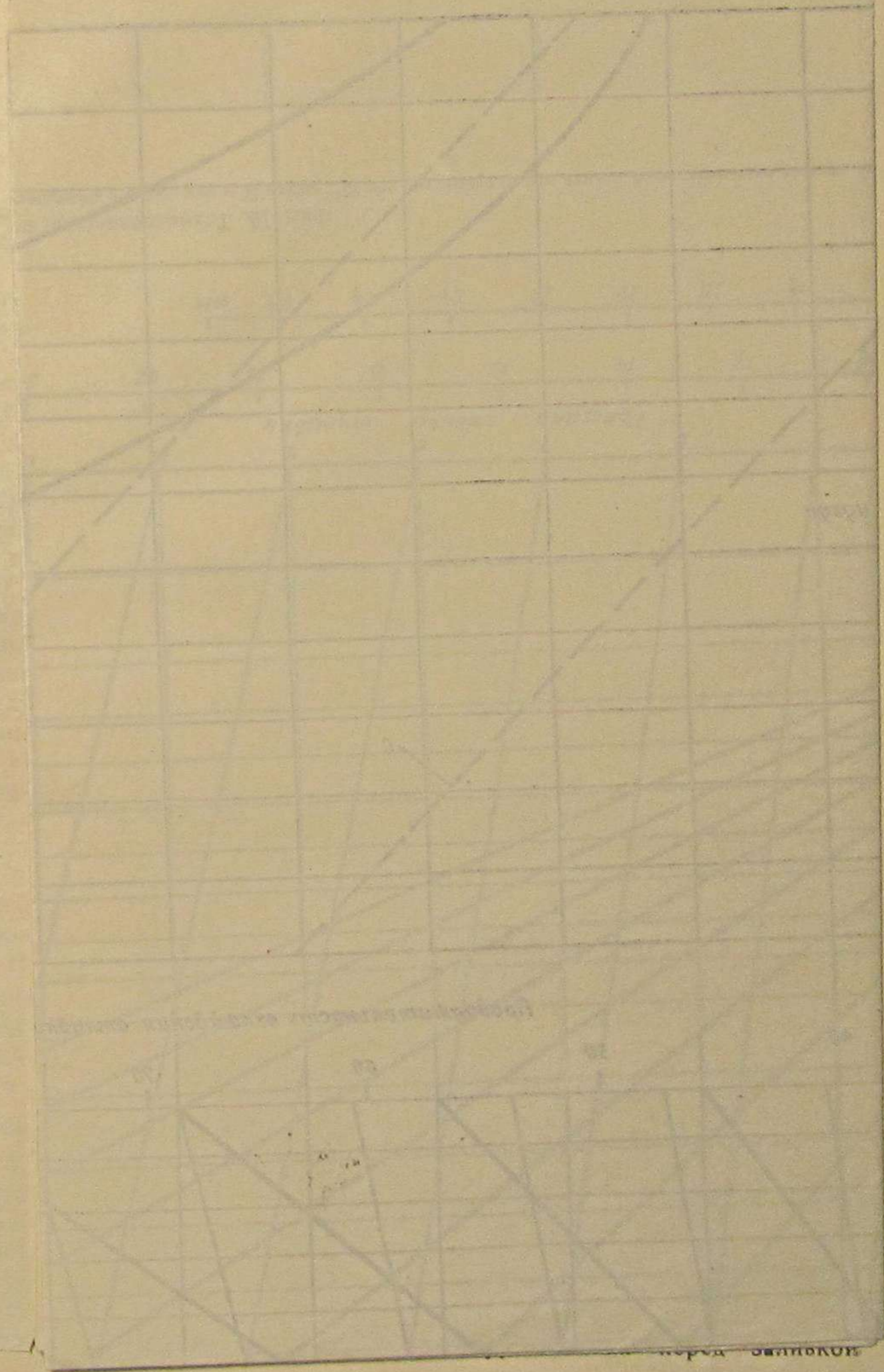
Номограмма составлена для отливок и кокиля, имеющих плоские стенки. При иной форме толщина каждого из них принимается как приведенная величина, равная отношению объема рассматриваемой части отливки или кокиля к поверхности их взаимного соприкосновения.

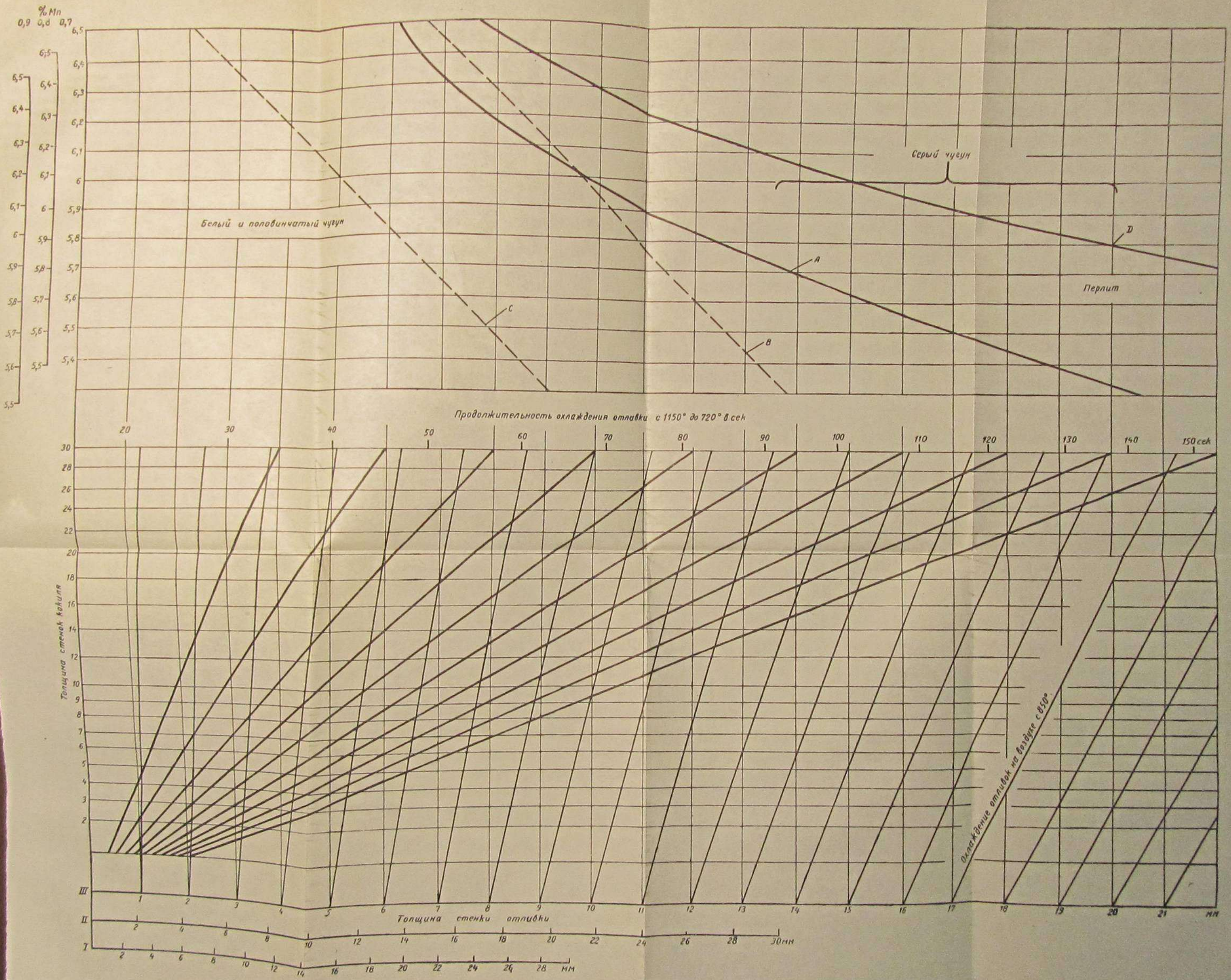
Номограмма дает возможность решать многие практические задачи, так например:

1. По выбранным толщинам стенок отливки и кокиля можно найти продолжительность падения температуры  $\alpha$  по ней определить скорость охлаждения отливки. Применительно к выбранной начальной температуре кокиля можно подобрать необходимый химический состав чугуна.

<sup>1</sup> Поверхностный слой кокильных отливок меньшей толщины имеет ферритную структуру.

<sup>2</sup> Кривая построена с частичным использованием экспериментальных данных Н. П. Дубинина [3].





Фиг. 16. Технологическая номограмма для кокильного литья:

шкала I — для литья в необлицованный кокиль при температуре его 25°; шкала II — для литья в облицованный кокиль при температуре его 25°; шкала III — для литья в облицованный кокиль при температуре его 800°.

род  
рых

титс  
Обл  
белс  
перл  
чугу

отли  
опре  
этой  
литн  
I  
ного  
ная  
деля  
неза  
Слев  
ству

Н  
динат  
поло  
правл  
ней ч  
отлив  
верти  
ордин  
П  
устан  
ния с  
криво

Н  
стенки  
приве  
части  
Нс  
так н  
1.  
продо  
охлаж  
туре 1

1 1  
ритну  
2 1  
данны

30

Так, при толщине стенки отливки 9 мм, при облицованном и прогретом до температуры 300° С кокиле с толщиной стенки 25 мм продолжительность охлаждения отливки до температуры 720° С равняется 69 сек.

Из номограммы видно, что для получения отливки с перлитной структурой без включений свободного цементита или феррита суммарное содержание углерода и кремния должно быть в пределах 5,96—6,30%. При увеличении содержания марганца с 0,7 до 0,9% эти пределы должны быть приняты равными 6,15—6,46%.

2. По заданному составу чугуна и толщине стенки отливки можно определить размеры кокиля и установить режим охлаждения отливки, исключая возможность образования отбела.

Так, для отливки с толщиной стенки 8 мм, при содержании в чугуне 0,7% Mn и 5,83%  $\sum (C + Si)$  номограмма дает ряд следующих решений:

а) при полном охлаждении отливок в облицованном прогретом до температуры 300° кокиле толщина его стенок должна быть не более 16,5 мм;

б) при охлаждении отливок в кокиле до температуры 850° С и дальнейшем охлаждении на воздухе толщина стенки кокиля может быть увеличена до 21 мм (что определяется косоугольной системой координат);

в) при тех же условиях, но при нагреве кокиля до температуры 50° С толщина стенки кокиля должна быть исчислена по шкале III номограммы для толщины стенки отливки, взятой на  $1,5 \cdot 20 = 30\%$  меньше действительной (т. е. для 5,6 мм); в этом случае наибольшая толщина кокиля будет 12 мм;

г) при полном охлаждении отливок в облицованном, но холодном кокиле толщина его стенок должна быть менее 5,5 мм;

д) при тех же условиях, что и в последнем случае, но при применении кокиля без облицовки толщина стенок кокиля должна быть еще больше сокращена — она согласно номограмме (шкала I) не может быть допущена более 3 мм.

3. По толщине стенок кокиля и выбранному составу чугуна можно подсчитать минимальную толщину стенки отливки, при которой возможно получение чисто графито-перлитной структуры.

Например, при  $\sum (C + Si) = 5,6$  и 0,8% Mn, при толщине стенки кокиля, равной 22 мм, и прочих условиях, указанных в предыдущем разделе (2, б), отливка, удовлетворяющая требованиям поставленной задачи, должна иметь в самом тонком сечении толщину стенки более 11,5 мм; при условиях же, указанных в разделе (2, в), минимальная толщина стенки должна быть  $\frac{11,5}{0,7} = 16,5$  мм.

4. По размерам отливки можно установить толщину стенки кокиля и его температуру перед заливкой, а также подобрать оптимальный химический состав чугуна, обеспечивающие получение наибольшей однородности структуры в сечении отливки. Руководством для этого будут служить средние точки структурной области между линиями A и D.

Например, для отливки и кокиля, имеющих одинаковую толщину стенок, равную 15 мм, при температуре кокиля перед заливкой

150—300°С суммарное содержание углерода и кремния в чугуна должно быть равно 5,65% при содержании 0,7% Mn и 5,85% — при 0,9% Mn.

5. Приведенные примеры касаются обычного ваграночного чугуна. Номограмма допускает также возможность решать подобные задачи при применении более чистых чугунов, выплавляемых в электрической печи. Нижний предел содержания  $\sum (C + Si)$  в этом случае определяется наклонной линией В, проходящей в середине верхней части номограммы.

По указанной кривой можно, например, установить, что при толщине стенки отливки, равной 11 мм, толщине стенки кокиля, равной 26 мм, и применении подогретого и облицованного кокиля в таком чугуна при содержании 0,7% Mn должно находиться минимально 5,6%  $\sum (C + Si)$ .

6. Для модифицированного чугуна предел содержания углерода и кремния может быть еще больше понижен. В этом случае найденные значения  $\sum (C + Si)$  следует уменьшить на 0,8%. Те же данные можно получить непосредственно из номограммы, пользуясь кривой С.

### Заключение

Все изложенное дает основание сделать следующие выводы.

1. Основными факторами, влияющими на структуру кокильного чугуна, являются: толщина стенок отливки, толщина стенок кокиля, теплоизоляционная облицовка кокиля, температуры кокиля и металла при заливке, продолжительность выдержки отливок в кокиле, химический состав и способ плавки металла, степень модифицирования чугуна.

2. Для получения неотбеленной перлитной структуры графитизирующее действие углерода и кремния можно считать равным. Нижний предел содержания их суммы определяется следующими формулами:

а) для ваграночного чугуна

$$\sum (C + Si) = 6,4 - 0,4 (\alpha L - 2,1)^{0,6} + Mn - 1,7S + 5 \left( Cr - \frac{Ni}{3} \right);$$

б) для чугуна электрической плавки

$$\sum (C + Si) = 7,8 - 0,78\alpha L + Mn - 1,7S + 5 \left( Cr - \frac{Ni}{3} \right);$$

в) для модифицированного чугуна  $\sum (C + Si)$  должно быть на 0,8% меньше, чем для чугунов указанных выше марок.

В этих формулах:

С, Si Mn, S, Cr и Ni — процентное содержание химических элементов в чугуна;

$$L = \frac{\delta_0}{\delta_k^{2/3}} \text{ — параметр, зависящий от толщины стенок отливки } \delta_0 \text{ и толщины стенок кокиля } \delta_k^1;$$

<sup>1</sup> Для фасонных отливок  $\delta_0$  и  $\delta_k$  принимаются как приведенные величины, равные отношению площади сечения отливки и соответственно площади сечения кокиля к общей длине их взаимного соприкосновения в рассматриваемом месте.

$\alpha$  — коэффициент теплоторможения, величина которого:

1) при полном охлаждении отливок в кокиле и отсутствии облицовки на его рабочей поверхности  $\alpha = 1$ ;

2) при наличии облицовки  $\alpha = 1,42$ ;

3) при том же условии, но нагреве кокиля перед заливкой до температуры 300°С  $\alpha = 3,2$ ;

4) при охлаждении отливок в кокиле до температуры 850°С и дальнейшем охлаждении на воздухе коэффициент должен быть увеличен против указанных значений на 15—25%.

3. Режим охлаждения отливки в интервале температур 1150—720° определяется уравнением

$$\alpha L = \frac{t^{2/3}}{3} - 2,2.$$

Согласно этому уравнению между продолжительностью доэвтектоидного охлаждения  $t$  в сек. и величинами  $\alpha$  и  $L$  существует параболическая связь.

4. При кокильном литье особенно важно обеспечить необходимую жидкотекучесть чугуна. Фактором, обуславливающим это свойство, является температура чугуна при заливке. Нижний предел ее в основном зависит от толщины стенок отливки  $\delta_0$  и в первом приближении выражается зависимостью

$$T_{\min} = 1360 - 4 \delta_0.$$

5. Для нахождения параметров технологического процесса, обеспечивающих получение неотбеленных отливок в кокиле, и практического пользования приведенными данными составлена технологическая номограмма.

Номограмма может служить руководящим материалом для технологов по кокильному литью как при обычном чугуна (выплавленном в вагранке или электрической печи), так и при модифицированном.

6. Как выяснено настоящими исследованиями, модифицирование чугуна для кокильного литья особенно эффективно в том случае, когда применяется комплексный модификатор, способный вступать в соединение одновременно с различными карбидообразующими примесями, находящимися в чугуна.

Комплексный модификатор, состоящий из нескольких специально подобранных элементов, обеспечивая реакцию соединения с окислами и другими включениями, не только нейтрализует их вредное действие, но и оказывает сильнейшее влияние на образование дополнительных центров графитизации.

Проведенные исследования дают основание считать, что при соответствующем подборе шихты и применении комплексного модификатора открываются возможности использования для литья даже низкосортного чугуна и получения при этом высококачественных отливок.

## ЛИТЕРАТУРА

1. Г. А. Лебедев, Некоторые случаи получения кокильного литья без отжига, Машгиз, 1943.
2. Б. И. Гостев и П. И. Степин, Отливка в металлических формах чугуновых изделий без отжига, Машгиз, 1944.
3. N. Schworinoff, Theorie der Erstarrung von Gusstücken, Die „Giesserei“, № 10, 11, 12, 1940.
4. П. И. Степин, Диссертация, Московский автомеханический институт, 1945.
5. НАТИ, Отчетный материал исследования по кокильному чугунному литью, 1942.
6. Н. П. Дубинин, Исследование процессов литья чугуна в постоянные металлические формы, Машгиз, 1940.
7. Н. Г. Гиршович, Чугунное литье, ОНТИ, 1935.
8. Д. Болтон, Серый чугун, ОНТИ, 1938.
9. Л. М. Волнянский, Брак при литье в постоянных формах и борьба с ним, „Литейное дело“ № 4, 1939.
10. Н. П. Дубинин, Кокильное чугунное литье, Госместпром, 1946.
11. Н. Н. Рубцов, Специальные виды литья, ОНТИ, НКТМ, 1940.

Канд. техн наук  
инж. И. С. КОЗЛОВСКИЙ

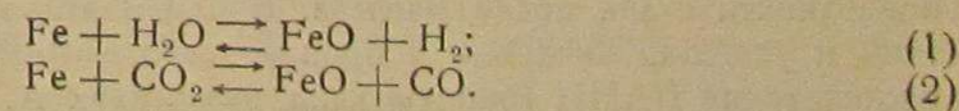
## ИССЛЕДОВАНИЕ КОНТРОЛИРУЕМОЙ АТМОСФЕРЫ, НЕ ВЫЗЫВАЮЩЕЙ ОБЕЗУГЛЕРОЖИВАНИЯ АВТОМОБИЛЬНЫХ СТАЛЕЙ ПРИ ИХ НАГРЕВЕ

В результате проведенного экспериментального исследования разработаны методы приготовления контролируемой атмосферы из дешевого сырья — генераторного газа. Отличительной особенностью такой атмосферы является отсутствие окисления и обезуглероживания при нагреве различных сталей с высоким и средним содержанием углерода.

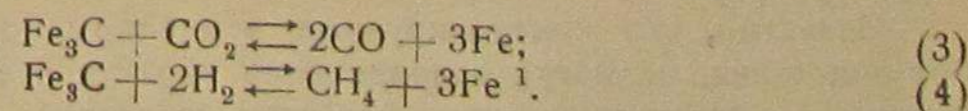
Проведенные исследования по взаимодействию между различными сталями и контролируемой атмосферой различного состава позволили установить требуемый состав атмосферы, оптимальный для каждого типа стали, а также режим работы установки. Одновременно были исследованы различные методы определения и оценки обезуглероживающей способности атмосферы, и разработан наиболее универсальный метод. Полученные данные послужили основой для разработки рабочих чертежей производственной установки,

### Введение

При нагреве выше 500° С стальных изделий в промышленных печах обычного типа, где газовой средой являются продукты полного (или близкого к полному) сжигания топлива или же нагретый воздух, на поверхности стали ускоряются процессы окисления с образованием окалины за счет следующих реакций:

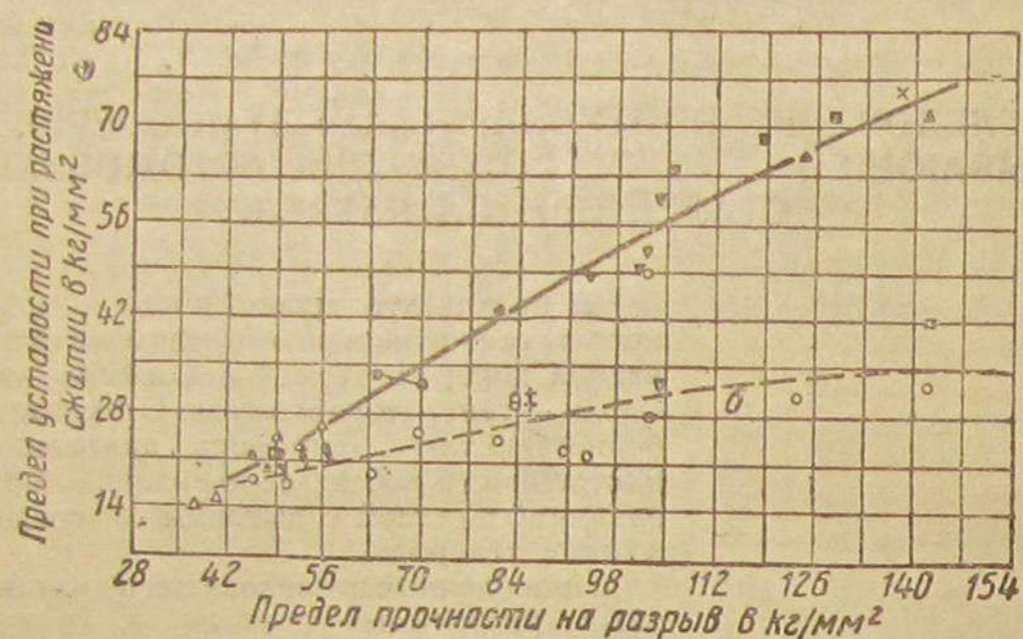


Вместе с этим наблюдается обезуглероживание поверхности стали за счет реакций



<sup>1</sup> Реакция (4) идет направо при наличии в газовой среде паров воды, являющихся весьма активным катализатором процесса обезуглероживания стали посредством водорода.

Оба эти вида изменения поверхности являются нежелательными, а в ряде случаев, как, например, для напряженных деталей машин с жесткими допусками по размерам, — и вовсе недопустимыми. В результате окисления и обезуглероживания происходит изменение размеров изделий, а также уменьшение прочности поверхностного слоя; требуются дополнительные операции по очистке окалины, или же операции последующей механической обработки после термической. Естественно поэтому, что разработка методов предохранения поверхности стальных изделий от окисления и обезуглероживания при нагреве становится весьма актуаль-



Фиг. 1. Влияние поверхностного обезуглероживания на предел усталости стали:

а — образцы после механической обработки без обезуглероживания; б — образцы после термической обработки с обезуглероживанием.

ной и неотложной задачей, особенно для ряда ответственных изделий в машиностроении.

Необходимо отметить, что проблему предохранения стали от окисления при нагреве можно считать в настоящее время решенной успешно в широком производственном масштабе, по крайней мере для наиболее распространенных в машиностроении углеродистых и легированных сталей.

Имеется ряд методов приготовления контролируемых атмосфер в отдельных установках (диссоциация аммиака, частичное сжигание горючих газов и т. д.), с помощью которых обеспечивается получение светлой поверхности стали после нагрева. В СССР эти методы были разработаны и успешно внедрены в производство в 1938—1941 гг. на основе исследований НАМИ (работы канд. техн. наук А. А. Шмыкова) и в настоящее время они достаточно известны и освещены в технической литературе [1]<sup>1</sup>.

Известно, что контролируемые атмосферы, предохраняющие стали от окисления, не могут одновременно гарантировать также и предохранение от обезуглероживания поверхности сталей. Более того, в настоящее время определенно установлено исследованиями и практикой про-

изводства, что наиболее распространенные безокислительные атмосферы, приготовляемые методом частичного сжигания газов, являются обезуглероживающими для всех сталей с содержанием углерода выше 0,2%. Если изделия не подвергаются после термической обработки шлифовке (пружины, автомобильные шестерни, ответственные болты и инструмент), то остающийся на поверхности обезуглероживанный слой резко снижает сопротивление износу, а также предел усталости. Как видно из фиг. 1, при обезуглероживании поверхности, по данным различных исследователей, отношение предела усталости к пределу прочности резко снижается (до 80%). Особенно резко это проявляется в области высоких значений предела прочности (твердости), вследствие чего становится очевидным, что хотя после термической обработки с получением обезуглероживанной поверхности предел прочности повышается, сопротивление усталостным нагрузкам фактически остается почти таким же, как и для стали, термически не обработанной.

Из приведенных данных очевидно, насколько важно для повышения усталостной прочности ответственных автомобильных деталей осуществлять термическую обработку их без обезуглероживания поверхности. Поэтому в НАМИ была поставлена специальная работа для решения этой задачи.

При выборе сырья для приготовления контролируемой атмосферы при данном исследовании был принят генераторный газ, получаемый из древесных чурок в газогенераторе с обращенным процессом. В этом газогенераторе продукты газификации топлива после прохождения через фурменный пояс направляются вниз в горловину топливника для разложения смол при температуре 1100—1200° С. Такие газогенераторы широко применяются для транспортных автомобилей и являются наиболее доступными для ряда наших предприятий. Однако все результаты настоящего исследования с полным основанием можно перенести и на контролируемые атмосферы, приготовленные методом частичного сжигания из других видов сырья: светильного газа, бутано-пропановых смесей, коксовального газа и др.

Как видно из табл. 1, составы генераторного древесного газа и продуктов частичного сжигания газов разнятся незначительно.

Таблица 1

Состав генераторного газа и продуктов частичного сжигания горючих газов

Наименование газа	Состав в %					
	CO <sub>2</sub>	CO	H <sub>2</sub>	CH <sub>4</sub>	O <sub>2</sub>	H <sub>2</sub> O
Древесный генераторный	12	16	10	1,2	0	2,0
Продукты частичного сжигания при α=0,5—0,6	4—6	9—14	14—17	1,0—3,0	0	2,0

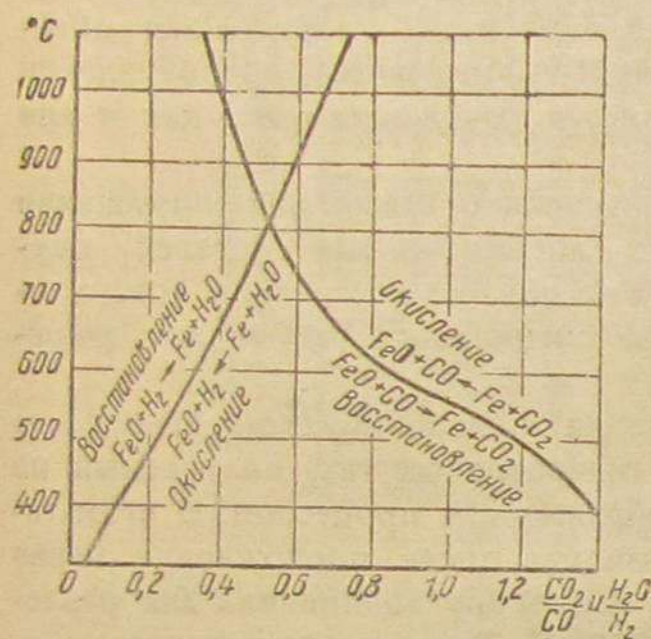
Генераторный газ, примененный при исследовании, имел значительно более высокое содержание двуокси углерода, являющейся одним из наиболее активных декарбюризаторов, чем продукты частичного сжига-

<sup>1</sup> См. список литературы в конце статьи.

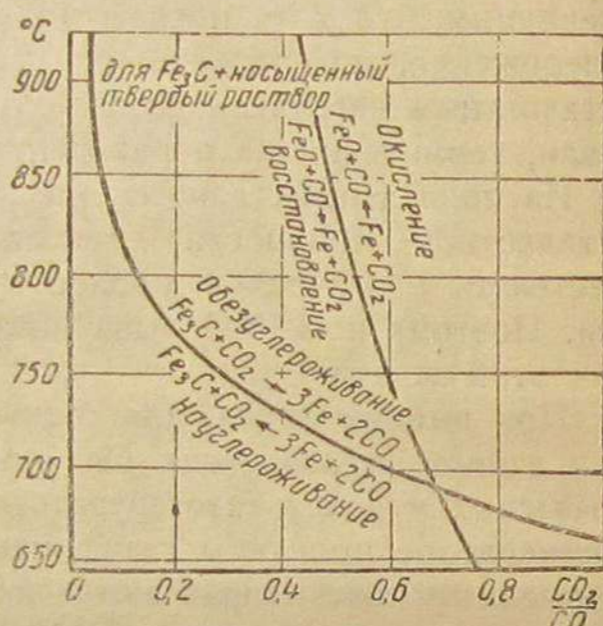
ния. Поэтому результаты данного исследования могут быть использованы и применительно к атмосферам, получаемым путем частичного сжигания различных углеводородных газов.

### ОСНОВЫ ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ МЕЖДУ ГЕНЕРАТОРНЫМ ГАЗОМ И СТАЛЬЮ ПРИ НАГРЕВЕ

Из большого числа кривых равновесия между газами и сталью воспользуемся только двумя диаграммами (фиг. 2 и 3). На фиг. 2 показано влияние отношения  $\frac{CO_2}{CO}$  и  $\frac{H_2O}{H_2}$  на окисление стали, а на фиг. 3 —



Фиг. 2. Влияние отношения  $\frac{CO_2}{CO}$  и  $\frac{H_2O}{H_2}$  на окисление стали.

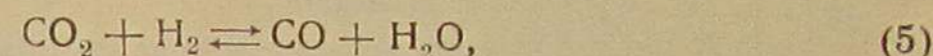


Фиг. 3. Влияние отношения  $\frac{CO_2}{CO}$  на окисление и обезуглероживание стали.

влияние отношения  $\frac{CO_2}{CO}$  на окисление и обезуглероживание. Генераторный газ вышеприведенного состава при температуре  $850^\circ C$  будет окислять сталь из-за высокого соотношения  $\frac{CO_2}{CO} = \frac{12}{16} = 0,75$  (фиг. 2). Кроме того, из-за неблагоприятного соотношения  $\frac{H_2O}{H_2} = \frac{2,3}{10} = 0,23$  будет происходить также окисление при нагреве ниже  $500^\circ C$ . При  $\frac{CO_2}{CO} = 0,75$  (фиг. 3) генераторный газ будет обезуглероживать стали с высоким содержанием углерода при температуре нагрева выше  $690^\circ C$ . Необходимо учесть при этом, что обезуглероживающее воздействие генераторного газа на стали резко повысится еще за счет присутствия в нем  $2\%$  водяного пара, ибо известно, что водяной пар является наиболее активным окисляющим и обезуглероживающим элементом газовой среды. Неоднократно проведенные опыты показывают, что, например, газ, содержащий  $2\%$   $H_2O$ ;  $10\%$   $H_2$  и  $1,2\%$   $CH_4$ , будет обезуглероживать сталь, содержащую более  $0,2\%$   $C$ , несмотря на то, что  $CH_4$  является весьма активным карбюризатором, и по кривым равновесия для системы  $\frac{CH_4}{H_2}$  указанная атмосфера является науглероживающей, если в ней нет водя-

ного пара. Водяной пар в этом случае является примесью, вероятно, в первую очередь активизирующей обезуглероживающую способность  $H_2$ . Поэтому первым мероприятием, которое обязательно должно быть осуществлено для создания необезуглероживающей атмосферы, является удаление водяного пара из контролируемой атмосферы. Применением наиболее совершенных поглотителей (активированная окись алюминия, силикагель) довольно просто удается производить глубокую осушку газов (до содержания  $0,04\%$   $H_2O$ ).

Однако удалением из контролируемой атмосферы только водяного пара нельзя решить проблему создания необезуглероживающей атмосферы. Необходимо учитывать, что при поступлении контролируемой атмосферы в рабочее пространство печи при нагреве газов развиваются реакции взаимодействия между составными компонентами, т. е. между отдельными газами. Наиболее важное значение имеет реакция водяного пара



которая приводит к тому, что водяной пар, удаленный предшествующей осушкой атмосферы, образуется вновь в рабочем объеме печи за счет взаимодействия газов  $CO_2$  и  $H_2$ , вследствие чего атмосфера вновь становится резко обезуглероживающей.

С повышением температуры равновесия реакции водяного пара сдвигается в сторону повышения содержания водяного пара, и такая атмосфера становится еще более активной в отношении обезуглероживания сталей со средним и высоким содержанием углерода.

Поэтому должны быть разработаны методы приготовления контролируемых атмосфер, не содержащих водяного пара и двуокиси углерода. Наиболее экономичным и дешевым является метод приготовления атмосфер частичным сжиганием горючих газов или же газификацией твердого топлива в газогенераторе (последний принят в данном исследовании). В результате такого приготовления в газовой среде всегда находятся в значительных количествах  $H_2O$ ,  $CO_2$ ,  $CO$  и  $H_2$ , и следовательно такая атмосфера может быть необезуглероживающей только при очистке ее от  $H_2O$  и от  $CO_2$ . В связи с этим при проведении данного исследования необходимо было изучить наиболее целесообразные методы очистки древесного генераторного газа от  $H_2O$  и  $CO_2$ .

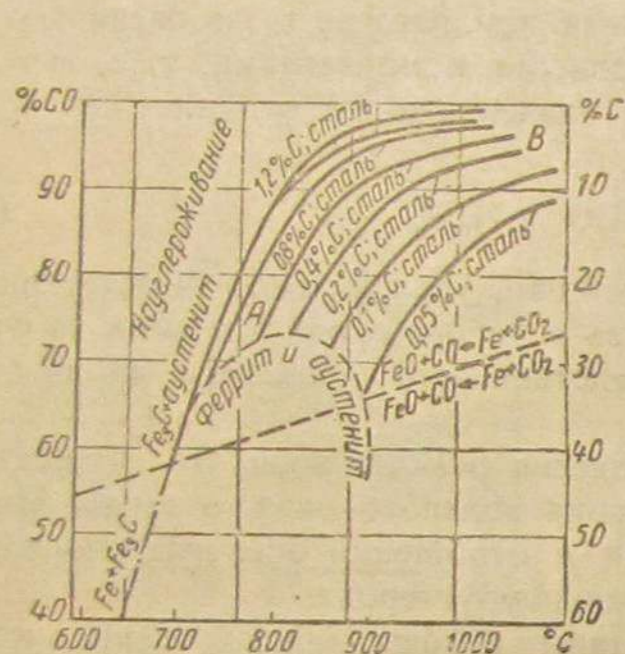
Как уже было указано выше, задача удаления  $H_2O$  из атмосферы в настоящее время успешно решена посредством применения адсорбентов с силикагелем [2] или активированной окисью алюминия, а поэтому основное внимание было уделено разработке и проверке методов удаления  $CO_2$  из контролируемой атмосферы.

При выборе наиболее приемлемого способа очистки генераторного газа от  $CO_2$  мы остановились на методе химического ее поглощения  $50\%$ -ным водным раствором триэаноламина, представляющим собой отход производства химической промышленности, а потому являющимся недефицитным. Основные преимущества применения в качестве поглотителя водного раствора триэаноламина заключаются в его высокой поглотительной способности (до 50 объемов  $CO_2$  на один объем триэаноламина), в высокой степени очистки газа от  $CO_2$  и в возможности легкой

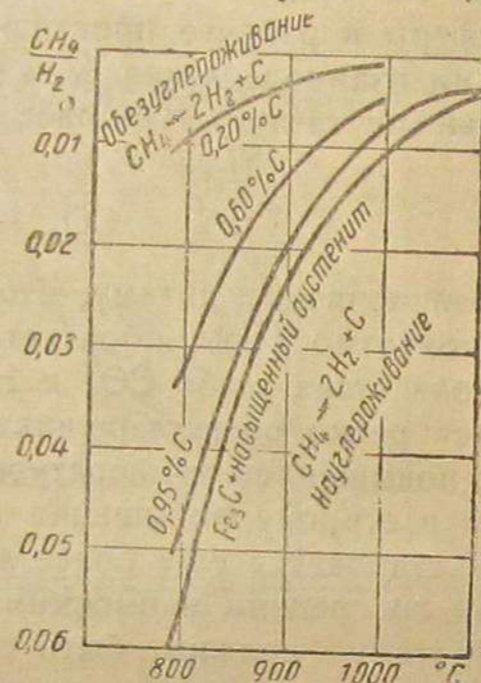
регенерации насыщенного раствора путем нагрева последнего до соответствующей температуры.

Нами не исследовались методы удаления  $\text{CO}_2$  из газа, основанные на эндотермической реакции  $\text{CO}_2 + \text{C} \rightleftharpoons 2\text{CO}$ , так как при этом необходим нагрев газа в присутствии древесного угля или катализатора до температур свыше  $1000^\circ\text{C}$ . Такие методы очистки требуют для своего осуществления наличия дорогих и дефицитных жароупорных материалов, обеспечивающих достаточно высокую прочность при температуре до  $1100^\circ\text{C}$ .

При проведении исследований контролируемой атмосферы, не обезуглероживающей стали разного состава, необходимо учитывать, что



Фиг. 4. Кривые равновесия газовой смеси  $\frac{\text{CO}_2}{\text{CO}}$  со сталью в зависимости от температуры и содержания углерода в стали.



Фиг. 5. Кривые равновесия газовой смеси  $\frac{\text{CH}_4}{\text{H}_2}$  со сталью в зависимости от температуры и содержания углерода в стали.

в этом случае требуется более точное регулирование состава газовой среды, чем при исследовании безокислительной атмосферы.

В самом деле, из кривых равновесия (фиг. 2) видно, что при определенном соотношении  $\frac{\text{CO}_2}{\text{CO}}$  и  $\frac{\text{H}_2\text{O}}{\text{H}_2}$  в газе сталь не будет окисляться

(для температуры  $850^\circ\text{C}$ , например, требуется  $\frac{\text{H}_2\text{O}}{\text{H}_2} \leq 0,55$  и  $\frac{\text{CO}_2}{\text{CO}} \leq 0,45$ .)

Отметим, что если соотношения этих газов будут различными, но меньшими тех пределов, которые определяются кривыми (фиг. 2), то никакого окисления поверхности стали не произойдет, так как последняя будет находиться в восстановительной атмосфере. Иными словами, широкие колебания состава газовой среды в определенных пределах не вызывают окисления стали и поэтому могут допускаться. Совершенно другая картина наблюдается при выборе необезуглероживающей атмосферы. Кривые равновесия газовой смеси  $\text{CO}_2 - \text{CO}$  со сталью при различном содержании в ней углерода (фиг. 4) показывают, что равновесное соотношение между составом газовой среды и содержанием углерода в стали при данной температуре может быть только при определенном составе

газа. При повышении содержания  $\text{CO}_2$  атмосфера становится обезуглероживающей для стали данного состава; при понижении  $\text{CO}_2$  будет происходить науглероживание до тех пор, пока содержание углерода не будет соответствовать условиям равновесия между газом и сталью.

Так, например, при температуре  $850^\circ\text{C}$  сталь, содержащая  $0,4\%$  C при содержании  $\text{CO}_2$  в смеси, равном  $12\%$ , не будет подвергаться ни науглероживанию, ни обезуглероживанию. Однако при содержании в смеси  $20\%$   $\text{CO}_2$  эта сталь будет обезуглероживаться, и содержание углерода в ней понизится до  $0,2\%$ , а при  $10\%$   $\text{CO}_2$  эта сталь науглеродится, и содержание в ней углерода повысится до  $0,7\%$ .

Если учесть, что для такого активного карбюризатора, как  $\text{CH}_4$  (почти всегда входящего в состав контролируемых атмосфер), отмеченная особенность проявляется в еще более резкой степени (фиг. 5), то становится очевидным, насколько важно регулировать состав атмосферы в том случае, когда необходимо избежать обезуглероживания или науглероживания стали.

Поэтому при постановке данной работы было намечено, кроме исследования и установления оптимального режима поглощения  $\text{CO}_2$ , определить также фактор, регулирующий интенсивность поглощения  $\text{CO}_2$  в контролируемой атмосфере для осуществления регулирования атмосферы применительно к данной марке стали.

## ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНАЯ ЧАСТЬ

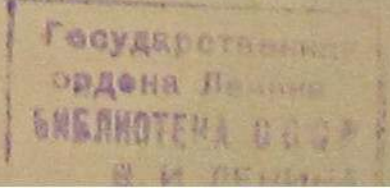
### 1. Описание установки и техники эксперимента

Исследования проводились на установке, технологическая схема которой показана на фиг. 6<sup>1</sup>. Установка состоит из следующих основных элементов: газогенератора автомобильного типа; установки для поглощения  $\text{CO}_2$  из контролируемой атмосферы; адсорбера для удаления паров воды из контролируемой атмосферы; электрической печи для нагрева образцов исследуемых сталей и приборов газового анализа. Более подробное описание отдельных элементов приводится ниже.

**Газогенераторная установка.** Для получения газа при проведении опытов был применен автомобильный газогенератор с обращенным процессом газификации, потребляющий древесные чурки. В отличие от автомобильной установки, работающей при разрежении, в наших опытах газ из генератора поступал под давлением. Подача воздуха в газогенератор 1 осуществляется ротационной воздуходувкой 2. Воздух поступает в фурменный пояс топливника, в котором по внутренней его части по окружности имеются отверстия для равномерного распределения

<sup>1</sup> Для проведения данной работы были использованы отдельные элементы ранее построенной установки (скрубберы для охлаждения газа, адсорбер и, частично, установка для поглощения  $\text{CO}_2$ ), описание которой приведено в работе канд. техн. наук Шмыкова А. А. [2], применительно к использованию древесноугольного генератора. Однако уже предварительные опыты показали, что в конструкцию установки для поглощения  $\text{CO}_2$  необходимо внести изменения, ибо наблюдалось резкое обезуглероживание сталей с высоким содержанием углерода.

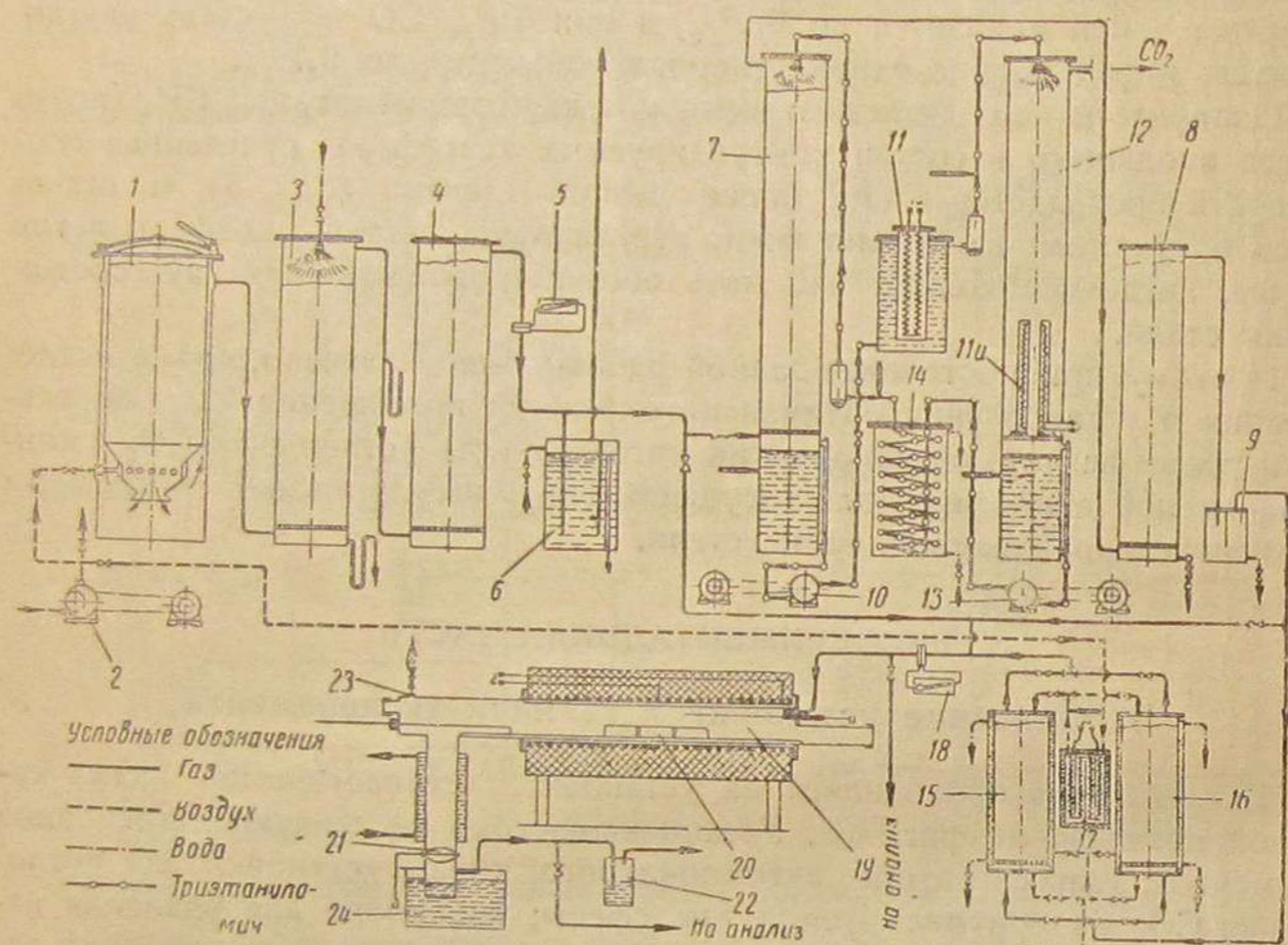
В экспериментальной части работы принимали участие инженер Листгартен Д. С., мастер Новожилов В. И., инженер Бурштейн Б. М.





воздуха, поступающего в топливник. Выход газа из зоны горения происходит по всей горловине топливника, и газ, омывая стенки внутреннего бункера, через трубопровод в верхней части наружного бункера поступает в мокрый скруббер 3, заполненный кольцами Рашига.

Газогенератор в нижней части имеет два люка для чистки. Навстречу газу через форсунку поступает холодная вода, сливаемая из скруббера в канализацию через U-образный затвор. В скруббере происходит бы-



Фиг. 6. Технологическая схема установки для получения контролируемой атмосферы из генераторного газа.

строе охлаждение газа водой и удаление из него механических примесей (пыли, сажи, кокса).

Из скруббера 3 газ поступает в скруббер 4, заполненный древесной стружкой. В скруббере 4 происходит улавливание капель воды, уносимых газом, и более тонкая очистка газа. Из скруббера 4 газ проходит через диафрагму 5, которой замеряется расход газа, и, пройдя через установку для очистки газа от  $\text{CO}_2$  и адсорбер для осушки газа, подается в печь.

В зависимости от назначения эксперимента газ можно подать в печь, минуя две последние установки или каждую из них в отдельности.

Параллельно газопроводу (после диафрагмы) установлен водяной затвор (гидравлик) 6 для выхода излишнего газа в атмосферу при уменьшении или прекращении потребления газа печью, а также для компенсации силы небольших местных взрывов газовой смеси, могущих возникнуть при несоблюдении условий продувки газом скрубберов и трубопроводов перед началом работы.

Производительность газогенератора определяется посредством диафрагмы. Для определения давления в установке служит U-образный манометр.

Воздуходувка имеет перепускной кран, которым регулируется количество воздуха, подаваемого в газогенератор; избыток воздуха выходит наружу.

Установка для очистки газа от  $\text{CO}_2$ . Очистка газа от  $\text{CO}_2$  производится 50%-ным водным раствором триэтанолламина. Газ из генераторной установки поступает в скруббер 7, заполненный железными кольцами Рашига. Навстречу газу через форсунку поступает раствор триэтанолламина, который стекает по кольцам Рашига и поглощает  $\text{CO}_2$  — происходит адсорбция  $\text{CO}_2$ .

Из поглотительного скруббера 7 газ поступает в скруббер 8, заполненный древесной стружкой, в котором улавливаются капли раствора. Далее газ поступает через конденсационный горшок 9 или в адсорбер для осушки газа, или, при работе без осушки, непосредственно в печь.

Восстановление раствора триэтанолламина, т. е. удаление из раствора  $\text{CO}_2$ , производится путем нагревания его до температуры  $90-100^\circ\text{C}$ . Раствор из нижней части поглотительного скруббера 7 насосом 10 подается в электрический подогреватель 11, откуда по достижении заданной температуры поступает через форсунку в верхнюю часть скруббера 12. Стекая по кольцам Рашига нагретый раствор восстанавливается — происходит десорбция  $\text{CO}_2$ . Для выравнивания температуры по высоте скруббера и обеспечения процесса восстановления раствора в нижней части скруббера установлен второй электрический подогреватель 11а.

Из восстановительного скруббера 12 раствор насосом 13 подается в охладитель 14. Наконец охлажденный раствор триэтанолламина опять подается в поглотительный скруббер 7. Таким образом осуществляется замкнутый цикл поглощения и выделения  $\text{CO}_2$ , и установка может находиться в эксплуатации непрерывно.

Для контроля количества и температуры раствора установлены водомерные стекла, указывающие уровень раствора, и термометры. Для предохранения форсунок для разбрызгивания триэтанолламина от засорения перед ними установлены фильтры.

Адсорбер для осушки газа состоит из двух колонок (цилиндров) 15 и 16, заполненных силикагелем, и электрического подогревателя воздуха 17. Газ из установки для поглощения  $\text{CO}_2$  или из газогенератора поступает в одну из колонок адсорбера.

Поглощение влаги силикагелем происходит с выделением тепла, и так как адсорбционная способность силикагеля тем больше, чем ниже его температура, то колонка во время адсорбции непрерывно охлаждается водой.

Восстановление силикагеля производится продуванием через слой силикагеля в колонке горячего воздуха, нагретого до температуры  $250-300^\circ\text{C}$ . Температура конца периода восстановления (на выпуске)  $90-100^\circ\text{C}$ . Воздух для восстановления поступает из воздуходувки в электрический подогреватель, нагревается и, в зависимости от назначения работающих колонок, подается в одну из них. При непрерывной

работе установки в то время, когда одна из колонок работает на поглощение влаги из газа, другая работает на восстановление.

**Электрическая печь для нагрева образцов.** Генераторный газ, очищенный от двуокси углерода и осушенный от влаги, проходя через замеряющую расход газа диафрагму 78 подается в печь 19. Поток газа, омывая образцы 20, загруженные в печь (а при нормализации лежащие на шибере 21), отводится из печи на выпуск через водяной затвор 22, указывающий давление в печи и поддерживающий его на определенном уровне.

Часть газа отводится через трубку 23, имеющуюся в верхней части трубы со стороны выгрузки образцов, и поджигается. По цвету и длине пламени можно судить о качестве газа и неполадках в работе установки.

Для охлаждения образцов при закалке установлен закалочный бак 24, наполняемый водой или маслом.

**Приборы для анализа газов.** Анализ газа производится автоматическим газоанализатором абсорбционного типа, который автоматически непрерывно записывает на ленту содержание  $\text{CO}_2$  в газе. Параллельно проверяется содержание  $\text{CO}_2$  и остальных компонентов в газе на приборе Теплотехнического института (ТИ).

Определение содержания паров воды производится специальным прибором — потенциометром точки росы. Основным элементом этого прибора является зеркальце из нержавеющей стали, в которое впаяны концы маленькой термопары. Зеркальце снизу охлаждается потоком жидкой углекислоты, подаваемой из баллона через редуктор, а сверху зеркальца проходит исследуемый газ. Во время опыта производится непрерывное наблюдение за состоянием поверхности освещаемого лампой зеркальца через специальное окошко в приборе. В тот момент, когда температура охлаждаемого зеркальца достигает температуры точки росы исследуемого газа, сверху наблюдается помутнение полированной поверхности зеркальца вследствие осаждения росы. Фиксируемая при помощи термопары, впаянной в зеркальце, и потенциометра температура, соответствующая началу конденсации водяного пара на поверхности зеркальца, является температурой точки росы исследуемого газа, по которой определяется процентное содержание водяного пара в газе.

В табл. 2 приводится краткая техническая характеристика основных элементов установки.

Таблица 2  
Техническая характеристика основных элементов установки

№ по схеме (фиг. 6)	Наименование	Тип и основные данные	Производительность или мощность
1	Газогенератор . . . . .	Газ-АА-42	30—40 м <sup>3</sup> /час
2	Воздуходувка . . . . .	Ротационная № 2	Q = 1,6 м <sup>3</sup> /мин
3, 4	Скруббер . . . . .	d = 300 мм, h = 1800 мм	p = 0,45 ат

№ по схеме (фиг. 6)	Наименование	Тип и основные данные	Производительность или мощность
—	Электромотор . . . . .	Закрытый ВЭС	1,0 квт
5	Тягомер Крель . . . . .	Шкала до 50 мм вод. ст.	—
6	Водяной затвор . . . . .	Закрытый с внутренней стенкой	H = 260 мм вод. ст.
7	Поглотительный скруббер . . . . .	d = 200 мм, h = 3500 мм	2—3 м <sup>3</sup> /час
12	Восстановительный скруббер . . . . .	d = 200 мм h = 3500 мм	2—3 м <sup>3</sup> /час
10, 15	Насос . . . . .	Шестеренчатый	150 л/час
—	Электромотор . . . . .	Закрытый, ВЭО	8,0 квт
11	Электрический подогреватель раствора триэтанолamina . . . . .	Цилиндрический d = 200 мм, h = 400 мм	0,8 квт
11a	Электрический подогреватель раствора триэтанолamina . . . . .	Цилиндрический, d = 200 мм, h = 400 мм	3,0 квт
14	Холодильник раствора триэтанолamina . . . . .	Змеевиковый, длина 8 м	—
15, 16	Адсорбер с силикагелем	Колонка, d = 170 мм, h = 470 мм	Вес силикагеля 5 кг, удельная производительность 1,0 м <sup>3</sup> газа на 1 кг силикагеля
17	Электрический подогреватель воздуха . . . . .	Коробчатый закрытый	2,5 квт
18	Тягомер Крель . . . . .	Шкала до 50 мм вод. ст.	—
19	Электрическая печь . . . . .	Лабораторная, диаметр муфты 100 мм, длина 1,0 м. Температура нагрева до 900 °С	9,0 квт

## 2. Стали, подвергавшиеся исследованию

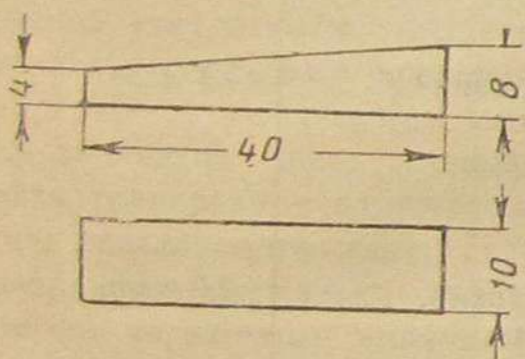
Для исследования были взяты в основном углеродистые и хромистые стали различных марок, а также хромоникелевая сталь и хромоалюминиевомолибденовая; данные о химическом составе сталей приведены в табл. 3. Кроме того, исследовалось влияние газа на малоуглеродистые

Химический состав сталей

Таблица 3

Марка стали	Химический состав в %			
	C	Mn	Cr	Другие элементы
20	0,26	0,88	—	—
20	0,24	0,53	—	—
40	0,38	0,21	—	—
У12	1,18	0,31	—	—
20X	0,23	0,61	0,99	—
40X	0,38	—	0,97	—
20X (цементированная)	0,20	0,49	0,92	—
ШХ-9	1,10	—	0,89	—
Э-2	0,14	0,58	0,66	2,27% Ni
35ХМЮА	0,35	—	1,5	0,50 Mo и 1,0 Al

цементуемые стали, прошедшие предварительную цементацию в твердом карбюризаторе.



Фиг. 7. Эскиз плоского косоугольного образца для исследования обезуглероживания методом измерения твердости (обработка кругом  $\nabla\nabla\nabla$ , размеры в пределах допуска  $\pm 0,1$  мм).

Выбор сталей, приведенных в таблице, обуславливался их широким применением для изготовления деталей автомобилей и тракторов. Кроме того, была взята в качестве контрольной сталь для азотирования марки 35ХМЮА. При этом мы исходили из того предположения, что характерной особенностью этой стали является высокая ее склонность к обезуглероживанию.

Для исследования были приняты два типа образцов — плоские косоугольные (фиг. 7) и цилиндрические образцы

диаметром 15 мм, высотой 25 мм для контроля результатов опытов по микроструктуре и изменению веса образца.

### 3. Методы оценки окисляющего и обезуглероживающего воздействия атмосферы на стали

При оценке результатов проведенных опытов были приняты следующие методы оценки окисляющего и обезуглероживающего воздействия атмосферы на исследуемые стали. Оценка окисляющего воздействия атмосферы производилась путем визуального наблюдения над поверхностью образцов. При любом составе исследуемой атмосферы образования

окалины на поверхности не было обнаружено и наблюдалось только некоторое изменение вида поверхности (от блестящей до зеленой матовой).

Так как данная работа имела основной целью исследование и выбор атмосферы необезуглероживающей стали, то необходимо было использовать такой метод оценки обезуглероживания или науглероживания стали, который давал бы возможность точно и, главное, количественно оценить влияние данной атмосферы на исследуемые стали. Обычно применяемый для оценки обезуглероживания метод микроструктурного анализа является непригодным по следующим причинам.

1. При частичном обезуглероживании легированных сталей нельзя определить (даже при небольших скоростях охлаждения) глубину обезуглероживания слоя вследствие образования структур мартенситового или бейнитового типа на поверхности образца.

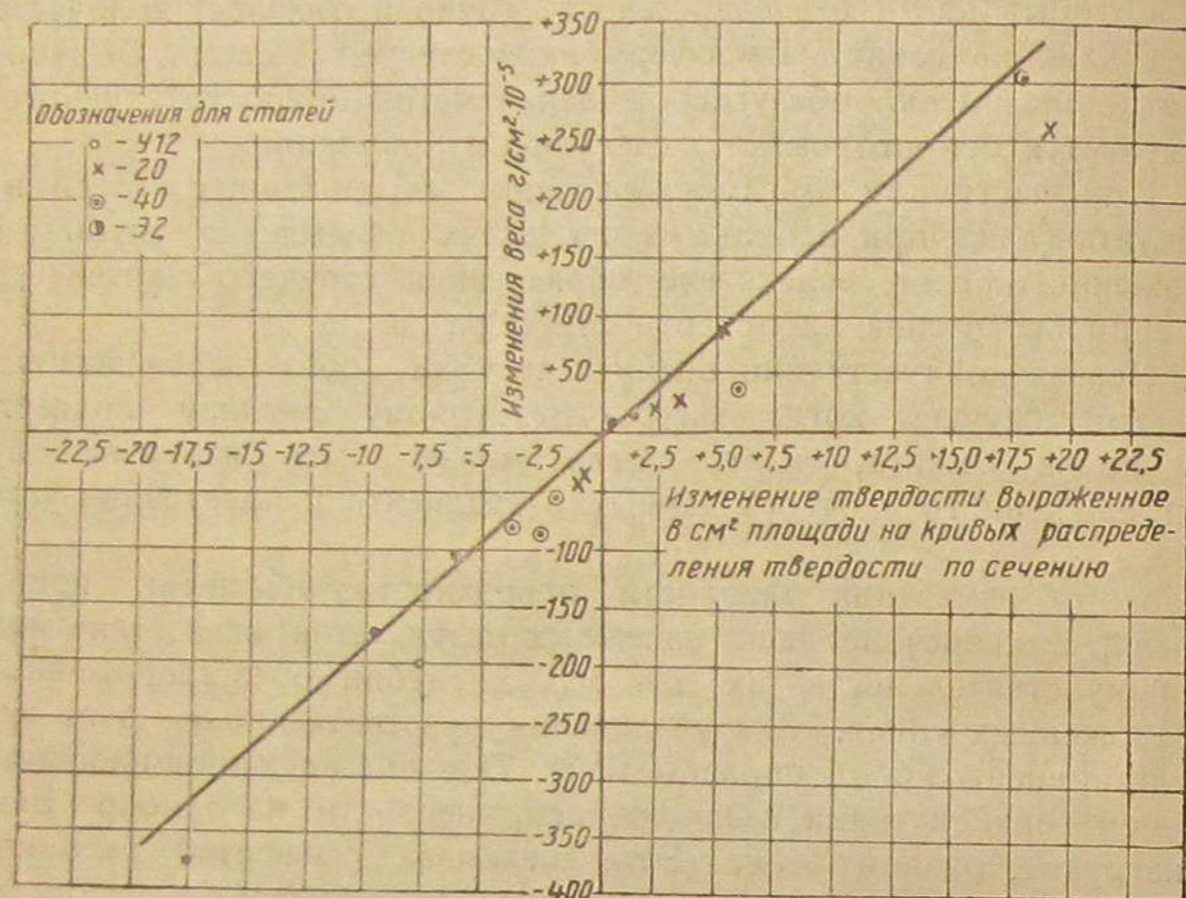
2. Нельзя количественно оценить величину обезуглероживания даже и в том случае, когда микроструктурному анализу подвергается сталь после отжига, т. е. когда может быть измерена глубина обезуглероживания слоя без данных о градиенте концентрации углерода в слое.

Способы измерения твердости поверхности обычными приборами (Роквелл, Виккерс) не дают надежных результатов вследствие недостаточной чувствительности их для малых глубин обезуглероживания или науглероживания слоев. Для увеличения чувствительности этих методов были применены косые образцы (фиг. 7) с последующим плоским шлифованием верхней грани и измерением твердости на приборе Виккерса при нагрузке, равной 5 кг. Это увеличивало масштаб глубины слоя в 10 раз по сравнению с обычными способами измерения распределения твердости по сечению. Однако и в этом случае крупным недостатком способа измерения твердости, так же как и микроструктурного анализа, остается невозможность выразить количественно результаты воздействия атмосферы на сталь. Поэтому возникла необходимость применить другие методы исследования. Метод послойного химического анализа исследуемых сталей на содержание углерода является чрезвычайно громоздким, длительным и дорогим, особенно для столь большого количества определений, которые требовалось провести, а поэтому не мог быть использован.

Для установления надежного и чувствительного метода, позволяющего количественно оценить величину обезуглероживания или науглероживания, была проверена возможность использования метода взвешивания, предложенного Кебелом [3]. В том случае, когда поверхность образца не подвергается значительному окислению с образованием окалины (что имело место при проведении данного исследования), возможно связать уменьшение веса образца на единицу поверхности с обезуглероживанием и, наоборот, — увеличение веса образца с науглероживанием поверхности. Для взвешивания образцов диаметром 15 мм и высотой 25 мм применялись аналитические весы с точностью взвешивания до  $\pm 0,0002$  г. Изменения веса в граммах относились к единице поверхности в квадратных сантиметрах, причем для удобства изображения результатов был введен в знаменатель коэффициент  $10^{-5}$ . Таким образом размерность получаемых результатов выражалась в  $г/см^2 \cdot 10^{-5}$ .

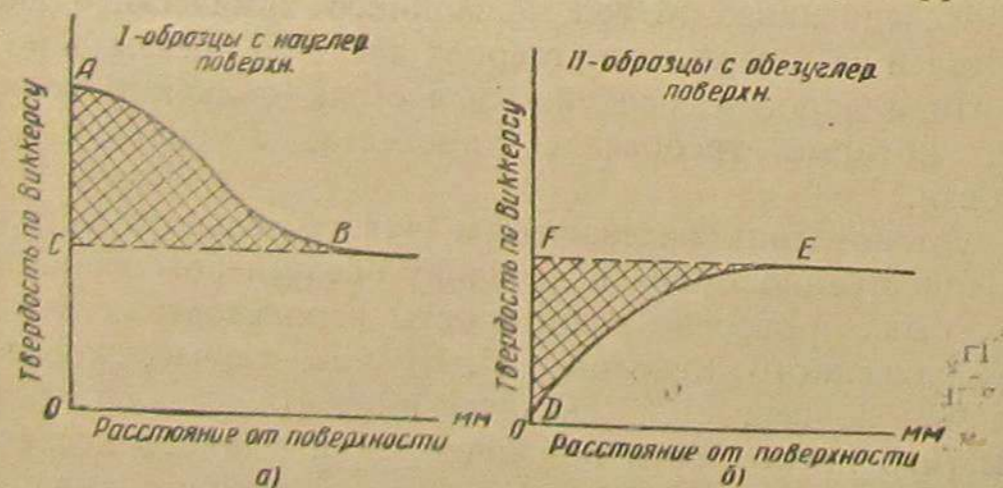
Многочисленные предварительные опыты и в особенности сопоставление результатов взвешивания с изменением твердости на косых образцах подтвердили высокую чувствительность метода взвешивания и хорошее совпадение результатов, полученных по обоим методам.

На фиг. 8 показано соотношение между изменением веса образцов и интегральным изменением твердости, выраженным в виде значений



Фиг. 8. Зависимость между изменением веса и изменением твердости в образцах разных сталей.

площадей в квадратных сантиметрах на кривых распределения твердости по сечению образцов после нормализации их в контролируемой атмосфере.



Фиг. 9. Схема для подсчета площадей на кривых распределения твердости на фиг. 10—13:

а — образцы с науглероженной поверхностью; б — образцы с обезуглероженной поверхностью.

сфере. Для образцов с науглероживанием подсчет величины указанных площадей в квадратных сантиметрах производился в соответствии со схемой I на фиг. 9, а для образцов с обезуглероживанием поверхности —

в соответствии со схемой II на той же фигуре (см. заштрихованную площадь). При этом значения площади на кривых твердости для образцов, показавших понижение твердости против исходной, т. е. с обезуглероженным слоем, располагаются на фиг. 9 влево от нуля на оси абсцисс, а для образцов с науглероживанием — вправо от нуля.

Кривые изменения твердости, которые были использованы для построения фиг. 8, представляют собой результаты опытов, проведенных при различных условиях (с изменением температур скруббера и печи, длительности нагрева) и изображены на фиг. 10—13 в первоначальном масштабе: по оси абсцисс 1 см равен 0,1 см расстояния от поверхности; по оси ординат 1 см равен изменению твердости на 40 единиц по Виккерсу.

В связи с тем, что для нормализованной стали наблюдается линейная зависимость между изменением твердости и содержанием углерода, имеются основания считать, что отложенные по оси абсцисс на фиг. 8 значения площадей являются эквивалентными значениям содержания углерода.

Как видно из фиг. 8, имеет место достаточно удовлетворительное совпадение между результатами определения обезуглероживания по методу взвешивания образцов и по методу измерения твердости на косых шлифах, дающему возможность косвенным путем, для нормализованной стали, установить изменение содержания углерода в поверхностных слоях.

Вследствие простоты и точности метод взвешивания был принят в качестве основного метода количественной оценки обезуглероживающего или науглероживающего воздействия атмосферы на исследуемые стали. При этом периодически производилась также проверка микроструктуры и распределения твердости.

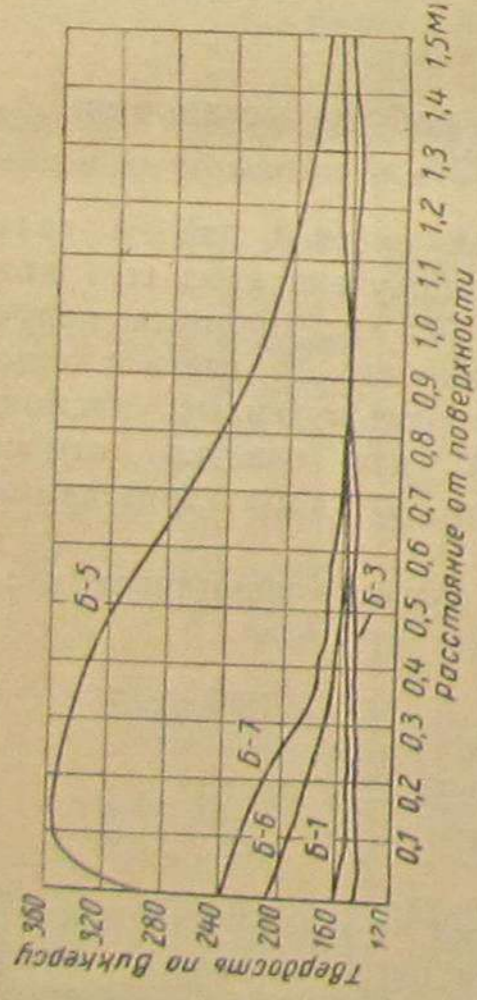
#### 4. Исследование и выбор режима работы установки для поглощения CO<sub>2</sub>

Как было установлено выше, основной задачей работы являлось исследование контролируемой атмосферы, полученной из генератора и подвергнутой осушке и очистке от CO<sub>2</sub>. Так как процессы получения газа из автомобильного генератора и осушки его от влаги с помощью силикагели достаточно ясны, то ниже приводятся данные, касающиеся только исследования работы установки для очистки атмосферы от CO<sub>2</sub> посредством 50%-ного водного раствора триэтанолamina N(CH<sub>2</sub>CH<sub>2</sub>OH)<sub>3</sub>.

Основные свойства 50%-ного водного раствора триэтанолamina приводятся ниже.

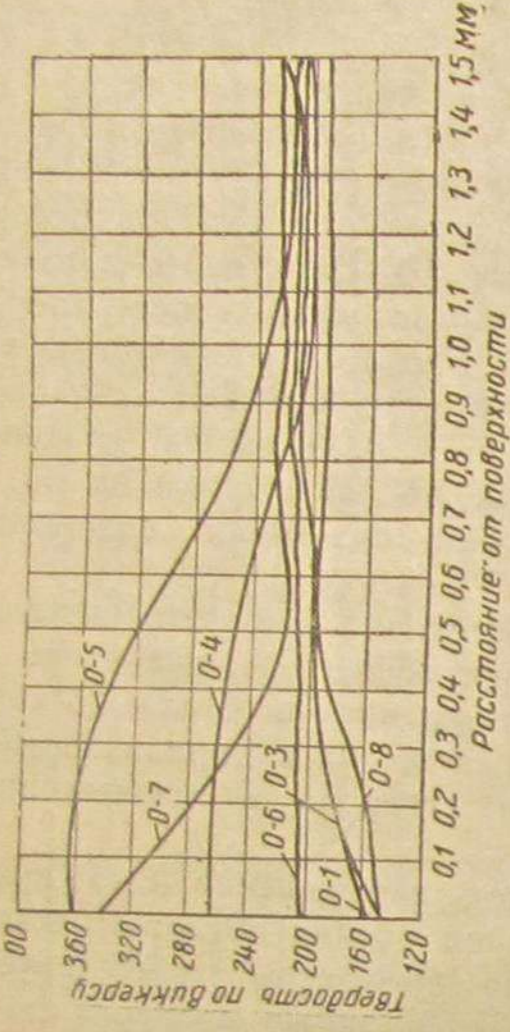
Удельный вес при 15° С . . . . .	1,09 г/см <sup>3</sup>
Температура кипения при 760 мм вод. ст. . . . .	208° С
Температура замерзания 50%-ного раствора . . . . .	-26° С
Теплоемкость 50%-ного раствора при 25° С . . . . .	0,787 кал/кг
Теплота реакции при поглощении CO <sub>2</sub> . . . . .	350 кал/кг

Первая серия опытов была осуществлена на установке с одним подогревателем II (фиг. 6) для восстановления поглотительной способности раствора перед поступлением его в восстановительный скруббер. Так



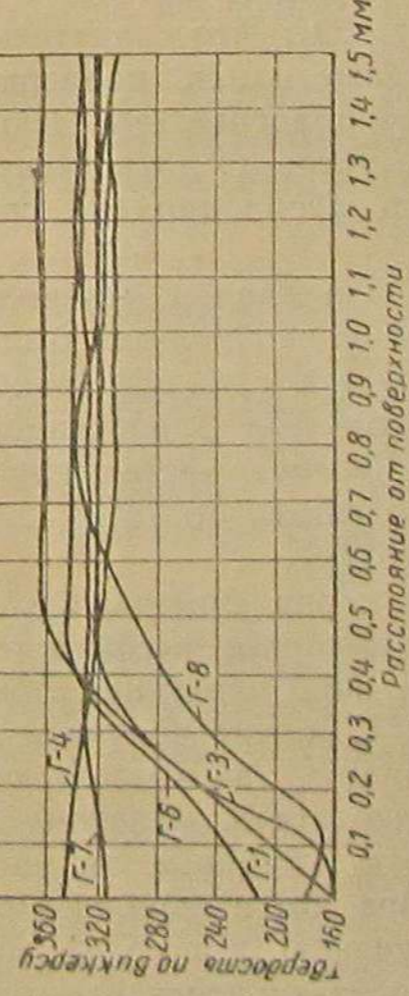
Фиг. 10. Распределение твердости по сечению и изменение веса косых образцов из стали 20 в зависимости от режима работы установки.

№ образца	Температура восстановительного скруббера		Содержание H <sub>2</sub> O в %	Режим нагрева образцов		Изменение веса в г/см <sup>2</sup> · 10 <sup>-5</sup>
	1-й подогреватель	2-й подогреватель		Температура в °C	Выдержка в мин.	
Б-3	Не работает	Не работает	2	820	60	-44
Б-1	98	96	2	810	60	-42
Б-6	92	95	0,4	850	60	+23
Б-7	96	97	0,04	850	15	+30
Б-5	98	98	0,04	850	120	+257



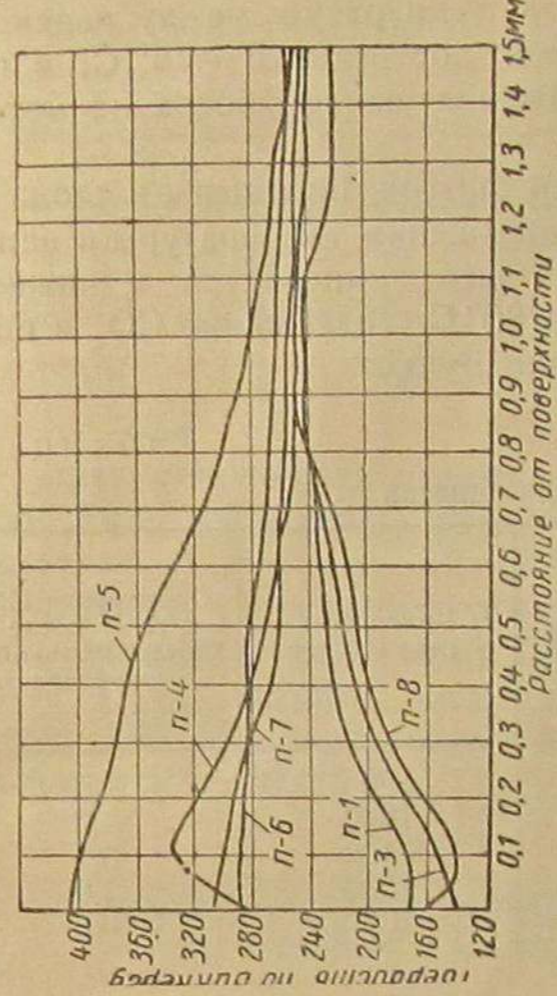
Фиг. 11. Распределение твердости по сечению и изменение веса косых образцов из стали 40 в зависимости от режима работы установки.

№ образца	Температура восстановительного скруббера		Содержание H <sub>2</sub> O в %	Режим нагрева образца		Изменение веса в г/см <sup>2</sup> · 10 <sup>-5</sup>
	1-й подогреватель	2-й подогреватель		Температура в °C	Выдержка в мин.	
О-3	Не работает	Не работает	2	820	60	-92
О-1	98	96	2	810	60	-62
О-8	Не работает	Не работает	0,04	850	60	-83
О-6	92	95	0,04	830	60	+5
О-7	96	98	0,04	850	15	+34
О-5	98	98	0,04	850	120	+306
О-4	91	97	0,04	800	60	+80



Фиг. 12. Распределение твердости по сечению и изменение веса косых образцов из стали У12 в зависимости от режима работы установки.

№ образца	Температура восстановительного скруббера		Содержание H <sub>2</sub> O в %	Режим нагрева образца		Изменение веса в г/см <sup>2</sup> · 10 <sup>-5</sup>
	1-й подогреватель	2-й подогреватель		Температура в °C	Выдержка в мин.	
Г-3	Не работает	Не работает	2	820	60	-176
Г-1	98	96	2	810	60	-203
Г-8	Не работает	Не работает	0,04	850	60	-372
Г-6	92	95	0,04	830	60	-107
Г-7	96	97	0,04	850	15	+2
Г-4	91	94	0,04	800	60	+12



Фиг. 13. Распределение твердости по сечению и изменение веса косых образцов из стали 40Х в зависимости от режима работы установки.

№ образца	Температура восстановительного скруббера		Содержание H <sub>2</sub> O в %	Режим нагрева образца		Изменение веса в г/см <sup>2</sup> · 10 <sup>-5</sup>
	1-й подогреватель	2-й подогреватель		Температура в °C	Выдержка в мин.	
П-3	Не работает	Не работает	2	820	60	-85
П-1	98	96	2	810	60	-68
П-8	Не работает	Не работает	0,04	850	60	-65
П-6	92	95	0,04	830	60	-15
П-7	96	97	0,04	850	15	+12
П-5	98	98	0,04	850	120	+323
П-4	91	94	0,04	800	60	+72

как в самом восстановительном скруббере не имелось подогревателя, раствор триэаноламина при поступлении его в этот скруббер подвергался значительному охлаждению. Перепад температур между верхним подогревателем и нижней частью скруббера достигал  $15-25^{\circ}\text{C}$ , и по этой причине температура раствора по выходе из скруббера не могла быть получена выше  $80^{\circ}\text{C}$ .

Результаты, полученные при проведении опытов, помещены в табл. 4. Эти данные показывают, что только при повышении температуры в верхнем подогревателе до  $105^{\circ}\text{C}$  (вследствие чего температура в нижней части восстановительного скруббера равна  $80^{\circ}\text{C}$  (содержание  $\text{CO}_2$  в газе (по автоматическому газоанализатору) равно нулю.

Таблица 4

Результаты первой серии опытов

Температура восстановленного раствора в $^{\circ}\text{C}$		Температура поглотительного скруббера в $^{\circ}\text{C}$	Количество газа в л/час	Содержание $\text{CO}_2$ в газе после поглотительного скруббера
после 1-го подогревателя	внизу восстановительного скруббера			
20	20	21	1900	4,5
76	67	38	1600	4,0
80	70	36	1100	3,2
90	75	39	1500	1,0
105	80	38	1300	0,0

При более же низких температурах в подогревателе в атмосфере наблюдается достаточно высокий процент  $\text{CO}_2$ , что свидетельствует об отсутствии полного поглощения. Однако даже и при поддержании максимально возможной температуры в верхнем подогревателе ( $105^{\circ}\text{C}$ ) более длительное время, содержание  $\text{CO}_2$  в газе после поглотительного скруббера начинало возрастать, т. е. полностью адсорбционная способность раствора не восстанавливалась.

В результате этого стали с высоким содержанием углерода подвергались резкому обезуглероживанию. Поэтому необходимо было принять меры к повышению температуры раствора в восстановительном скруббере. После ряда предварительных опытов был спроектирован и построен дополнительный подогреватель в нижней части скруббера *Па* (фиг. 6), при помощи которого можно достигать более высоких температур раствора в восстановительном скруббере.

В табл. 5 приведены результаты 2-й серии опытов после нагрева раствора в восстановительном скруббере до более высоких температур.

Как показали поверочные испытания, при изменении температуры регенерации раствора в пределах  $90-100^{\circ}\text{C}$  можно получить атмосферу из генераторного газа как науглероживающую, так и обезуглероживающую любые из принятых для исследования стали. Поэтому предварительные опыты по подбору режимов работы установки для восстановления поглотительной способности раствора были закончены на этой стадии и возможно было перейти к изучению взаимодействия между контролируемой атмосферой различного состава и исследуемыми сталями.

Таблица 5

Результаты второй серии опытов

Температура восстановленного раствора в $^{\circ}\text{C}$		Температура поглотительного скруббера в $^{\circ}\text{C}$	Количество газа в л/час	Содержание $\text{CO}_2$ в газе после поглотительного скруббера по прибору (ТИ)
после 1-го подогревателя	внизу восстановительного скруббера			
98	90	45-50	500	1,3
90	90	47-51	1200	1,5
96	95	47-51	1200	0,7
96	95	45-50	1200	1,0
101	98	45-50	1200	0,4

Для установления оптимальной температуры в поглотительном скруббере были проведены опыты, которые показали, что наилучшей является температура не выше  $43-50^{\circ}\text{C}$ , ибо при более высокой температуре наблюдается повышение обезуглероживающей способности атмосферы. Так, например, при температуре поглотительного скруббера, равной  $55-60^{\circ}\text{C}$ , потеря веса, определяющая обезуглероживание стали марки ШХ-15, составляет  $46 \text{ г/см}^2 \cdot 10^{-5}$ , а при температуре  $43^{\circ}\text{C}$  — только  $12 \text{ г/см}^2 \cdot 10^{-5}$ .

### 5. Исследование взаимодействия между контролируемой атмосферой и сталями с различным содержанием углерода

На основе результатов, полученных при предварительных опытах, было проведено исследование влияния различного состава атмосферы на стали. При этом изменялся состав контролируемой атмосферы, температура и время выдержки при нагреве.

Изменение состава контролируемой атмосферы осуществлялось комбинацией различных методов очистки генераторного газа от  $\text{CO}_2$  и  $\text{H}_2\text{O}$  и изменением режима работы восстановительного скруббера при последующей обязательной осушке атмосферы.

Анализ полученных результатов (табл. 6) позволяет сделать следующие выводы.

1. Генераторный газ без очистки от  $\text{CO}_2$  и без осушки обезуглероживает стали не только с содержанием углерода  $0,4-1,2\%$ , но даже и стали, содержащие  $0,2\%$  С (опыт 30, табл. 6). При этом наблюдается некоторое окисление поверхности, которая приобретает серо-голубой цвет.

2. Генераторный газ, очищенный от  $\text{CO}_2$ , но не осушенный (опыт 29, табл. 6), обезуглероживает также все стали. Следует отметить, однако, что поверхность образцов почти не окисляется после нагрева в такой атмосфере, а только уменьшается отражательная способность поверхности.

3. Генераторный газ, не очищенный от  $\text{CO}_2$ , но осушенный (опыт 35, табл. 6), также обезуглероживает все стали и окисляет поверхность до серо-голубого цвета.

Таким образом генераторный газ без удаления  $\text{CO}_2$  и  $\text{H}_2\text{O}$  или же с удалением только одного из этих компонентов не предохраняет стали

Результаты опытов с контролируемой

№ опыта	Метод обработки генераторного газа	Содержание в %		Изменение веса в г/см <sup>2</sup> 10 <sup>-5</sup> для сталей марок						
		CO <sub>2</sub>	H <sub>2</sub> O	20	40	У12	20X	40X	цементированные	
									20X	Э2
30	Генераторный газ без очистки от CO <sub>2</sub> и без осушки	13	2	-44	-92	-176	-41	-85	-88	-117
29	Генераторный газ после поглощения CO <sub>2</sub> при температуре восстановительного скруббера 98° С, но без осушки . . . . .	0,9	2	-42	-62	-203	-22	-68	-87	-84
35	Генераторный газ без очистки от CO <sub>2</sub> , но с осушкой . . . . .	13	0,04	-33	-83	-372	-6	-65	-149	-127

Примечание. Температура печи была 850° С; выдержка образцов в печи

Результаты опытов, проведенных при различных

№ опыта	Температура нагрева восстановительного скруббера в °С	Содержание в %		Изменение веса в г/см <sup>2</sup> 10 <sup>-5</sup> для сталей								
		CO <sub>2</sub>	H <sub>2</sub> O	20	40	У12	20 цементированная	20X	40X	ШХ9	Э2	Э2 цементированная
43	90	1,5	0,04	+28	-10	-140	-63	+29	+42	-142	+33	-34
39	90	1,3	0,04	+15	-8	-135	-64	+25	-5	-79	-	-35
Среднее из двух опытов при температуре скруббера												
-	90	1,4	0,04	+21	-9	-137	-63	+27	+18	-110	+33	-34
42	95	1,0	0,04	+100	+88	-1,3	+50	+94	+101	+32	+80	+53
41	100	0,4	0,04	+135	+115	+28	+67	+129	+72	+86	-	+49

Примечание: Генераторный газ применялся во всех опытах очищенный составляла 60 мин.; знаком минус отмечено обезуглероживание знаком плюс —

атмосферой различного состава

Глубина слоя частичного обезуглероживания в мм для сталей марок			Состояние поверхности образцов стали после нагрева и охлаждения под током газа	Производительность генератора в м <sup>3</sup> /час	Количество атмосферы, поступающей в печь в м <sup>3</sup> /час
20	40	У12			
-0,25	-0,4	-0,35	Серо-голубая поверхность	13,7	2,7
-0,25	-0,20	-0,30	Слегка уменьшенная отражательная способность поверхности . . . . .	12,7	2,7
0,0	-0,25	-0,24	Серо-голубая поверхность	12,7	1,7

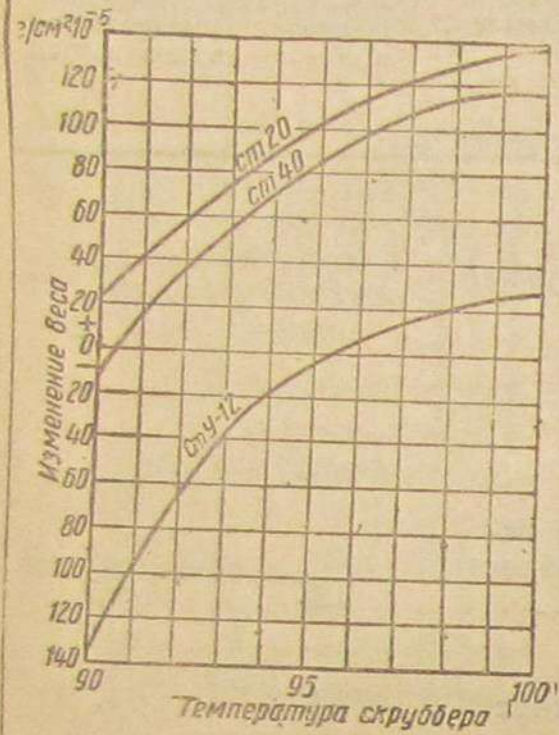
составляла 60 мин., знаком минус отмечено обезуглероживание.

Таблица 7

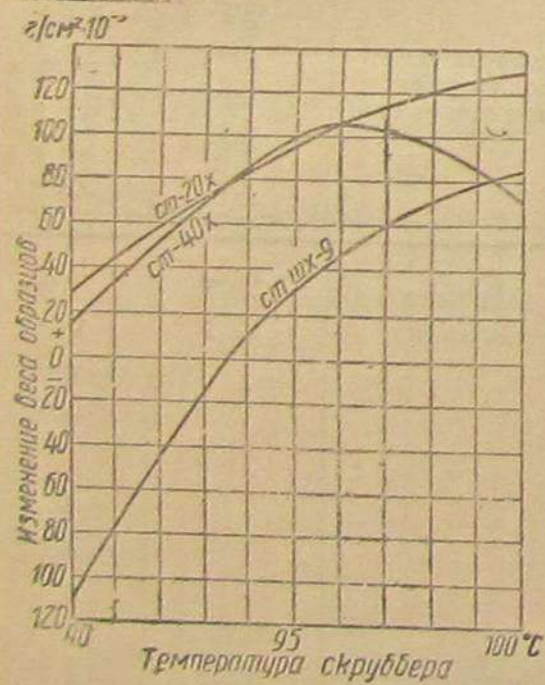
температурах восстановительного скруббера

марок	Глубина слоя частичного обезуглероживания или науглероживания для сталей марок					Состояние поверхности образца стали после нагрева и охлаждения под током газа	Производительность генератора в м <sup>3</sup> /час	Количество атмосферы, поступающей в печь в м <sup>3</sup> /час
	335 ХМЮА	20X цементированная	20	40	У12			
+25 +18	-37 -40	0,0 —	0,0 —	-0,15 —	—	Светлая, матовая Светлая, матовая	12,7 12,7	1,2 0,5
+22 +103 +108	-39 +40 +52	0,0 +0,40 +0,50	0,0 +0,3 +0,25	-0,15 +0,0 0,0	—	Светлая, матовая Светлая, матовая	12,7 12,7	1,2 1,2

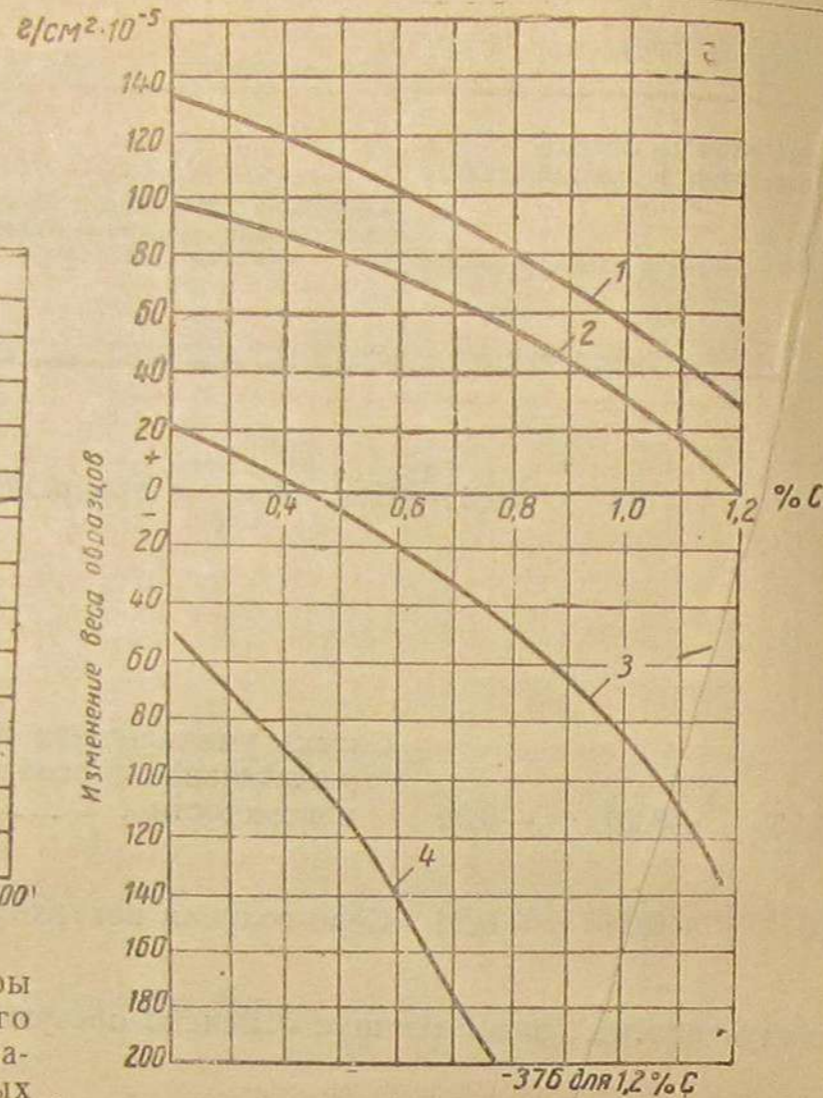
от CO<sub>2</sub> и осушенный. Температура печи была 850° С; выдержка образцов в печи науглероживание.



Фиг. 14. Влияние температуры нагрева восстановительного скруббера на обезуглероживание различных углеродистых сталей.

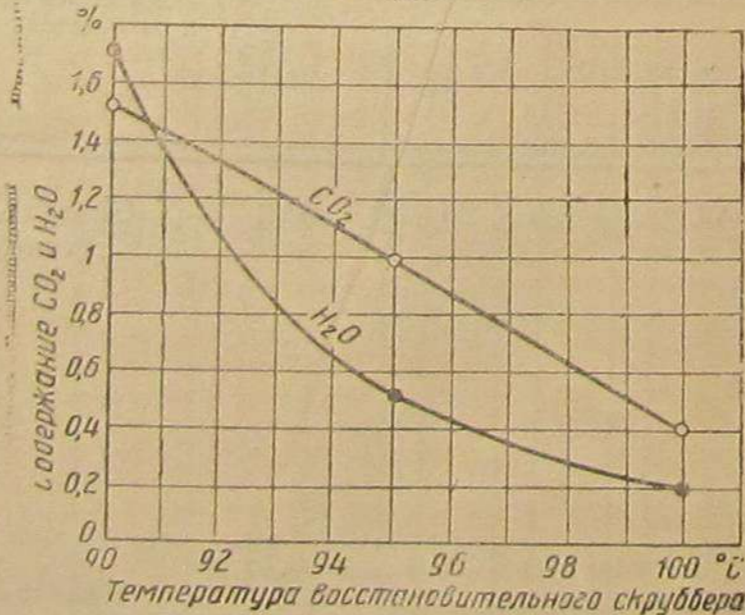


Фиг. 15. Влияние температуры нагрева восстановительного скруббера на обезуглероживание различных хромистых сталей.



Фиг. 16. Изменение веса углеродистых сталей в зависимости от содержания углерода при различной температуре восстановительного скруббера:

1 — при температуре скруббера 100° С; 2 — при температуре скруббера 95° С; 3 — при температуре скруббера 90° С; 4 — без нагрева скруббера, но с осушкой от H<sub>2</sub>O.



Фиг. 17. Содержание CO<sub>2</sub> и H<sub>2</sub>O в атмосфере после печи при различных режимах работы установки для поглощения CO<sub>2</sub>. Температура печи 850° С.

от обезуглероживания и предохраняет от окисления только в том случае, если удаляется только CO<sub>2</sub>. Естественно, что для термической обработки сталей со средним и высоким содержанием углерода такая атмосфера является непригодной.

Дальнейшие исследования производились с атмосферой, приготовленной из генераторного газа с последующим удалением H<sub>2</sub>O и CO<sub>2</sub>. При этом для подбора оптимального состава атмосферы применительно к каждой из исследуемых сталей, изменялся температурный режим работы восстановительного скруббера, ибо предварительные опыты показали, что обезуглероживающая способность атмосферы при этом изменяется в широких пределах.

Результаты этих опытов приведены в табл. 7, из рассмотрения которых могут быть сделаны следующие выводы.

1. При осушке атмосферы и удалении CO<sub>2</sub> поверхность образцов получается светлой, без окисления при изменении температуры восстановительного скруббера в пределах 90—100° С.

2. Изменение температуры восстановительного скруббера приводит к значительному изменению обезуглероживающей способности атмосферы. Так, например, при температуре скруббера 90° С атмосфера является слегка науглероживающей для стали 20, нейтральной для стали 40 и обезуглероживающей для стали У12. При нагреве скруббера до температуры 95° С атмосфера становится науглероживающей для сталей 20 и 40 и нейтральной для стали У12.

Зависимость между температурным режимом работы восстановительного скруббера и влиянием атмосферы на обезуглероживание или науглероживание сталей разного состава показана на фиг. 14—16. Из этих данных видно, что изменяя температурный режим работы восстановительного скруббера можно получить из генераторного газа атмосферу необезуглероживающую и не окисляющую любую из исследуемых сталей. Очевидно, что одна и та же атмосфера является науглероживающей для стали с низким содержанием углерода и обезуглероживающей для стали с высоким содержанием углерода (например, кривая на фиг. 17 для углеродистой стали, содержащей 0,2% С и 1,2% С при температуре скруббера 90° С).

Неоднократно повторяемые последующие опыты при изменении режима нагрева скруббера всегда приводили к получению воспроизводимых результатов в отношении обезуглероживания или науглероживания отдельных сталей.

В заключение следует отметить, что измерения влажности атмосферы по выходе из печи показали, что с повышением температуры нагрева восстановительного скруббера, а значит с понижением содержания CO<sub>2</sub>, содержание водяного пара в атмосфере после печи резко снижается (фиг. 17). Этим экспериментально подтверждается, что развитие реакции водяного пара (5), протекающей при нагреве атмосферы внутри печи, значительно замедляется при понижении содержания CO<sub>2</sub> в атмосфере. Из фиг. 17 видно также, что в контролируемой атмосфере, предварительно осушенной (0,04% H<sub>2</sub>O) и содержащей 1,5% CO<sub>2</sub> (температура скруббера 90° С), после нагрева в печи до температуры 850° С содержание водяного пара повышается до 1,7%, т. е. почти будет равно содержанию водяного пара в атмосфере без осушки (2%). Поэтому



такая атмосфера является обезуглероживающей для стали с содержанием углерода более 0,4—0,5%. Только при уменьшении содержания  $\text{CO}_2$  до 0,4%, резко понижается содержание водяного пара в атмосфере после печи, и указанная атмосфера становится пригодной для нагрева без обезуглероживания сталей с высоким содержанием углерода.

## 6. Заключение

Исследование контролируемой атмосферы, приготовляемой в автомобильном газогенераторе с использованием в качестве исходного сырья древесных чурок, показало, что применяя осушку и удаляя  $\text{CO}_2$  из генераторного газа вполне возможно получить атмосферу неокисляющую и обезуглероживающую при нагреве автомобильные стали со средним и высоким содержанием углерода.

Регулирование обезуглероживающей способности атмосферы для различных сталей и подбор атмосферы оптимального состава легко осуществить путем изменения температурного режима восстановительного скруббера.

Кроме того при проведении данной работы были исследованы возможности применения более чувствительного метода для количественного определения обезуглероживающей или науглероживающей способности атмосферы. Проведенные опыты показали, что метод взвешивания является наилучшим и наиболее простым в тех случаях, когда нет значительного окисления поверхности стали. Указанный метод может быть с успехом использован для простой и вместе с тем надежной количественной оценки влияния контролируемой атмосферы на изменение содержания углерода в данной стали.

Контролируемая атмосфера из генераторного газа с очисткой его от  $\text{CO}_2$  и  $\text{H}_2\text{O}$  может и должна найти широкое применение на автомобильных заводах при нагреве без обезуглероживания стали со средним и высоким содержанием углерода. При этом возможно использовать доступное всем заводам сырье для приготовления контролируемой атмосферы (древесные чурки), а для постройки установки не требуется никаких дефицитных и дорогих материалов.

Все полученные в настоящей работе выводы могут быть с полным основанием применены также и к атмосфере, получаемой путем частичного сжигания углеводородных газов (природный газ, бутан, пропан и др.). В этом случае вместо автомобильного генератора для древесных чурок необходимо установить камеру для частичного сжигания газа, а все остальные элементы установки могут остаться без изменений.

## ЛИТЕРАТУРА.

1. А. А. Шмыков, Взаимодействие атмосферы водород-азот со сталью при термообработке. Труды НАТИ, вып. 42, 1945, стр. 94—134.
2. А. А. Шмыков, Газогенераторная установка для приготовления контролируемой атмосферы, "Вестник машиностроения" № 11—12, 1943, стр. 113—117.
3. Koebel N. K., Industrial controlled atmospheres, Chicago 1942, p. 97.

Инж. М. М. ТЕНЕНБАУМ

## ИССЛЕДОВАНИЕ ИЗМЕНЕНИЙ МИКРОГЕОМЕТРИИ ТРУЩИХСЯ ПОВЕРХНОСТЕЙ В ПЕРИОД ПРИРАБОТКИ

В статье излагаются результаты опытов по исследованию изменений микрогеометрии трущихся поверхностей оригинальным методом анализа, разработанным автором. В результате опытов были установлены типовые процессы изменения микрогеометрии, имеющие большое значение для анализа поверхностей работавших деталей машин.

Срок службы двигателей внутреннего сгорания и других машин высокого класса определяется в основном износостойкостью трущихся поверхностей их ответственных деталей. Наряду с улучшением смазки и материалов трущихся пар повышение износостойкости в значительной степени связано также с микрогеометрическим строением поверхностей трения. Известно, что с повышением степени гладкости поверхностей цапф уменьшается износ подшипников, увеличивается нагрузка, при которой начинается заедание, и снижаются потери на трение. Повышение гладкости является широко распространенным и действенным средством улучшения работы трущихся поверхностей. Наблюдение за работой деталей машин позволяет, однако, сделать предположение, что повышение гладкости является не единственным средством повышения качества и долговечности трущихся поверхностей (за счет их обработки). Шероховатые поверхности при определенных условиях изготовления по своим служебным свойствам<sup>1</sup> сравнимы, а иногда и превосходят весьма гладкие поверхности. Таким образом шероховатость становится положительным фактором в процессе изнашивания. Выявление шероховатости, благоприятной для трения и износа поверхностей, имеет большое практическое значение, как всякое мероприятие, способствующее снижению износа или повышению нагрузки без снижения надежности сопряжения.

### Изменения микрогеометрии при изнашивании

В первой стадии процесса изнашивания — при приработке — микрогеометрия трущихся поверхностей претерпевает существенные изменения.

<sup>1</sup> Под служебными свойствами понимаются все свойства трущейся пары, имеющие значение для правильной и долговечной работы машины: способность выдерживать нагрузку, сохранение зазора, малые потери на трение, возможность кратковременной работы при временном недостатке смазки.

Принято считать, что во время приработки происходит заглаживание неровностей и что именно благодаря этому улучшаются условия трения. Во время приработки действительная поверхность трения увеличивается, а удельное давление и температура трущихся поверхностей снижаются [1]<sup>1</sup>. Таким образом приработка приводит к изменениям микрогеометрии, обеспечивающим увеличение несущей поверхности.

В 1933 г. была предложена схема приращения несущей поверхности [2], основанная на том предположении, что при сопряжении двух обработанных поверхностей касание происходит только на выступах наиболее высоких неровностей. Во время приработки поверхностей выступающие неровности постепенно истираются и действительная площадь контакта увеличивается. При этом предполагается также, что изнашиваемая поверхность находится в контакте с идеально гладкой поверхностью. Имея профилограмму, можно построить кривую, показывающую приращение несущей поверхности по мере изнашивания неровностей (эта кривая в дальнейшем будет называться кривой несущей поверхности). Для этого профиль неровностей рассекается параллельными линиями, и длины отрезков, проходящих через металл, складываются для каждого положения секущей линии. Суммарная длина таких участков считается эквивалентной несущей поверхности в каждом сечении.

В работах некоторых исследователей [3] отмечается, что во время изнашивания сначала истираются наиболее выступающие точки обеих поверхностей, причем по истечении весьма длительного срока обе касающиеся друг друга поверхности станут более или менее гладкими, после чего истирание будет продолжаться весьма медленно. Кривая несущей поверхности определяет сумму опорных площадок в момент, когда износ достиг некоторой величины от высшей точки профильной кривой [3]. Некоторые авторы [4] указывают, что кривая несущей поверхности выражает возрастание несущей поверхности детали по мере увеличения ее износа.

Таким образом изменение микрогеометрии при изнашивании представляется в виде постепенного истирания неровностей по одному уровню. Кривая приращения несущей поверхности и геометрическая схема ее построения используются многими исследователями при изучении связи между микрогеометрией и износом трущихся поверхностей. Схема изменения микронеровностей при изнашивании, используемая для построения кривой несущей поверхности, является единственной полной картиной изменений микрогеометрии. При анализе кривой несущей поверхности можно сделать вывод, что чем выше степень гладкости поверхности, тем большая ее доля воспринимает нагрузку и, следовательно, тем меньше будет износ поверхности. Практика подтверждает это. С повышением степени гладкости служебные свойства трущихся поверхностей сильно возрастают.

Вместе с тем наблюдаются случаи, когда шероховатые поверхности имеют лучшие показатели трения и износа<sup>2</sup>, чем гладкие [5]. Тогда

<sup>1</sup> См. список литературы в конце статьи.

<sup>2</sup> Наблюдения некоторых исследователей свидетельствуют о том, что на весьма гладких поверхностях иногда снижается нагрузка, при которой начи-

геометрическая схема изменений микронеровностей теряет смысл. То же самое наблюдается в том случае, когда приработанное состояние поверхностей достигается за счет увеличения размера неровностей. Увеличение размера неровностей наблюдалось на практике [1]. Таким образом, схема изменения микрогеометрии, используемая для построения кривой несущей поверхности, весьма идеализирована и в ряде случаев совершенно не соответствует происходящим при приработке изменениям микрогеометрии.

Кислик [6] отмечает, что изменение микропрофиля поверхностей трения происходит таким образом, что вначале уменьшаются риски от обработки, а затем, после того как сопряженные поверхности сделаются достаточно гладкими, на поверхности возникают повреждения в виде новых рисков и задиров, размер которых зависит от интенсивности изнашивания. Сглаживание поверхности происходит за счет „откалывания частиц гребешков“. Отсюда следует, что приработка приводит к заглаживанию неровностей, а увеличение неровностей происходит только при установившемся процессе изнашивания.

Во многих работах процесс изнашивания уподобляется резанию металла. Дьяченко [7], в частности, считает, что „неровности поверхности из более прочного материала действуют подобно маленьким режущим инструментам, срезая тонкую стружку с неровностей другой поверхности (из менее прочного материала). В то же время неровности, срезающие стружку, изнашиваются сами, подобно тому, как изнашивается резец при точении или фреза при фрезеровании. Таким образом износ в известной мере является таким же процессом снятия стружки, что и другие процессы механической обработки (точение, шлифование, суперфиниш и др.)“.

#### Постановка исследования, метод анализа и условия опытов

Шероховатость трущихся поверхностей учитывается в большинстве современных исследований процесса изнашивания. Учет шероховатости сводится обычно к количественной оценке высоты неровностей посредством специальных приборов. Так, например, в опытах Хрушова [1] с помощью профилометра и микроинтерферометра были получены данные о шероховатости испытуемых поверхностей в исходном состоянии и после приработки. Измерения посредством профилометра дают интегральную оценку неровностей, не отражая характера расположения их на профиле.

Более полно неровности поверхности характеризуются с помощью профилографов, дающих изображение профиля поверхности в месте обследования. Профилограф применялся в частности [8, 9] при исследовании

нается заедание и имеет место больший износ вследствие недостаточной смазки элементарных участков трения. Однако это нельзя считать общим свойством гладких поверхностей. Имеющаяся двойственность мнений по этому вопросу свидетельствует скорее о том, что для различных условий трения оптимальная шероховатость может иметь различные значения. Повышение гладкости является по всей вероятности в значительной мере универсальным средством улучшения служебных свойств трущихся поверхностей, так как отрицательное влияние гладкости отмечается сравнительно редко. Вопрос этот в настоящее время исследован недостаточно.

довании износа гильз цилиндров. По профилограммам, снятым в исходном состоянии и после определенного срока изнашивания определялся линейный износ поверхности путем совмещения исходных и конечных профилограмм по уровню впадин. Такое измерение линейного износа, так же как и анализ неровностей для других целей, не является достаточным и показательным, так как поверхность может изнашиваться неравномерно. Неравномерность износа на отдельных участках поверхности, замеченная на многих деталях, прошедших приработку, является следствием неправильностей формы поверхностей, неровностей поверхностей в макропределах и вследствие этого неравномерности распределения нагрузки и смазки. В силу этого сопоставление исходных и конечных (после приработки) профилограмм, снятых на разных участках поверхности, не является убедительным доказательством происшедших при приработке изменений микронеровностей.

Этого существенного недостатка лишен метод анализа изменений микронеровностей, разработанный автором настоящей статьи. Основная идея метода состоит в наблюдении за изменениями одного и того же профиля неровностей в процессе изнашивания. При таком наблюдении можно выявить, каким изменениям подвергается профиль какого-либо заранее выбранного участка изнашиваемой поверхности. Если при этом рассматривать только исходный профиль и профиль приработанной поверхности, то полученный материал не будет представлять большого интереса, так как шероховатость после приработки по своей величине и характеру расположения может быть различной. Даже при строго одинаковых условиях трения, как это было, например, в опытах Хрущева [1], шероховатость после приработки при оценке ее с помощью профилометра не получилась одинаковой. Между тем в некоторых опубликованных работах [10, 11] высказывается предположение о воспроизводимости шероховатости, т. е. о соответствии между условиями трения и шероховатостью приработанной поверхности. В порядке практического приложения этой идеи было предложено [11] считать шероховатость приработанной поверхности оптимальной, т. е. наиболее соответствующей данным условиям трения. Для получения наиболее выгодной степени гладкости поверхность согласно этому предложению должна быть обработана методом хонингования с получением такой шероховатости, какую имеет приработанная поверхность такой же детали; оценка шероховатости при этом должна осуществляться с помощью профилометра. Однако количественная оценка шероховатости недостаточна для освещения служебных свойств трущихся поверхностей [1].

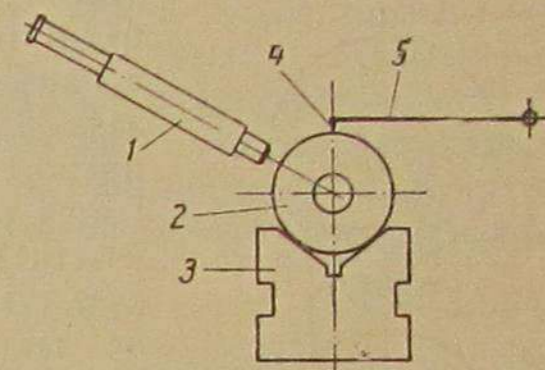
Как показывает опыт, во время приработки происходят весьма существенные качественные изменения<sup>1</sup> шероховатости в то время как с количественной стороны эти изменения могут быть небольшими. Поэтому при изучении изменений микрогеометрии во время приработки наибольший интерес представляет определение происходящих качественных изменений. В проведенном исследовании изучалась только гео-

<sup>1</sup> Под качественными изменениями понимаются изменения формы неровностей и их расположения на поверхности. Проф. Хрущев [1] ввел понятие о направленности неровностей, что также характеризует качественные изменения микрогеометрии, происходящие при приработке.

метрическая часть этих изменений, для того чтобы определить, за счет каких микрогеометрических преобразований обработанная поверхность становится приработанной. Метод анализа одних и тех же микронеровностей был разработан автором для изучения процесса изменения микрогеометрии во время приработки.

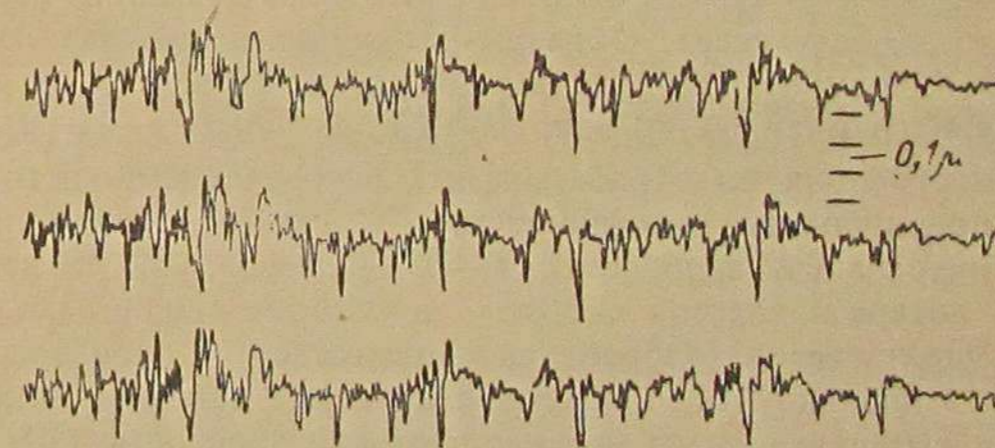
В 1934—1936 гг. были опубликованы две статьи [9], в которых описываются опыты по износу подшипников и гильз цилиндров при работе с различными маслами, причем автор снимал профилограммы на одном участке в начале и в конце некоторого периода изнашивания на испытуемой смазке. В этой работе был впервые применен метод анализа одних и тех же неровностей. В статье нет описания средств, какими был обеспечен этот анализ.

Анализ изменений микронеровностей по нашему методу был реализован на образцах, подвергавшихся испытанию на лабораторной машине Амслера для испытания на износ, и осуществлялся следующим образом. На испытуемую поверхность образца-ролика наносился отпечаток алмазной пирамидой, как это делается при определении твердости на приборе Виккерса. Отпечаток служил ориентиром для точной установки детали. Образец-ролик ставился на установочную призму таким образом, чтобы отпечаток на его поверхности был виден в микроскоп. Уста-



Фиг. 1. Схема установки для анализа изменений микронеровностей:

1 — микроскоп; 2 — образец-ролик; 3 — установочная призма; 4 — ощупывающая игла; 5 — рычаг профилографа.

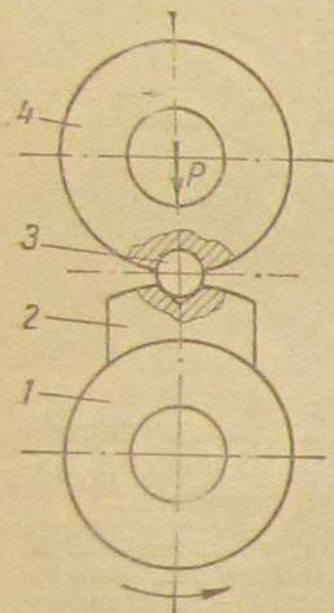


Фиг. 2. Результаты проверки установки для анализа изменений неровностей.

навливая ролик на призме по отпечатку, можно точно расположить обследуемую поверхность по отношению к ощупывающей игле профилографа. Микроскоп, призма и головка профилографа, несущая иглу, должны на все время опытов оставаться относительно неподвижными (кроме рабочего движения иглы при обследовании). Схема этой установки показана на фиг. 1. На фиг. 2. показаны три профилограммы, снятые с одного участка поверхности, причем перед каждым обследованием образец-ролик устанавливался заново. Эти профилограммы

сняты при увеличении по вертикали в 40 000 раз, поэтому всякие неточности должны быть хорошо видны.

В работе был применен самопишущий щуповой прибор Браш, называемый анализатором поверхности. Этот прибор вносит в изображение профиля (профилограмму) специфичные для него искажения в виде добавочных пик, расположенных всегда с правой стороны изображения впадины. Результаты анализа работы профилографа были уже опубликованы автором [12, 13]. Прделанный анализ выявил недостатки прибора, но вместе с тем позволил разработать способ исключения ошибок, вносимых в профилограмму самим прибором. Идея способа заключается в совместном рассмотрении графиков прямого и обратного ходов (игла прибора движается возвратно-поступательно строго на одном участке). При совмещении этих графиков правильные участки совпадают, так как профилограмма не зависит от направления движения ошупывающей иглы. Участки искажения, на которых сказывалась зависимость от вертикальной слагающей скорости ошупывания, не являются симметричными и при наложении графиков отчетливо выделяются. Пользуясь этим способом, можно исключить ошибки, вносимые прибором, и использовать графики, полученные на анализаторе поверхности, как профилограммы.



Фиг. 3. Схема сопряжения ролика и колодки:

1 — ролик; 2 — колодка;  
3 — шарик; 4 — держатель шарика.

Исследование изменений микрогеометрии проводилось при изнашивании образца-ролика путем трения о колодку на испытательной машине Амслера. Образцы-ролики изготовлялись из стали 40 с закалкой в воду и последующим отпуском; твердость их составляла  $50 H_{RC}$ , диаметр роликов 40 мм; длина образующей — 10 мм.

Поверхности роликов обрабатывались шлифованием, чистовым обтачиванием, притиркой и суперфинишем. По степени гладкости эти поверхности находились в пределах 6—12 классов, т. е. захватывали почти весь интервал классов чистоты, в котором могут находиться поверхности шеек валов. Обработка поверхностей производилась без каких-либо отклонений от принятых в настоящее время норм.

Колодки вытачивались из чугуной втулки, твердость которой была  $217 H_B$ . Угол охвата ролика  $60^\circ$ . Рабочая поверхность колодок была отшлифована с чистотой по 7-му классу. Материал колодок и его обработка были выбраны с расчетом получить приемлемую скорость протекания процесса изменения микрогеометрии.

Нагрузка на образцы передавалась через шарик (фиг. 3). При этом колодка, не имеющая жесткого крепления, самоустанавливалась на поверхности ролика. Общая нагрузка на образцы вначале составляла 3 кг. Опыты продолжались до окончания приработки. После этого нагрузка повышалась до 50 кг и после приработки при этой нагрузке испытания заканчивались. Момент окончания приработки устанавливался по стабилизации момента трения, температуры смазки и микрогеометрии.

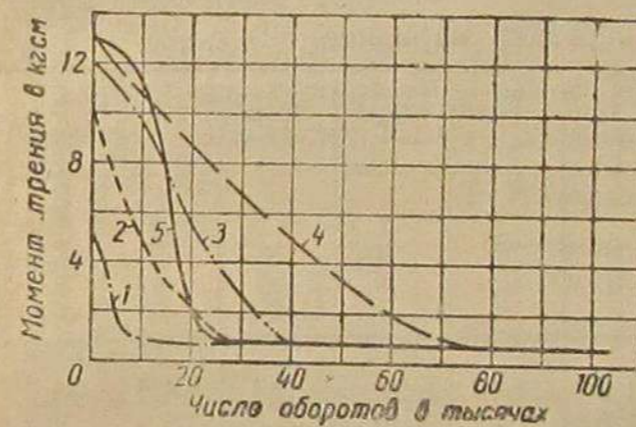
Трущиеся поверхности смазывали керосином, подаваемым каплями (1 капля в секунду); отработанный керосин не использовался. Выбор керосина в качестве смазки был сделан для ускорения приработки, так как при работе с маслом поверхность изнашивается весьма медленно. Скорость вращения ролика была 220 об/мин.

Перед началом испытаний поверхность ролика обследовалась на анализаторе поверхности. Для этого было нанесено несколько ориентированных отпечатков. Диагонали этих отпечатков измерялись, с тем чтобы по их изменениям можно было построить кривую скорости износа.

Обследования микрогеометрии производились через определенные периоды изнашивания, для чего образцы снимались с испытательной машины. Так как наибольшие изменения микрогеометрии происходят в первое время работы образца, то естественно, что вначале периоды изнашивания были невелики; в дальнейшем они постепенно увеличивались и в конце испытания дошли до нескольких десятков тысяч оборотов.

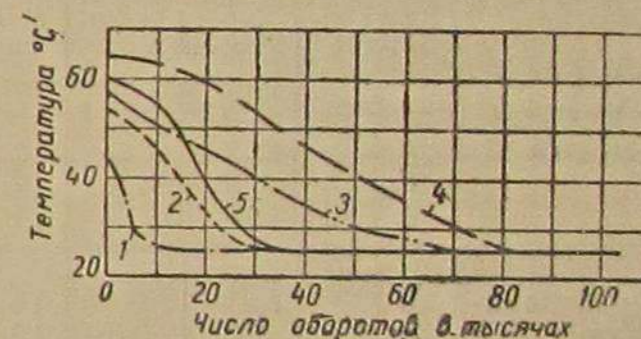
### Результаты испытаний

Помимо непосредственной задачи — определения изменений микрогеометрии — при износных испытаниях были получены также данные,



Фиг. 4. Кривые изменения момента трения при испытании различно обработанных роликов:

1 — суперфинишированных; 2 — притертых;  
3 — чисто шлифованных; 4 — чисто обточенных;  
5 — грубо шлифованных.



Фиг. 5. Кривые изменения температуры смазки при испытании различно обработанных роликов:

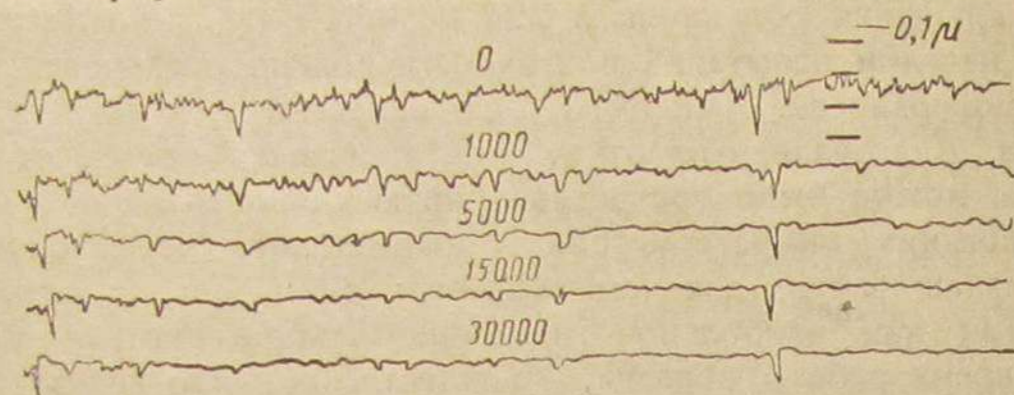
1 — суперфинишированных; 2 — притертых;  
3 — чисто шлифованных; 4 — чисто обточенных;  
5 — грубо шлифованных.

характеризующие влияние шероховатости трущейся поверхности на износ образцов. Эти данные излагаются весьма кратко, поскольку исследование имело другую цель.

Результаты испытаний приведены в табл. 1, в которой сопоставляются начальные и конечные значения параметров, характеризующих трение и износ различно обработанных поверхностей. Высота неровностей определялась по графикам, полученным на анализаторе поверхности, с внесением поправок на искажения. На разных образцах значения высоты неровностей несколько колебались, особенно после приработки; поэтому в соответствующей графе даны пределы значений высот неровностей. Тем не менее и в таком виде оценка степени гладкости не является достаточной.

Время приработки определялось по кривой изменения момента трения. Стабилизация момента трения, температуры смазки, диагоналей

отпечатков и профилограмм не происходит одновременно. Наиболее точно совпадают по времени стабилизации кривая изменения момента трения и профилограммы. Так как последние снимаются периодически, то окончание приработки определялось по кривой изменения момента



Фиг. 6. Изменения микрогеометрии суперфинишированной поверхности. Вертикальное увеличение в 40 000 раз, горизонтальное в 80 раз<sup>1</sup>.

трения, которая доходит в это время до своего низшего значения и при дальнейшем изнашивании уже не изменяется.

Таблица 1

Результаты испытаний образцов на износ

Метод обработки поверхностей	Класс чистоты		Высота неровностей в мк		Момент трения в кгсм		Температура в °С		Весовой износ в мг		Время приработки в час.
	начало	конец	начало	конец	начало	конец	начало	конец	ролик	колодка	
Грубое шлифование	6	6	7,5—	3—	14	1,0	54	26	5,4	4,4	1,3
	6	6	10	10	13	1,0	60	26	5,4	5,8	1,3
Чистовое обтачивание	8	8	2—	1,0—	13	1,0	64	26	7,2	6,4	3,8
	9	9	2,5	2,5	12	1,0	58	26	7,8	7,0	4,5
	9	9			10	1,0	56	26	11,2	6,0	9,5
Чистовое шлифование	9	9	1,8	0,75—	12	1,0	56	26	7,6	4,6	3,2
	9	9		1,8	12	1,0	56	26	2,8	4,6	1,3
	9	9			12	1,0	56	26	4,1	3,2	3,7
Притирка	11	11	0,25—	0,25—	10	1,0	53	26	1,5	2,6	1,5
	11	11	0,5	0,5	10	1,0	51	26	1,9	1,6	1,7
	12	12			11	1,0	48	26	2,4	2,6	2,6
Суперфиниш	12	12	0,03—		5	1,0	43	26	0	0,6	0,57
	11	11	0,5	0,05—	5	1,0	43	26	0,6	0,9	0,56
	12	11		0,7	11	1,0	47	26	1,6	1,2	5,2

На фиг. 4 показаны кривые изменения момента трения для нескольких характерных испытаний различно обработанных поверхностей роли-

<sup>1</sup> В дальнейшем увеличение будет указываться сокращенно — 40 000 × 80.

ков. На фиг. 5 показаны соответствующие кривые изменения температуры смазки.

По данным табл. 1 и фиг. 4 и 5 видно, что с повышением степени гладкости время приработки и весовой износ уменьшаются у всех образцов за исключением образца с грубо шлифованной поверхностью.

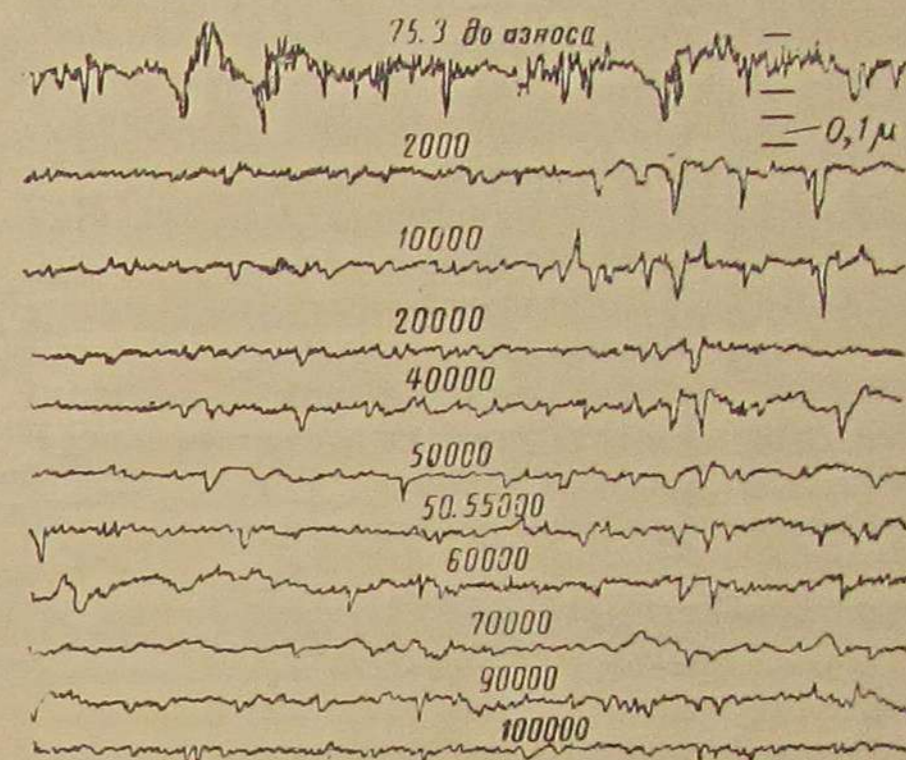
После приработки высота микронеровностей для всех поверхностей почти не изменилась, и поверхности, имеющие резко различную степень конечной гладкости, имеют одинаковые конечные моменты трения и температуру смазки.

С повышением степени гладкости трущейся поверхности улучшаются ее служебные свойства, что доказано многими исследованиями. Но вместе с тем имеются, очевидно, и другие факторы, помимо величины микронеровностей, которые оказывают весьма сильное влияние на трение и износ трущихся поверхностей.

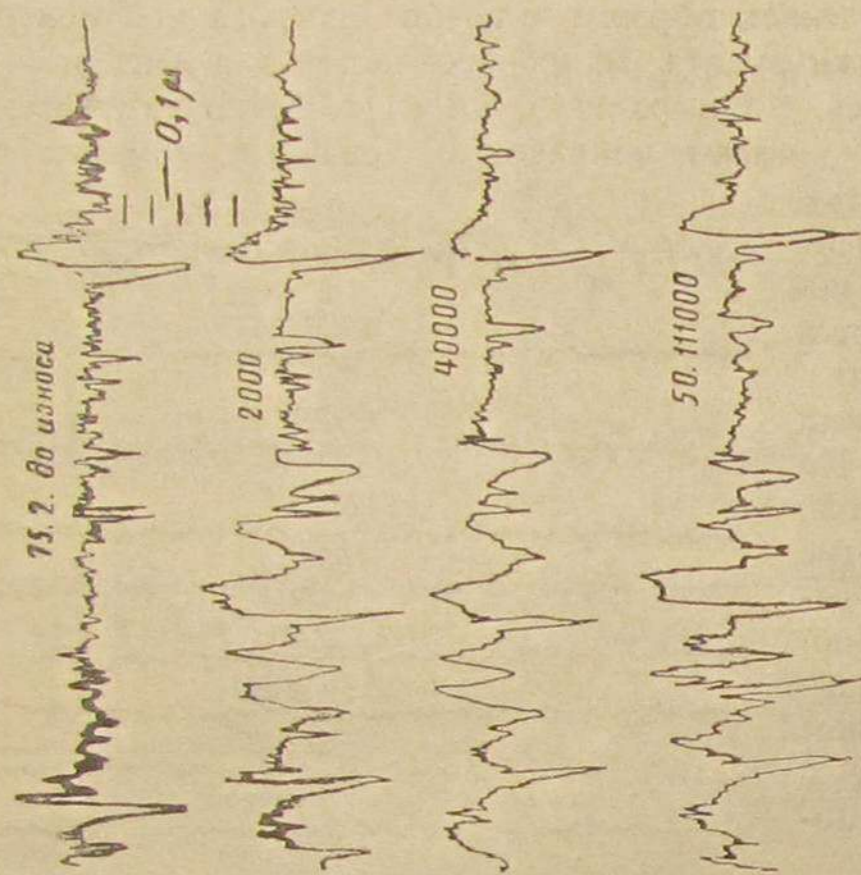
На фиг. 6—15 показаны характерные картины изменения микрогеометрии различно обработанных поверхностей. Всего было получено около 400 таких картин, в том числе и при испытаниях в различных условиях трения. Картины изменения микрогеометрии состоят из серии в несколько профилограмм, снятых с одного участка поверхности в разные периоды изнашивания. Первый график показывает профиль поверхности до начала испытания на износ, а последний график — профиль приработанной поверхности, который при последующем испытании уже не изменяется. Таким образом по этим картинам можно проследить переход исходного профиля в профиль приработанной поверхности.

На фиг. 6 показана картина изменения микрогеометрии суперфинишированной поверхности. Следующие три картины (фиг. 7—9) получены с трех участков суперфинишированной поверхности, форма которой при обработке получила искажение в виде бочкообразности. Как видно, эти картины существенно различаются. Здесь наблюдается значительное увеличение высоты неровностей по сравнению с их исходной величиной.

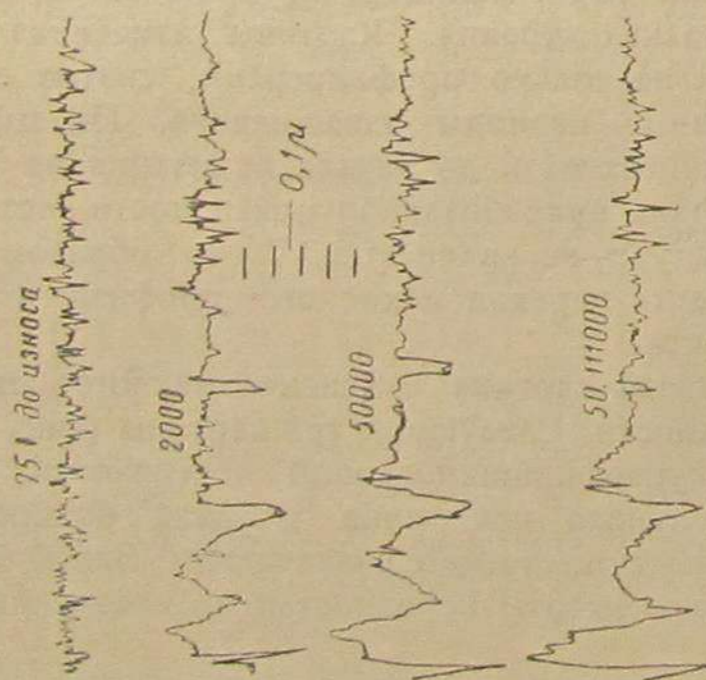
На фиг. 10—11 показаны картины изменения микрогеометрии притертых поверхностей. Они существенно различаются между собой по характеру изменений микронеровностей. Несмотря на большие увеличения, применявшиеся при обследовании суперфинишированных и при-



Фиг. 7. Изменения микрогеометрии суперфинишированной поверхности 40 000 × 80.



Фиг. 9. Изменения микрогеометрии суперфинишной поверхности 40000×80.



Фиг. 8. Изменения микрогеометрии суперфинишной поверхности 40 000×80.

тертых поверхностей (40 000 по вертикали и 80 по горизонтали), на графиках не были зафиксированы неровности, ширина которых меньше 63 микродюймов, т. е. менее чем 1,5 мк. Это объясняется тем, что ощупывающая игла не может проникнуть в такие неровности (впадины) из-за своих сравнительно больших размеров (радиус закругления иглы 12,5 мк.).

В еще большей степени это относится к картинам изменения микрогеометрии, полученным при изнашивании чисто шлифованных (фиг. 12), чисто обточенных (фиг. 13—14) и грубошлифованных (фиг. 15) поверхностей. При обследовании этих поверхностей применялись значительно меньшие увеличения (8000 и 2000 по вертикали). При увеличении по вертикали в 8000 раз на графике не фиксируются впадины, ширина которых меньше 3,5 мк; при увеличении в 2000 раз на графике незаметны неровности шириной 7 мк. Это обстоятельство является весьма важным, так как при исследовании сравнительно грубых поверхностей малые неровности не попадают в поле зрения.

При рассмотрении графиков нужно иметь в виду динамическое искажение, вносимое прибором: на правой стороне изображения каждой впадины имеется в большинстве случаев резкий подъем и затем быстрое падение кривой. Пики такого рода не соответствуют действительным выступам поверхности.

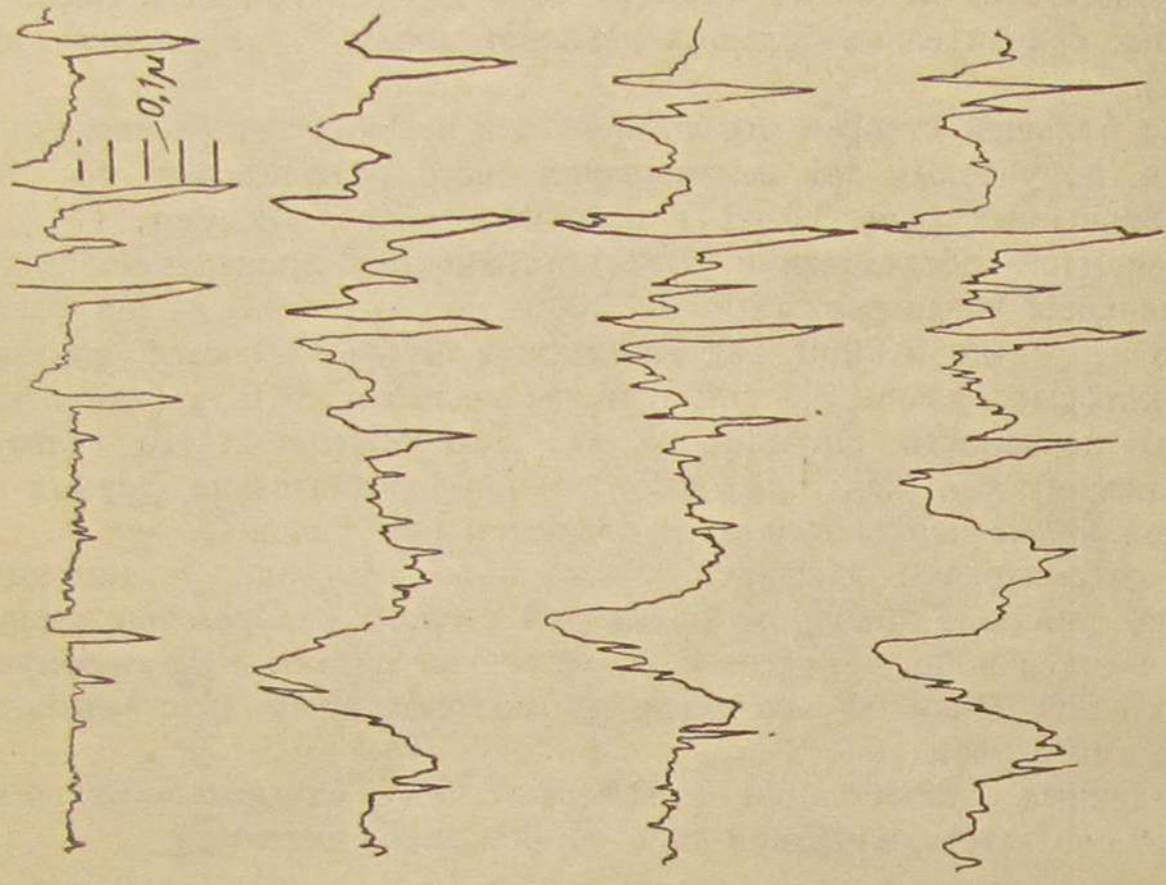
Приведенные иллюстрации показывают, что изменения микрогеометрии не соответствуют какой-либо единой закономерности.

#### Типовые процессы изменения микрогеометрии

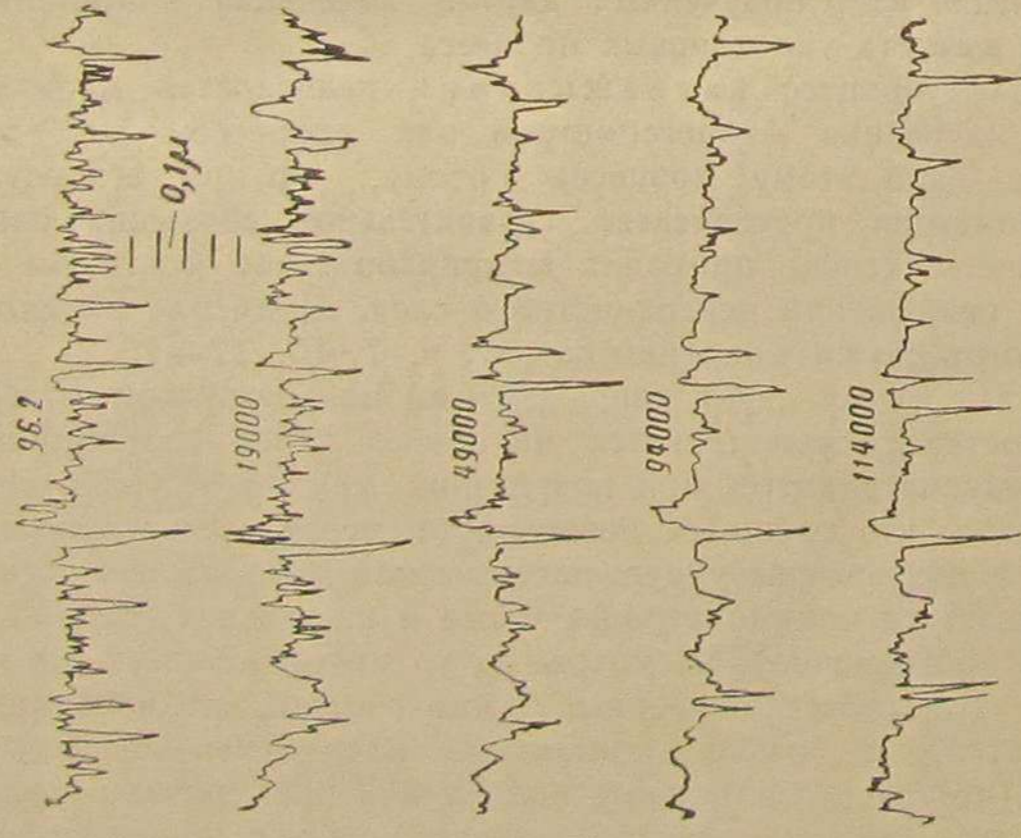
Изучение всех полученных картин изменения микрогеометрии позволило выявить три типовых процесса.

Назовем процесс заглаживания неровностей нормальным процессом изменения микрогеометрии или процессом 1-го типа. Такое название дано этому процессу потому, что при его осуществлении микрогеометрия претерпевает сравнительно небольшие изменения, и поверхность цапфы приходит в приработанное состояние без значительных разрушений поверхностного слоя. Примером нормального процесса могут служить картины на фиг. 6, 7, 10, 12—15.

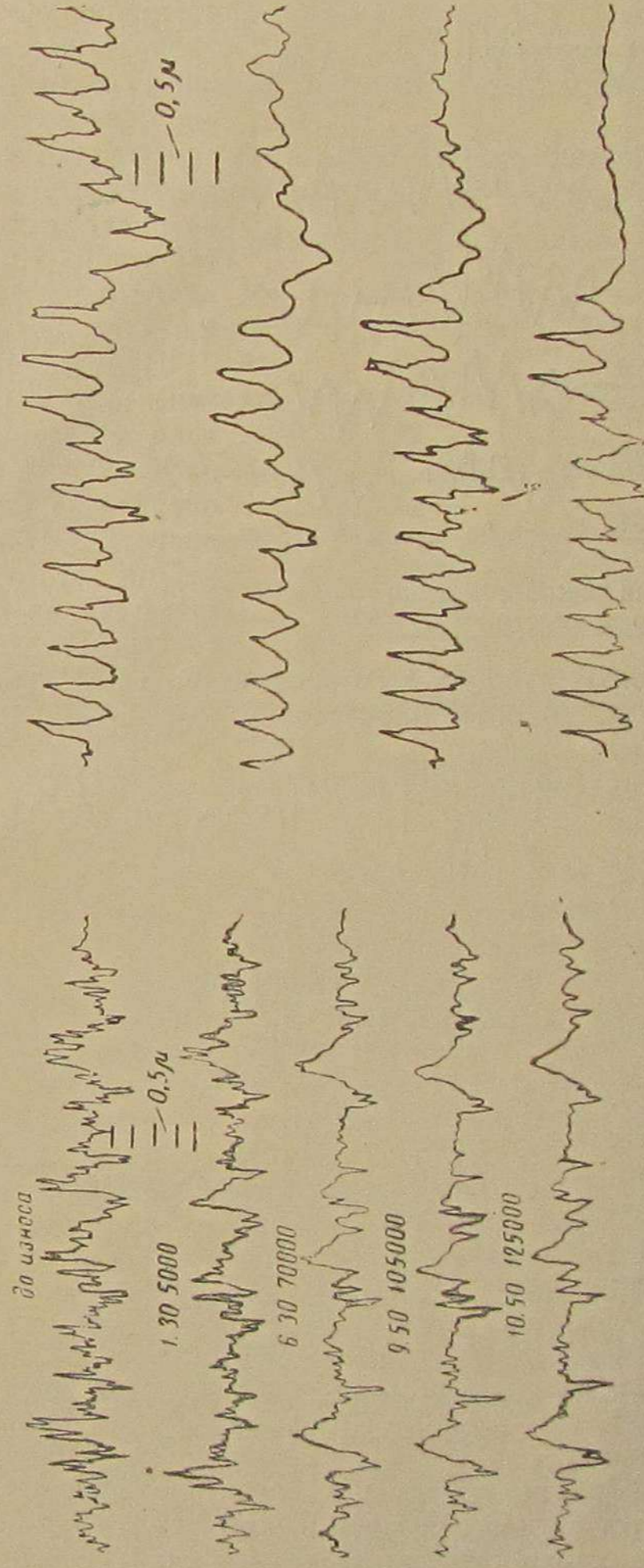
Контакт между двумя сопряженными под нагрузкой и движущимися поверхностями осуществляется не только через вершины неровностей (как предусматривается при построении кривой несущей поверхности). В силу того что трущиеся поверхности перемещаются, имеют шероховатость и подвержены упруго-пластическим деформациям, контакт может осуществляться помимо вершин также и на склонах неровностей (может быть неодновременно). Несмотря на то что неровности не имеют правильной геометрической формы, можно считать, что чем выше порядок неровностей, тем большие контактные напряжения возникают в их материале (по Герцу контактные напряжения при прочих равных условиях зависят от радиуса кривизны контактирующих поверхностей). Таким образом в первом приближении можно считать, что ряду различных порядков величин неровностей соответствует свой ряд порядков контактных напряжений в материале этих неровностей.



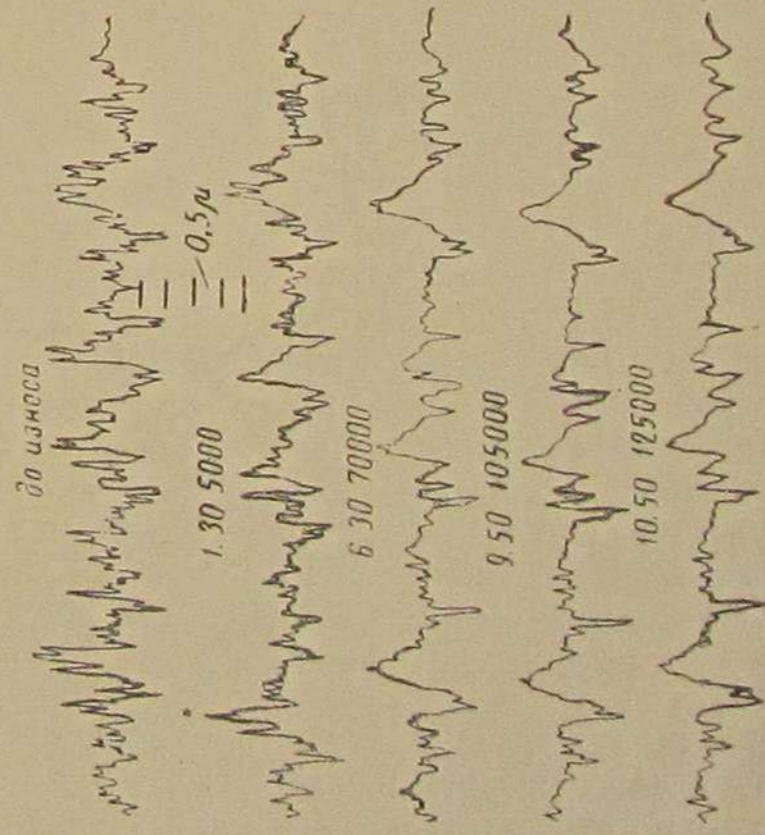
Фиг. 11. Изменения микрогеометрии пригтертой поверхности.  $40\ 000\times 80$ .



Фиг. 10. Изменения микрогеометрии пригтертой поверхности.  $40\ 000\times 80$ .

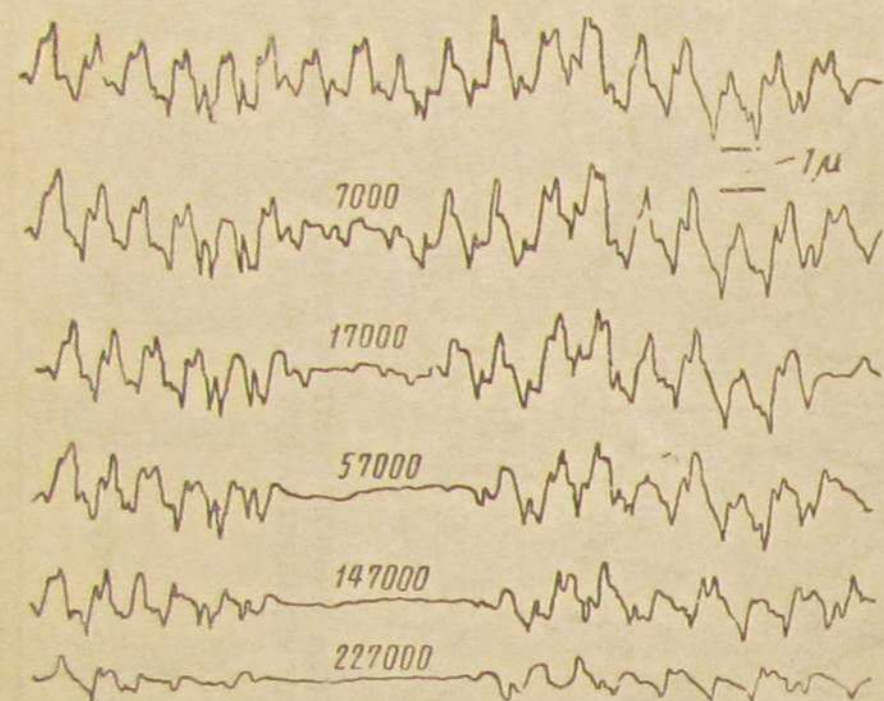


Фиг. 13. Изменения микрогеометрии тонко обгоченной поверхности.  $8000\times 80$ .



Фиг. 12. Изменения микрогеометрии тонко шлифованной поверхности.  $8000\times 80$ .

Известно, что чем больше контактные напряжения, тем выше скорость износа. Отсюда следует, что всякие изменения микрогеометрии должны начинаться с самых малых неровностей, находящихся в непосредственном контакте с неровностями сопряженной поверхности. Результаты проведенных опытов показывают, что в некоторых случаях это действительно имеет место. Доказательством этого служат картины на фиг. 6, 7, 10 и некоторые другие.



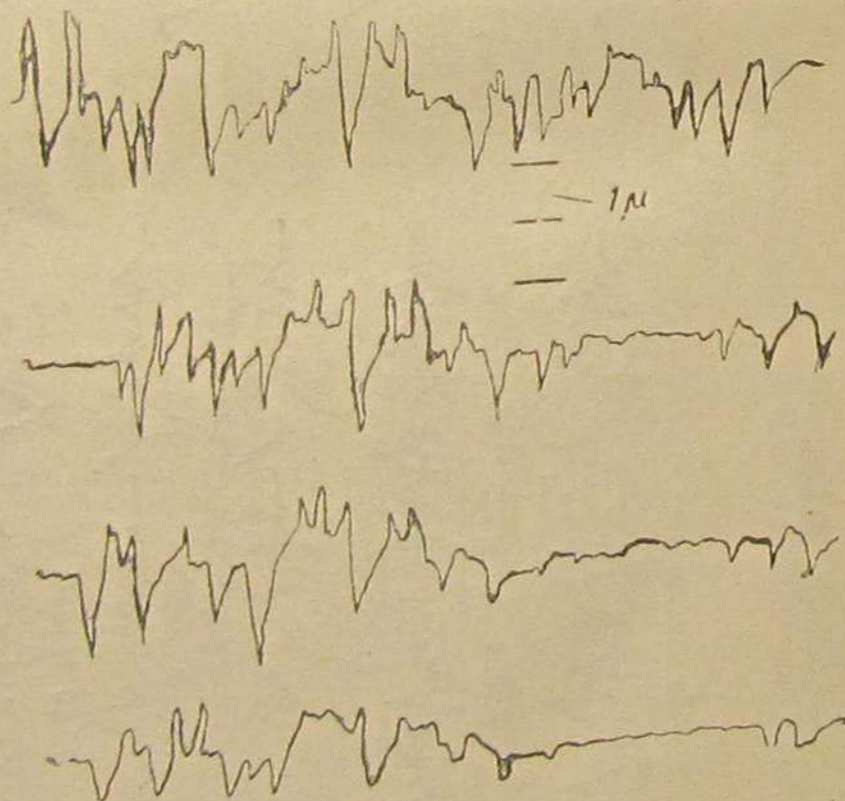
Фиг. 14. Изменения микрогеометрии тонко обточенной поверхности.  $6000 \times 80$ .

ровностей, но не обязательно на всем протяжении участка или на всей трущейся поверхности. Многие процессы изменения микрогеометрии по существу своему относящиеся к 1-му типу, протекают только на отдельных участках поверхности (фиг. 13, 14).

На фиг. 16 показана картина изменения микрогеометрии, полученная при чисто абразивном изнашивании поверхности. В этом случае образец-ролик, посаженный непосредственно на вал электромотора, истирался очень тонкой металлографической шкуркой, которая прижималась к нему рукой. По этой картине можно проследить, каким образом происходит изменение профиля. На всех графиках сохраняются весьма мелкие неровности, в то время как более крупные неровности постепенно сглаживаются. Изменение крупных неровностей происходит за счет едва различимых на графике мелких неровностей. Этот процесс является периодическим: весьма мелкие

неровности истираются, затем снова образуются и вновь истираются, и в конечном итоге происходит постепенное сглаживание более крупных неровностей. Периодический характер субмикроскопических изменений хорошо выявлен на картине фиг. 17. Здесь графики снимались через очень малые периоды изнашивания (500 оборотов) и возможно поэтому отчетливо выявился периодический характер изменения микрогеометрии.

На фиг. 18 показана картина изменения микрогеометрии поверхности ролика, имеющего низкую твердость ( $20-25 H_{RC}$ ) при изнашивании в паре с чугунной колодкой ( $217 H_B$ ). При таком соотношении твердостей на части профиля образовались ровные участки. Этот процесс несколько напоминает схему изменения микронеровностей при построении кривой несущей поверхности. Все графики этой картины снимались при вертикальном увеличении в 8000 раз, которое недостаточно для выявления весьма мелких неровностей. Поэтому был снят график на ровном участке



Фиг. 15. Изменения микрогеометрии грубо шлифованной поверхности.  $2000 \times 80$ .

Помимо нормального процесса или процесса 1-го типа в проведенных опытах выявлены два других процесса изменения микрогеометрии. Процесс 2-го типа характеризуется значительной пластической деформацией поверхностного слоя, в результате чего образуются новые неровности, по высоте соизмеримые с исходными, а иногда и значительно превышающие их. Пластическая деформация, характеризующая процесс 2-го типа, распространяется на сравнительно большие объемы, захватывая микронеровности всех порядков. Усиленная пластическая деформация происходит в самом начале приработки и может привести поверхность в приработанное состояние через короткий промежуток времени. При этом поверхность становится грубее исходной. Опыт показывает, что после сравнительно грубой пластической деформации неровностей (вернее — всего поверхностного слоя) приработанное состояние полностью

неровности истираются, затем снова образуются и вновь истираются, и в конечном итоге происходит постепенное сглаживание более крупных неровностей. Периодический характер субмикроскопических изменений хорошо выявлен на картине фиг. 17. Здесь графики снимались через очень малые периоды изнашивания (500 оборотов) и возможно поэтому отчетливо выявился периодический характер изменения микрогеометрии.

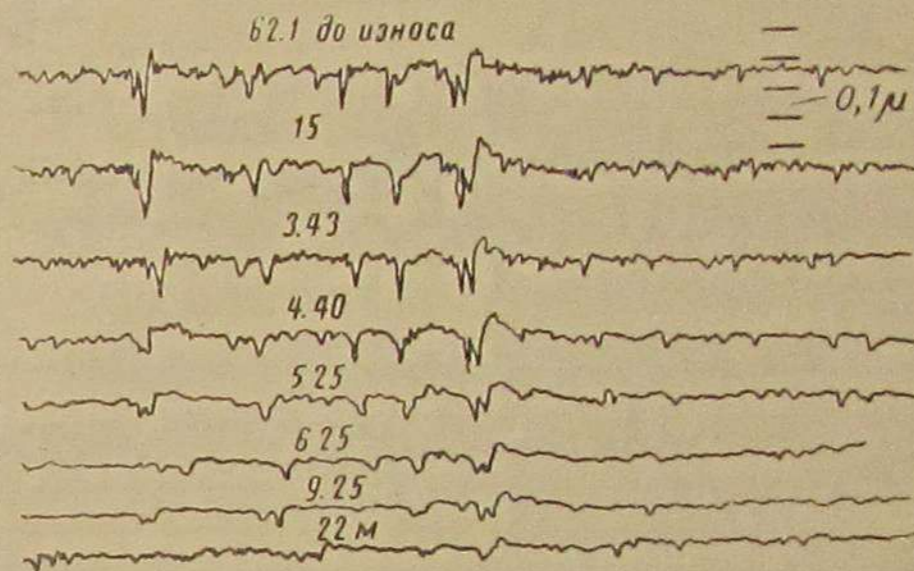
На фиг. 18 показана картина изменения микрогеометрии поверхности ролика, имеющего низкую твердость ( $20-25 H_{RC}$ ) при изнашивании в паре с чугунной колодкой ( $217 H_B$ ). При таком соотношении твердостей на части профиля образовались ровные участки. Этот процесс несколько напоминает схему изменения микронеровностей при построении кривой несущей поверхности. Все графики этой картины снимались при вертикальном увеличении в 8000 раз, которое недостаточно для выявления весьма мелких неровностей. Поэтому был снят график на ровном участке

профиля при увеличении в 80000 раз. Этот график помещен в самом низу фигуры; он показывает, что кажущийся ровным участок профиля в действительности является шероховатым. За счет таких мелких неровностей при периодическом их возникновении происходит изменение всего профиля поверхности. Сглаживание неровностей, образующихся при изнашивании, происходит в основном за счет пластических деформаций. При абразивном изнашивании возможно также срезание неровностей, при котором профиль не сглаживается (в субмикропределах).

Поэтому был снят график на ровном участке профиля при увеличении в 80000 раз. Этот график помещен в самом низу фигуры; он показывает, что кажущийся ровным участок профиля в действительности является шероховатым. За счет таких мелких неровностей при периодическом их возникновении происходит изменение всего профиля поверхности. Сглаживание неровностей, образующихся при изнашивании, происходит в основном за счет пластических деформаций. При абразивном изнашивании возможно также срезание неровностей, при котором профиль не сглаживается (в субмикропределах).

Помимо нормального процесса или процесса 1-го типа в проведенных опытах выявлены два других процесса изменения микрогеометрии.

Процесс 2-го типа характеризуется значительной пластической деформацией поверхностного слоя, в результате чего образуются новые неровности, по высоте соизмеримые с исходными, а иногда и значительно превышающие их. Пластическая деформация, характеризующая процесс 2-го типа, распространяется на сравнительно большие объемы, захватывая микронеровности всех порядков. Усиленная пластическая деформация происходит в самом начале приработки и может привести поверхность в приработанное состояние через короткий промежуток времени. При этом поверхность становится грубее исходной. Опыт показывает, что после сравнительно грубой пластической деформации неровностей (вернее — всего поверхностного слоя) приработанное состояние полностью

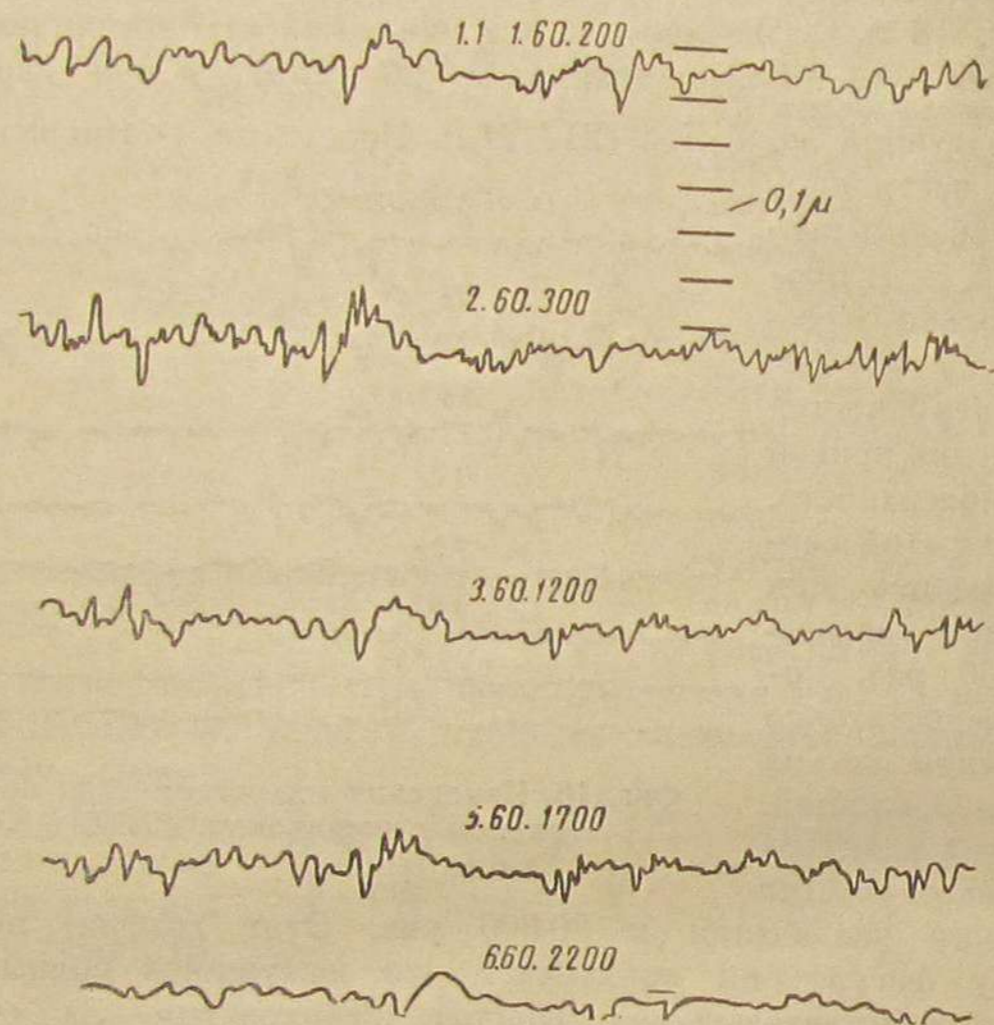


Фиг. 16. Изменения микрогеометрии при абразивном изнашивании.  $40\ 000 \times 80$ .



не достигается и вслед за процессом 2-го типа начинается нормальный процесс изменения микрогеометрии, который, впрочем, не всегда доводит до значительного уменьшения высоты неровностей, созданных процессом 2-го типа.

На фиг. 19 показан процесс изменения микрогеометрии 2-го типа. Поскольку этот процесс протекает сравнительно быстро, зафиксировать его отдельные этапы не удалось. Как видно, поверхность, стала значи-



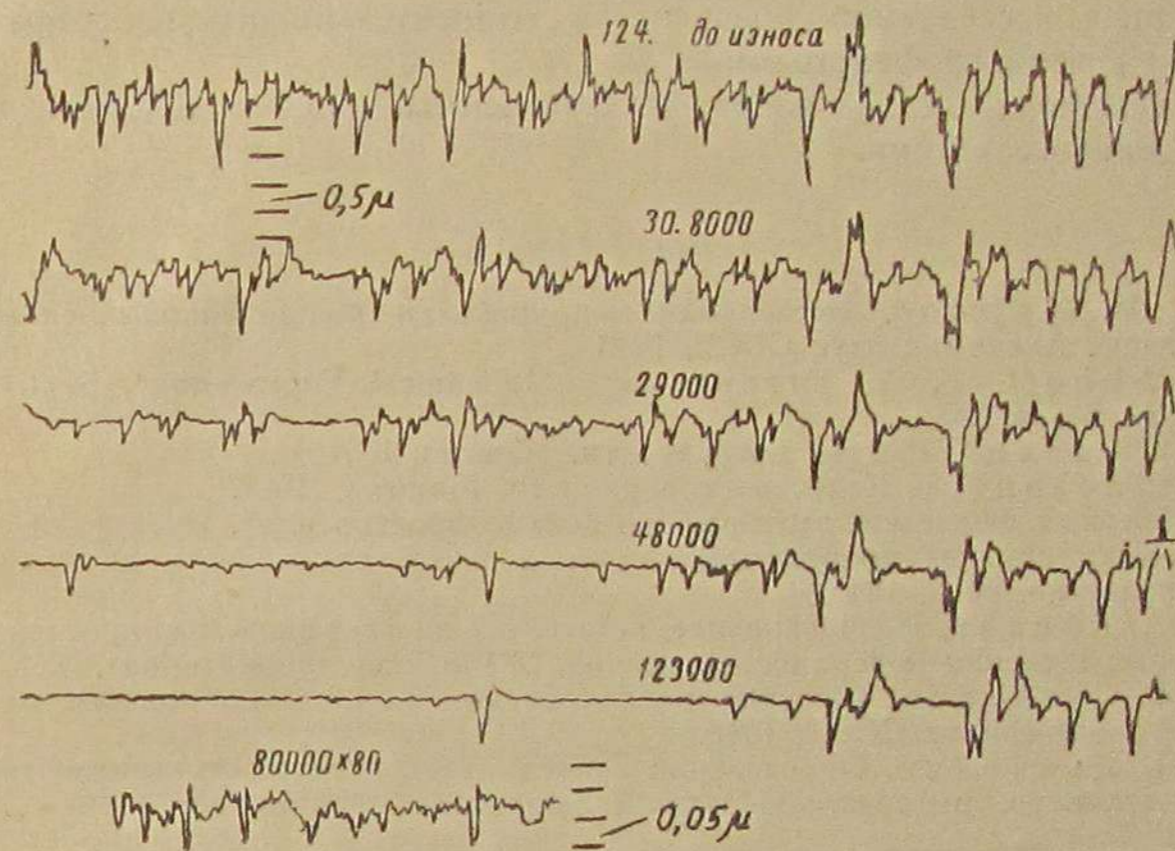
Фиг. 17. Изменения микрогеометрии через малые периоды изнашивания.  $40000 \times 80$ .

тельно грубее исходной, а неровности имеют плавные переходы, указывающие на течение материала. Такой характер профиля неровностей можно наблюдать и в других случаях (фиг. 8, 11).

Процесс 3-го типа в условиях проведенных опытов наблюдался редко. Его отличие от двух других типов процессов состоит в том, что изменение микрогеометрии сопровождается нанесением сравнительно (с имеющимися неровностями) глубоких царапин, в результате чего шероховатость поверхности существенно увеличивается (фиг. 9). Нанесение глубоких царапин происходит в самом начале приработки; в дальнейшем может протекать нормальный процесс, но также без существенного заглаживания образовавшихся неровностей. При протекании процесса 3-го типа происходит отделение металла от основной массы, что может в еще большей степени ускорить процесс разрушения поверхности. Этот тип процесса нежелателен при приработке.

Все три типовых процесса изменения микрогеометрии могут развиваться на одной поверхности одновременно. Можно предполагать, что

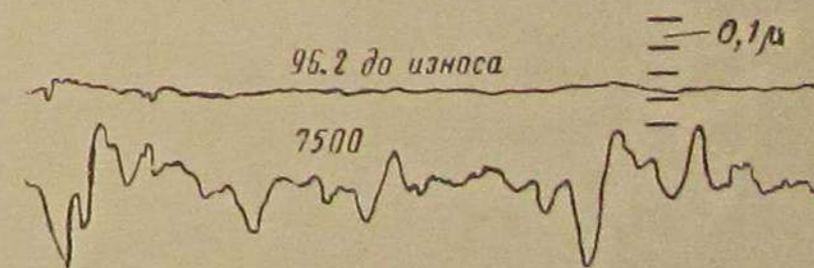
различие в изменениях микрогеометрии на разных участках одной поверхности определяется в основном геометрическим строением поверхности в макропределах и характером распределения рабочих нагрузок. Так, например, один из суперфинишированных образцов имел бочкообразную форму. В зависимости от положения обследуемого профиля на выпуклой образующей изменяются и действительные удельные давле-



Фиг. 18. Изменения микрогеометрии поверхности ролика с низкой твердостью.  $8000 \times 80$ . Нижний график снят при увеличении  $80000 \times 80$ .

ния. На фиг. 9 показан процесс изменения микрогеометрии участка, расположенного в середине образующей, т. е. в зоне наибольших давлений. Это характерный процесс 3-го типа, что устанавливается по глубоким царапинам, образовавшимся на профиле. Другой участок обследования был выбран ближе к краю образующей (примерно на расстоянии 2,5 мм от края при длине образующей 10 мм). Процесс, протекающий на этом участке (фиг. 8), отличается от процесса, показанного на фиг. 9, пластическим характером изменения профиля. С самого края образующей, т. е. в зоне наименьших удельных давлений был получен процесс изменения микрогеометрии 1-го типа (фиг. 7).

Даже в пределах одной профилограммы возможно различие в процессах изменения микрогеометрии (например за счет волнистости).



Фиг. 19. Изменения микрогеометрии, полученные при повышенных давлениях.  $40000 \times 80$ .

## Заключение

Исследование изменений микрогеометрии трущихся поверхностей в период приработки проводилось методом анализа одних и тех же неровностей, разработанным автором. Идея метода состоит в наблюдении изменений одного и того же участка поверхности в разные моменты процесса изнашивания, а осуществление его основывается на точной координации исследуемой поверхности относительно профилографа при каждом снятии профилограмм.

В результате исследования были выявлены типовые процессы изменения микрогеометрии.

## ЛИТЕРАТУРА

1. М. М. Хрущов, Исследования приработки подшипниковых сплавов и цапф, Академия наук СССР, 1946.
2. E. Abbott, F. A. Firestone, „Mechanical Engineering“, Sept. 1933, vol. 55, № 9.
3. Г. Шмальц, Качество поверхности, Машгиз, 1941.
4. Г. Шлезингер, Качество поверхности, Машгиз, 1947.
5. „Обзорный бюллетень зарубежного авиадвигателестроения“. Пути увеличения срока службы поверхностей трения и их способность выдерживать нагрузку, № 2, 1942.
6. В. А. Кислик, Использование испытаний на твердость и микротвердость при изучении поверхностей трения, „Заводская лаборатория“, № 1, 1947.
7. П. Е. Дьяченко, Качество поверхности деталей авиационного мотора, Академия наук СССР, 1946.
8. П. Е. Дьяченко, Определение износа путем измерения гладкости поверхности, реферат, „Обзорный бюллетень авиадвигателестроения“, № 7, 1945.
9. H. Shaw, „Machinery“ (L) Sept. 1936, vol. 48, Dec. 20, 1934, vol. 45, p. 427.
10. В. С. Щедров, Абразивное изнашивание поверхности, „Журнал технической физики“, т. XVII, вып. 9, 1947.
11. Лондонская конференция по качеству поверхности, перевод ГНБ № 11948, „Вестник машиностроения“ № 11—12, 1946.
12. М. М. Тененбаум, Исследование изменений микрогеометрии трущихся поверхностей деталей машин в период приработки, отчет НАМИ, 1947.
13. М. М. Тененбаум, Анализатор поверхности для оценки шероховатости, „Заводская лаборатория“ № 5, 1947.

Техн. редактор *Е. С. Абумова*

Корректоры *Л. Ф. Трофимова* и *Н. Г. Гончаров*

Сдано в произв. 14/VI 1948 г. Подп. к печати 18/IX 1948 г. Тираж 2000 экз.  
А 09036. Печ. л 4.75. Уч.-изд. л. 6.3. Бумага 60×92<sup>1</sup>/<sub>16</sub>. Зак. № 3591.

1-я типография Машгиза, Ленинград, ул. Моисеенко, 10.

### ЗАМЕЧЕННЫЕ ОПЕЧАТКИ

Стр.	Строка	Напечатано	Должно быть	По чьей вине
20	Фиг. 14, на абсциссе	Si) %	(C + Si) %	Изд.
45	Табл. 2, 4-я графа, 12-я снизу	8,0 квт	0,8 квт	Тип.
45	Табл. 2, 4-я графа, 11-я снизу	0,8 квт	8,0 квт	Тип.

НАМИ — выпуск 53. Зак. 3591

20 июля 1948