

Проф. А. Н. ДОБРОВИДОВ

34811



ХОЛОДНОЛОМКОСТЬ УГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ

(хрупкость стали при низких температурах)



ОБЪЕДИНЕННОЕ НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКОЕ ИЗДАТЕЛЬСТВО
СВЕРДЛОВСК—МОСКВА

1937

ПРЕДИСЛОВИЕ

Давно известно, что обыкновенная углеродистая сталь очень хрупка при температурах ниже нуля. При работе на открытом воздухе части машин ломаются в зимние дни чаще, чем летом.

За последние годы техникам пришлось встречаться с температурами, близкими к абсолютному нулю. Применение жидких и сжатых газов быстро расширяется и растет спрос на аппаратуру, работающую при низких температурах. И если в начале этого столетия интерес к рассматриваемому вопросу был не очень велик, то за последние годы чрезвычайно вырос.

Перед автором настоящего исследования стояла задача — найти способ уменьшения хрупкости обычной углеродистой стали при низких, естественных температурах, при которых работают, например, рельсы и детали подвижного состава железных дорог в местностях с суровым климатом.

Исследование было начато в Сибирском физико-техническом институте заслуженным деятелем науки, доктором физико-математических наук проф. В. Д. Кузнецовым, автором и сотрудниками института (1930—1931 гг.); затем было продолжено автором в Сибирском институте металлов (1931—1935 гг.) и закончено в Томском индустриальном институте.

Как будет видно из дальнейшего, увеличение вязкости обычной стали при температурах порядка -40 — -60° достигается соответствующей термической обработкой — полной закалкой и отпуском на сорбит.

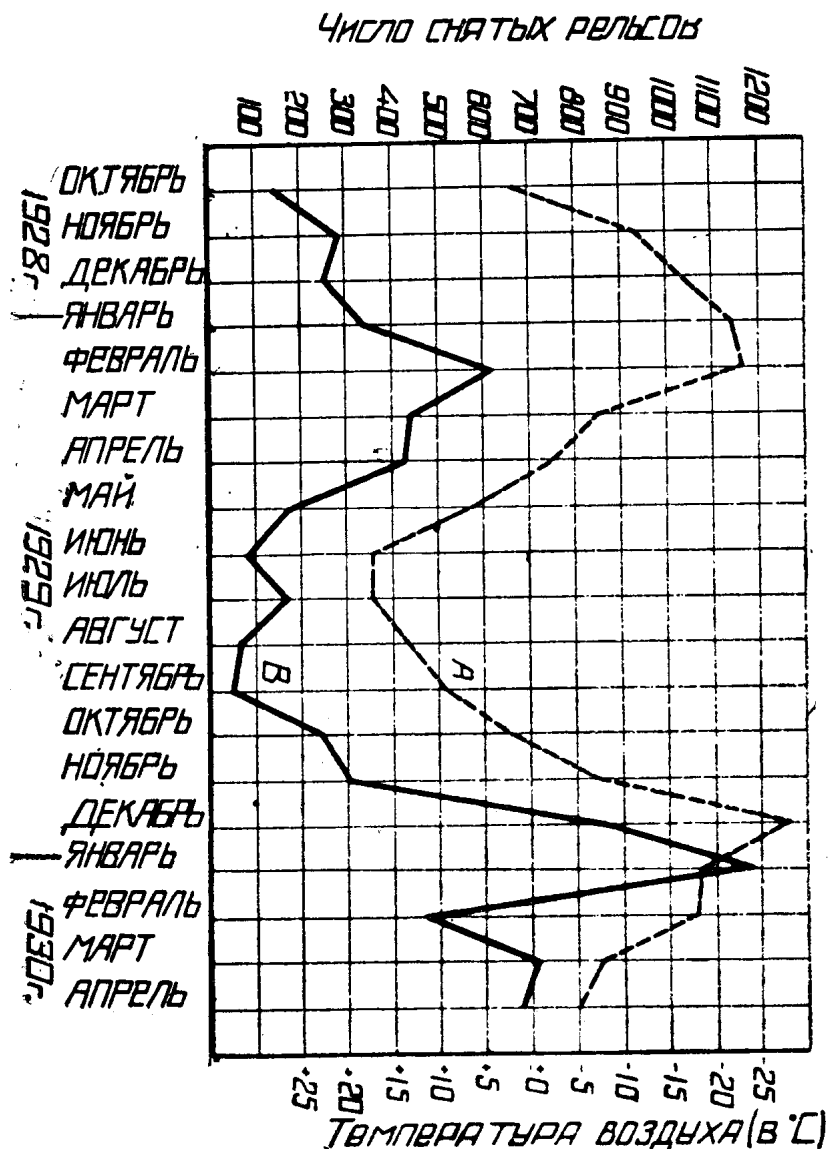
В первую очередь подобной обработке, согласно установкам НКТП, была подвергнута рельсовая сталь. Несмотря на кажущуюся несложность формы рельса по сравнению хотя бы со спиральным сверлом или фрезой, закалка его не проста. Необходимы специальные и довольно сложные приемы и приспособления для ее осуществления. Рельсовая сталь весьма разнообразна по составу и свойствам и не так чиста, как инструментальная и даже конструкционная, термически обрабатываемая, сталь. Это вносит само по себе некоторое осложнение в ход термической обработки.

Температура прокатки непостоянна (дополнительный подогрев рельса перед закалкой значительно удорожит весь процесс), а возможность доброкачественной закалки в случае переменной температуры нагрева становится вообще сомнительной.

Рельсовая сталь стареет, меняет свойства с течением времени; во время холодной правки рельс приобретает пластические деформации, что должно в свою очередь усиливать эффект старения. Очевидно, не может пройти бесследно и правка уже сорбитизированного рельса; она, безусловно, должна повлиять и на свойства металла при низких температурах.

Сам по себе вопрос о повышенной хрупкости при низких температурах некоторых металлов весьма интересен с чисто теоретической стороны.

В дальнейшем выражение «хрупкость при низких температурах» (порядка -50°) будем заменять термином «холодноломкость».

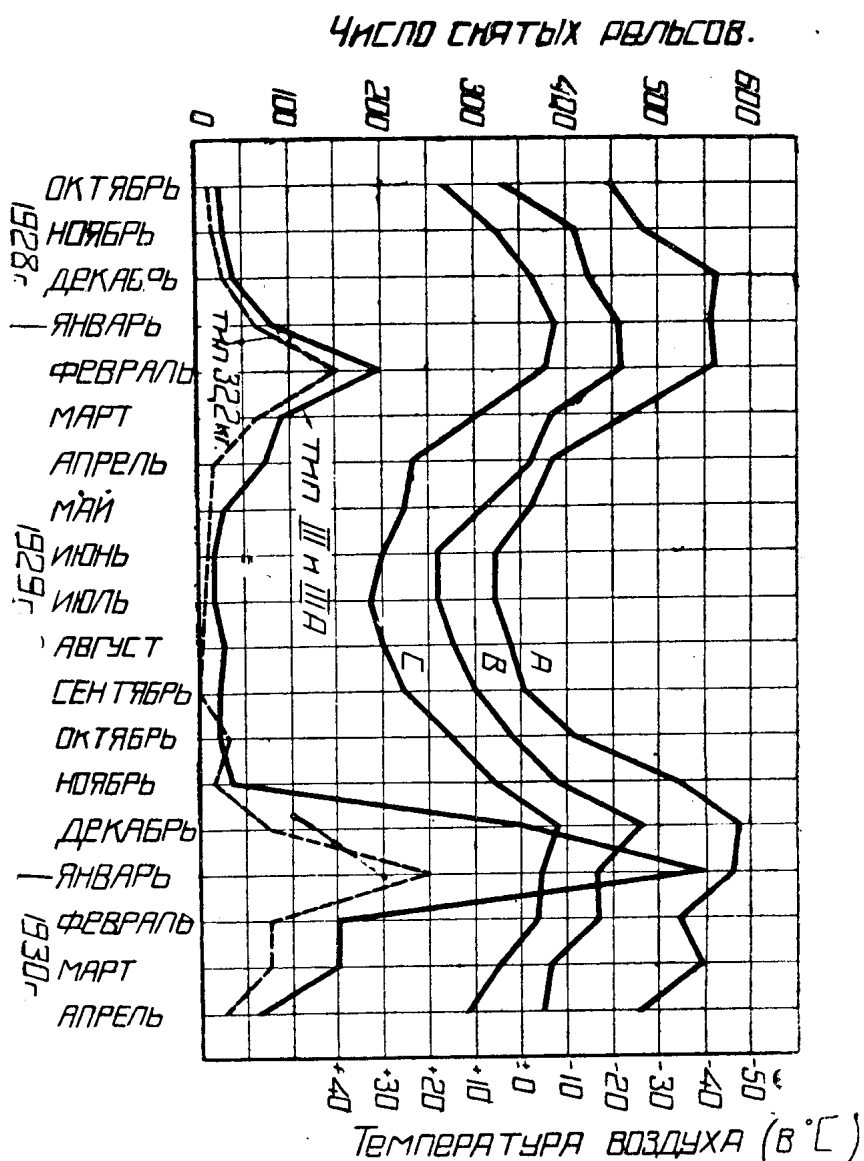


Фиг. 1

Зимой, когда температура воздуха доходила до -50° , наблюдались массовые поломки рельсов, бандажей и вагонных осей.

Как вообще известно, наибольшее число рельсов выходит из строя вследствие износа; другие причины снятия определяются главным образом как излом. Обычно дефекты последнего рода можно свести в такие примерно группы: 1) поперечный излом, 2) трещины и 3) выколы. Особенно большое число дефектов приходилось на поперечный излом и несколько меньше на иные виды пороков.

На фиг. 1 даны две кривые: 1) число снятых рельсов в месяц (B) и 2) средняя месячная температура (A) по данным Томской



Фиг. 2

метеорологической станции за время с октября 1928 г. по апрель 1930 г. Для большей наглядности температуры ниже нуля отложены вверх, а выше нуля — вниз.

По выражению доктора Н. Н. Давиденкова (1)*, «параллельный характер обеих кривых — температурной и аварийной — оказывается поразительным». Действительно наибольшее количество снятых рельсов приходится на месяцы с наименьшей средней температурой.

Конечно, средние месячные температуры не являются характеристикой теплового режима за данный месяц. Точно так же и два различных месяца с одинаковой средней температурой могут иметь весьма различное распределение средних дневных температур по отдельным дням. В условиях Сибирского края дневная амплитуда колебания температуры в январе в некоторых случаях достигает $53^{\circ},6$ (2). Это обстоятельство необходимо особо отметить как особенность сибирской зимы.

Легче всего в пути обнаружить дефектный рельс с поперечным изломом. Случай поперечного излома более всего подходит к условиям испытания на копре Шарпи, и этот метод определения ударной вязкости был нами принят, как основной, во всей нашей работе.

На фиг. 2 дано количество снятых вследствие поперечного излома рельсов типа III и IIIA и типа 32,2 кг в зависимости от средней (кривая B) минимальной (кривая A) и максимальной (кривая C) температур в те же годы (ср. фиг. 1).

Диаграмма, приведенная на фиг. 2, еще резче подчеркивает зависимость числа сломанных рельсов от температуры.

Таблица 1

	Месяцы и годы			
	Февраль 1928 г.	Декабрь 1929 г.	Январь 1930 г.	Февраль 1930 г.
Средняя месячная температура (в $^{\circ}\text{C}$)	-15,4	-27,8	-18,3	-18,0
Минимальная температура (в $^{\circ}\text{C}$)	-48,8	-47,9	-47,1	-35,3
Процент снятых рельсов двух типов от общего количества снятых рельсов	37,8	25,0	42,3	11,6

Из сделанных в табл. 1 сопоставлений видно, что, несмотря на приблизительно одинаковые средние температуры января ($-18^{\circ},3$) и февраля ($-18^{\circ},0$) 1930 г., число снятых рельсов различно (42,3 и 11,6%). Но если при этом учесть разницу в минимальных, а не в средних температурах тех же месяцев, то станет ясно, что излом рельсов зависит главным образом от минимальных температур. Действительно, низшая температура

* Цифры в скобках обозначают ссылки на литературные источники, помещенные в конце книги.

была — $47^{\circ},1$, а февраля — $35^{\circ},3$. Чем сильнее мороз, тем больше ломается рельсов.

С другой стороны, декабрь 1929 г. был значительно холоднее января 1930 г. по средним ($-27^{\circ},8$ и $-18^{\circ},3$) и весьма мало отличался по минимальным ($-47^{\circ},9$ и $-47^{\circ},1$) температурам. Число снятых в эти месяцы рельсов было одинаковым. Необходимо также учитывать возможность снятия рельсов, лопнувших фактически в конце декабря — начале января, но отнесенных в статистике к январским дефектным рельсам.

Если бы мы знали точное распределение температур по всей дороге и число рельсов, снятых в определенных местах, то, безусловно, выявилась бы более определенная зависимость между температурой воздуха и количеством сломавшихся рельсов.

Приведенные графики (фиг. 1 и 2) вызвали весьма оживленную дискуссию, в которой принимали участие инженеры службы пути Томской ж.д., линейные работники и участники совещания по сорбитизации рельсов, состоявшегося в Харькове в 1931 г. Интересно, что железнодорожные инженеры считали главной причиной поломки рельсов своеобразное состояние пути в зимние месяцы, характеризующееся наличием пучин. Нет никакого сомнения, что все дефекты пути сильнее всего будут сказываться в холодное время года, когда металл рельсов приобретает ненормально повышенную хрупкость независимо от состояния верхнего строения вообще.

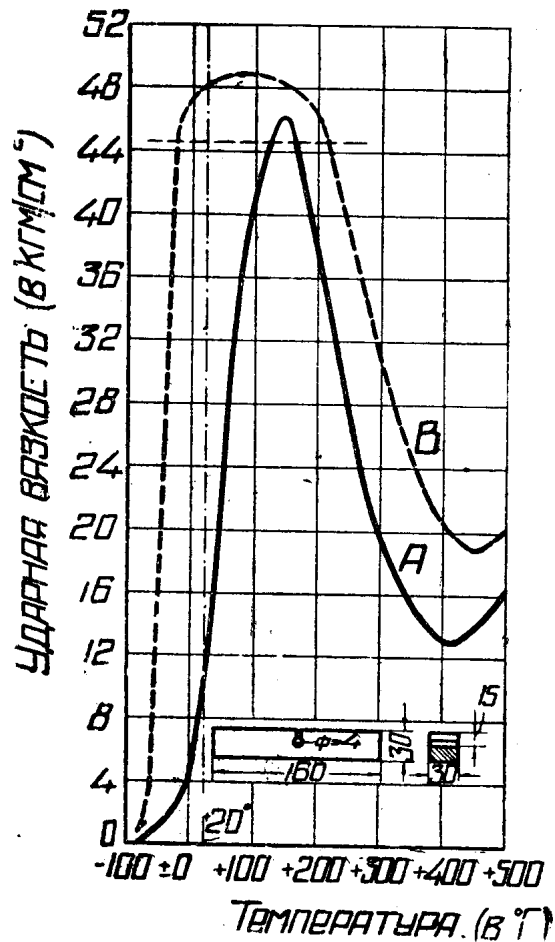
Между прочим, Ф. Н. Рыбинский (3) указывает, что большинство исследованных им сломавшихся в пути хрупких рельсов (22 из 32) сломалось именно зимой. Он замечает также, что большое количество поломок рельсов на германских железных дорогах суровой зимой 1928/29 г. объяснялось в немецких специальных журналах продолжительными и сильными морозами.

I. ЛИТЕРАТУРНЫЕ ДАННЫЕ

В. Кирпичев (4) пишет в своем курсе «Сопротивление материалов»: «Замороженные до -15° рельсы часто оказываются очень хрупкими и ломаются с одного удара «бабы», хотя при обыкновенной температуре они выдерживают несколько ударов, не ломаясь и получая заметный прогиб, указывающий на пластичность металла».

Т. Эндрус показал, что при -18° железные оси очень хрупки и поверхность излома у них оказывается крупнокристаллической; между тем, при обыкновенной температуре получался волокнистый излом, указывающий на вязкость металла.

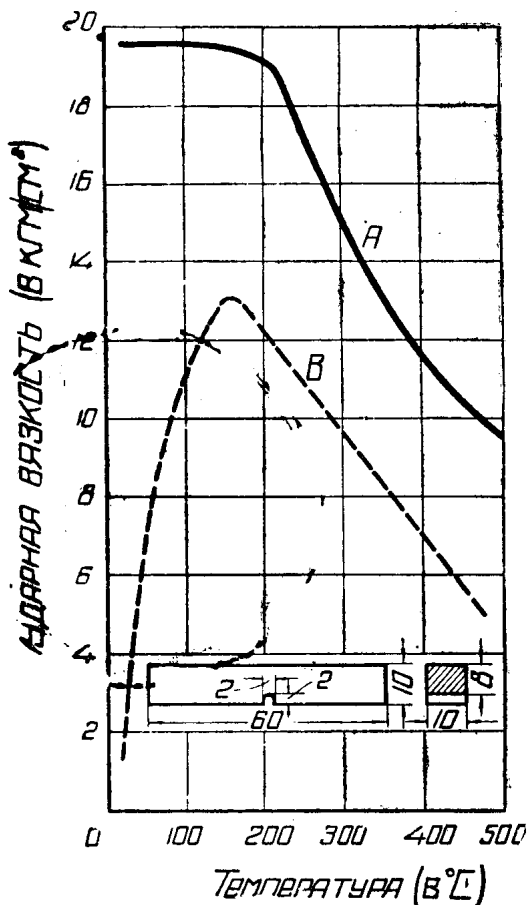
Как утверждают Кербер (Köber) и Помп (Pomp) (5), наиболее чувствительным показателем хрупкости является испытание на ударный изгиб надрезанных образцов. Одним из первых опыты над влиянием температуры на ударную вязкость провел Шарпи (Charpy) (6). Он исследовал, между прочим, два сорта очень мягкой стали: с содержанием углерода 0,04% (фиг. 3, кривая А) и 0,14% (кривая В). Из наиболее здоровой части слитка были изготовлены ковкой и прокаткой прутки квадратного сечения со стороной квадрата 30 мм. Для устранения возможного наклепа при изготовлении образцов прутки были отожжены при температуре около 900° , закалены в масле и отпущены (дальнейшие подробности термической обработки не указаны). Как известно, немецкие авторы подобную термическую обработку называют «улучшением».



Фиг. 3

Образцы, с размерами, указанными на фиг. 3, испытывались на копре в 200 кгм при различных температурах: от -80 до $+500^{\circ}$. Части кривых, относящиеся к образцам, изгибавшимся без излома, даны тонкими линиями.

Характер кривых весьма сходен: оба материала дали сильное падение вязкости при низких температурах, сойдясь при -80° практически в одну точку. Несколько непонятно, почему более мягкий металл (0,04 % С, кривая А) дал в несколько раз меньшее значение ударной вязкости при комнатной температуре по сравнению с более твердым (С — 0,14 %, кривая В). Можно предполагать наличие дефектов в материале или какие-либо ненормальности в процессе предварительной горячей и термической обработок.



Фиг. 4

Меньший интерес представляет работа Гилле (Guillet) и Ревильона (Revillon) (7) (фиг. 4), исследовавших сталь с содержанием углерода 0,218%. Отожженные при 850° образцы охлаждались на воздухе (кривая А). Искусственно испорченная перегревом сталь (30 мин. при 1000°) дала значительное снижение ударной вязкости (кривая В) (до 2 кгм/см² против 19 кгм/см² для нормальной стали) при комнатной температуре.

Кривые Шарпи и Гилле имеют одинаковый характер, несмотря на большое различие в размерах образцов и величине копров.

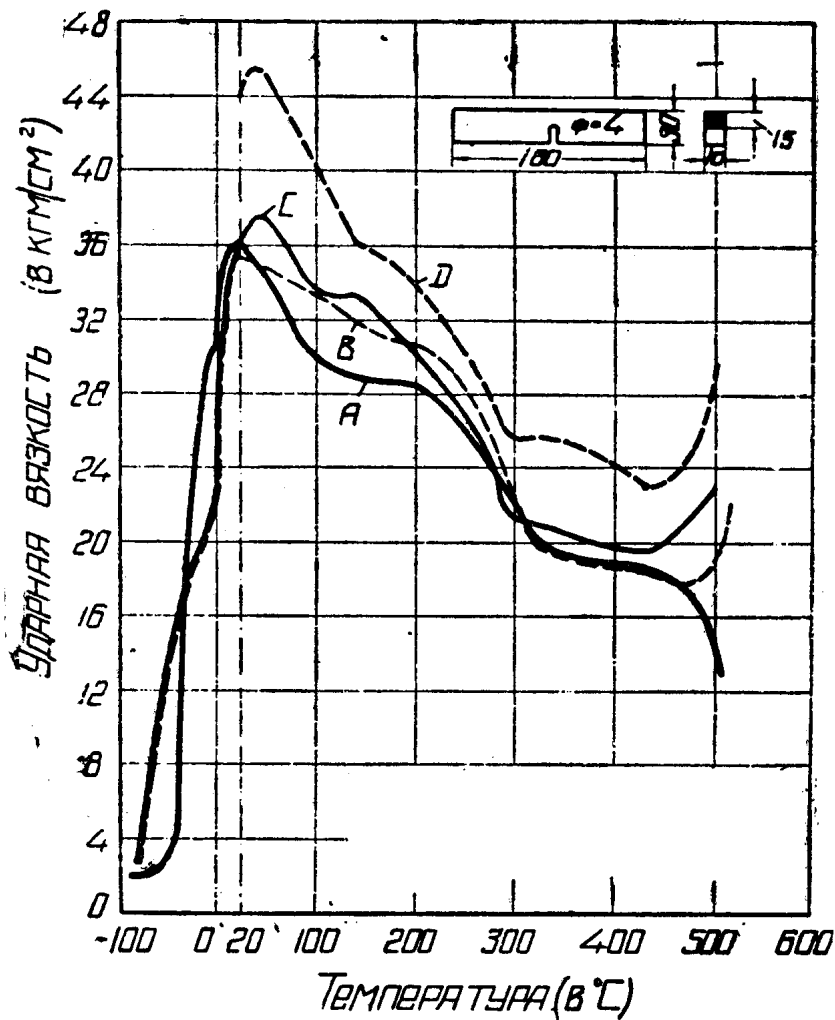
Геренс (Goerens) и Гартель (Hartel) (8) исследовали на копре в 75 кгм два сорта стали, химический состав которых приведен в табл. 2.

Из прокатной полосы сечением 30×10 мм были изготовлены образцы, размеры которых даны на фиг. 5. Как видно из фиг. 5, кривые ударной вязкости имеют явно выраженный максимум вблизи комнатной температуры. Хрупкость очень быстро возрастает при движении в сторону более низких температур. Головная часть слитка (кривая А — сталь 1; кривая В — сталь 2) не дала большой разности в вязкости по сравнению с нижней частью (кривая С — сталь 1; кривая D — сталь 2). При низких температурах обе кривые слились почти в одну.

Таблица 2

Сорт стали		Химический состав (в%)				
		C	Mn	S	P	Si
Сталь 1	Головная часть слитка	0,050	0,46	0,098	0,094	—
	Нижняя часть слитка	0,089	0,38	0,039	0,059	—
Сталь 2	Головная часть слитка	0,084	0,38	0,064	0,061	Следы
	Нижняя часть слитка	0,085	0,38	0,060	0,066	

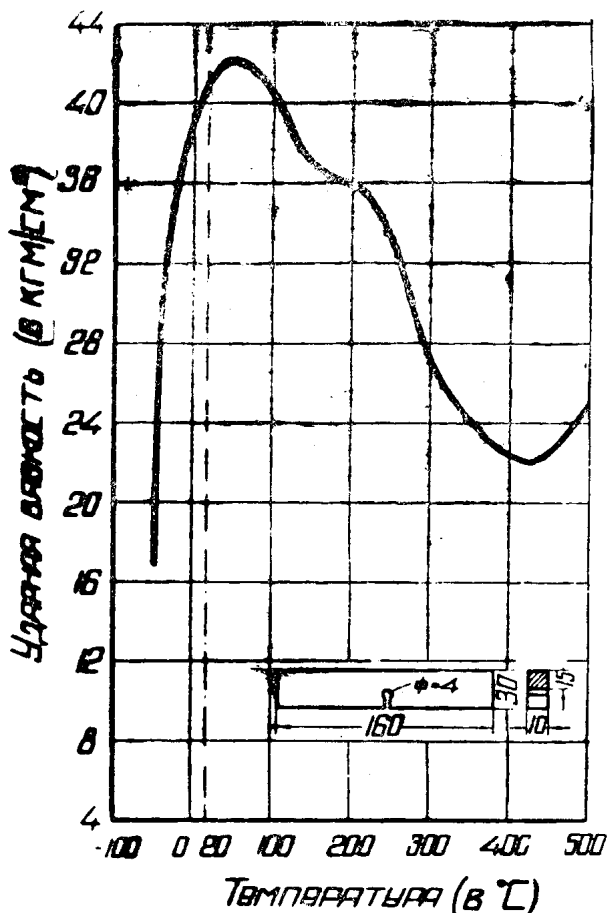
Опыты Рейнгольда (Reingold) (9), работавшего с образцами таких же размеров и примерно подходящего химического со-



Фиг. 5

става (C — 0,08%; Si — 0,24%; Mn — 0,36%; P — 0,050%; S — 0,040%), дали сходные с данными Геренса результаты (фиг. 6).

Штраус (Strauss) и Фри (Fry) (10) исследовали следующую сталь: С — 0,51 %; Мп — 0,51 %; Р — 0,025 %; S — 0,013 %.



Фиг. 6

В первую серию опытов вошел металл, прокатанный при высокой температуре («hell gewalzt»), с последующим часовым отжигом при 900° (фиг. 7, кривая A); во вторую серию опытов — прокатанный при более низкой температуре («dunkel gewalzt»), отожженный после прокатки при 700° в течение 1 часа и согнутый затем в холодном виде по дуге радиусом 250 мм. Как видно (кривая B), подобная деформация в значительной степени уменьшила вообще ударную вязкость, а особенно при низких температурах. При более высоких (200 — 300°) температурах испытания предварительная пластическая деформация совсем не отразилась на ударной вязкости.

Лангенберг (Langenberg) (11) испытывал большие образцы (160 × 30 × 30 мм) на копре Шарпи в 300 кгм. Образцы, форма и размеры которых даны на фиг. 8, были изготовлены из стали следующего состава: С — 0,176 %; Мп — 0,69 %; Si — 0,053 %; Р — 0,053; S — 0,036 %; Ni — 0,011 %; Cr — 0,016 %. Предварительно сталь подвергалась отжигу (кривая A) и улучшению (кривая B). Для отжига образцы нагревались до 925° и после полу часовой выдержки при этой температуре медленно охлаждались вместе с печью. Улучшение заключалось в получасовой выдержке при 900° с последующей закалкой в масле, отпуске в продолжение одного часа при 760°, вторичной закалке с этой температуры в масле и, наконец, отпуске при 200°. Такая сложная термическая обработка увеличила ударную вязкость при комнатной температуре в десять с лишним раз и не дала никакого уменьшения хрупкости при —62°, — наиболее низкой температуре, которой пользовался автор.

Ричардсон (Richardson) и Мак Нут (Mac Nutt) (12) обнаружили сильное уменьшение вязкости стали (С — 0,18 %; Мп — 0,57 %), деформированной изгибом при 300°. Как видно из фиг. 9,

сталь, отожженная при 925° и охлажденная с печью, показала при $+20^{\circ}$ ударную вязкость в 2 кгм/см^2 , а при $+100^{\circ}$ — 12 кгм/см^2 (кривая *B*). Наклеп путем изгиба (кривая *A*) снизил значение ударной вязкости при тех же температурах испытания соответственно до $0,4$ и 2 кгм/см^2 .

Сравнивая фиг. 7 и 9, замечаем, что деформация холодного и нагретого до 300° металла различно подействовала на ударную вязкость при 200° . По данным Штрауса (см. фиг. 7), вязкость деформированного в холодном виде и недеформированного материала одинаковы при 200° ; по Ричардсону, наклеп при 300° снижает при $+200^{\circ}$ вязкость вдвое.

Обращает на себя внимание отсутствие снижения вязкости при -70° (Ричардсон, см. фиг. 9) после наклепа. Может быть, это можно объяснить малой вязкостью при низких температурах исходного металла, а может быть, недостаточной чувствительностью копра.

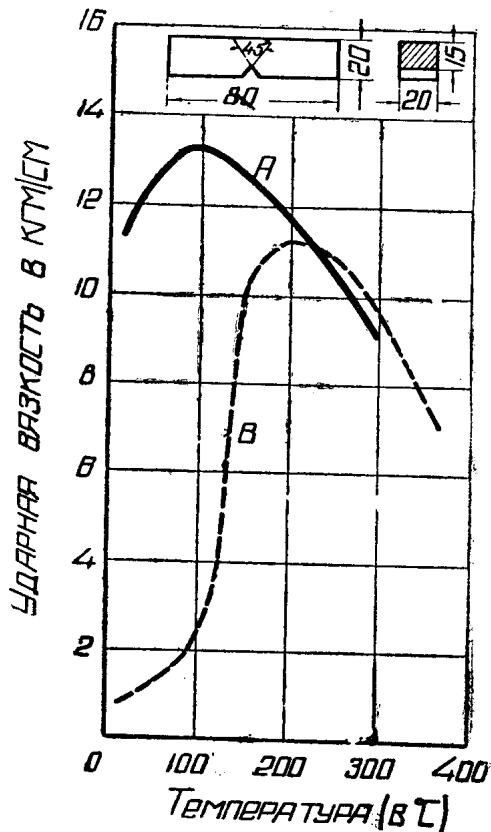
Геренс (13) не нашел большой разницы в ударной вязкости мягкой сиенс-мартеповской стали в отожженном (кривая *A*) и улучшенном (кривая *B*) состояниях (фиг. 10). Его данные стоят как будто в резком противоречии с данными цитированных выше авторов.

Согласно Майлендеру (Mailänder) (14), отожженное железо (фиг. 11), (кривая *A*) показывает меньшую ударную вязкость, особенно при 0° , чем улучшенное (кривая *B*).

Обширное исследование провели Кербер и Помп (15) над мягкой сталью в различных состояниях. Из стали с содержанием $C — 0,05\%$; $Mn — 0,33\%$; $Si — 0,02\%$; $P — 0,020\%$; $S — 0,028\%$ изготовлялись образцы размерами $120 \times 15 \times 15 \text{ мм}$ (прорез — диаметром 3 мм , живое сечение образца — $8 \times 15 \text{ мм}$) и испытывались на копре Шарпи в 75 кгм при температурах от -80° до 500° .

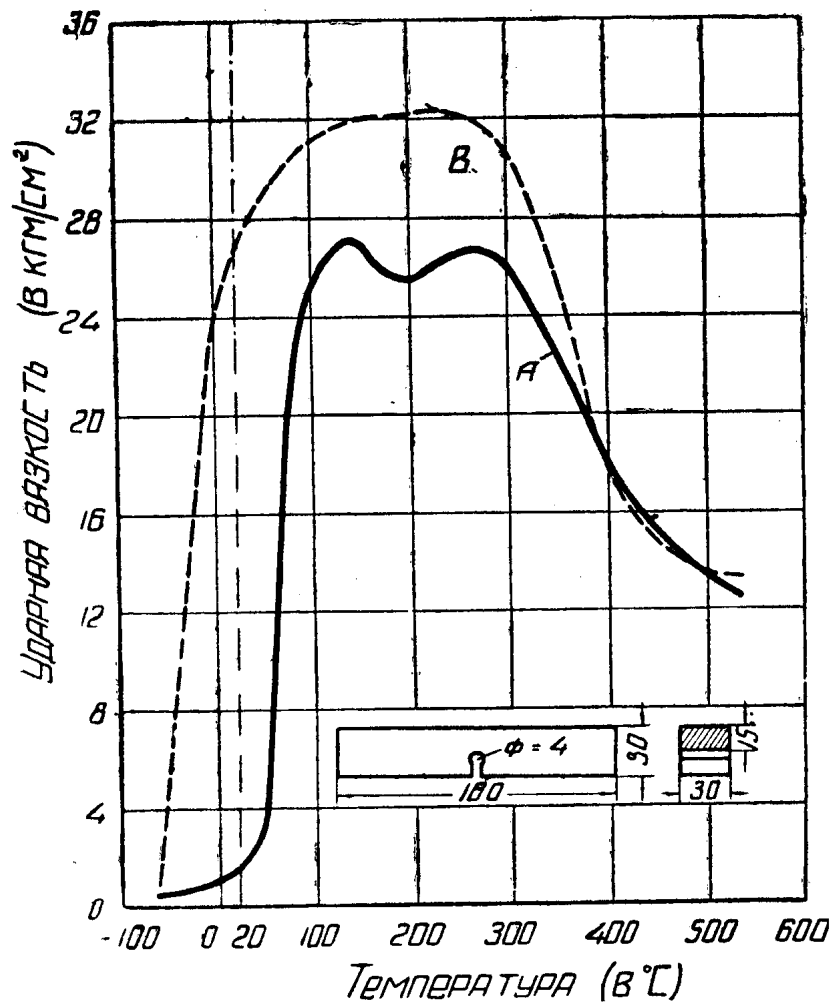
Было проведено пять серий опытов над одним и тем же материалом, но различно обработанным. Результаты испытания сведены на фиг. 12.

К первой серии (кривая *A*) относились образцы, улучшенные путем нагрева до 950° с последующей закалкой в воде и отпуском в течение полчаса при 650° .



Фиг. 7

Во вторую серию (кривая *B*) входили образцы из прокатанного металла без всякой дополнительной обработки («состояние поставки»).



Фиг. 8

Для третьей серии (кривая *C*) опытов образцы нагревались 2 часа в муфельной печи при 1250° и вместе с печью охлаждались.

В образцах четвертой серии (кривая *D*) была вызвана крупнозернистая структура путем рекристаллизации. Предварительно сталь отжигалась в течение 2 часов при 930° и медленно охлаждалась; после охлаждения деформировалась сжатием на 10% и отжигалась для проведения рекристаллизации вторично 2 часа при 850° . И, наконец, металл деформировался при синем нагреве (кривая *E*). Для этого отожженные при 930° в продолжение 2 час. и медленно охлажденные образцы прокатывались при 200° . При этом толщина полосы уменьшалась на 10%.

Под влиянием такой разнообразной обработки образцы раз-

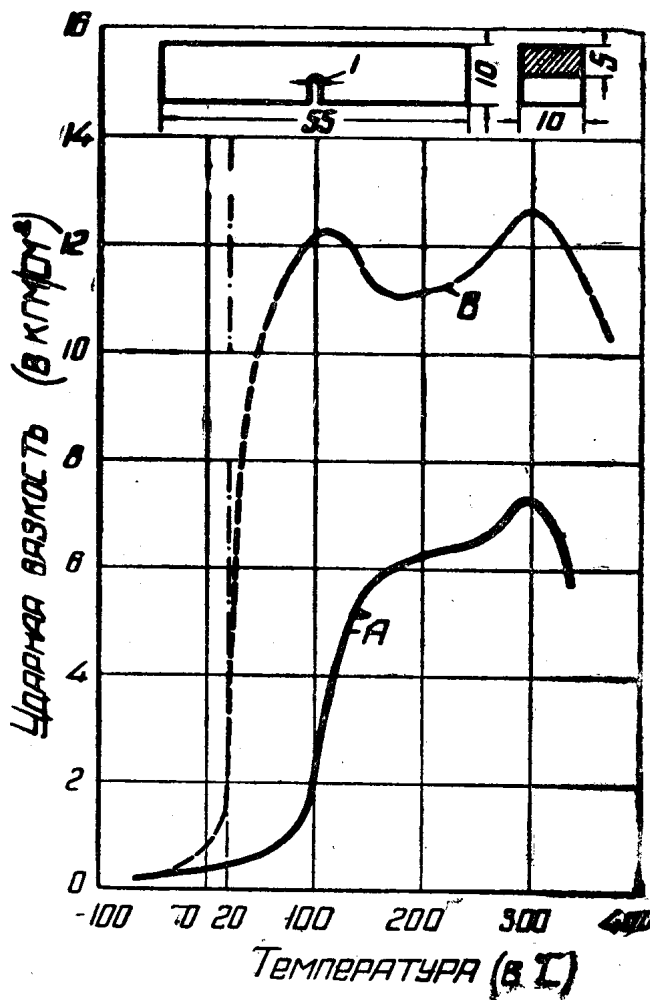
ных серий обладали различной величиной ферритного зерна. Непосредственное измерение средней площади зерна дало в улучшенных образцах $256 \mu^2$, в перегретых — $242\,000 \mu^2$, прокатанных (состояние поставки) — $563 \mu^2$, деформированных при синем нагреве (200°) — $1462 \mu^2$ и рекристаллизованных от $37772 \mu^2$ (середина образца) до $63532 \mu^2$ (край образца).

Максимальное значение ударной вязкости дали улучшенные образцы (см. фиг. 12). Как видно из диаграммы, приведенной на фиг. 12, наиболее вязкими при низких температурах (-50° , -0°) оказались мелкокристаллические образцы без всякой обработки (величина зерна — $563 \mu^2$), а также улучшенная сталь (величина зерна — $256 \mu^2$). Наиболее хрупким при тех же условиях было железо, прокатанное при синем нагреве. Улучшенные образцы поломались только при -70° и $+500^\circ$; при других температурах они лишь изгибались.

На фиг. 13 дана левая часть диаграммы, приведенной на фиг. 12, в увеличенном масштабе; видно, что при -20° улучшенная сталь (кривая А), в четырнадцать раз более вязка, чем перегретая (кривая В) и вязче, чем прокатанная сталь в состоянии поставки (кривая С). Абсолютные значения ударной вязкости по Шарпи очень сильно снижены при -70° , и при этой температуре почти не сказывается влияние на вязкость таких различных последствий термической обработки, как перегрев, рост зерна при рекристаллизации (кривая Е) и прокатка при температуре синего нагрева (кривая D).

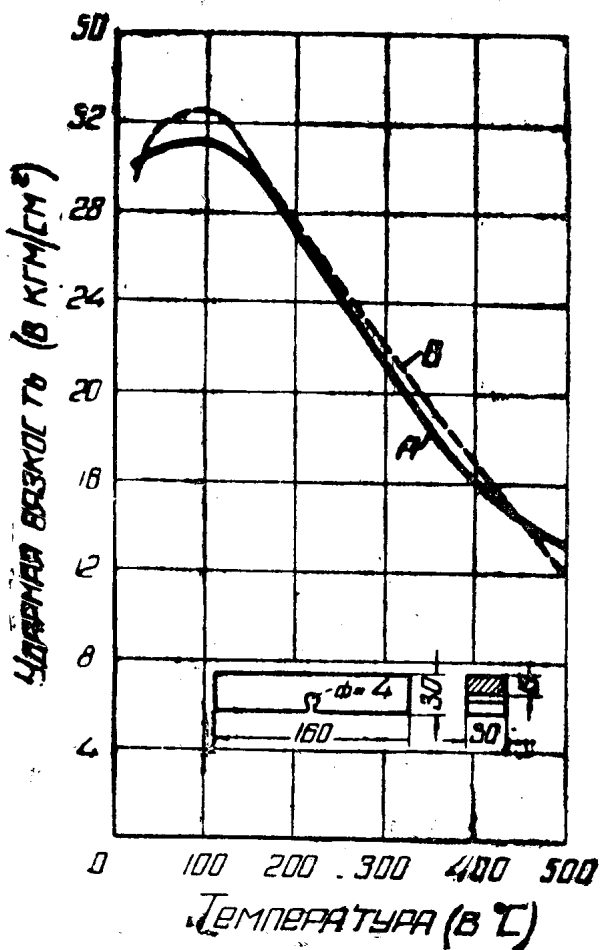
Схематически результаты опытов Кербера и Помпа можно, как они сами это делают, представить в виде трех кривых (фиг. 14).

Кривая а дает представление об изменении ударной вязкости улучшенной мягкой стали в зависимости от температуры испыта-



Фиг. 9





Фиг. 10

Как видно из фиг. 15, прокатанная сталь (в состоянии поставки, кривая А) имеет небольшую ударную вязкость при температурах -70 и -40° по сравнению с вязкостью при комнатной температуре. Особенно снижается вязкость в случае перегрева стали (кривая В). Улучшение, заключающееся в закалке и последующем отпуске на сорбит, увеличивая в значительной степени

Таблица 3

Сорт стали	Химический состав (в %)		
	C	Mn	Si
Сталь 1	0,40	0,78	0,17
Сталь 2	0,58	0,72	0,18

ударную вязкость при комнатной температуре, лишь незначительно уменьшает хрупкость при температурах порядка -70° (кривая С).

ния; кривая в — испорченной неправильной термической обработкой стали; кривая с — стали в исходном состоянии (прокатного металла).

Как увидим далее, подобного рода кривые можно толковать несколько более подробно, введя понятие о критическом интервале ударной хрупкости.

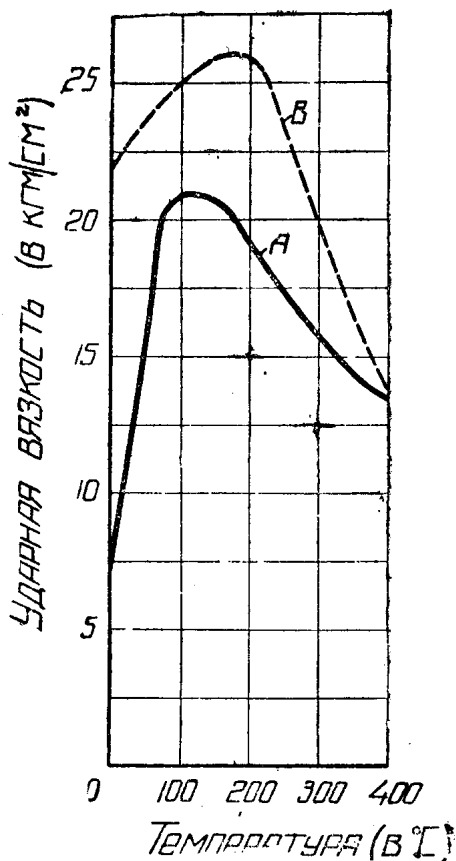
Более твердые стали, приближающиеся по содержанию углерода к рельсовым, по опытам тех же авторов (16), дали также весьма значительное уменьшение ударной вязкости, с понижением температуры испытания (фиг. 15). Тип копра и размеры образцов были такие же, как и в работе (5). Исследованные стали имели следующий химический состав (табл. 3).

Обращает внимание сильное влияние содержания углерода на ударную вязкость. Так, при $+20^{\circ}$ изменение содержания углерода с 0,58 до 0,40 % изменяет ударную вязкость сырой стали с 3 до 7,5 кгм/см², т. е. в $2\frac{1}{2}$ раза. Приходится предполагать какой-то порок в стали 2, тем более, что и термически обработанная сталь дает примерно такой же результат.

Прочность стального литья при низких температурах исследовал Валле (Walle) (17). Для опытов им была взята сталь двух сортов, указанных в табл. 4.

Разливка стали производилась при 1600° . Образцы отжигались при 900° в печи в течение $3\frac{1}{2}$ час. и охлаждались в продолжение 8 час. (фиг. 16). Вследствие неоднородности литого материала каждая точка на кривой была получена из 3—6 опытов; при появлении значительного рассеяния брались дополнительные образцы.

На фиг. 16 видно изменение ударной вязкости стального литья в зависимости от температуры. Образцы имели размеры $10 \times 10 \times 55$ мм, с круглым надрезом в 2 мм. Как видно, значение ударной вязкости при -60° достигает лишь 14 % от значения вязкости при $+20^{\circ}$.



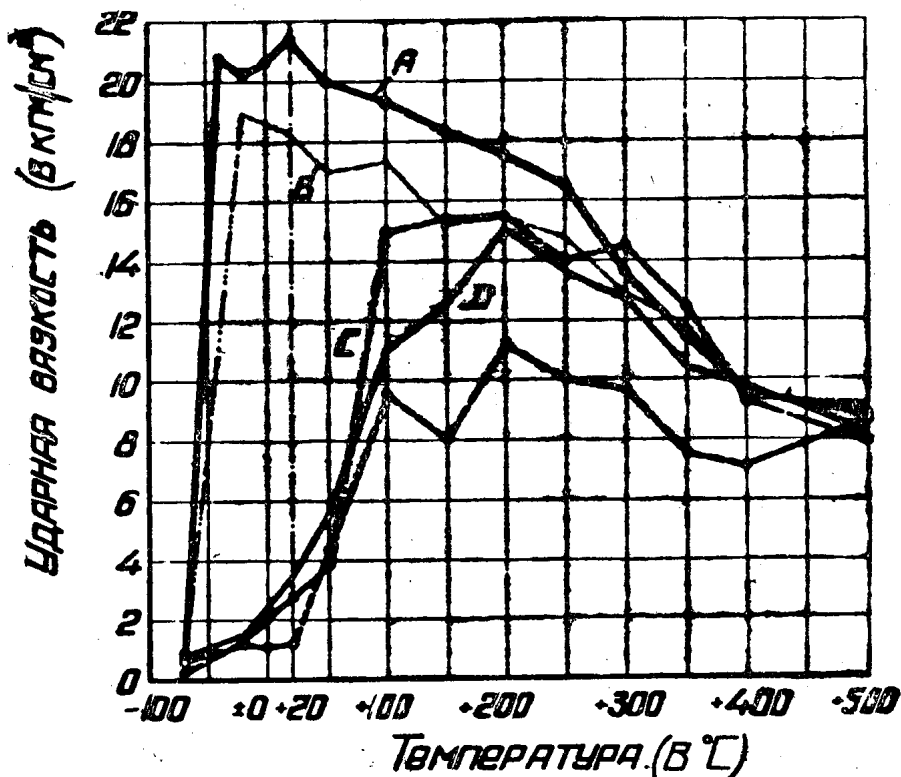
Фиг. 11

Таблица 4

Сорт стали	Химический состав (в %)				
	C	Si	Mn	P	S
Сталь 1	0,23	0,27	0,59	0,013	0,026
Сталь 2	0,20	0,36	0,64	0,013	0,023

Корелли (Corelli) (18) ставил опыты со сталью, содержащей 0,6 % С. Он пользовался копром Шарпи (вес маятника — 22,710 кг, подъем — 1,321 м), применяя образцы Менаже, размерами $40 \times 10 \times 10$ мм. Построенная на основании его данных кривая представлена на фиг. 17. Обращает внимание незначительное изменение ударной вязкости довольно твердой стали, с которой оперировал Корелли, в интервале $-40^{\circ} + 25^{\circ}$, едва достигающее при -40° 22 % от значения при $+25^{\circ}$. Подобное явление непонятно.

Очень актуален вопрос о хрупкости сварных швов при низких температурах, так как большинство сварных конструкций работает на морозе, а обычный шов электродуговой сварки вообще не обладает большой ударной вязкостью.



Фиг. 12

Смирнов и Фалькевич (19) пришли к заключению, что ударная вязкость шва при -183° понижается на 88,5 % по сравнению с вязкостью при $+20^{\circ}$.

Возняк (20), исследуя шов, наплавленный электродом, имевшим следующий состав: С — 0,1 %; Mn — 0,17 %; Si — 0,015 %; P — 0,009 %; S — 0,001 %, говорит, что ударная вязкость всех сварных образцов при -50° ничтожно мала. При -25° все литые швы обладают такой же незначительной ударной вязкостью, как и при -50° ; основной металл и швы, выполненные по методу оплавления, дают довольно высокую вязкость при -25° , равную примерно 50 % ударной вязкости при комнатной температуре.

На фиг. 18 дана часть кривых, помещенных в цитируемой работе Возняка.

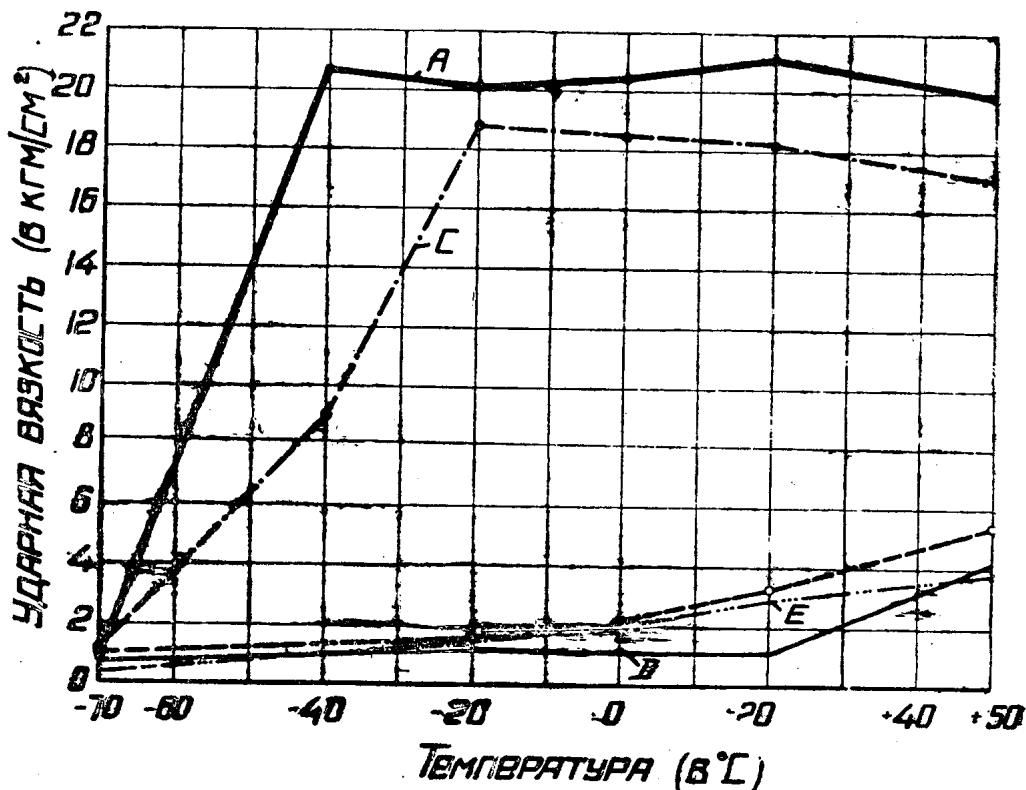
Кривая A относится к основному металлу, вязкость которого при -25° еще достаточно велика, но уже при -50° она падает до незначительной величины — $0,47 \text{ кгм/см}^2$.

Наибольшую вязкость при комнатной температуре показывает металл сварки по методу Лэнгмюра ($14,77 \text{ кгм/см}^2$; кривая B) и сварка электродом с толстой обмазкой ЛИМ (кривая C).

Ударная вязкость шва, нанесенного голым электродом (с меловой обмазкой), постоянным (кривая *D*) и переменным (кривая *E*) током, ничтожна.

Строкопытов (21) указывает, что ударная вязкость обычного электродугового шва при -55° доходит лишь до 20% по сравнению с вязкостью при $+18^{\circ}$ и лишь в весьма небольшой степени может быть повышена при помощи нормализации.

За последние годы, в связи с развитием химического аппаратостроения в Союзе, появился ряд советских работ по исследованию ударной вязкости при низких температурах. В этих работах предел исследования расширен в сторону низких температур до температуры жидкого воздуха. Так, Фалькевич и Смирнов (22), и следуя, на ряду с другими материалами, сталь марки «сталь 5» на копке Шарпи в 20 и 30 кгм, обнаружили, что ударная вязкость этой стали при -183° составляет лишь 8,4% от вязкости при $+20^{\circ}$ (1,06 и 12,45 кгм/см²).

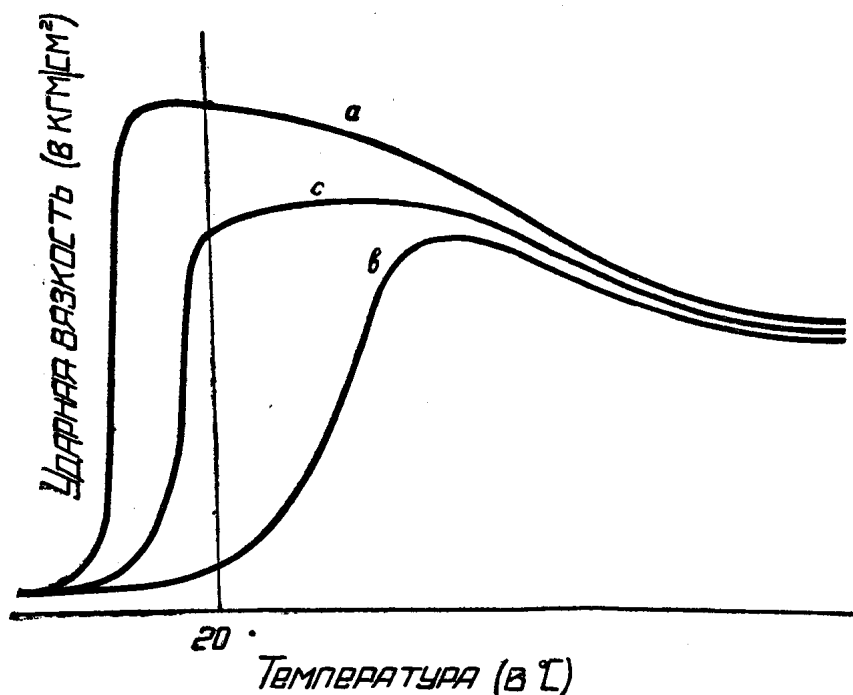


Фиг. 13

Опыты В. Д. Кузнецова и автора в общем подтвердили (23) положение, которое делается очевидным при обзоре цитированных работ: углеродистая конструкционная сталь, обладающая нормальной ударной вязкостью при комнатной температуре, делается хрупкой при температурах лишь немного ниже нуля.

Для предварительных опытов был взят мартеновский рельс следующего состава: С — 0,42%; Si — 0,20%; Mn — 0,49%; P — 0,05%; S — 0,048%. Из того места головки рельса, где де-

лается незаметной ликвационная зона, были вырезаны на фрезерном станке продольные полосы, послужившие для изготовления образцов, испытывавшихся на копре Шарпи в 10 кгм (системы Шоппера). Размеры образцов были $10 \times 10 \times 100$ мм; прорез — просверленное отверстие диаметром 2 мм. Живое сечение образца — 5×10 мм. Испытание велось при температурах -183 , -80 , -40 , -30 , -20 , 0 , $+20$, $+50$, $+100$ и $+150^\circ$. На каждую точку при указанных температурах было взято 3—4 образца. Для сохранения постоянства температуры жидкости (лигроин или этиловый алкоголь), в которой охлаждались образцы, последняя непрерывно перемешивалась. Сосуд с жидкостью охлаждался при помощи жидкого воздуха.



Фиг. 14

Результаты представлены на фиг. 19. Здесь, как обычно, по оси абсцисс отложены температуры испытания, а по оси ординат — удельная работа излома (ударная вязкость), при чем с $4,5$ кгм/см² при 150° последняя снижается до $0,3$ кгм/см² при -40° и затем до -183° остается практически постоянной. Для испытанной рельсовой стали температура -40° является той температурой, при которой хрупкость достигает наибольшей величины.

Макроструктура излома при низких температурах (-40° , -183°) резко отличается от вида излома при $+125^\circ$. Излом при низких температурах кристаллический, блестящий, не имеет никаких признаков остаточных деформаций. Излом при повышенной температуре волокнистый, с резко выраженными пластическими формоизменениями. Вследствие наличия последних сложить друг с дру-

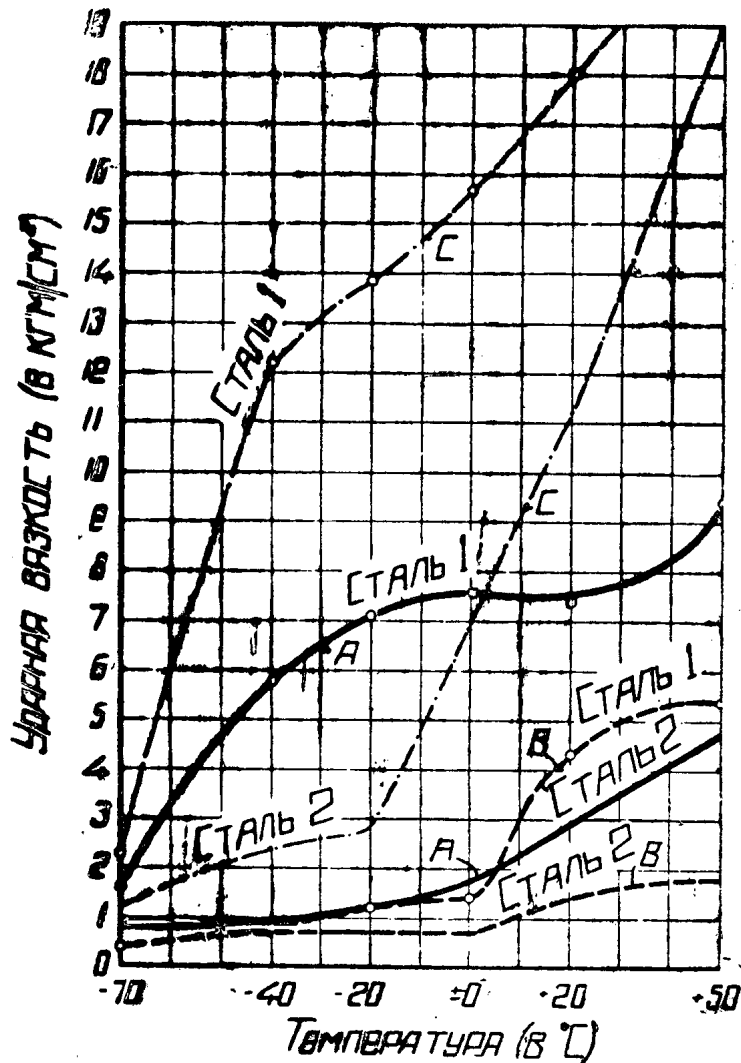
гом половинки сломанного при высокой температуре образца нельзя, — между ними всегда остаются большие щели. Части хрупкого образца подходят друг к другу без всяких зазоров; после складывания обломков, оси их служат продолжением одна другой.

Если сложить все образцы, послужившие для построения приведенной кривой (фиг. 19) в ряд, то окажется, что образцы левее точки -40° , все, как один, дали однообразный кристаллический, без малейших признаков остаточной деформации, излом.

Если теперь, произведя этот, далеко, конечно, не полный обзор того, что нам известно о хрупкости углеродистой стали при низких температурах, зададим вопрос: отчего же зависит увеличение числа сломавшихся рельсов в зимние месяцы, то ответ, очевидно, напрашивается сам собой.

Зимой рельсы значительно более хрупки, чем летом, дефекты рельса сказываются сильнее, путь имеет иную упругость. В своей критике работы Ларсена (Larsen) (24) Мейер (Meyer) (25) говорит о необходимости учитывать тот факт, что сопротивление очень твердых рельсов ударным нагрузкам составляет при -20° около трети, а при -40° едва лишь пятую часть сопротивления при $+20^{\circ}$.

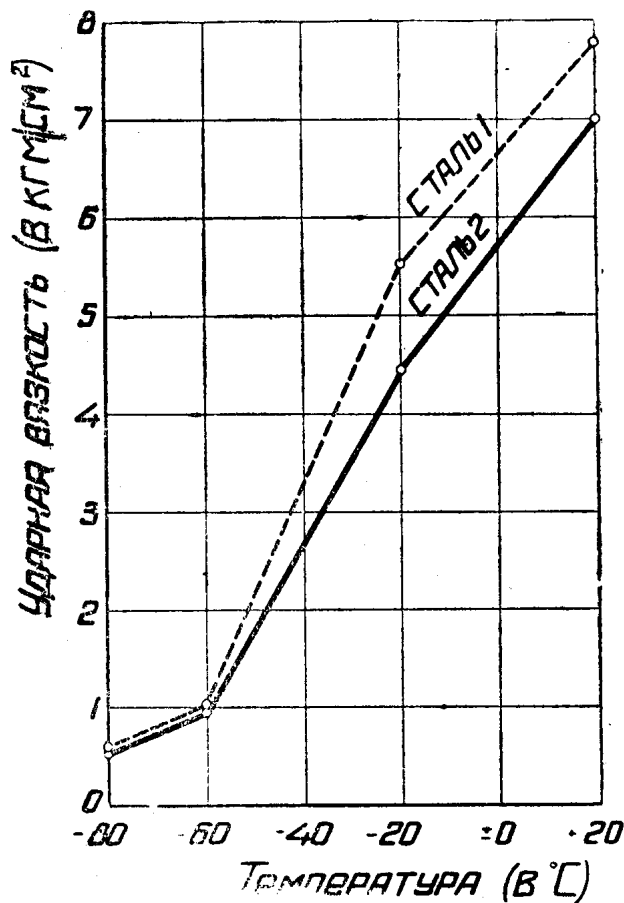
Рассматривая графики зависимости ударной вязкости стали от температуры, мы замечаем всегда наличие определенного интервала температуры вблизи 0° , в котором образцы становятся хрупкими. Этот интервал наблюдается всегда, независимо от величины образца, формы надреза, величины копра. Но он резко выражен лишь у некоторых железных сплавов. У многих сплавов (преиму-



Фиг. 15

щественно с центрированной решеткой) он не выявляется. Так, лауталь при изменении температуры испытания на удар в пределах от $+20$ до -190° уменьшает ударную вязкость не более как на 15—20 % (26).

Тиньгаев (27) показал независимость от температуры ударной вязкости сырого, закаленного и состаренного дюралюминия.



Фиг. 16

Если пока оставить вопрос о замене обычной углеродистой стали в деталях, страдающих от холодноломкости, сталью легированной, то остается единственный путь — попытаться передвинуть опасный интервал ударной хрупкости в область температур, не встречающихся при работе данной детали. В большинстве случаев подобной областью будут температуры ниже -60° . И только в специальных случаях (сжижение газов) придется его сдвигать дальше — к абсолютному нулю.

Кривые, показывающие связь между температурой воздуха и числом снятых рельсов вследствие излома (см. фиг. 1 и 2), подтверждают, что условия работы рельсов в

зимнее время случайно совпадают с условиями работы малого образца на копре Шарпи (наши опыты).

Мы говорим «случайно» потому, что критическая температура -40° не является чем-то вполне определенным, независимым от метода испытания. При ударах обычно пластические тела иногда становятся хрупкими; напротив, хрупкие тела, например каменная соль, при медленном возрастании нагрузки могут проявлять признаки течения, пластичности.

Как было указано, вязкий излом стали переходит в хрупкий в определенном температурном интервале, иногда весьма узком. По Майлендеру (28) температура переходной области удара ударного изгиба выше, чем для статического; для острого надреза — выше, чем для круглого; для широкого образца — выше, чем для узкого, и т. д. Короче говоря, абсолютное значение ударной вязкости образца нельзя отделить от его формы и величины.

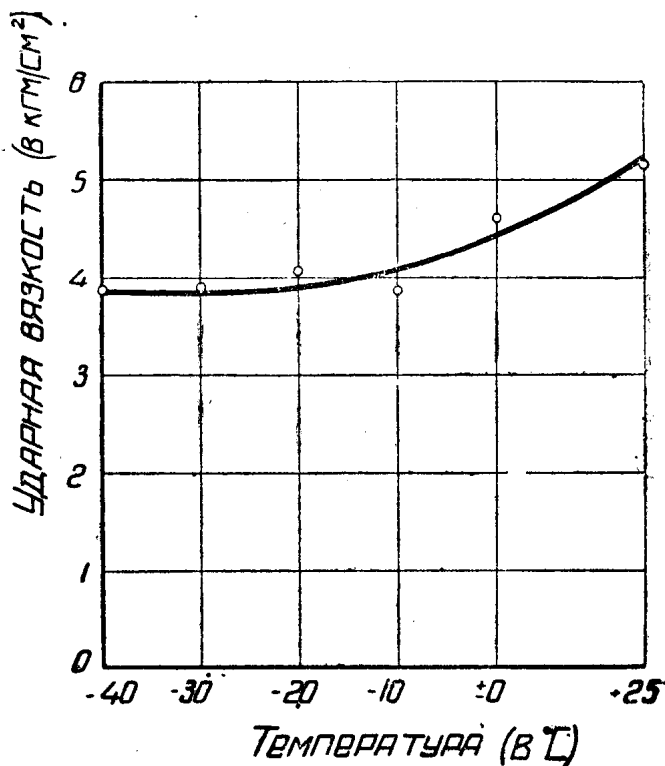
Рыбинский (29), определяя ударную вязкость по Шарпи, приходит к заключению, «что этот последний вид испытаний является весьма показательным при испытании хрупких рельсов, ибо во всех случаях у нас получались при выполнении этой работы либо очень низкие средние цифры для удельной работы удара, либо весьма скачущие числа, изменяющиеся для одного и того же рельса по отдельным образцам в весьма широких пределах». Это лишний раз подтверждает то положение, что определение ударной вязкости по Шарпи является весьма чувствительным методом для выявления хрупкости материала в деталях, подвергающихся во время службы ударам при низких температурах.

«Скачущие цифры» получались у Рыбинского очевидно тогда, когда начало интервала холодноломкости для данной рельсовой стали лежало около температуры испытания. Если бы он попробовал определять ударную вязкость в этом случае при $\pm 0^\circ$ или ниже, то получил бы, очевидно, минимальное значение ударной работы и, наверняка, хрупкий излом.

На основании изложенного можно, как нам кажется, утверждать, что при переходе от образца для копра Шарпи к целому рельсу характер зависимости «ударная вязкость — температура» остается неизменным; передвигается лишь в ту или иную сторону, вправо или влево по оси температур, интервал, в котором вязкий излом переходит в хрупкий.

Если стальной образец для копра определенной величины обнаруживает при какой-то температуре t_1° , холодноломкость, то и любое изделие из этой стали при какой-то температуре t_2° сделается тоже вполне хрупким; но будет ли t_2° выше или ниже t_1° и насколько, сказать затруднительно. Для рельсовой стали подобная температура (t_1°) в некоторых случаях лежит около -40° .

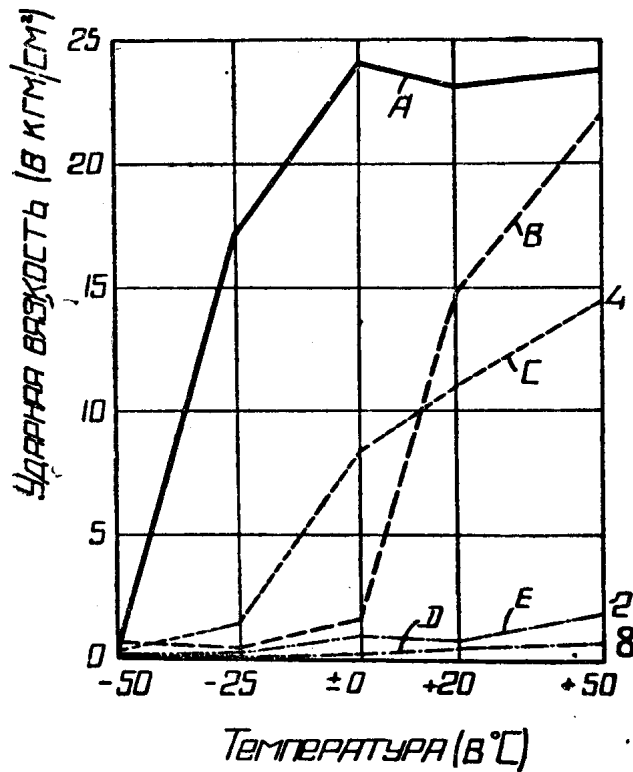
Перед тем как приступить к следующей части нашей работы, мы задали себе вопрос: происходит ли излом рельса в пути при низких температурах с одного удара, как на копре Шарпи, или



Фиг. 17

разрушение рельса является длительным процессом, сходным с усталостью?

Литературные источники (например Н. Н. Давиденков (1)) указывают, что соотношение между ударной вязкостью, определяемой путем излома надрезанных образцов с одного удара или



Фиг. 18

нескольких сотен (250—500) ударов, весьма просто. При увеличении вязкости, определяемой с одного удара, растет и вязкость, найденная при испытании многими ударами.

Прищепа (30) разрушал на машине Крупна образцы типа Менаже и нашел в пределах до 5350 ударов, что с повышением ударной вязкости по Шарпи растет и число ударов, необходимое для излома образца на машине Крупна.

Но при увеличении числа ударов подобная простая зависимость начинает нарушаться и при 10^5 ударах становится

иногда прямо противоположной: с увеличением вязкости по Шарпи падает вязкость, найденная при очень большом числе ударов.

Ударный предел усталости, о котором приходится говорить в этом случае, меняется параллельно статическому пределу усталости и никак не связан с ударной вязкостью надрезанных образцов.

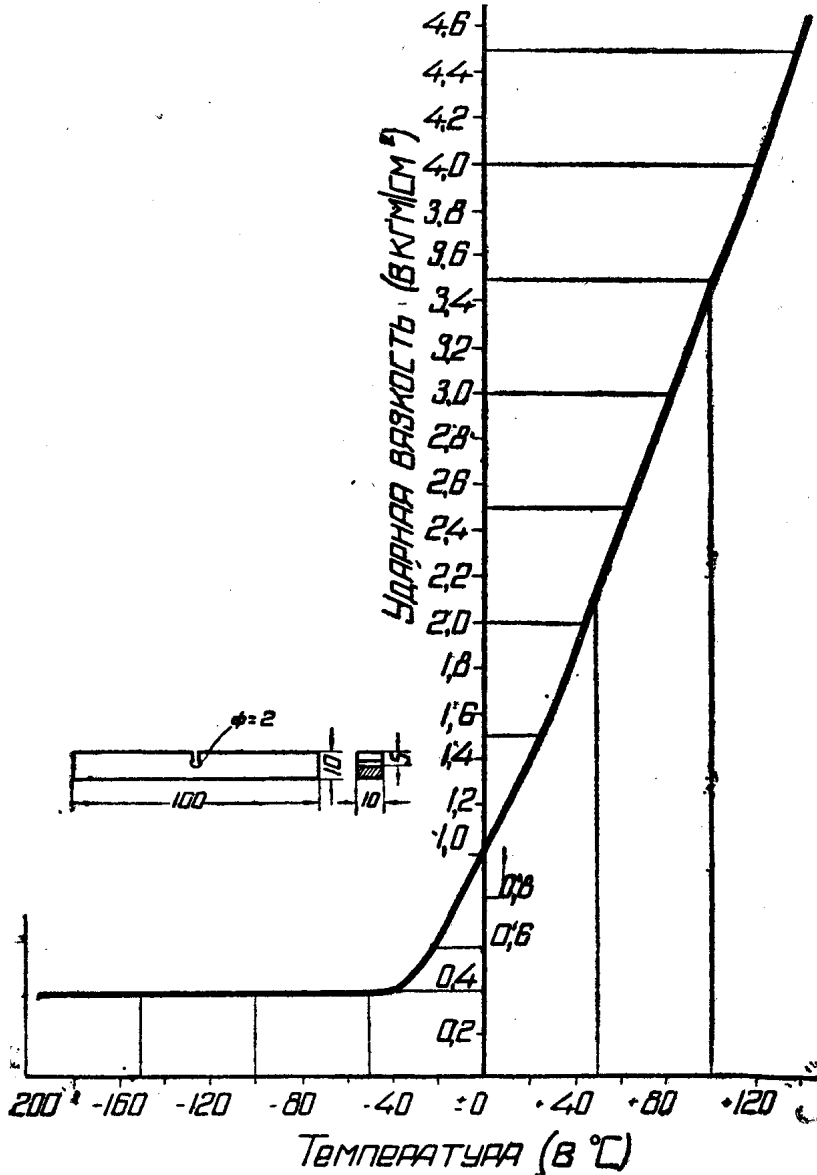
Поверхность излома бывает весьма различна, в зависимости от числа ударов. При 300 ударах весь излом стального образца, например, имеет кристаллическое строение, но уже при 1740 ударах появляются участки, имеющие характерную для излома усталости волокнистость. По мере увеличения числа ударов эти волокнистые участки начинают занимать всю площадь поперечного сечения образца.

Рельс работает в чрезвычайно сложных условиях и испытывает весьма значительные напряжения. При проходе поезда получают удары в стыках; сила, изгибающая рельс, возрастает почти мгновенно, так как состав движется со скоростью 20—25 м в секунду. От игры рессор, от избыточной массы противовесов, сил инерции движущихся частей и пр. появляются вертикальные добавочные усилия.

Эти динамические явления возрастают со скоростью движения и увеличением веса составов, в частности паровозов.

Состояние верхнего строения пути также имеет громадное влияние на напряжение в рельсах.

Кроме того, не следует забывать, что при смятии головки могут возникать поверхностные трещины. Сильное буксование при торможении вызывает выделение большого количества тепла в



Фиг. 19

течение малого промежутка времени, что обуславливает местный нагрев до такой температуры, что возможна закалка некоторых участков поверхности на мартенсит (31). Под влиянием трения поверхность катания поглощает азот из воздуха (32) и становится ненормально хрупкой.

Трещины, закаленные и ненормально хрупкие места имеют значение запила на обычном образце для испытания на удар.

При всем этом на поверхности головки рельса возникают весьма значительные напряжения, доходящие до 40 кг/мм^2 , а обычные допустимые напряжения в рельсах обычно принимаются в 30 кг/мм^2 . В то же время предел текучести обычной рельсовой стали редко превосходит 40 кг/мм^2 .

Как мы видели, при температурах ниже нуля обычная сталь обладает весьма значительной хрупкостью, но величины, характеризующие статическую прочность, меняются при этом весьма незначительно.

Так, в случае стального литья (17) предел упругости стали 1 (состав ее дан при описании опытов Валле) был при -60° выше, чем при $+20^\circ$ на 19,6%; временное сопротивление — на 16,7% и относительное удлинение при разрыве — на 11%. И только ударная вязкость снизилась на 86%.

По данным Фалькевича и Смирнова (19) для стали марки «сталь 5» (С — 0,32%) временное сопротивление при -20° равно $59,1 \text{ кг/мм}^2$, а при -183° — $93,9 \text{ кг/мм}^2$; относительное удлинение при тех же температурах — 27,9 и 25,9%, а ударная вязкость — соответственно — 12,45 и $1,06 \text{ кгм/см}^2$.

По данным Вентрупа (Wentrup) (34), с понижением температуры испытания предел усталости рельсовой стали повышается. Так, при $+18^\circ$ предел усталости для стали состава: С — 0,62% и Мп — 0,93% равен 32 кг/мм^2 , а в интервале -14 до -18° повышается до 35 кг/мм^2 . Предел усталости осевой стали (0,41% С) при $+18^\circ$ равен 27 кг/мм^2 , а при -18° — 31 кг/мм^2 .

Кербер и Гемпель (Nempel) (35) утверждают, что пластическая деформация и старение практически не меняют предела усталости и очень сильно влияют на ударную вязкость по Шарпи (сталь состава: С — 0,39%; Мп — 0,72%). Ударная вязкость уменьшается в десятки раз, а предел усталости остается в обычных пределах, меняясь на несколько процентов.

Принимая во внимание влияние температуры на эти механические характеристики, приходим к заключению, что на морозе подобная разница выявится еще сильнее.

Так как статическая прочность и предел статической усталости углеродистой стали при низких температурах выше, чем при нормальной температуре, то вряд ли можно предполагать, что в металле рельса появятся какие-то изменения, характерные для усталости именно при низких температурах. Также невероятно, что в рельсе образуются трещины вследствие малого числа ударов при повышенной температуре; трещины такого рода скорее возникнут при низких температурах, когда ударная прочность (определяемая с одного или нескольких ударов) в несколько раз ниже, чем при температурах выше нуля.

Конечно, случаются поломки и вследствие чистой усталости, но, как утверждают Скаков и Маханек (31) «излом усталости на наших дорогах не часто случается».

Исследуя не один десяток рельсов, сломавшихся в пути в мо-

розные дни, мы ни разу не обнаружили признаков излома от усталости. На поперечном изломе таких рельсов при самом тщательном осмотре нельзя было обнаружить наличия типичных изменений структуры; это всегда был кристаллический однородный излом.

Если в рельсе в летнее время возникает трещина усталости, то такой рельс должен сломаться в первый морозный день, не вследствие медленного развития трещины, не от того, что материал будет постепенно уставать, а сломается сразу, с одного подходающего по силе удара, вследствие значительно уменьшившейся ударной вязкости при низких температурах.

На основании высказанных соображений мы остановились на определении ударной вязкости по Шарпи как методе, вполне пригодном для определения холодноломкости стали.

Все говорит за то, что этот метод испытания металла дает именно ту характеристику материала, которая определяет пригодность его к изготовлению деталей, работающих при низких температурах и притом переносящих именно ударную нагрузку.

II. СНИЖЕНИЕ ХОЛОДНОЛОМКОСТИ УГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ ПУТЕМ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ

Улучшить сопротивление удару стальных деталей можно несколькими способами.

Проще всего увеличить размеры детали. Но, очевидно, никогда этот способ не может найти широкого применения, так как подобное решение вопроса вызвало бы беспредельный расход дефицитного металла. В США есть железные дороги с очень тяжелыми рельсами (до 74 кг в погонном метре). Конечно, изготовление подобных рельсов мало целесообразно главным образом потому, что, понижая за счет увеличения поперечного сечения основные напряжения в рельсе, мы не в состоянии уменьшить местные напряжения от смятия поверхности катания. Статически такой рельс много прочнее нашего обычного (весом 45,3 кг в погонном метре); его момент инерции в несколько раз больше. Но противоречивые данные американской практики свидетельствуют о том, что не все ясно в вопросе о тяжелых рельсах. Вернее всего, что вопрос о сверхтяжелых рельсах появился в результате своеобразия капиталистической экономики в предкризисное время. Для больших количеств дешевого металла надо было находить сбыт и его находили, утяжеляя рельсы и доказывая целесообразность этого техническими соображениями сомнительного качества и оригинальным утверждением, что сталь после кризиса подорожает и каждый вложенный в путь доллар через 2—3 года превратится в три доллара.

Можно изменить состав обычной стали, введя, например, в качестве присадки никель. Как увидим далее, никелевые стали обладают весьма малой чувствительностью к ударам при низких температурах. Но опять-таки, не всякая деталь по соображениям

экономическим может делаться из дорогих и часто дефицитных материалов, хотя в некоторых случаях изготовление специальной аппаратуры из сильно легированных сталей является единственным выходом.

В частности и вопрос о легированных рельсах является назревшим и весьма актуальным. Но о широком распространении у нас рельсов, легированных тем элементом, который повышает динамическую вязкость на морозе (главным образом никель), сейчас говорить пока не приходится.

Изменением обычного состава углеродистой конструкционной стали, в частности рельсовой, можно заставить опасный интервал ударной хрупкости отодвинуться на диаграмме «температура — ударная вязкость» в сторону более низких температур. Но такое изменение состава будет заключаться в первую очередь в снижении содержания углерода, что, безусловно, недопустимо, так как поведет к уменьшению прочности и твердости. Последнее обстоятельство для рельсов имеет первостепенное значение.

При изучении литературы можно было заметить, что чистота стали сказывается на холодноломкости: чем чище сталь, тем она более вязка. Но и улучшению стали имеется какой-то на сегодняшний день вполне реальный предел. К тому же, по опыту швейцарских дорог, самые хорошие рельсы (термически не обработанные) из углеродистой стали оказываются непригодными при давлении на ось в 23 т.

Несколько неясно влияние фосфора на холодноломкость стали при низких температурах в том случае, когда его содержание не превосходит 0,1%. Рыбинский (29) подчеркивает, что в 32 испытанных хрупких рельсах среднее содержание фосфора было равно 0,093%, достигая максимума в 0,135%, и считает главной причиной хрупкости этих рельсов ненормально большое количество фосфора. Необходимо подчеркнуть, что германские нормы на рельсы допускают содержание фосфора от 0,06 (мартековский металл) до 0,08% (томасовский), а американские — 0,04% для всех сортов стали.

Фраткин (36) считает одной из причин хрупкости рельсов повышенное содержание фосфора.

К тому же выводу приходит и Владимиров (37).

Бабошин (38) в своем докладе говорит: «из данных рельсовой комиссии 1899—1906 гг. пришел к выводу, что если содержание фосфора в рельсах более 0,1%, содержание углерода в них должно быть не более 0,3%; при большем содержании углерода пластичность фосфористого металла заметно падает (удлинение опускается ниже 6%). К тому же фосфористый металл весьма чувствителен к удару на холоду (мороз)».

Для внесения большей ясности в вопрос, мы подобрали мартеновскую сталь такого же примерно состава по содержанию всех, кроме фосфора, элементов, как сталь, употреблявшаяся для изготовления тех образцов, на основании исследования которых бы-

ла построена наша кривая «ударная вязкость — температура» (см. фиг. 19). В табл. 5 для сравнения приводим состав обеих сталей.

Таблица 5

Сорт стали	Химический состав (в %)					Ударная вязкость при:	
	C	Si	Mn	S	P	±0° -60°	
Сталь 1	0,42	0,20	0,49	0,048	0,051	1,0	0,4
Сталь 2	0,43	0,23	0,43	0,040	0,099	2,5	0,5

Как и в первой серии опытов, каждая точка получена испытанием четырех образцов. Мы далеки от мысли игнорировать вредное влияние фосфора на свойства стали. Но нет как будто и оснований чрезмерно его бояться, когда он имеется налицо в допустимых стандартом пределах. Мы думаем, что особенно неприятно и опасно для повышения хрупкости присутствие фосфора свыше 0,1 %. Разумеется, мы при этом не касаемся других вредных сторон влияния фосфора (ликвация и пр.).

Если бы даже оказалось, что хрупкость рельсов зависит главным образом от содержания фосфора, то идти по пути значительного снижения его содержания было бы все-таки затруднительно. Для этого пришлось бы отказаться от существующих способов выплавки стали, так как допустимое техническими условиями содержание фосфора в рельсовой стали является, очевидно, его средним содержанием в нормальном, здоровом металле.

Если радикальное изменение химического состава рельсовой стали пока невозможно по приведенным соображениям, то остается единственный путь — изменение структуры стали путем термической обработки. Целый ряд уже приведенных данных показывает, как уменьшение величины зерна или образование сорбитной структуры сдвигает опасный интервал перехода вязкого излома в хрупкий в сторону более низких температур.

Если термическая обработка деталей машин, изготовленных из углеродистой стали, дело давно общеизвестное, то закалка рельсов до сих пор является чем-то спорным, не общепринятым. Закачивать и отпускать образцы из рельсовой стали, испытывая их затем на копре, как это делали мы, имело смысл лишь в предвидении последующего перехода к закалке рельсов.

До сих пор мы делали образцы для малого копра Шарпи (10 кгм), вырезая их из головки рельса в местах, свободных от ликвации. Но, очевидно, при подобном способе изготовления образцов мы очень сильно удаляемся от тех условий, при которых находится рельс, как сложный профиль, имеющий ликвационную зону. Материал рельса имеет непостоянный по сечению химический состав, переменную структуру и разнообразные механические свойства.

Поэтому в дальнейшем мы изменили методику изготовления образцов таким образом: от куска рельса отрезалась на фрезер-

ном станке головка, затем она прострагивалась для удаления всяких следов стенки. Полученный профиль проковывался под пневматическим молотом (*1m*) при температуре 950—1000° на квадрат 13×13 мм. Температура нагрева головки и температура начала и концаковки тщательно контролировались оптическим пирометром «Пиропто». Прокованные прутки разрезались на куски длиной около 1,1 м. От каждого прутка брался торцевой шлиф, и с торца снималась стружка для анализа. Затем прутки разрезались на образцы длиной 105 мм, которые фрезерованием или строжкой доводились до размера 11,5×11,5×100 мм. Далее образцы нагревались в муфельной электрической печи, с автоматическим терморегулятором и саморегистрирующим пирометром, до 850°, выдерживались при этой температуре 1 час и охлаждались на воздухе. Такая нормализация уничтожала до некоторой степени внутренние напряжения, возникающие во времяковки, и давала более или менее однородное зерно. Температура 850° была взята как минимальная температура конца прокатки. Она была выше точки $A_{с3}$ для этой стали.

Чтобы предохранить при высокой температуре образцы от обезуглероживания, их при всех операциях, сопровождавшихся нагревом, укладывали в железные ящики (по 10—12 штук) и засыпали чугунными опилками с небольшим количеством древесно-угольного порошка. Процентное содержание угля в смеси подбиралось опытным путем так, чтобы при нагреве не шла цементация образцов. Кроме пирометра в муфеле печи, в ящик дополнительно вставлялась термопара для более точного контроля температур.

После соответствующей термической обработки (например сорбитизации) лишние 1,5 мм по сечению образца снимались на станке и в образце делался пропил с углом 45° и радиусом закругления 0,25 мм. Для этой операции применялась тщательно профилированная фреза.

Мы перешли от образца со сверленным отверстием к образцу с фрезерованным прорезом вследствие более простого изготовления и контроля.

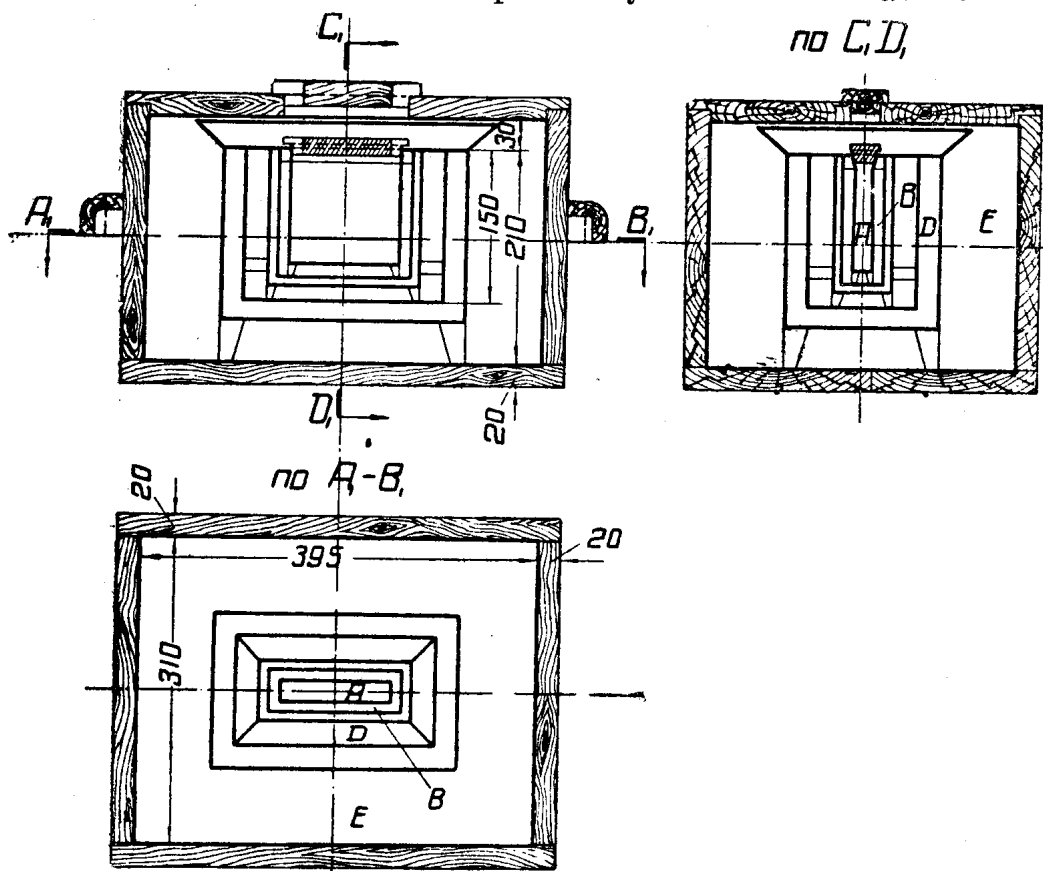
Прорез, как правило, не доходил до ликвационной зоны, что тщательно контролировалось.

Мы обращали особое внимание, чтобы сечение образца хотя бы отдаленно напоминало по распределению ликвационных зон сечение нормального рельса, учитывая тот интерес, который всегда вызывал вопрос о значении ликвации в рельсе. Не вдаваясь в подробное исследование вопроса, приведем заключительные слова Жуковского (39), с которым мы в основном вполне согласны: «Рельс работает в службе, как балка, и, как таковая, рельс должен быть испытываем при приемке со всеми содержащимися в нем вредными и безвредными включениями, поэтому испытание рельса на динамический (и, если угодно, на статический) изгиб, с определением стрелы прогиба, совместно с непрактикуемым еще испытанием на истирание — вот надлежащие мето-

ды испытания рельсов». Испытание не самих рельсов, а вырезанных из них образцов дало бы, по мнению Жуковского, такие же ложные выводы, как заключение о механических свойствах гранита по исследованию разминающейся между пальцами слюды, входящей в его состав на ряду с другими структурными составляющими.

Образцы ломались на сконструированном в металлографической лаборатории Сибирского института металлов копре Шарпи в 10 кгм. При сравнении этого копра с новым копром фирмы Шоппер той же величины, он показал одинаковую с последним точность. Благодаря значительному расстоянию между стойками он представлял большие удобства для работы. Расстояние между опорами было равно 70 мм, как и в копре Шоппера.

Сравнительные испытания изготовленных, как описано (кованых), нормализованных образцов с вырезанными из головки и подошвы рельса нормализованными же образцами не дали большой разницы в величине ударной вязкости. Но, как правило, прокованные и нормализованные образцы оказывались процентов на 8—10 более вязкими при всех условиях испытания.



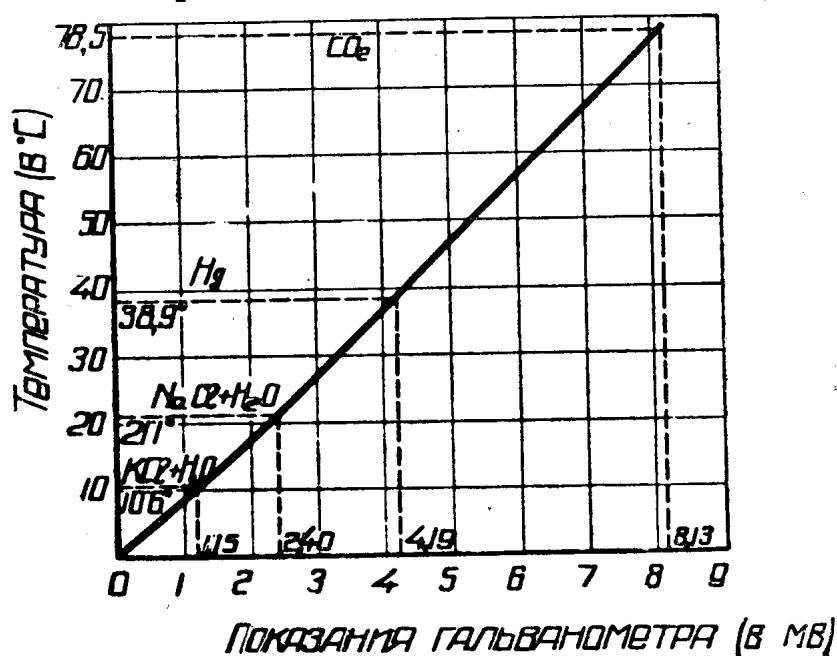
Фиг. 20

Первые образцы, послужившие для построения кривой на Фиг. 19, замораживались в пробирке, наполненной толуолом или алкоголем и охлаждаемой в дюаровском сосуде с жидким воздухом. Способ этот хотя и давал хорошие результаты, но был хлопотлив, когда приходилось иметь дело с большим количеством

образцов. Поэтому мы разработали следующий метод замораживания образцов при температурах до -60° .

Чтобы поддерживать долгое время низкие температуры, был сконструирован холодильник, состоящий из ряда входящих друг в друга ящиков. Внешний ящик был сделан из дерева (Фиг. 20), внутренние ящики (B и D) — из цинка, с двойными стенками. Промежуток между стенками заполнялся, для уменьшения конвекции ватой. Во внутренний ящик (A) помещались образцы и заливались абсолютным алкоголем. Деревянный ящик заполнялся льдом или смесью льда с поваренной солью, в ящики B и D помещалась твердая углекислота, хлористый кальций со льдом или иная охлаждающая смесь.

Для измерения температуры во внутреннем ящике (A) мы пользовались тремя медно-константановыми термопарами, соединенными после-



Фиг. 21

довательно и заключенными в общую оправу. Нулевые спаи всех термопар находились в тающем льде. Электродвижущая сила этой тройной термопары была примерно $10,35$ мв на 100° , что позволяло производить отсчеты по гальванометру с точностью $\pm 0,1$. Термопару градуировали по постоянным точкам: плавление льда, ртути и эвтектических смесей KCl и NaCl с водой. Кривая градуировки дана на Фиг. 21. Для предварительного измерения температур применялся обычный спиртовой или толуоловый термометр.

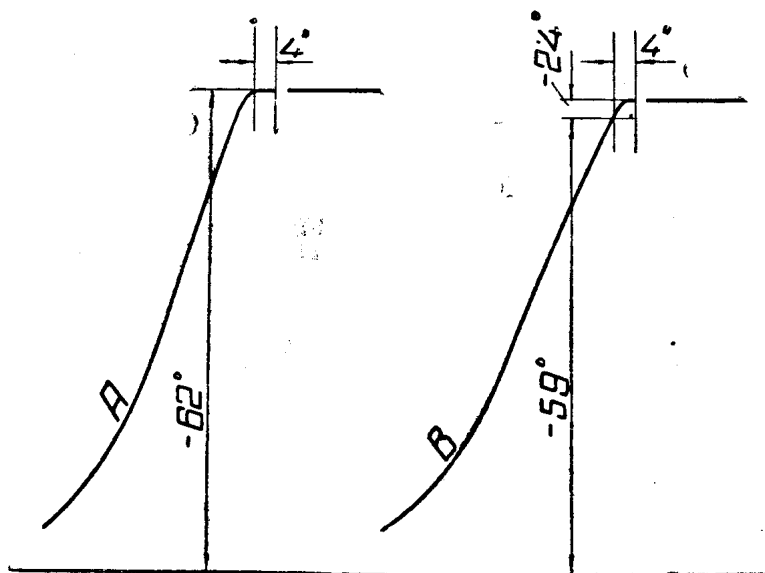
Мы обратили серьезное внимание на скорость согревания охлажденных образцов во время испытания на копре и попытались определить устанавливающийся при этом градиент температур от поверхности образца, нагревающейся в первую очередь, к его середине. Для этого было изготовлено два обычных образца Шарпи ($10 \times 10 \times 100$ мм); в одном из них было просверлено вдоль большой оси отверстие до середины образца диаметром $2,5$ мм. В отверстие вставлялась термопара и замазывалась воском. На поверхности другого такого же образца была тщательно припаяна

ными последовательно и заключенными в общую оправу. Нулевые спаи всех термопар находились в тающем льде. Электродвижущая сила этой тройной термопары была примерно $10,35$ мв на 100° , что позволяло производить отсчеты по

такая же термопара, но с плоским спаем. Эти термопары были проградуированы путем сравнения с эталоном.

Образцы с термопарами, в цепь которых включались самопишущие гальванометры системы акад. Курнакова, охлаждались в термостате до соответствующей температуры, вынимались предварительно охлажденными щипцами и клались на опоры копра, снабженные деревянными упорами для облегчения правильной установки образца. При некоторой тренировке на эту операцию требовалось от 2,5 до 4,0 сек.

За этот промежуток времени образцы нагревались с различной скоростью в зависимости от начальной температуры и той среды, в которой они находились в термостате. Хорошие результаты в смысле длительного сохранения постоянной температуры давал керосин, так как, загустевая при температурах, близких к -60° , он обволакивал тонким слоем образец и тем самым предохранял его от нагревания. Но, разбрызгиваясь при ударе, керосин загрязнял и приборы и лабораторию. Поэтому-то мы и остановились на абсолютном спирте, не меняющем заметно коэффициент внутреннего трения до -80° . Кривые, записанные в этих условиях аппаратом акад. Курнакова (термопара на поверхности и внутри образца), показывают постоянство температуры внутри образца в течение



Фиг. 22

4—5 сек. (фиг. 22, кривая А); конец перерыва совпадает с моментом вынимания образца из термостата. Поверхность образца начинает согреваться быстрее (кривая В), но в течение максимального промежутка времени, необходимого для излома образца, температура поднимается (при температуре испытания -60°) лишь на $2^{\circ},4$.

Мы несколько подробно остановились на замораживании образцов потому, что если величиной $2^{\circ},4$ можно пренебречь, принимая во внимание не очень высокую точность копрного испытания вообще, то при -183° нагрев за 4 сек. доходит до 10° .

Первый вопрос, без разрешения которого нельзя приступить к термической обработке рельсовой стали, касается выбора температуры закали.

При закалке большинства деталей подобный вопрос не вызывает никаких сомнений: надо закалывать при той температуре, которая обеспечивает данной стали полную закалку и после отпуска дает оптимальный комплекс требуемых свойств (прочность, вязкость и т. д.).

Не так просто решается задача при переходе к рельсу; рельс надо закалывать с той температуры, при которой он покидает последний ручей стана, или, вернее, горячую правку. Иная температура потребует наличия специальных печей для подогрева, равномерного охлаждения или нагрева заново рельсов, подлежащих закалке. Очевидно, введение в технологический процесс изготовления рельсов подобных печей усложнит и удорожит производство рельсов. Решать задачу термической обработки рельсов без учета приведенных обстоятельств нельзя — получится слишком академический, не инженерный подход.

Предварительные опыты были проведены с указанными ранее двумя сортами стали.

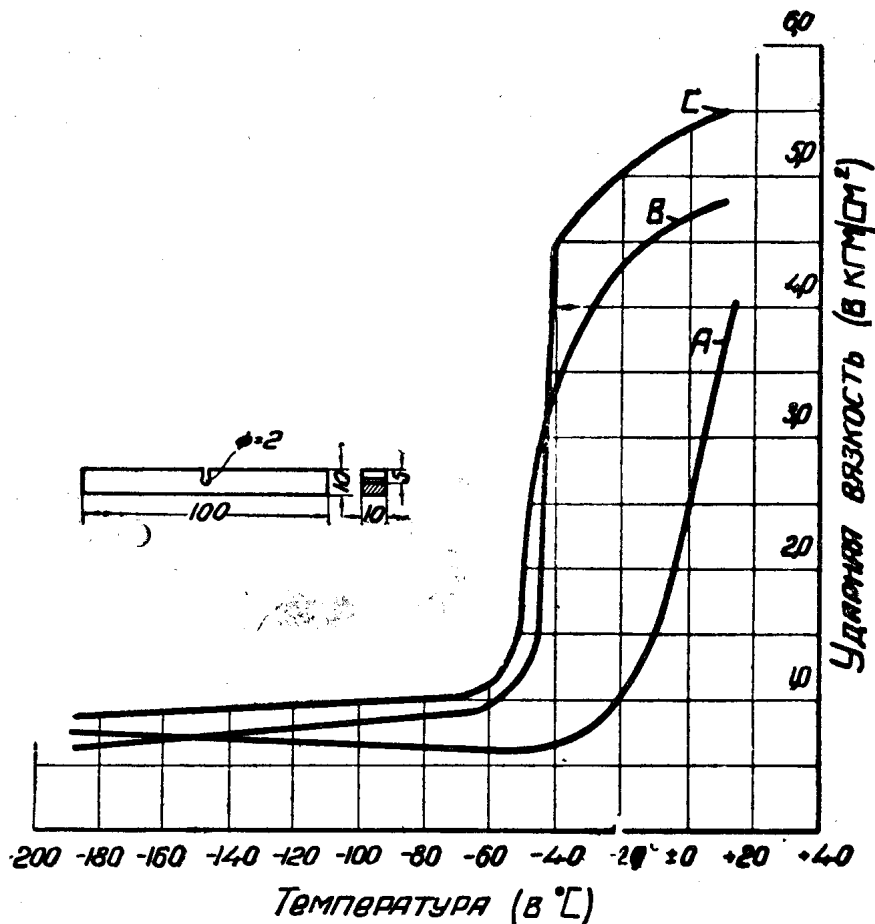
Как показали наши наблюдения, рельс, имеющий температуру после горячей правки 950° , сохраняет при охлаждении до 850° достаточно равномерный нагрев по длине и сечению, хотя концы подошвы начинают уже заметно остывать. Поэтому предварительные опыты термической обработки были проведены именно при закалке с 850° .

В качестве материала для исследования мы взяли сталь, состав которой указан в табл. 6.

Таблица 6

Сорт стали	Химический состав (в %)				
	C	Mn	Si	P	S
Сталь 2	0,43	0,43	0,23	0,099	0,040
Сталь 3	0,40	0,60	0,15	0,054	0,030

На фиг. 23 даны результаты испытаний на копре Шарпи термически обработанных образцов из стали 2. Исследование велось при температурах -183 , -78 , -40 , -20 , $\pm 0^{\circ}$; на каждую точку было взято по три образца. Кривая А относится к стали без термической обработки; ударная вязкость при 0° равна $2,5 \text{ кгм/см}^2$. Она быстро падает до $0,6 \text{ кгм/см}^2$ при -40° . Изменение вязкости закаленных в масле и отпущенных при 640° образцов (продолжительность отпуска — 2 часа) в зависимости от температуры дает кривая В. Образцы после отпуска охладились на воздухе. Кривая С относится к образцам, также термически обработанным, но с иной выдержкой при отпуске — 4 часа. При 0° ударная вязкость — $5,4 \text{ кгм/см}^2$, при -60° — около 1 кгм/см^2 . Как видно из фиг. 23, можно при помощи термической обработки повысить ударную вязкость стали при -40° , по сравнению с ударной вязкостью сырой стали тоже при -40° , в шесть и семь раз, а при -60° вдвое.



Фиг. 23

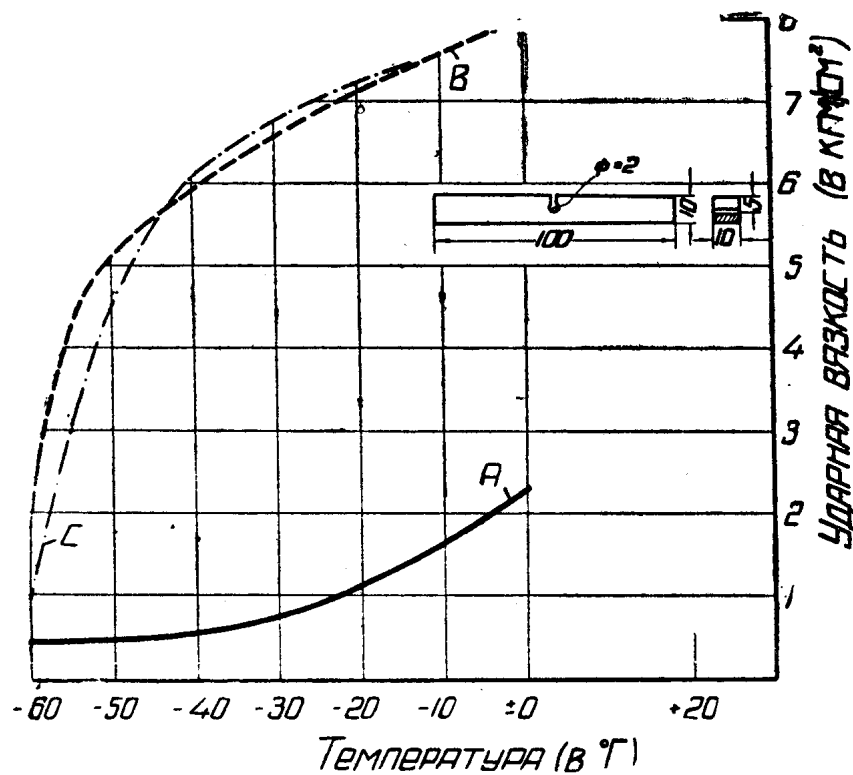
На фиг. 24 даны также кривые для стали III. Как видно, сырая сталь (кривая А) дает при 0° ударную вязкость порядка $2,3 \text{ кг/см}^2$, а при -40° — всего $0,6 \text{ кг/см}^2$. Практически нет разницы со сталью 2 (фиг. 23). Но термически обработанные образцы значительно повысили ударную вязкость при низких температурах. Как и в предыдущем случае, на каждую точку (-60 , -40 , -20 , $\pm 0^{\circ}$) было взято по 3—4 образца.

Закаленные при 850° и отпущенные в течение 4 часов (кривая В) образцы показали при -40° ударную вязкость около 6 кг/см^2 , а при -60° — 2 кг/см^2 .

Кривая С принадлежит стали, таким же образом обработанной, но с продолжительностью отпуска 2 часа.

Сравнивая фиг. 23 и 24, можно, пожалуй, сделать заключение, что если в пределах до $0,1\%$ фосфор не оказывает особого влияния на холодноломкость стали, то после закалки и отпуска его действие все-таки выявляется. Но ясно выраженного влияния фосфора в этом направлении нам в дальнейшей работе уловить так и не удалось. На вязкость, как увидим впоследствии, влияют очень сильно шлаковые включения, аномальность металла и многие иные факторы, маскирующие во многих случаях непосредственное действие фосфора.

Уж эти предварительные опыты по закалке и отпуску («сквозной сорбитизации») рельсовой стали показали, что ударная вязкость при зимних температурах термически обработанной стали



Фиг. 24

выше, чем сырой, в несколько (3—10) раз. В табл. 7 приведена зависимость ударной вязкости от температуры испытаний.

Как видно из табл. 7, ударная вязкость весьма значительно повысилась при обычной температуре: начиная с 0° это увеличение вязкости не очень значительно. Рост ударной вязкости в этом случае идет за счет уменьшения величины зерна шва, а главным образом вследствие коагуляции нитридных игл, приобретающих шарообразную форму после такой термической обработки.

Как мы уже отметили, прокатка рельса заканчивается при самых разнообразных температурах — от 850° до 1150° . В литературе (40) имеются указания, что повышение температуры закалки, если затем следует высокий отпуск на сорбит, не влияет на ударную вязкость стали. Из опытов следовало, что при повышении температуры закалки углеродистой стали ($C-0,52\%$) с 845° до 1040° ударное сопротивление росло, а не снижалось. Этот рост был тем интенсивнее, чем выше температура отпуска на сорбит. Так, например, ударная вязкость закаленного при 845° и отпущенного при 450° образца была $8,3 \text{ кгм/см}^2$, а закаленного при 1040° и отпущенного при той же температуре 450° — $10,8 \text{ кгм/см}^2$. Наблюдается довольно изрядный рост вязкости (на 54%). Образцы, закаленные при тех же температурах, но отпущенные

выше, чем сырой, в несколько (3—10) раз.

Термическая обработка была применена Строкопытовым (21) для увеличения ударной вязкости электродугового шва. Хорошие результаты дала нормализация при 900° . Образец при 900° выдерживался в течение 10 минут и охлаж-

Таблица 7

Температура испытания (в °С)	Ударная вязкость (в кгм/см ²)	
	Сырой шов	Нормализованный шов
+18	1,00	2,47
0	0,50	0,57
-20	0,31	0,41
-40	0,19	0,27
-55	0,19	0,23
-183	0,16	0,22

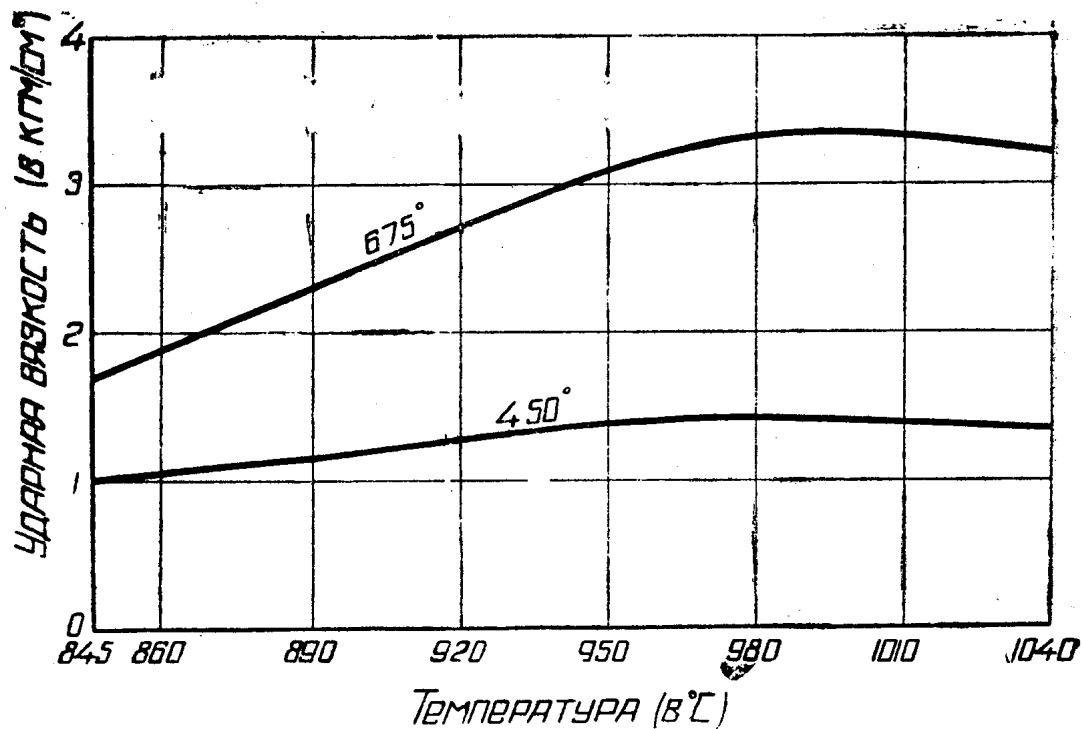
до более высокой степени (675°), дали ударную вязкость 13,4 и 25,4 кгм/см²; увеличение, как видим, на 90%. Вывод, на первый взгляд, парадоксальный: чем сильнее перегрета сталь при термической обработке на сорбит, тем лучше она сопротивляется ударам.

Как показали Ефремов и Горский (41), перегрев при закалке безвреден лишь в том случае, если в дальнейшем отпуск будет не ниже 400—550°. Чем выше температура закалки, тем сильнее должен быть и отпуск, если желательнее иметь деталь с высоким ударным сопротивлением. Авторы имели дело со сталью, содержащей 0,32% С и 0,60% Мп.

Фoley (Foley) показал, что ударная вязкость стали (С—0,52%), закаленной при высоких температурах (950—1040°) и отпущенной на сорбит, значительно выше, чем закаленной при нормальной для этой стали температуре. На фиг. 25 вязкость стали, закаленной с температуры 845° и отпущенной при 450°, условно принята за единицу. Очевидно, вязкость стали, закаленной при той же температуре и отпущенной при 675°, будет выше (1,7 кгм/см²). При повышении температуры закалки вязкость стали, отпущенной при 450°, немного растет, доходя до максимума при закалочной температуре 980°. Вязкость стали, отпущенной при 675°, растет очень сильно с увеличением температуры закалки и доходит до максимального значения опять-таки при 1000°.

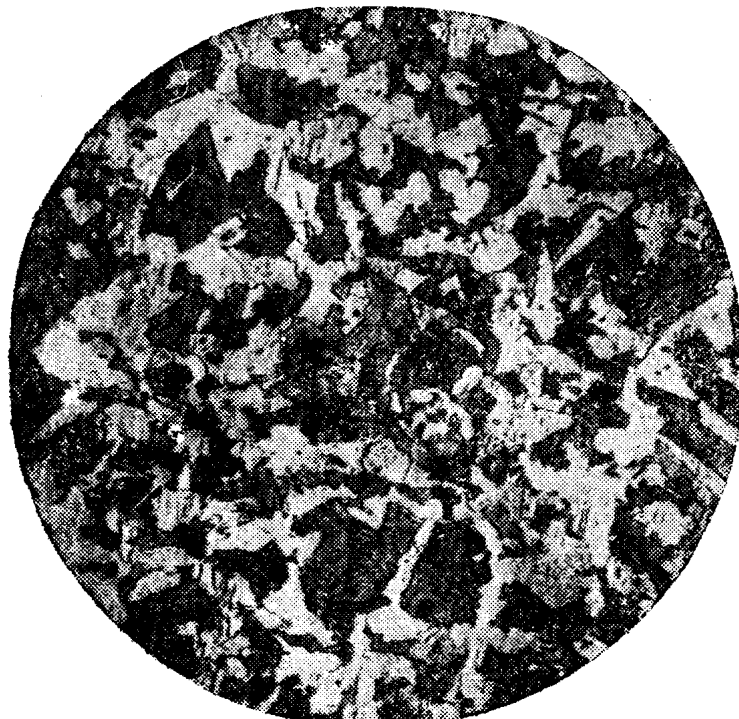
Для выявления влияния температуры закалки при сорбитизации на ударную прочность рельсовой стали, был взят небывший в пути мартеновский рельс состава: С—0,43%; Мп—1,04%; Si—0,24%; S—0,014%; P—0,079% (сталь 4). Сталь была выбрана с несколько повышенным содержанием марганца, так как в момент производства опытов пускался прокатный цех Кузнецкого завода им. Сталина, при чем цех должен был катать именно среднемарганцовистые рельсы.

Структура этой стали доковки, послековки и после нормализации (фиг. 26, увеличение 500, травлено азотной кислотой)



Фиг. 25

не представляла никаких особенностей. Это была довольно чистая, без большого количества шлаковых включений, мелкозернистая



Фиг. 26

сталь. Ковка и нормализация проводились, как уже описано. Для более полного представления о влиянии температуры закаливания на свойства этой стали, были выбраны такие температуры закаливания: 900, 950, 1000 и 1050°.

Мы имели все основания предполагать, что на ударную вязкость сорбитной рельсовой стали при низких температурах влияет и

скорость охлаждения после отпуска. Согласно данным Минкевича (40) «углеродистая сталь с содержанием марганца менее 1,1% и никелевая сталь относятся безразлично к скорости охла-

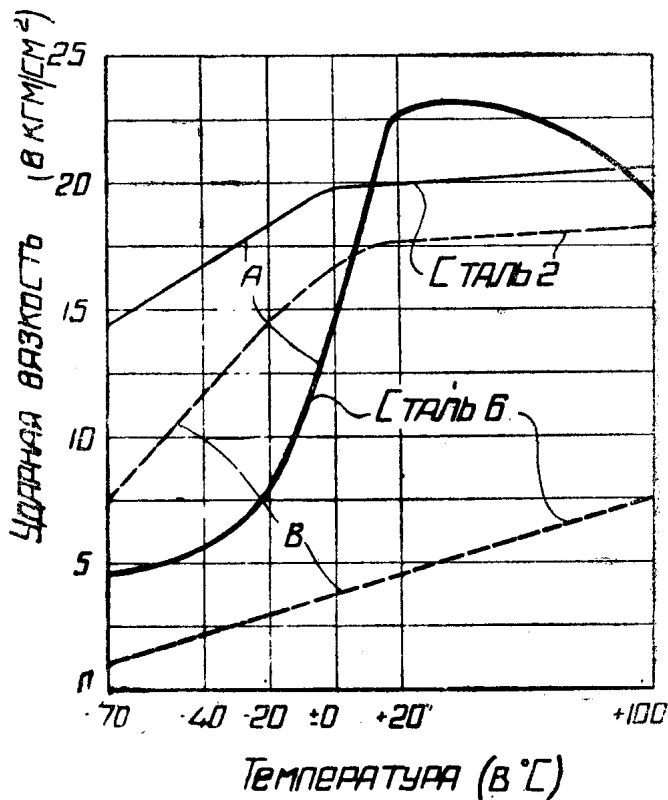
ждения после отпуска, т. е. не приобретают хрупкости при отпуске с медленным охлаждением, но сталь с высоким содержанием марганца и фосфора проявляет это свойство».

Беннек (Bennek) (42), исследуя различные стали, пришел к выводу, что в специальных среднемарганцевых сталях присадки фосфора в пределах 0,03—0,10 % вызывают хрупкость при отпуске. На фиг. 27 дана ударная вязкость двух сталей (сталь 2: Mn—1,43%; P—0,018%; C—0,28%; сталь 6: Mn—1,69%; P—0,12%; C—0,27%). Образцы (их размер и форма показаны на фиг. 28) были закалены при 820° в масле и отпущены при 650° (кривая А). Ход кривых показывает ясное влияние фосфора на вязкость подобных сталей и сильно повышенную хрупкость стали, содержащей высокий процент фосфора при охлаждении после отпуска с печью (кривая В).

На фиг. 28 представлены кривые зависимости ударной вязкости от температуры для стали с примерно одинаковым, сравнительно умеренным содержанием марганца и различным содержанием фосфора (сталь 1:

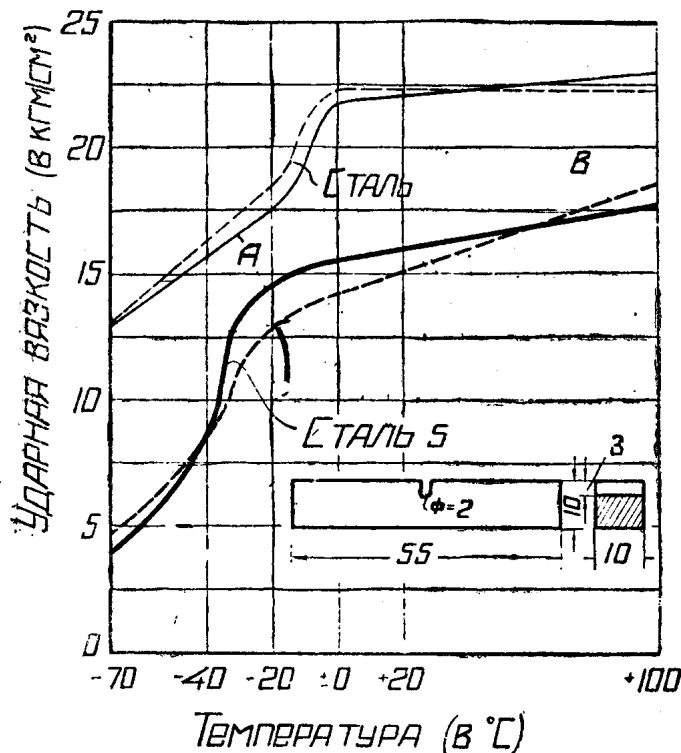
Mn—0,50%; P—0,012%; C—0,03%; сталь 5: Mn—0,61%, P—0,11%, C—0,28%). Значительное содержание фосфора снизило вообще ударную вязкость стали, но не повлияло на повышение хрупкости при медленном охлаждении. Предварительная обработка образцов была такая же, как и в предыдущем случае, т. е. одни образцы охлаждались после отпуска в масле (кривые А), другие охлаждались с печью (кривая В).

В современной рельсовой стали содержание марганца доходит до 1%. Обширные исследования, проведенные различными авторами в этом направлении, не затрагивали, как нам известно, поведения закаленной при различных температурах и отпущенной стали, с различными скоростями охлаждения после отпуска при низких температурах. Все испытания на вязкость проводились при комнатной температуре. Приведенные данные Беннека касаются частного случая.



Фиг. 27

Чтобы исследовать влияние скорости охлаждения после отпуска и продолжительности отпуска на хрупкость, мы, закалив ряд образцов при 900° , отпускали их при 660° в течение полчаса, 2 и 4 час. и охлаждали с печью. Число образцов было выбрано



Фиг. 28

с таким расчетом, чтобы на каждую точку кривой приходилось 3—4 образца. Охлаждение с печью с 660° до 400° продолжалось в течение $3\frac{1}{2}$ час., т. е. со скоростью около $1,3$ в минуту, и с 400 до 200° — около 4 час., т. е. по $0,8$ в минуту.

Продолжительность отпуска в случае охлаждения вместе с печью (43) сказалась на вязкости стали весьма значительно. Так, отпущенная в течение 4 час. сталь показала при $+15^\circ$ ударную вязкость

около 10 кгм/см^2 , а отпущенная в течение 2 час. и $\frac{1}{2}$ час. — соответственно — 4 и 2 кгм/см^2 . Эта разница несколько снижается при -40° , когда значения вязкости будут таковы: 2,0; 1,8 и 1,0 кгм/см^2 , и обращается в нуль при -60° , когда все образцы, охлажденные после отпуска с печью, независимо от продолжительности отпуска, имеют одинаковую вязкость — $0,8 \text{ кгм/см}^2$.

Очень интересные результаты получились при изменении скорости охлаждения после отпуска. На фиг. 29 даны результаты опытов, которые велись при следующих условиях: температура закалки — 900° , отпуск — 640° , продолжительность отпуска — 4 часа. Как видно, охлаждение после отпуска в масле (минеральное масло, типа жидкого цилиндрического, с температурой $+20^\circ$), на воздухе и в воде дало почти одинаковые результаты. Это вполне понятно, так как для небольших образцов скорости охлаждения, заданные водой, маслом и воздухом, выше той критической скорости, при которой выявляется хрупкость при отпуске. Во всех трех случаях вязкость при -60° получилась (по сравнению с нормализованной сталью) вполне удовлетворительной — 2,1—3,2 кгм/см^2 . Образец, охлаждавшийся с печью медленно, оказался довольно вязким при комнатной температуре и лишь немного более хрупким, чем охлажденный в масле (11,2 и 12,3 кгм/см^2), но при -60° он сделался втрое более хрупким, чем

быстро охлажденный. На фиг. 29 даны для сравнения значения вязкости нормализованного образца из стали 4.

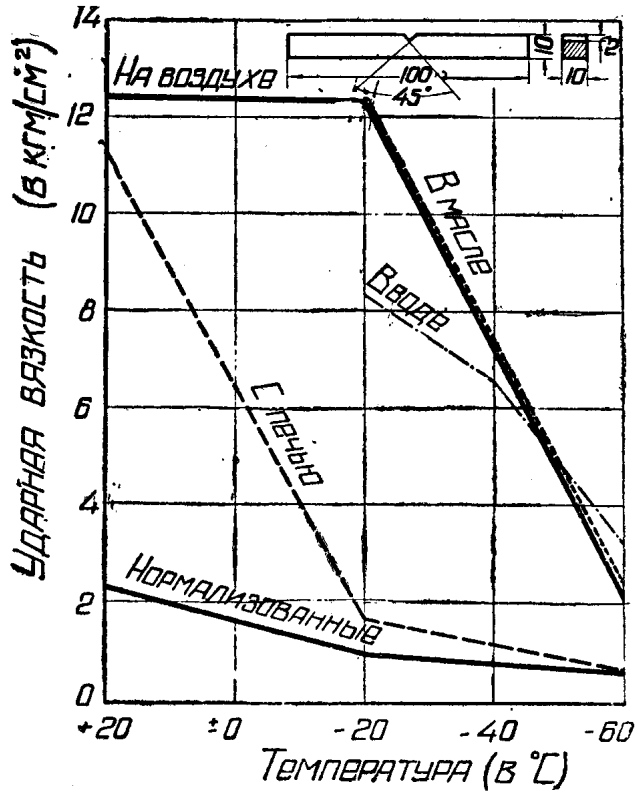
Вывод очевиден: скорость охлаждения после отпуска стали с умеренным содержанием марганца (видимо, до 1%) не сказывается на ее ударной вязкости при обычных температурах испытания, но очень сильно влияет на вязкость при температурах ниже нуля.

На фиг. 30 представлено влияние температуры закалки на ударную вязкость той же стали при прежней температуре отпуска (640°) и одинаковой продолжительности (4 часа). Охлаждение после закалки производилось на воздухе, так как предыдущие данные (см. фиг. 29) уже позволили сделать соответствующее заключение о влиянии скорости охлаждения после отпуска на ударную вязкость при низких температурах.

Как видно, температура закалки не влияет на вязкость сорбитной стали в интервале температур испытания $-60^{\circ} + 20^{\circ}$. Несколько непонятно, почему кривая зависимости ударной вязкости от температуры для закалки при 1000° пошла ниже соответствующей кривой для 1050° . Вряд ли это можно объяснить неточностью опытов.

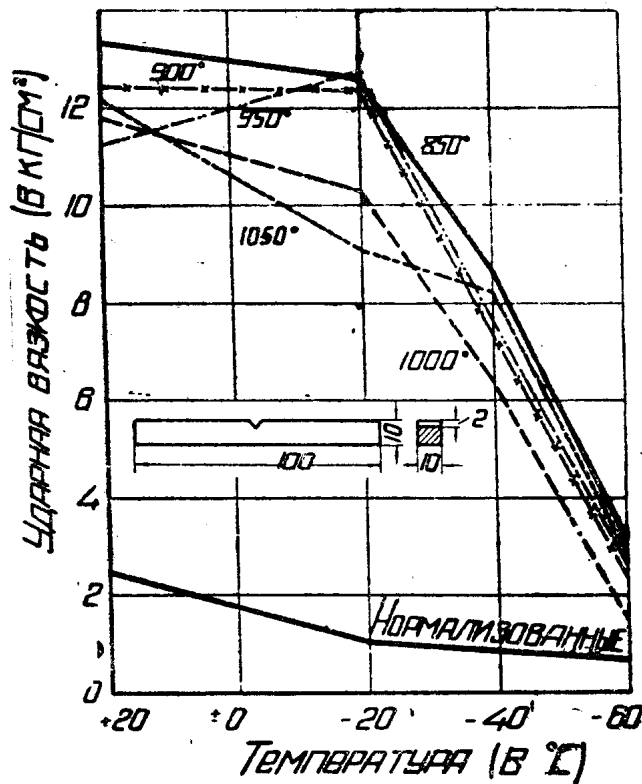
Во всяком случае, можно утверждать, что при наиболее часто наблюдающихся в Сибирском крае температурах (-40°) вязкость сорбитной рельсовой стали, закаленной при различных температурах (с 850 до 1050°), более, чем в десять раз выше вязкости сырой стали. Сделать стальные детали более вязкими при зимних температурах вполне возможно. Сорбитная сталь морозостойчива, но сорбитизация должна проводиться с учетом целого ряда условий, являющихся сравнительно маловажными для деталей, работающих при температурах выше нуля.

Одновременно мы проводили и определение временного сопротивления, относительного удлинения и сужения поперечного сечения для стали 4, отпущенной в течение различного времени и охлажденной после отпуска с различной скоростью. Из фиг. 31 видно, что увеличение продолжительности отпуска делает сталь



Фиг. 29

менее прочной, но более вязкой статически. Различные скорости охлаждения влияют лишь в слабой степени на статическую прочность стали при обычной температуре (кривые *A* — охлаждение



Фиг. 30

после отпуска вместе с печью; кривые *B* — охлаждение на воздухе).

В табл. 8 даны две серии опытов. Как видно, разброс полученных экспериментальных данных лежит в допустимых пределах. Значительные скачки при -60° вполне характеризуют сущность явления, так как с этой температуры начинается критический интервал перехода вязкого динамического излома в хрупкий. Характерно, что при -40° хрупкого излома вообще не получается. На фиг. 32 дана фотография образца № 115. Как видно, вязкость его (при -40°) оказалась очень

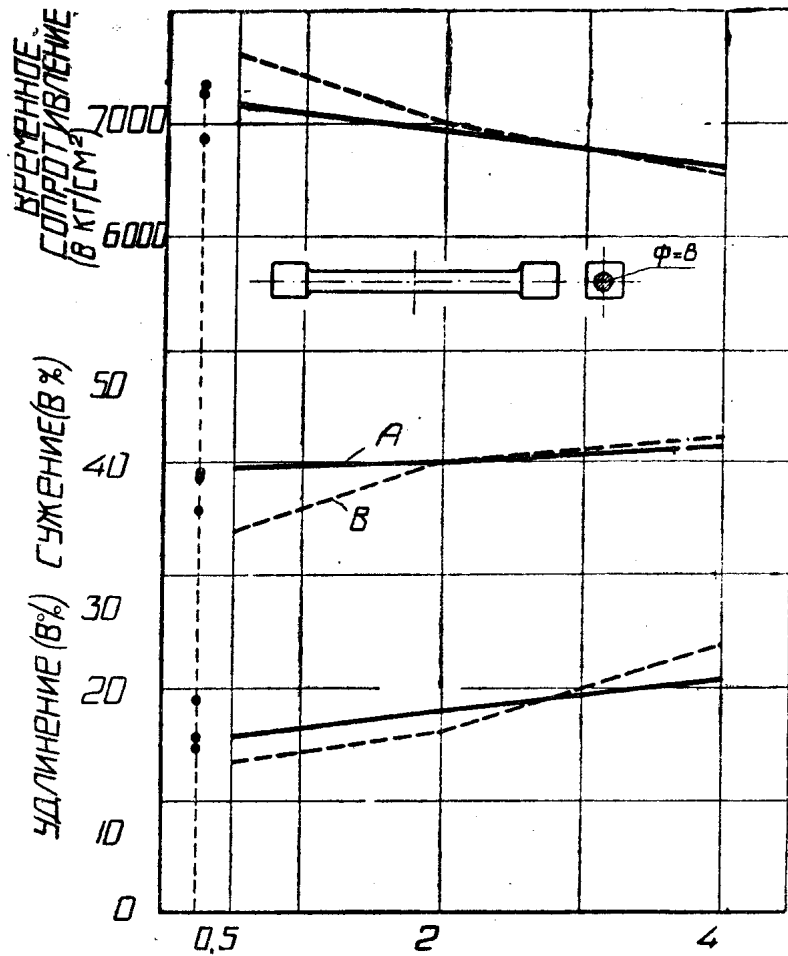
большой; образец не сломался на копре и был еще дополнительно согнут (почти до 180°) в тисках.

При изучении микрофотографий сорбитных сталей не было найдено хорошо выраженной связи структуры с вязкостью.

На фиг. 33 и 34 даны, при увеличении в 1000 раз, шлифы образцов №№ 113 и 115. Шлифы травлены в течение 50 мин. в нагретом до 100° растворе пикрата натрия. Образец № 115 заведомо более вязок, чем образец № 113. Первый (№ 115) не сломался при -40° , т. е. его вязкость равна во всяком случае полной работе маятника, отнесенной к соответствующему сечению (15 кгм), второй (№ 113) сломался при -20° , хотя и дал при этом достаточную вязкость. Никаких пороков, которые могли бы снизить вязкость этого образца, при самом тщательном исследовании не было найдено. Материал по всему сечению достаточно хорош, нет шлаковых включений, трещин и т. п., структура вполне однородна. Правда, при увеличении в 1000 раз на шлифе образца № 113 сорбит сохранил строение мартенсита и можно как будто даже различить две различно окрашенные фазы, тогда как материал образца № 115 более однороден. Но на других микрофотографиях наблюдаются обратные картины, и мы воздерживаемся от определенного заключения.

Таблица 8

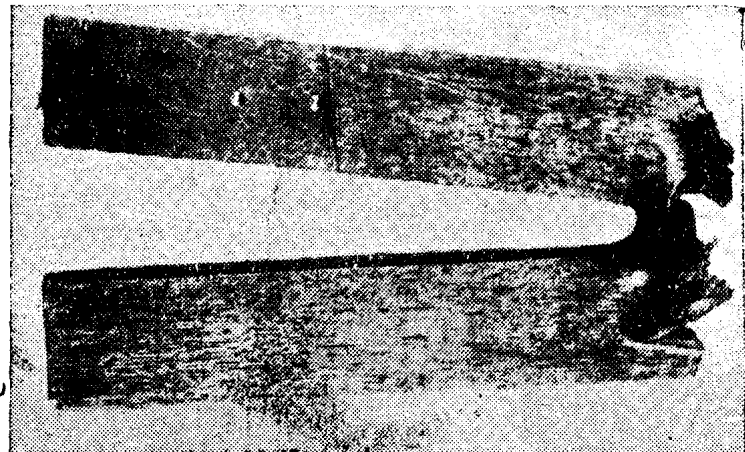
№№ образцов	Температура заалки и отпуща (в °С)	Температура испытания (в °С)	Механические испытания				Примечания
			Ударная вязкость по Шарпи (в кг/см ²)	Временное сопротивление (в кг/мм ²)	Относительное удлинение (в %)	Сужение поперечного сечения (в %)	
82	950	+20	11,18	—	—	—	
83	640	+20	11,29	—	—	—	
84	640	-20	11,61	—	—	—	
85	640	-20	>15,00	—	—	—	Не сломался
86	640	-20	14,04	—	—	—	
87	640	-40	4,20	—	—	—	
88	640	-40	5,45	—	—	—	
89	640	-60	2,67	—	—	—	
90	640	-60	0,89	—	—	—	
91	640	-60	5,02	—	—	—	
92	—	+20	—	67,5	14,6	60,1	
93	—	—	—	70,4	19,5	66,1	
110	1050	+20	10,39	—	—	—	
111	640	+20	>15,00	—	—	—	Не сломался
112	640	-20	9,18	—	—	—	
113	640	-20	8,96	—	—	—	
114	640	-40	7,32	—	—	—	
115	640	-40	>15,00	—	—	—	Не сломался
116	640	-40	3,52	—	—	—	
117	640	-60	1,70	—	—	—	
118	640	-60	3,97	—	—	—	
119	640	-60	2,62	—	—	—	
120	640	+20	—	70,2	16,7	60,0	
121	640	—	—	71,4	16,3	54,0	



Фиг. 31.

гии Эна) или с величиной аустенитного зерна в стали. Поэтому эта часть работы была выполнена с учетом возможной аномальности стали тех рельсов, которые придется термически обрабатывать.

С Кузнецкого металлургического завода им. Сталина было получено девять рельсов различных плавки. Здесь мы приводим данные по трем плавкам, вследствие совпадения результатов по остальным шести. Состав и механические свойства стали даны в табл. 9.



Фиг. 32

Хрупкость стали при отпуске — явление, родственное старению, и нам этот вопрос еще придется затрагивать, когда речь будет идти о старении рельсовой стали.

Прежде чем перейти к термической обработке образцов, отрезанных от рельсов, было решено проверить глубину, на которую распространяется сорбизация (44).

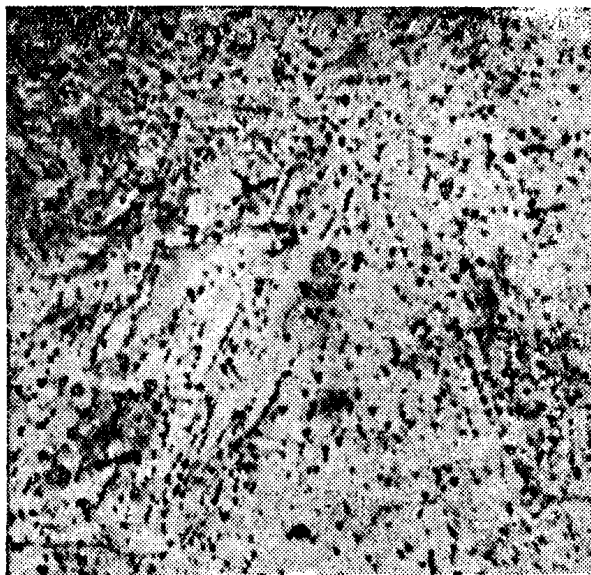
Как известно, глубина прокали связана с аномальностью металла (по старой терминологии

Таблица 9

№№ рельсов	Химический состав (в %)					Временное сопроти- вление (в кг/мм ²)	Огниси- тельное удлине- ние (в %)	Ударная вязкость (в кгм/см ²)
	C	Mn	Si	S	P			
1	0,58	0,85	0,25	0,030	0,048	81,4	12,6	0,78
9	0,55	0,67	0,23	0,027	0,018	77,7	9,3	0,77
14	0,54	0,61	6,28	0,039	0,027	68,5	16,7	0,68

Образцы для определения механических свойств, как и прежде, были вырезаны в тех местах головки, где не замечалось ликвации. Как видно, ударная вязкость этих сталей невелика и мало чем отличается для сталей различных плавок. Колебания ее для всех исследованных рельсов укладывались в пределах 0,68—0,97 кгм/см².

После травления по Бауману и реактивом Лемуана - Лешателье были выбраны рельсы почти без ликвационной зоны (№ 1) и с резко выраженной ликвацией (№ 14). Термической обработке подвергались образцы Шарпи, вырезанные из середины головки и имевшие лишь небольшой припуск (0,75 мм на сторону) для окончательной обработки, и целые голов-



Фиг. 33

ки, из середины которых лишь после закалки и соответствующего отпуска их вырезались образцы Шарпи.

При изготовлении образцов из термически обработанной головки тщательно следили, чтобы они вырезались из того же места по профилю, как и образцы, изготовленные из сырого рельса.

Термическая обработка головки и отдельных образцов заключалась в закалке с 875° и отпуске при 650° в течение 4 час.

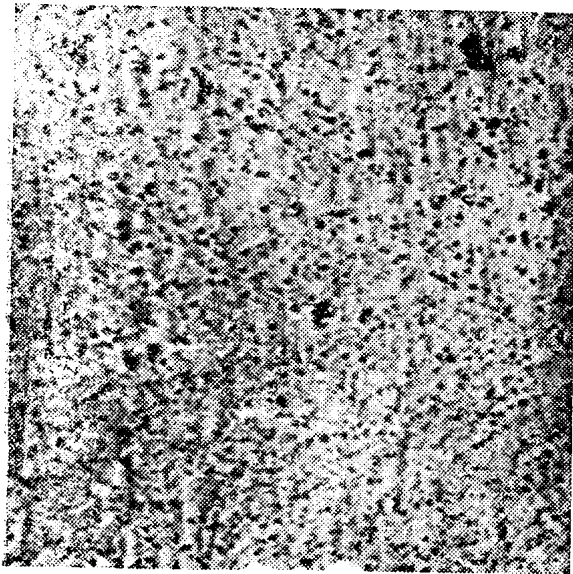
Данные по определению ударной вязкости при +20° (образец 100 × 10 × 10 мм; пропилен треугольный — 45°; радиус — 0,25 мм; глубина — 2 мм) приведены в табл. 10.

Из данных табл. 10 видно, что середина головки целого рельса «не поддается» закалке, не прокаливается. С другой стороны, подтверждается ряд предыдущих опытов, из которых следовало,

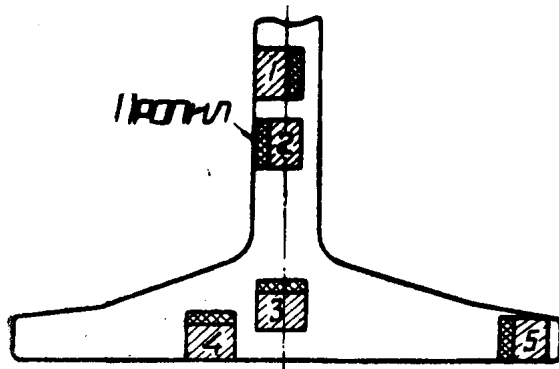
Таблица 10

№ № рельсов	Вязкость термически обрабо- танного образца из сырой головки (в кгм/см ²)	Вязкость образца из термически обработанной головки (в кгм/см ²)
1	9,17	1,33
	8,84	0,64
14	10,30	1,71
	13,57	1,81

что металл из ликвационной зоны не всегда обладает малой вязкостью. Образцы (рельс № 14), вырезанные из самой ликвационной области, оказались даже более вязкими, чем взятые из здорового металла.



Фиг- 34



Фиг. 35

В табл. 11 приводятся данные по определению ударной вязкости при $+20^{\circ}$ сорбитизированных образцов, взятых из различных мест стенки и подошвы рельса (фиг. 35), после того как рельс был закален и отпущен (температурные условия термической обработки такие же, как и в предыдущем случае (рельс № 9; образец $10 \times 10 \times 100$ мм; пропилтреугольный). Из табл. 11 видно, что подошва прокаливается хорошо, стенка тоже, только в месте их сопряжения закалка является, как это показывает и микроскопическое исследование, неполной.

Подобный результат мы, конечно, ожидали. Нельзя было предполагать, что головка рельса, достаточно массивная у типа П-А, равномерно прокалится до середины.

Определение ударной вязкости приготовленных таким же образом образцов производилось и при низких температурах (-20 и -40°). На фиг. 36 приведены данные вязкости образ-

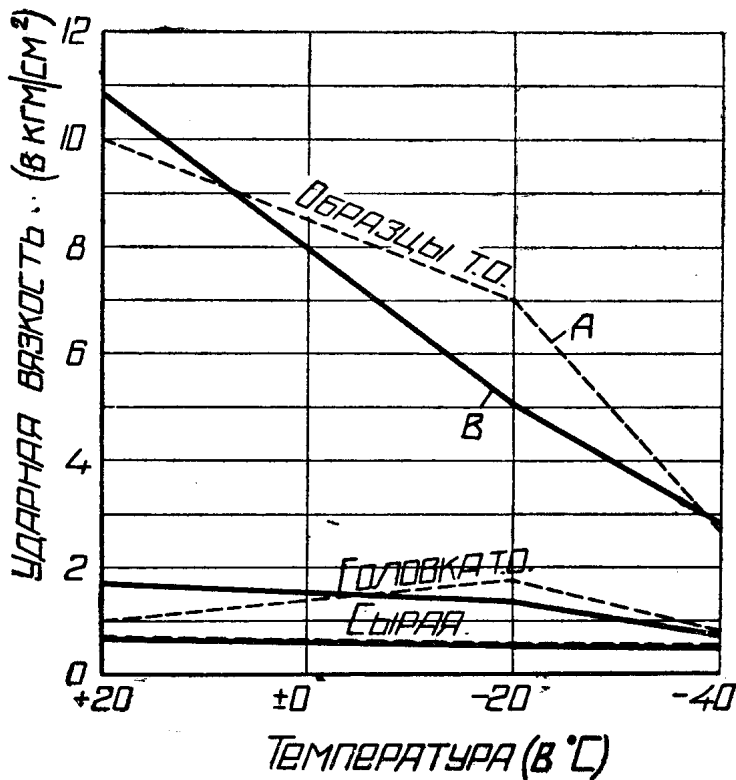
Образцы	Ударная вязкость (в кгм/см ²)
1	8,27
2	5,28
3	0,50
4	2,13
5	7,93

цов, вырезанных из головки и термически обработанных (линии с надписью «Образцы т. о.»), и вязкости образцов, вырезанных из середины термически обработанной головки (линии с надписью «Головка т. о.»). Обозначение «сырая» относится к образцам, изготовленным из головки

в исходном перлитном виде, откуда видно, что сырой материал обладает почти неизменной и весьма небольшой вязкостью при нормальных и пониженных температурах. Сорбитизация значительно увеличивает вязкость на морозе. Кривые А относятся к рельсам № 1 и кривые В — к рельсам № 14.

Если рельс будет сорбитизирован не насквозь, а кругом, по всему периметру сечения, на глубину хотя бы

6—10 мм, что вполне возможно, то и тогда сопротивление на ударный и статический изгибы одной подобной оболочки будет во много раз больше, чем оставшейся перлитно-ферритной сердцевине. В этом случае сорбитный рельс можно сравнивать с толстостенной трубой, у которой момент инерции мало чем отличается от момента инерции сплошного стержня такого же внешнего диаметра. Хотя при ударной нагрузке различного размера образцов закон по-



Лит. 36.

Фиг. 36

добия не может применяться, но все-таки приходится, на основании опытного материала, полагать, что в первую очередь динамическое разрушение металла происходит на поверхности и что именно поверхностные слои и сопротивляются в первый момент динамическим изгибающим моментам. Поэтому-то всякие местные поверхностные дефекты, в виде разного рода царапин, закаленных и наклепанных мест, так опасны для прочности при ударной изгибающей нагрузке.

При определении величины зерна и аномальности (по способу цементации и по выделяющейся сетке феррита) было найдено, что металл нормален (по старой терминологии Эна), а зернистость можно обозначить номером третьим-четвертым.

Интересная зависимость между содержанием марганца, углерода и величиной ударной вязкости была найдена Грдина (44). При дальнейшем развитии нашего исследования по прокаливаемости рельсов было взято несколько рельсовых сталей различных заводов, с весьма разнообразным составом. В табл. 12 дан как состав, так и ударная вязкость при $+20^{\circ}$ образцов, вырезанных из головки этих рельсов и термически обработанных (закалка и отпуск -680°).

Таблица 12

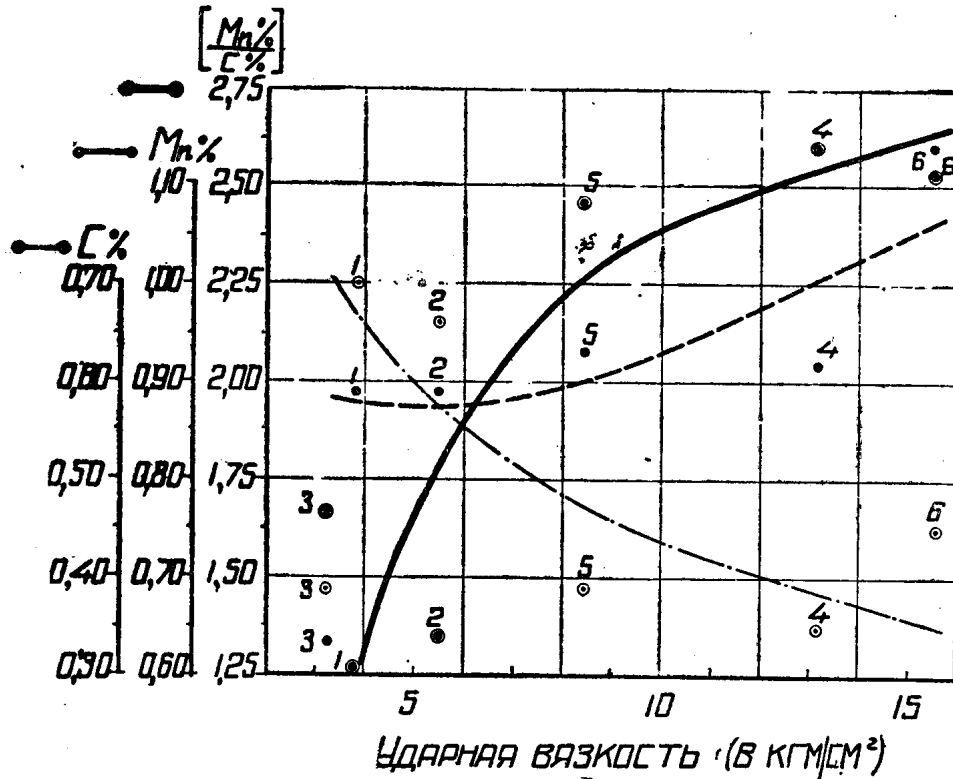
№№ рельсов	Химический состав (в %)		Отношение Mn C (в %)	Ударная вязкость (в кгм/см ²)	Примечание
	C	Mn			
1	0,70	0,89	1,27	3,90	{ В стали много шлака
2	0,66	0,89	1,35	5,50	
3	0,38	0,63	1,65	3,18	
4	0,35	0,92	2,62	13,19	
5	0,38	0,93	2,45	8,45	{ Образец не сломался
6	0,45	1,14	2,53	>15,00	

Содержание серы и фосфора в этих сталях не превышало нормы наших технических условий.

Мы полагали, что подобную пестроту в значениях ударной вязкости можно объяснить влиянием марганца на величину зерна в стали, а вместе с тем и на равномерность, глубину проковки и характер окончательной структуры сорбита. После закалки головок, вырезанных из них, образцы показывали тем большую вязкость, чем больше в стали было марганца.

Данные табл. 12 нами представлены диаграммой (фиг. 37). На диаграмме нанесены три кривые, показывающие изменение удар-

ной вязкости в зависимости от содержания углерода, марганца и отношения их процентных содержаний. Давно известно, что увеличение содержания углерода снижает ударную вязкость углеродистой стали и в сыром и в термически обработанном виде. Если не принимать во внимание рельс 3 (точки 3 на фиг. 37) вследствие его сильной загрязненности шлаками, то хорошо видно, что сталь с 0,7 % С обладает вязкостью 3,90 кгм/см². Конечно, имея в своем распоряжении пять точек, мы могли наметить лишь принципиальный ход каждой кривой.



Фиг. 37

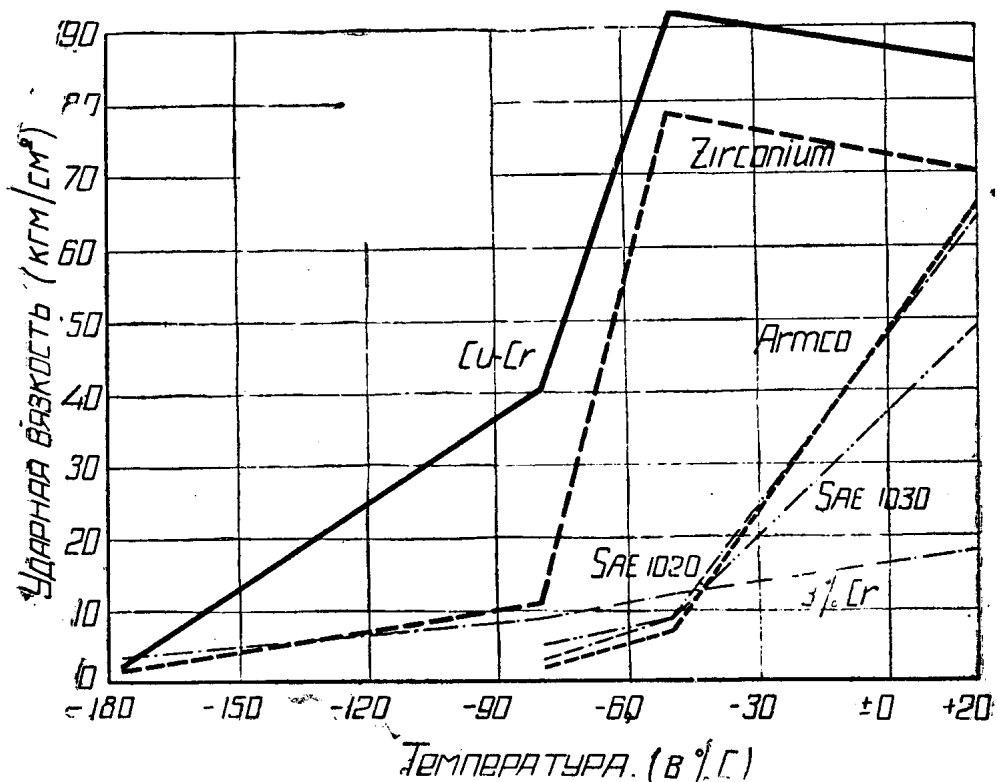
Умеренный рост ударной вязкости сорбитизированной стали наблюдается и в зависимости от повышения содержания марганца. Это, как уже упомянуто, вполне понятно с точки зрения влияния марганца на зерно в стали (зерно аустенита и феррита).

Но особенно обращает внимание ход кривой, дающей зависимость ударной вязкости от отношения процентного содержания марганца к процентному содержанию углерода. Конечно, абсолютных значений и эта кривая дать не может, но намечаемое ею повышение ударной вязкости стали с увеличением содержания марганца или, наоборот, с уменьшением содержания углерода при данном содержании марганца весьма интересно. При этом необходимо учитывать, что оптимум вязкости задается, конечно, одновременно и содержанием марганца и содержанием углерода. При отношении 2,5 достигается максимальная вязкость;

при дальнейшем увеличении этого отношения она, повидимому, остается постоянной. Обращает на себя внимание, что максимальная ударная вязкость (8,45; 13,19 и 15,0 кгм/см²) была найдена у сталей с средним и даже, пожалуй, малым содержанием углерода — 0,35—0,45 % С. Это соответствует содержанию марганца 0,92—1,14 %. Из этого следует, что стремление некоторых заводов доводить содержание углерода в рельсовых сталях до 0,8% при содержании марганца 0,8—0,9% должно вести к получению твердых рельсов, но с умеренной ударной вязкостью в сорбитизированном виде.

Считать подмеченную зависимость универсальной, разумеется, нельзя, так как связь содержания марганца с величиной зерна в стали и склонностью ее к аномальности осложняется целым рядом побочных обстоятельств.

Вероятно, влиянием циркония на величину зерна в стали объясняется и большая ударная вязкость циркониевых сталей в нормализованном состоянии (46). Как видно из фиг. 38, сталь с содержанием 0,07% С и 0,20% Zr показывает значительно большую вязкость при низких температурах по сравнению, например, со сталью SAE 1020.



Фиг. 38

Если в стали значение отношения содержания марганца к содержанию углерода опускается ниже единицы, то подобная сталь должна обладать небольшой вязкостью и в сыром, и в сорбитизированном виде и (в зависимости от применения алюминия при раскислении) той или иной степенью аномальности.

В качестве примера можно привести встретившийся в нашей лаборатории рельс с содержанием С—0,50% и Мп—0,23%. Процентное отношение $\frac{Мп}{С}$ было равно 0,46.

Материал не имел заметных шлаковых включений и отличался большой чистотой. Ударная вязкость по Шарпи в сыром виде при всех температурах испытания (от +20 до —60°) была практически одинакова и колебалась около 0,5 кгм/см². Термическая обработка не сделала образцы более вязкими (0,5—0,6 кгм/см²).

Из работы Херти (45) следует, что кипящая мягкая сталь, раскисленная только марганцем (С—0,14%), показала при —40° сопротивление удару (испытание по Шарпи, образец Изода) в 2 фунто-фута. Такая же сталь, совершенно успокоенная и сильно раскисленная силико-марганцем, а затем избытком алюминия, дала при тех же условиях 110 футо-фунтов. Успокоенная кремнием и раскисленная марганцем сталь, так же как раскисленная марганцем с небольшим количеством кремния и алюминия, дала промежуточные значения ударной вязкости.

На основании изложенного мы считаем, что можно повысить ударную вязкость рельсовой стали путем ее термической обработки—закалки в весьма широком интервале температур—с последующим отпуском от 620—680°. Для успеха термической обработки необходимо учитывать характер производства стали, условия ее раскисления.

Термическая обработка недоброкачественной стали, как бы ее тщательно ни вели, не даст удовлетворительных результатов.

Во время одного из наших докладов инженерно-техническим работникам Кузнецкого металлургического комбината о термической обработке рельсов, некоторыми выступавшими товарищами было указано на возможность более значительного, чем мы предполагали, коробления рельсов в процессе закалки. Подобное обстоятельство должно сильно сказаться на увеличении необходимой площади пода печи для отпуска, так как чем сильнее изогнут рельс, тем хуже будет заполняться под печи; рельсы не будут лежать плотно.

Правда, как показали дальнейшие опыты, полтораметровые образцы давали стрелу прогиба при закалке на нашей второй закалочной машине порядка 1—2 мм, но поручиться, что прогиб возрастет пропорционально увеличению длины закаливаемого образца, т. е. в случае закалки рельса длиной 12,5 м не будет превосходить 8—16 мм, нельзя.

При дальнейшем развитии опытов стало ясно, что хорошо отрегулированная машина дает минимальное короб-

ление, но нас заинтересовала возможность применения к рельсам способа изотермической закалки с правкой их на роликовой машине сразу после закалки на аустенит.

Очевидно, что при подобной закалке и правке рельсы уже не должны искривляться в процессе дальнейшего распада аустенита. Не должно быть поводки и во время отпуска.

Поэтому нами были поставлены сначала опыты, если можно так выразиться, качественного характера, с целью убедиться, насколько сорбит, полученный после отпуска стали, закаленной по способу Льюиса, отличается по своим механическим свойствам от обычного, особенно при низких температурах.

Исследования ряда авторов над углеродистой сталью показали (47), что сталь с содержанием углерода в пределах 0,42—1,01% при изотермической закалке может сохранять аустенитную структуру в течение нескольких минут.

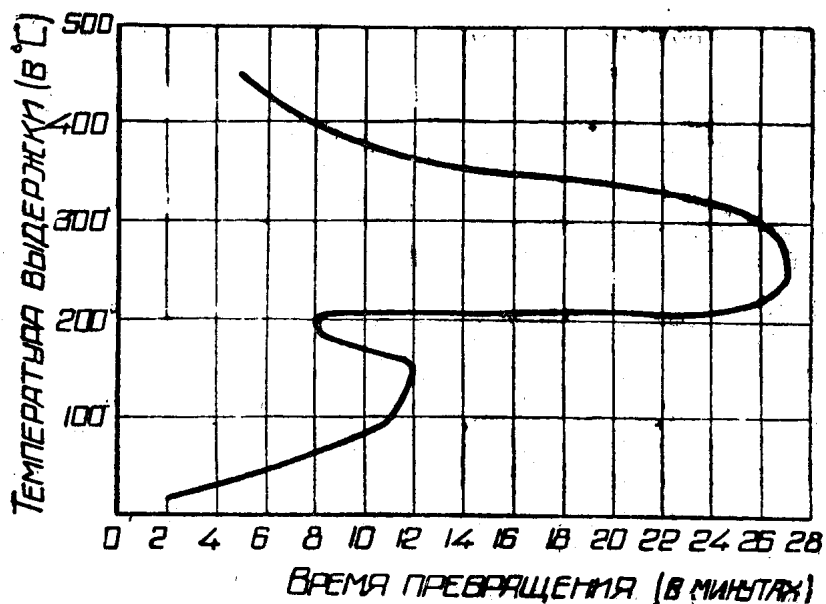
Автор провел опыты с несколькими сортами мартеновской стали с содержанием С около 0,45%. Образцы закаливались с 920° в соляной ванне, которая имела температуру около 230°. После закалки они охлаждались на воздухе и отпускались при 680°. Особенной разницы в ударной вязкости таким образом обработанной стали по сравнению с обычной, термически обработанной на сорбит при тех же температурных условиях закалки и отпуска, замечено не было.

Мы вторично вернулись затем к этой теме, решив исследовать количественную сторону явления (48). Материалом для исследования служила рельсовая сталь КМК такого состава: С—0,53%, Mn—0,86%, Si—0,30%.

За превращением аустенита следили посредством магнитоскопа. Несмотря на простоту и кажущуюся примитивность, магнитоскопический метод дает очень хорошие результаты и вполне сравнимые данные.

Образцы нагревались в печи до 850° и переносились на 30 сек. в соляную или масляную ванну, в которой поддерживалась требуемая постоянная температура в интервале от +20 до 450°. Образцы из ванны быстро переносились в нагретую до температуры ванны (230°) печь магнита. Здесь образцы выдерживались при постоянной температуре до завершения процесса превращения аустенита. В это же время через каждую минуту производилось измерение количества превращенного аустенита. Показателем количества имеющегося в образце аустенита было то число ампер в электромагните, при котором образец начинал притягиваться. Сила тока в этом случае является величиной, пропорциональной количеству превращенного аустенита.

Суммарная кривая для этой стали дана на фиг. 39. Точки, по которым построена кривая, определялись через 50°.



Фиг. 39

Медленнее всего процесс идет в области 220—300°. И, вероятно, при этих именно температурах можно пробовать проводить изотермическую закалку рельсов.

К сожалению, осуществить это хотя бы для полутораметровых кусков нам до сих пор не удалось.

III. ПОЛУЗАВОДСКИЕ ОПЫТЫ

С целью проверить изложенные соображения путем закалки и отпуска полутораметровых концов рельсов, служащих для стандартных копровых испытаний, зимой 1932/33 г. в Днепро-дзержинск на завод имени Дзержинского Сибирским институтом металлов была послана бригада.

По согласованию с заводом, опыты по сорбитизации было решено вести с бессемеровскими рельсами типа II-A, а затем с мартеновскими.

Куски рельсов длиной 1,5 м отбирались для испытания по схеме (49), которая была выработана бригадой на заводе (Фиг. 40).

Планом работы были предусмотрены возможные вариации термической обработки: 1) закалка образцов немедленно после обрезки; температура закалки обычно в этом случае совпадала с температурой рельса в момент выхода из последнего ручья и колебалась в пределах 780—1000°; 2) закалка остывшего после прокатки и вновь нагретого в печи образца; после закалки следовал отпуск при 630—670°.

Отрезанные куски рельсов, длиной 1,5 м, после клеймения захватывались с обоих концов специальными клещами и погружались горизонтально в прямоугольный бак с проточной водой. Размеры бака были 2 × 0,45 × 0,4 м.

Закалить рельс подобным способом не удавалось. Если закалочные трещины не появлялись немедленно, в самый момент закалки, то они обнаруживались при хранении после закалки. Повышение температуры закалочной ванны не изменило существа дела.

Появление закалочных трещин объяснялось как сложностью профиля рельса, так и разнообразием температур в различных точках поперечного сечения.

После ряда попыток пришли к заключению о необходимости давать неполную закалку рельсу, т. е. охлаждать рельс не до температуры ванны, а до температуры 200—350°.

Это осуществлялось замачиванием рельса в течение некоторого определенного, найденного рядом опытов, промежутка времени. Иногда подобный же результат получался после нескольких кратковременных погружений образца в закалочный бак. Время пребывания образца в воде колебалось в пределах 15—30 сек. Температура поверхности измерялась специальной ленточной термопарой и поднималась на поверхности головки до 200—350°, а на подошве — до 150—200°. До этой температуры поверхность отрезка рельса доходила лишь через 1—1,5 мин. после извлечения его из ванны.

После такой закалки образцы, получив небольшой самоотпуск на тростит, могли выдерживать хранение в течение многих дней даже на морозе.

Часть образцов была медленно охлаждена после обрезки и вновь нагрета для закалки в пламенной печи для отжига вагонных осей. Закалка этих образцов производилась описанным уже способом.

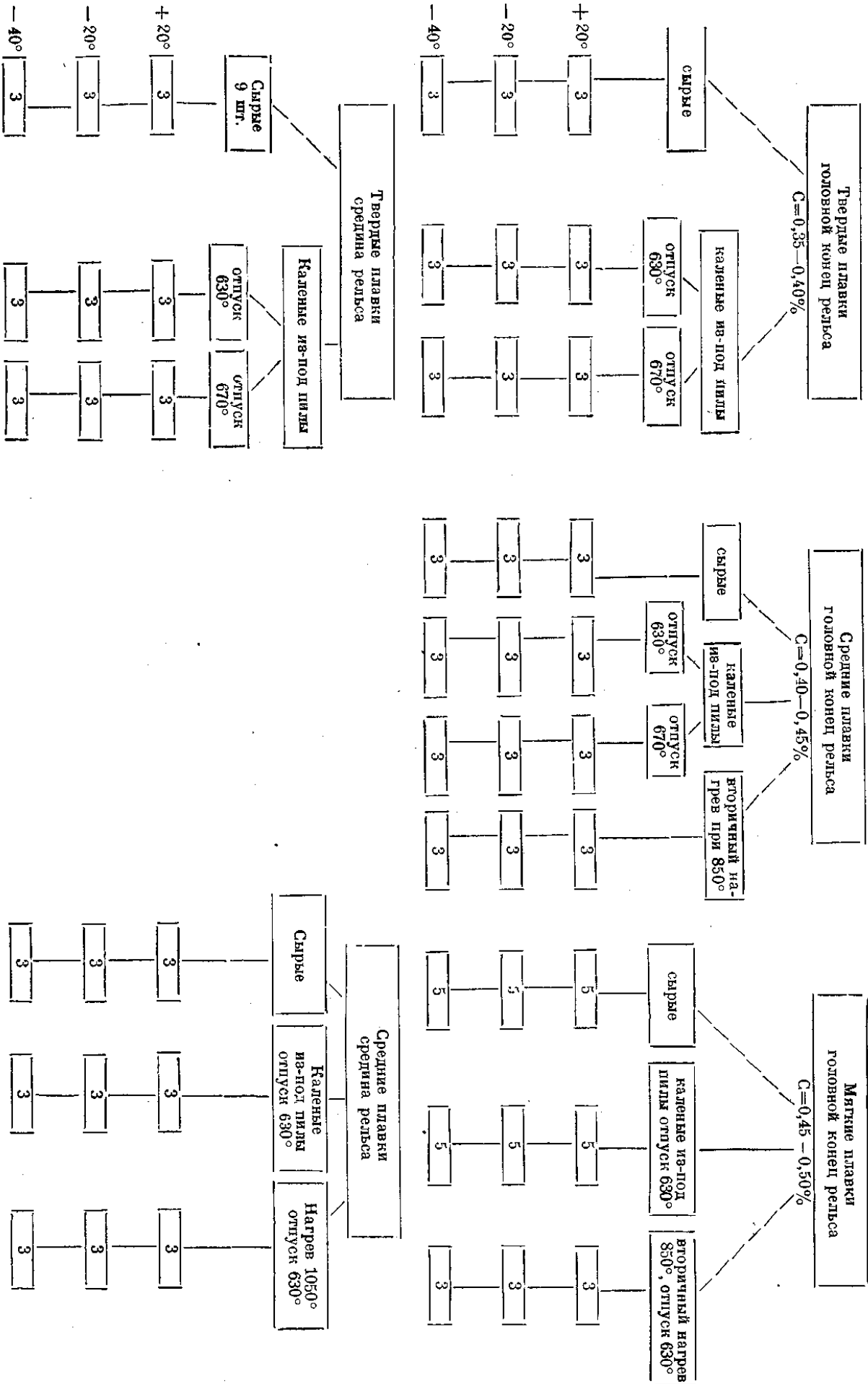
Отпуск закаленных кусков рельсов велся в камерной отжигательной печи для отпуска бандажей при сорбитизации. По достижении требуемой температуры (620—670°) рельсы после соответствующей выдержки охлаждались с печью, для чего открывались специальные вентиляционные окна, находившиеся в своде печи и соединенные с особой вытяжной трубой.

Испытание термически обработанных рельсов производилось на заводском копре при весе «бабы» 500 кг и высоте ее подъема 7,3 м. При испытании рельсов, замороженных до —40°, бралась «баба» весом в 1000 кг, с высотой подъема 5 м. Температуру —20° давала охлаждающая смесь из снега и поваренной соли, а —40° — смесь твердой углекислоты и денатурированного спирта. Одновременно замораживалось в специально изготовленной ванне по два куска рельса.

Время, необходимое для охлаждения рельса насквозь, находилось путем определения хода кривой температура — время, снятой пирометром, помещенным в отверстие, высверленном в середине головки пробного рельса. При —40° рельс необходимо было выдерживать 40—45 мин. Так как копровые испытания производились при температуре окружающего воздуха (около

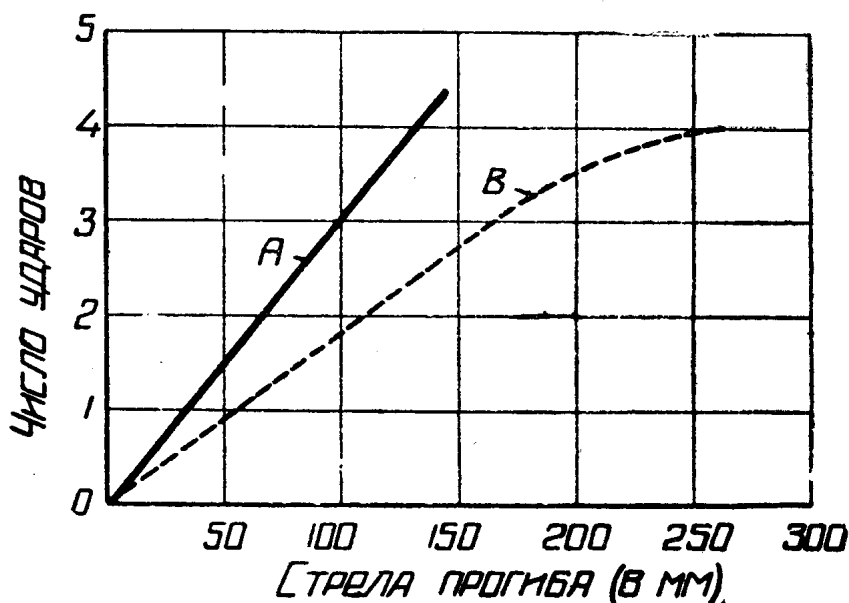
СХЕМА

ОТБОРА РЕЛЬСОВЫХ БЕССЕМЕРОВСКИХ ПРОБ ДЛЯ ТЕРМООБРАБОТКИ ИХ И ИСПЫТАНИЯ ПРИ НИЗКИХ ТЕМПЕРАТУРАХ



—10°), а при копре тепляка в то время не было, то в течение тех 20—40 сек., которые были необходимы для укладки рельса на наковальню копра и производства самого испытания, нагрев образца не превосходил 2—3°.

Не рассматривая всего материала по испытанию бессемеровских рельсов, ограничимся приведением лишь одной диаграммы (фиг. 41), построенной на основании испытания при нормальной температуре мягких рельсов сырых и сорбитных. Как видно, сорбитные образцы (кривая А) при том же числе ударов дали меньшую стрелу прогиба по сравнению с сырыми (кривая В). Стрела прогиба после четвертого удара у сорбитного рельса равна 130 мм, а у сырого — 260 мм.



Фиг. 41

Структура термически обработанного рельса в подошве, шейке и поверхности головки — сорбитная; в центре головки — сорбитообразный перлит и феррит.

Но при —40° как сырые бессемеровские, так и сорбитные рельсы были хрупки и ломались с одного удара.

Более хорошие результаты дали мартеновские рельсы, выдержавшие в сыром виде при нормальной температуре по три удара в среднем без излома. Сорбитизированные мартеновские рельсы, закаленные немедленно после обрезки и отпущенные при 630° и 670°, не ломались и после пяти ударов. В замороженном состоянии (при —40°) мартеновские рельсы обнаружили совершенно исключительную вязкость. При ударах «бабой» весом 1000 кг, поднятой на высоту 5 м, из шести сырых мартеновских рельсов головных и из средней части слитка с одного удара сломалось пять штук и только один (головной), выдержав первый удар, сломался на втором. 12 головных мартеновских рельсов, закаленных и отпущенных (630 и 670°), выдержало при той же температуре (—40°) по три удара.

Таблица 13

№№ по порядку	Химический состав стали (в %)					Род стали: бес- маргеновская или маргеновская	Релье по отноше- нию к ваннае- мому им месту в слитке	Термическая обработка		Предел упру- ги (в кг/мм ²)	Временное со- противление (в кг/мм ²)	Удлинение отно- сительное (в %)	Сужение попе- речного сечения (в %)	Результаты испы- тания на копре- танной при обычной температуре (+20°)
	С	Мп	Si	S	P			Температу- ра закалки (в °С)	Температу- ра отпуска (в °С)					
1	0,35	0,87	0,08	0,066	0,086	бессем.	Голов- ной	850	630	46	70,6	16,6	62,1	Излом на первом ударе
2	0,46	0,81	0,09	0,074	0,084	бессем.	Средний	Сырой		32	70,4	16,0	38,4	Выкол подошвы на четвертом ударе
3	0,54	0,85	0,24	0,045	0,039	марген.	Средний	780	630	59	88,7	13,3	46,2	Излом на седьмом ударе
4	0,54	0,85	0,24	0,045	0,039	марген.	Голов- ной	820	630	52	82,7	14,0	59,0	Сильное искаже- ние формы на пятом ударе
5	0,58	0,87	0,27	0,029	0,035	марген.	Средний	Сы- рой	30	79,6	11,3	20,1	Излом на первом ударе	

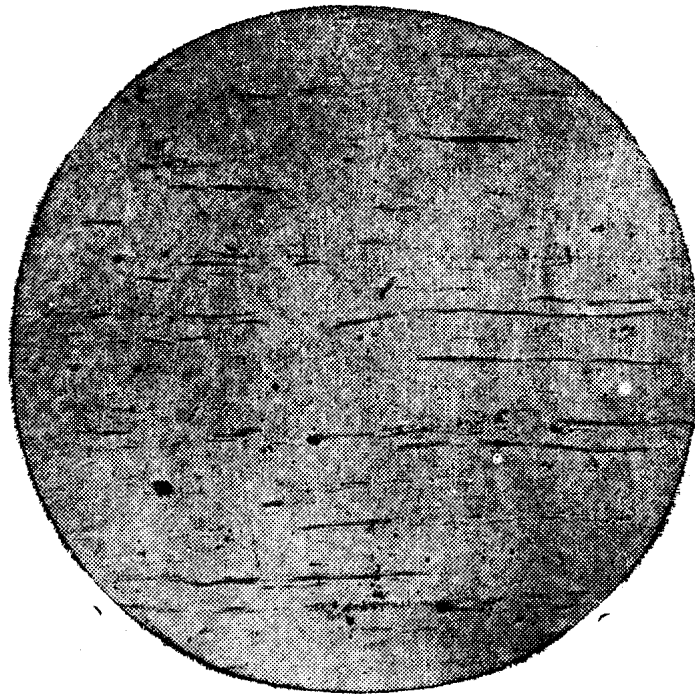
Большинство их не сломалось и на третьем ударе. После трех ударов профиль несломавшихся рельсов очень сильно искажался и их испытывать дальше было нельзя. Только два образца сломались на втором ударе. Один из образцов был испытан ударом «бабы» в 1 т с высоты 10,7 м и сломался лишь на третьем ударе (температура испытания -40°).

Эти опыты показывают, что мартеповские сорбитные рельсы нехолодноломки при -40° и превосходят по вязкости сырые такие же рельсы, находящиеся в обычных температурных условиях (около $+20^{\circ}$).

В табл. 13 приведены данные, характеризующие химический состав и механические свойства части бессемеровских и мартеповских рельсов, с которыми велась работа.

К сожалению, зима 1932/33 г. была характерна для завода массовыми неполадками с бессемеровскими рельсами, и мы склонны отнести неудачу с их термической обработкой главным образом за счет их плохого качества. Бессемеровские рельсы раскислены иначе, чем мартеповские, и это обстоятельство должно было сказаться, конечно, на качестве сорбитизированного металла, но не в такой степени.

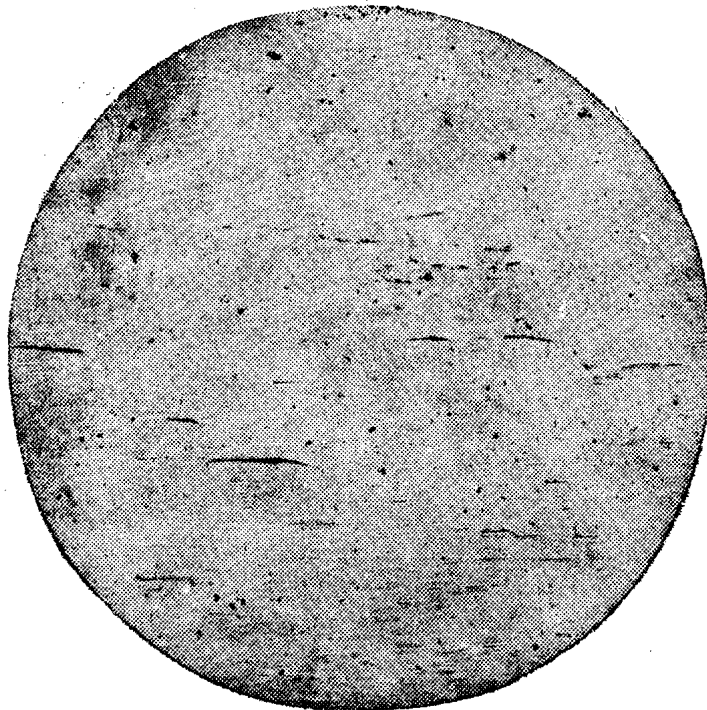
В этих рельсах было большое количество шлаковых включений и сильно развитая ликвационная зона. Типичная картина, дающая представление об их распределении, дана на фиг. 42 и 43. Фиг. 42 (увеличение 100; не травлено) относится к бессемеровскому рельсу, а фиг. 43 (увеличение 100; не травлено) к мартеповскому. Необходимо отметить, что шлаковых включений в бессемеровских рельсах других заводов нормально бывает много меньше. Нельзя обойти молчанием и то обстоятельство, что шлаками загрязнены



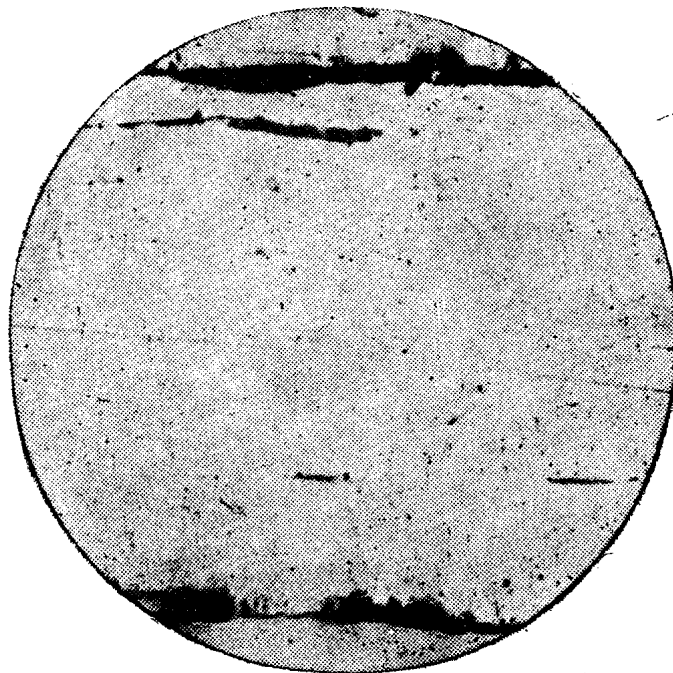
Фиг. 42

особенно головные (фиг. 44, увеличение 100; не травлено) рельсы, но шлаков много и в рельсах из средней части слитка.

Как известно, многие исследователи занимались влиянием неметаллических включений на механические свойства металла. (50). Из всех исследований подобного рода можно заключить,



Фиг. 43



Фиг. 44

что решающее влияние на качество металла имеет не только количество включений, но главным образом их величина и характер распределения в основной массе металла.

В работе Кинцеля (Kinzel) и Графтса (Grafts) (51) за меру загрязненности стали неметаллическими включениями принята суммарная длина видимых на шлифе включений (в мм), отнесенная к 1 мм^2 площади шлифа. Минимальный размер включений, которые идут в счет, считается $0,005 \text{ мм}$. Авторы разбивают все стали на три группы. К первой группе относятся те стали, у которых суммарная длина включений меньше $0,5 \text{ мм}$ на 1 мм^2 ; это самая чистая сталь. Для сталей второй группы эта величина колеблется в пределах $0,5—0,7 \text{ мм}$ на 1 мм^2 ; это сталь средней чистоты. К ста-

лям третьей группы относится сильно загрязненная сталь, для которых суммарная длина включений больше $0,7 \text{ мм}$. Сталь

третьей группы, по их исследованиям, обладала весьма небольшой вязкостью.

Если произвести по способу Кинцеля подсчет длины видимых при увеличении в 100 раз включений для тех бессемеровских рельсов завода им. Дзержинского, с которыми работала наша бригада, то получается значение 5—15 мм на 1 мм². Это же значение для мартеновских рельс колеблется в пределах 1—2 мм на 1 мм².

В обширной практике Сибирского института металлов и Томского индустриального института по исследованию рельсов в порядке экспертизы для Томской ж. д. встретился раз рельс зав. Круппа, сломавшийся в январе 1932 г. Образцы из этого рельса, испытанные на копре Шарпи, при температурах от +20 до —60°, показали постоянную, независимую от температуры испытания, ударную вязкость порядка 0,7—0,5 кгм/см². Сорбитизированные образцы из того же рельса дали при +20° ударную вязкость около 3 кгм/см², а при —20, —40 и —60° опять-таки постоянную вязкость в пределах 0,7—0,6 кгм/см². Остальные статические характеристики были в норме.

Анализ показал обычный состав томасовского металла: С — 0,38%; Si — 0,10%; Mn — 0,63%; S — 0,023%; P — 0,065%. Сегрегационная зона не выходила из обычной нормы и образцы, вырезанные из нее, не обнаружили особых ненормальностей. Но при определении суммарной длины шлаковых включений получили 6 мм на 1 мм².

Приведенное дает нам право считать, что неудовлетворительная ударная вязкость бессемеровских рельсов завода им. Дзержинского зависит главным образом от их значительной загрязненности.

Характерно, что большое количество рельсов, поставленных этим заводом на Томскую ж. д. в 1931—1933 гг., дало поперечные трещины.

Опыт работы по сорбитизации полутораметровых кусков рельсов в Днепродзержинске показал, что для успешной закалки необходимо иметь здоровый металл и очень осторожно охлаждать рельс. Весьма сложный профиль рельса имеет к тому же после прокатки в разных точках различную температуру, что усложняет дело. С другой стороны, различные части профиля вследствие разной толщины будут охлаждаться при закалке с разными скоростями, мартенсит будет получаться не в один и тот же момент, изменение объема будет весьма разнообразным в отдельных точках сечения. Бригада, работавшая в Днепродзержинске, встретившись с подобным затруднением, нашла выход, применив самоотпуск рельса за счет тепла, сохранившегося внутри профиля, главным образом в головке. Рельс охлаждался при закалке в течение точно дозированного времени и затем, за счет этого внутреннего тепла, вновь более или менее равномерно нагревался до 200—350°.

Естественно, подобное обстоятельство осложнило бы закалку рельсов нормальной длины.

Поэтому у автора возникла мысль о закалке длинных рельсов в водяной пыли. Очевидно, такая разновидность закалки более гибка, чем обычный способ, и позволяет отводить тепло от любых точек, лежащих на поверхности рельса, с желаемой, в определенных, конечно, пределах, скоростью путем регулирования количества подведенной распыленной воды.

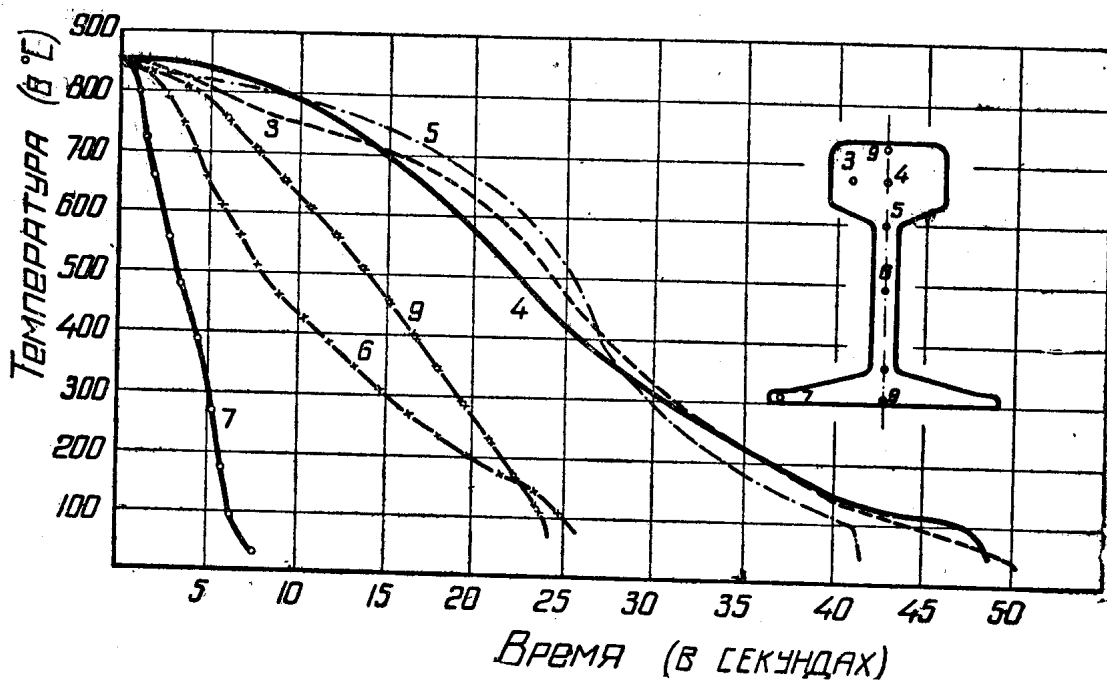
Поэтому автором и инж. Андреевым (52) была проведена предварительная работа и сконструированы затем две закалочных машины для закалки рельсов длиной 1,5 м. При конструировании второй машины учитывалась возможность ее приспособления без особых переделок для закалки рельсов нормальной длины. Упомянутая предварительная работа заключалась в определении скоростей охлаждения по профилю рельса в процессе закалки. Знание этих скоростей, зависящих главным образом от особенностей профиля рельса и условий распределения температур в нем, позволило достаточно рационально расставить распылители в закалочной машине.

Регистрация скоростей охлаждения рельса при закалке производилась самопишущим гальванометром акад. Курнакова с повышенной, против нормальной, скоростью барабана со светочувствительной бумагой. При быстрых изменениях э. д. с. в цепи термопары, прибор обладает большой инерцией, но, как показали предварительные опыты, инерция прибора сказывается лишь в сглаживании перегибов на кривых охлаждения и некотором смещении начальных моментов охлаждения.

Так как муфель нашей печи не вмещал всего профиля рельса, то сначала опыты велись отдельно над головкой и подошвой со стенкой. Для этого кусок рельса длиной 150 мм разрезался вдоль. Рельсы небольшого профиля входили в печь целиком. В образце указанной длины были с торца высверлены отверстия диаметром 4 мм и глубиной 60 мм; их расположение показано схематически на фиг. 45. В эти отверстия вставлялись никель-нихромовые термопары, тщательно изолированные асбестовым шнуром. Особое внимание обращалось, чтобы металл спая термопары имел хорошее соприкосновение с металлом рельса и в отверстие не могла бы попасть при замачивании рельса вода. Последнее достигалось дополнительным обмазыванием места ввода термопары глиной.

Подготовленный образец (С — 0,40%; Mn — 0,30%) тщательно прогревался до температуры закалки (850°) в течение около 2 час. Затем его вынимали из печи клещами и погружали в бак с водой, имеющей температуру +20°, на глубину 300 мм. Во время закалки образец энергично передвигали во все стороны.

Результат одного из опытов дан на фиг. 45 в виде семейства кривых. Необходимо иметь в виду то, о чем мы говорили вначале: на характере линий сказалась инерция прибора, и они имеют безусловно, лишь относительное значение. Их вид тем не менее



Фиг. 45

объясняет появление внутренних напряжений и трещин при закалке такого сложного профиля, каким является обычный рельс.

На основании хода кривых можно заключить, что максимальное количество водяной пыли следует подавать к головке. Подошва охлаждается весьма энергично (кривая 9), а особенно быстро остывают ее концы (кривая 7). С весьма значительной скоростью стынет и середина шейки (кривая 6); медленнее всего отводится тепло от середины головки (кривые 4, 5). Скорость охлаждения середины подошвы (кривая 9) колеблется около 30° в сек. Принимая во внимание отставание показаний гальванометра по сравнению с действительными температурами и наблюдавшиеся, как правило, случаи сквозной проковки на мартенсит подошвы и стенки рельса, можно считать, что в условиях нашего опыта эта скорость (30° в сек.) является как раз такой скоростью, при которой на диаграмме Френча точки $A'r_1$ и $A''r_1$ сливаются.

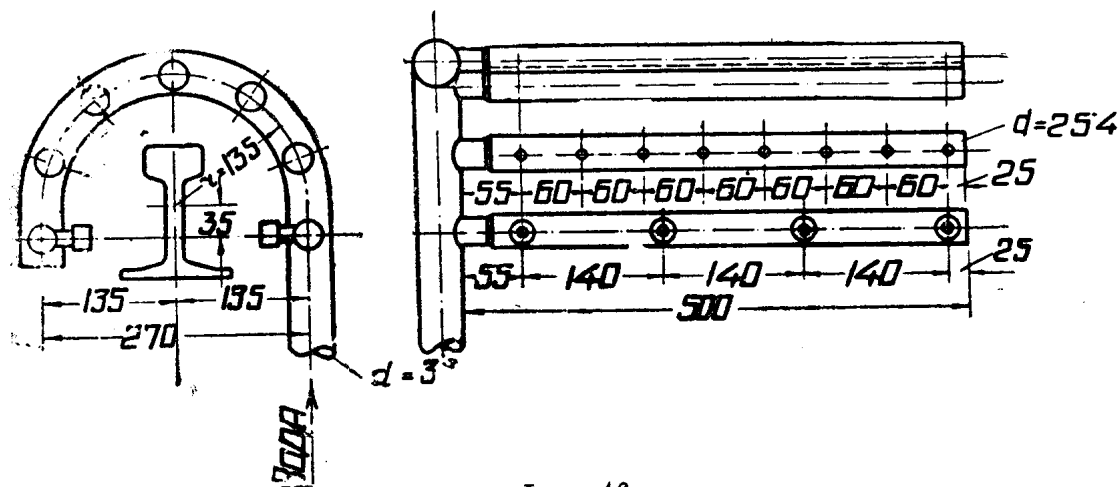
Одна из задач, которую необходимо решить при конструировании закалочной машины, заключается в правильной регулировке скоростей охлаждения путем подвода соответствующих количеств распыленной воды.

Первая машина, сконструированная инж. Д. С. Груздевым и автором, состояла из 7 рядов труб, расположенных параллельно длине образца. На каждой из нижних труб было укреплено по 9 распылителей (с винтовыми каналами), в верхних трубах были просверлены отверстия (по 9 шт.) диаметром 3 мм.

На прилагаемом схематическом эскизе (фиг. 46) ясно видно расположение труб.

Для передвижения рельса вдоль закалочной машины был сделан примитивный ролик из газовых труб.

Эта закалочная машина хотя и дала возможность закалить несколько десятков полутораметровых концов рельсов на Кузнецком металлургическом заводе, но имела целый ряд весьма существенных недостатков, из которых наиболее важны: 1) отсутствие регулировки подачи воды по отдельным трубам; 2) необходимость передвигать рельс вручную, что не гарантировало однообразной скорости закалки всех образцов; 3) значительный расход воды.

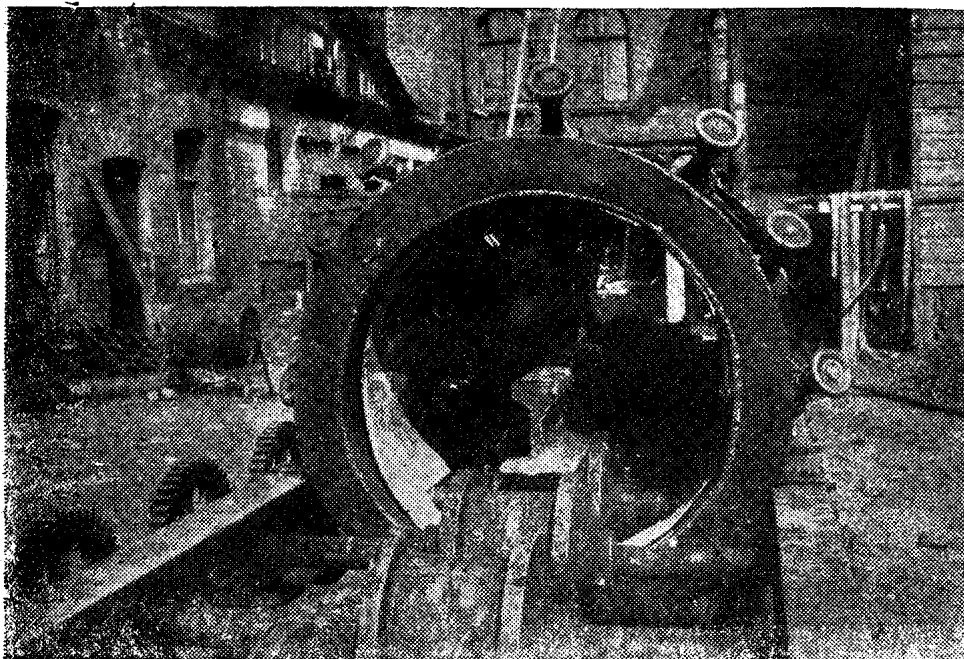


Фиг. 46

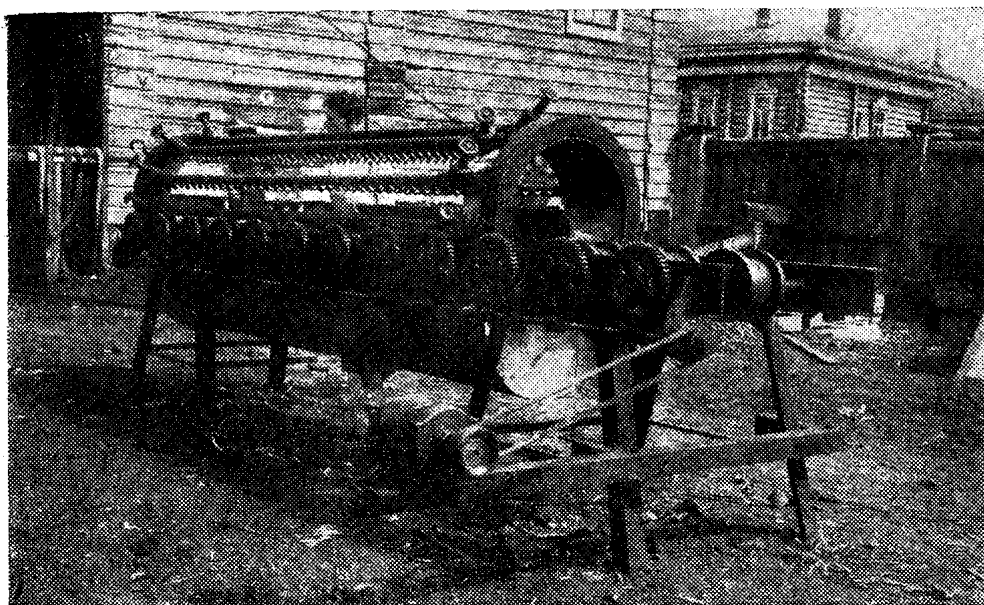
Поэтому в термической лаборатории Сибирского института металлов инж. Д. С. Груздевым и автором при участии консультанта (заведующего гидравлической лабораторией Томского индустриального института доц. Н. А. Балакина) эта машина была переконструирована с учетом всех наблюдавшихся дефектов. Спроектированная машина была построена в мастерских Сибирского института металлов и испытана на Кузнецком заводе. При ее проектировании исходили из желания иметь такую машину, которая, будучи увеличена по длине в некоторое число раз, смогла бы закалывать рельс нормальной длины.

Как видно из фиг. 47 и 48, машина снабжена рольгангом, приводимым в движение мотором через червячную передачу. Рольганг имел (без изменения числа оборотов мотора) три скорости, прямой и обратный ход. Охлаждающая система состоит из 8 труб. Каждая труба имеет свои вентили для регулировки количества воды и снабжена распылителями. Число распылителей на верхних трубах достигает 40 шт. на 1,5 м длины трубы. Вода из водопроводной магистрали подается 120 мм трубой в два сварных кольцевых коллектора, в которые ввинчены трубы с распылителями. Коллекторов — 2 (по одному с каждого конца машины); это способствует более равномерному распределению давления по длине труб и более правильной поэтому работе распылителей.

На основании опытов доц. Балакина, конструкция обычных распылителей с винтовыми каналами была изменена, что дало возможность получить, вместо кругового конуса распыленной



Фиг. 47



Фиг. 48

воды, конус эллиптический, с длинной осью эллипса, параллельной движению рельса в машине. При давлении в 4 ат такие распылители давали мелкую водяную пыль, обладающую большой ударной энергией отдельных капель.

Регулируя скорость прохождения полутораметровых концов рельсов через машину, давление воды в отдельных трубах, число действующих распылителей, можно получать совершенно прямой без трещин образец для копровых испытаний на заводском копре-Стрела прогиба закаленного полутораметрового образца не пре-

восходила 2—3 мм, а в некоторых случаях была практически равна нулю.

Но при хранении закаленных образцов без отпуска (особенно при низких температурах в прокатном цехе) иногда наблюдалось появление трещин. В некоторых случаях их обнаруживали в первые 25—30 мин. после закалки, а иногда — по истечении суток и более. Большинство закалочных трещин проходило по стенке параллельно головке. Подобного рода трещины возникали в процессе закалки, главным образом на головных рельсах, во время прохода рельса через машину. При хранении закаленных образцов получались иногда поперечные трещины. Было много образцов, которые, несмотря на низкую температуру в цехе (ниже 0°), при хранении в течение нескольких дней вообще не обнаружили никаких следов трещин. Это свидетельствует о возможности так вести процесс закалки, что внутренние напряжения, возникающие в стали при закалке, будут доводиться до минимальных величин и в рельсе вообще никаких трещин тогда не будет появляться.

Если закаленные куски рельсов отпускались в течение первых 30 мин. после закалки, то брака вследствие закалочных трещин совсем не получалось. Первые опыты отпуска, пока не была готова электрическая печь для отпуска, были произведены путем закладывания закаленных образцов между горячими обрезками рельсов подходящей длины. Несмотря на кажущуюся примитивность способа, удалось вполне удовлетворительно отпустить несколько полутораметровых образцов при температуре 500—550° (охлаждение на воздухе). Температура отпуска контролировалась пирометрами. Температура прокатки во время этих опытов колебалась в пределах 860—1040°; образцы же были закалены в интервале 950° ± 50°. Испытание на копре велось при —15°. Высота подъема — 7,3 м, вес «бабы» — 500 кг.

В табл. 14 даны результаты копровой пробы этих сорбитных рельсов (53).

Таблица 14

№№ плавов	Рельс по отношению к занимаемому им месту в слитке	Число ударов						Примечания
		1	2	3	4	5	6	
		Стрела прогиба (в мм)						
1	Головной	30	60	89	—	—	—	Расслоилась головка
	Средний	29	56	68	85	—	—	Сломался на пятом ударе
	Средний (сырой)	37	67	95	—	—	—	Сломался на четвертом ударе
2	Средний	24	32	63	75	98	—	Сломался на шестом ударе
	Головной	31	60	89	177	—	—	Сломался на пятом ударе
	Средний (сырой)	40	70	103	—	—	—	Сломался на четвертом ударе

№№ плавов	Химический состав (в %)				
	C	Mn	Si	S	P
1	0,54	0,85	0,26	0,013	0,013
2	0,65	0,85	0,27	0,012	0,013

Твердость по Бринеллю поверхности катания сырых образцов колебалась в пределах от 255 до 262; термически обработанные рельсы в тех же местах дали: 269—277 (плавка № 2) и 286—302 (плавка № 1).

Микроскопическое исследование показало, что, за исключением середины головки и середины подошвы (вместо перехода в стенку), где были заметны островки феррита, материал имеет сорбитное строение.

Зимой 1934/35 г. работа по сорбитизации образцов рельсов, длиной 1,5 м, для копровых испытаний была продолжена инж. Груздевым (54) на Кузнецком металлургическом заводе им. Сталина. Предварительно план ее проведения был проработан автором совместно с Груздевым. Намеченное количество образцов (250 шт.) было закалено, но испытать их все при -40° не удалось до сих пор, так как на заводе не было холодильной установки, а достать жидкую углекислоту или жидкий воздух, несмотря на все попытки, в Сталинске не удалось. Поэтому при копровых испытаниях пришлось ограничиться лишь теми температурными условиями, которые задавались температурами зимних месяцев. Было испытано 150 образцов; остальные 100, согласно плану, необходимо было ломать при -40° , и они хранятся до сих пор.

Закалка производилась в описанной закалочной машине сразу после обрезки, без какого-либо дополнительного подогрева.

Отпуск вели в нихромовой муфельной печи, сконструированной автором специально для этой цели и допускавшей одновременный отпуск пяти концов рельсов типа Ш-А. Печь представляла сваренный из 6-мм котельного железа муфель прямоугольного сечения, длиной 2 м, с обмоткой из нихромовой ленты (10 × 0,5 мм). Обмотка по длине муфеля состояла из трех секций для включения в цепь трехфазного тока. Печь давала равномерный нагрев до 700° ; температура по длине муфеля контролировалась несколькими термометрами.

Как уже упоминалось, было термически обработано 250 полутораметровых образцов различного состава и из различных частей слитка. Во время закалки образцы благодаря легкости регулировки закалочной машины не коробились и не давали трещин, за исключением рельсов из головной части слитка со следа-

ми плен, остатков усадочной раковины и тому подобными ненормальностями, наличие которых не дает возможности вообще закалить сталь. Отпуск производился немедленно после закалики, так как закаленные образцы, как уже указывалось, при длительном хранении в плохо отапливаемом цехе давали иногда трещины.

В табл. 16 и 17 приведены данные о копровых испытаниях нескольких образцов.

Таблица 16

№№ плавки	Химический состав (в %)					Термическая обработка: закалка и отпуск		
	C	Mn	Si	S	P	Температура отпуска (в °C)	Продолжительность отпуска (в часах)	Охлаждение после отпуска
1	0,55	0,62	0,18	—	—	620	3	Воздух
2	0,64	0,82	—	—	—	680	2	»
3	0,58	0,84	—	—	—	680	3	»
4	0,62	0,76	—	—	—	560	2	Вода
5	0,58	0,67	0,24	0,03	0,02	560	2	Воздух

Примечание. Во всех образцах сумма содержаний фосфора и серы не превосходила 0,06%.

Нормальные рельсы из середины или нижней части слитка оказались, как правило, при копровой пробе много лучше головных. Головные сырые рельсы ломались при -24° обычно с одного удара; головные сорбитные выдерживали два-три удара, не более, ломаясь на третьем или четвертом. Сорбитные образцы из нормальных, неголовных рельсов выдерживали 5—6 ударов, а некоторые не ломались и на седьмом ударе, деформируясь так, что дальнейшее испытание нельзя было производить.

Надо заметить, что сорбитизация не только увеличивает число ударов, выдержанных рельсом, но она сказывается и на изменении стрелы прогиба после каждого удара. Возьмем для примера рельс первой плавки¹. Его состав: C—0,55%; Mn—0,62%; Si—0,18%; содержание S и P не превышает в сумме 0,06%. Закаленный рельс был отпущен при 620° и после отпуска охлажден на воздухе. Образец, отрезанный от рельса, в сыром виде дал после первого удара на копке стрелу прогиба 47 мм; сорбитизированный образец, взятый от того же рельса, показал значительно меньшую стрелу прогиба — всего 33 мм. Стрела прогиба у сырого образца больше на 43%, чем у термически об-

¹ «Первая плавка» — нумерация произвольная, а не заводская.

Таблица 17

№ плавон	№ образцов	Сгреблы прогиба после ударов (в мм)							Прирост стрелы прогиба после ударов (в мм)							Температура испытания (в °С)	Примечания
		1	2	3	4	5	6	7	1	2	3	4	5	6	7		
1	1	33	67	101	135	196	220	—	33	34	34	34	41	24	—	—24	Сорбитный, не сломался
	2	47	88	128	173	—	—	—	47	41	60	45	—	—	—	—24	Сырой
	3	33	67	100	135	177	200	—	33	34	34	35	41	23	—	—24	Сорбитный, не сломался
	4	46	85	123	170	—	—	—	46	39	38	47	—	—	—	—24	Сырой
2	1	30	67	97	130	163	197	—	30	37	30	33	33	34	—	— 2	Сорбитный
	2	37	67	95	—	—	—	—	37	30	28	—	—	—	—	— 2	Сырой
	3	34	66	119	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	— 2	Головной, сорбитный, треснул вдоль
3	1	35	68	110	—	—	—	—	35	33	42	—	—	—	—	—24	Головной, сырой, сломался с одного удара
	2	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—24	Головной, сорбитный » сырой
4	1	25	48	72	96	120	—	—	25	23	24	34	24	—	—	—21	Сорбитный
	2	38	70	—	—	—	—	—	38	32	—	—	—	—	—	—21	Сырой
5	3	38	—	—	—	—	—	—	38	—	—	—	—	—	—	—21	»
	1	30	60	86	114	142	—	—	30	30	26	28	28	—	—	—21	Сорбитный
	2	45	82	118	160	—	—	—	45	37	36	42	—	—	—	—21	Сырой

работанного. После второго удара стрела прогиба сырого рельса увеличилась до 88 мм, т. е. на 88 %, а сорбитного дошла до 67; она хотя и увеличилась на 100 %, но осталась по абсолютной величине все-таки менее стрелы прогиба сырого рельса на 21 мм, или на 31 %. Четвертый удар при -24° для сырого рельса был и последним, стрела прогиба была после него равна 173 мм, тогда как при тех же условиях сорбитный образец дал лишь 135 мм и вообще не разрушился, а лишь деформировался. Стрела прогиба после шестого удара дошла до 220 мм, и дальнейшего ее увеличения не допускала обычная конструкция опор копра.

Это говорит о том, что сорбитизированные рельсы лучше сопротивляются ударам при низких температурах не только в смысле снижения ударной хрупкости, но и с точки зрения возможности появления остаточных деформаций за пределом упругости. Известно, что предел упругости, как при сжатии, так и растяжении, у сорбитной стали выше, чем у сырой, и это сказывается и на величине пластической деформации при ударной нагрузке.

Как было в своем месте указано, мы стремились снизить температуру отпуска при сорбитизации, чтобы получить рельс и морозоустойчивым и в то же время твердым для уменьшения износа поверхности катания.

Как видно из табл. 16 и 17, отпуск при 560° дает достаточно удовлетворительную ударную вязкость при копровом испытании целого рельса. Плавки №№ 1 и 5 по химическому составу практически одинаковы, так же как и температура испытания (-24 и -21°), но отпуск до 560° сделал образцы плавки № 5 менее вязкими, но вместе с тем и значительно более прочными. Стрела прогиба рельса, отпущенного при 620° , после шестого удара получилась равной 220 мм, и ее увеличение за первые удары равно 34 мм, а стрела прогиба при снижении температуры отпуска до 560° при тех же условиях падает до 142 мм и ее прирост за удар—до 30 мм. Вместе с тем, рельс, отпущенный при 560° , все-таки обладает значительной вязкостью. Он выдержал при -21° пять ударов и сломался на шестом.

Но при этом необходимо учитывать следующее. При термообработке небольшого лабораторного образца мы получали равномерную сорбитную структуру по всему сечению. Размеры профиля современного рельса и его сложность не позволяют даже в случае подходящего состава углеродистой стали гарантировать действительно сквозную закалку. С другой стороны, можно утверждать, что та же сложность профиля, вероятно, приведет к тому, что область ударной хрупкости для рельса, взятого целиком и испытываемого на удар без надреза, сдвигается при тех же температурных условиях отпуска на сорбит, как и малого образца, в сторону более низких температур. Проще говоря, рельс можно, как это видно из предыдущего, отпускать для получения достаточной ударной вязкости не до $620-680^{\circ}$, как малый обра-

зец, а только до 550°, увеличив этим поверхностную твердость, что желательно для обеспечения определенной износостойкости головки.

К сожалению, при копровых испытаниях ненадрезанных рельсов условия несколько иные, чем при изломе образцов с надрезом для копра лабораторного типа, да и динамические испытания на копрах заводского типа дают, собственно, лишь качественную характеристику металла.

У нас была мысль испытывать полутораметровые концы рельсов таким образом, чтобы получать не только качественную, но и количественную характеристику ударного сопротивления рельса в виде целого профиля. Но, к сожалению, эта попытка не могла быть по некоторым причинам осуществлена. Вследствие важности, как нам кажется, подобного вопроса мы постараемся эту попытку коротко описать.

Практика приемки рельсов заграничными железными дорогами от заводов-поставщиков дает следующую картину. Во всех странах (по материалам на 1933 г.), за исключением Франции, производится копровая проба цельных, ненадрезанных кусков рельсов определенной длины. По французским техническим условиям приемки, на головке рельса вырезывается выемка радиусом 500 мм. Цель этой операции — учесть будущий износ рельса, когда высота головки уменьшится, а вовсе не желание иметь образец с надрезом, подобно образцу для копра Шарпи.

При копровых испытаниях рельс не должен ломаться, а лишь изгибаться. Если рельс все-таки сломается, то плавка считается забракованной, если излом произошел на первом (или втором) ударе.

При определенных температурных условиях (испытание при низких температурах) можно считать, что рельс во многих случаях сломается с одного удара, но при работе на всех существующих заводских копрах мы все-таки не можем знать меры ударной вязкости металла. При ударе «бабой» нормального веса (500 кг) с обычной высоты, определенной по известной формуле для какого-либо типа рельса (например, 7,3 м), рельс сломался, но нельзя сказать, что на его разрушение пошло именно $7,3 \times 500 = 3650$ кгм или какая-то определенная доля от этой величины.

Это навело нас на мысль предложить следующий метод испытания ненадрезанных профилей, в первую очередь рельсов, на холодномломкость.

Как уже упомянуто, всегда можно полутораметровый образец охладить до такой температуры, при которой он станет настолько хрупок, что сломается с одного удара. С развитием промышленности связанного азота такой просто получаемой температурой является температура кипения жидкого кислорода. Доступной является и температура различных смесей с твердой углекислотой. Очевидно, величина энергии удара, разрушающего

рельс при подобной постоянной низкой температуре, при которой все рельсы хрупки, может служить до некоторой степени мерой вязкости металла. Но для получения подобной характеристики необходимо уметь измерить ту часть общей энергии удара, которая пошла действительно на излом образца. Поступая так, мы как будто заменяем надрез, придающий ударную хрупкость даже вязкому металлу, действием пониженной температуры испытания. Число килограмм-метров, требуемых для излома рельса определенного профиля на копре обычной конструкции, заводского типа, с падающей «бабой», и расстоянием между опорами 105 см, — может быть принято за количественную характеристику ударной вязкости при известных низких температурах, аналогичную числу Шарпи, Изода и др. Очевидно температурные условия должны быть при этом постоянны и обеспечивать излом только с первого удара.

Мы сразу же отбросили мысль о надрезе рельса для учета влияния последующего износа головки и для сосредоточения напряжений с целью вызвать обязательный излом с одного удара, так как полагали, что всякий надрез образца столь сложного сечения внесет в процесс ударной деформации слишком много дополнительных моментов, трудно или совсем не учитываемых.

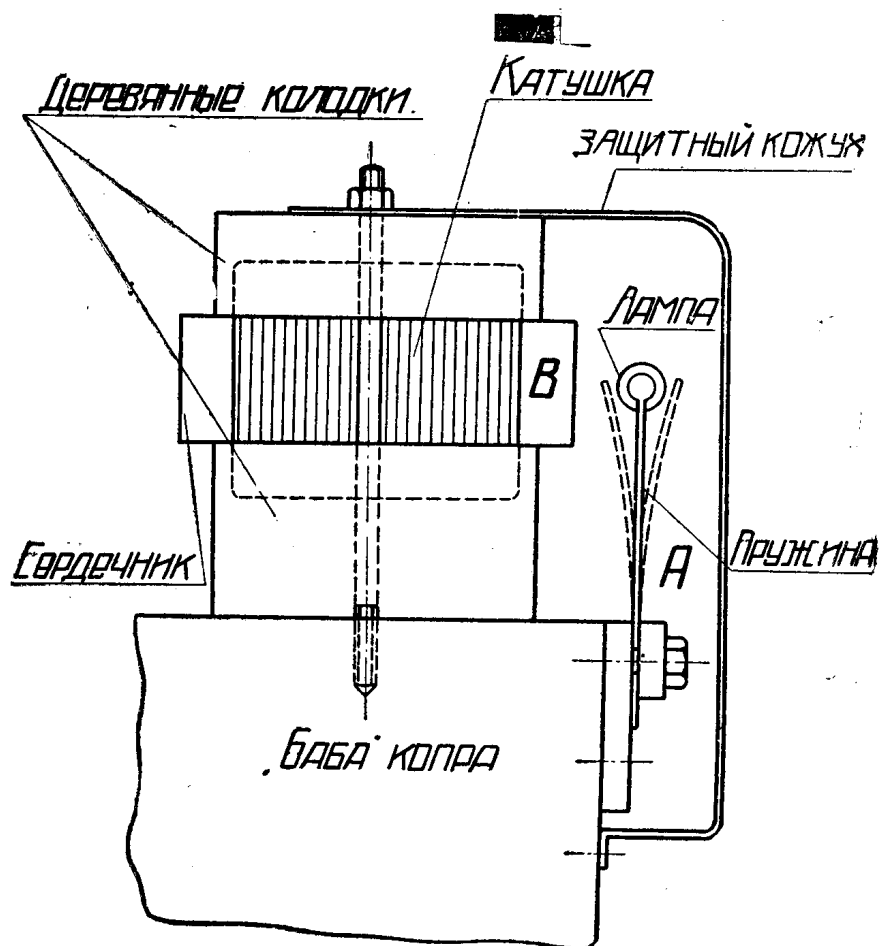
Автор, совместно с доц. Н. А. Балакиным, сконструировал два прибора, давших при испытании в лаборатории прекрасные результаты, но применить которые в заводских условиях на «настоящем» рельсовом копре не представилось в то время возможным.

Идея первого прибора была такова. Если на падающей «бабе» копра имеется светящаяся точка, совершающая колебания постоянного периода в направлении, перпендикулярном к траектории «бабы» во время падения, то при фотографировании летящей «бабы» эта точка даст на негативе изображение синусоиды с переменной длиной волны. Измерив длину волны этой синусоиды и зная число периодов колебания точки в секунду, можно найти скорость падения «бабы» в любой момент ее пути, притом с очень большой точностью.

Теперь предположим, что «баба» со скоростью, зависящей от высоты подъема, ударила по исследуемому куску рельса и его сломала. Очевидно, ее скорость после этого изменится, так как она затратила часть своей энергии на излом образца. Но мы эту измененную скорость определим по длине волны синусоиды. Зная, насколько изменилась скорость «бабы», очевидно, весьма просто подсчитать и число килограмм-метров, затраченных на излом.

Вот несложная идея прибора. Для ее реализации мы заставили стальную пружину (А) (фиг. 49) притягиваться к катушке с железным сердечником (В), питаемой переменным током. Если число периодов колебания пружины будет равно числу периодов переменного тока, то колебания будут непрерывно поддержи-

ваться, наступит резонанс и амплитуду колебаний можно сделать достаточно большой — в зависимости от размеров пружины. Так как крупные электрические станции работают настолько равномерно, что в их сеть включаются синхронные электрические часы, то и период колебаний пружины будет служить надежным измерителем времени и обеспечит точность опыта.



Фиг. 49

На свободном конце пружины была укреплена электрическая лампочка от карманного фонаря, которая питалась или от батареи или от нескольких витков катушки, как от автотрансформатора.

При достаточной длине пружины (около 200 мм) и наличии синхронизма, полученного путем подбора сечения пружины, амплитуда ее конца, следовательно, и путь лампочки, легко можно довести до 25—30 мм. Этого вполне достаточно, чтобы на пластинке 13×18 при фотографировании с расстояния 2—4 м получить вполне четкие кривые.

Весь прибор, схема которого представлена на фиг. 49, защищается кожухом из котельного железа, с небольшим отверстием для возможности фотографировать лампочку.

Скорость «бабы» в момент удара по рельсу надо определить только один раз, так как она не меняется, будучи задана высотой

подъема, трением в направляющих и сопротивлением воздуха. Очевидно, для данного копра эти величины можно считать, с небольшой погрешностью, постоянными. Поэтому фотоаппарат устанавливают так, чтобы заснять лампочку после того как «баба», сломав образец, пролетит вниз. Так как расстояние от образца до амортизатора (обычно полено), лежащего на наковальне, у многих копров не велико, то необходимо поднимать опоры, чтобы довести расстояние до 400—500 мм.

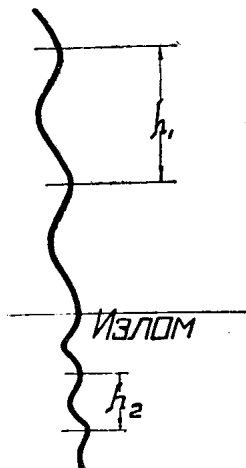
Прибор предварительно был испробован и отрегулирован в лаборатории, для чего мы построили модель копра с деревянными направляющими и деревянной «бабой» с установленным на ней прибором. Высота подъема «бабы» доходила до 4 м. На копре ломались деревянные образцы, и фиг. 50 дает представление о характере кривой, снятой фотоаппаратом. Очевидно, работу, затраченную на излом, можно определить по формуле:

$$T = mgH \left(1 - \frac{\lambda_2^2}{\lambda_1^2} \right),$$

где m — масса «бабы», H — высота ее подъема, g — ускорение силы тяжести, λ_1 и λ_2 длины волн синусоиды до и после излома.

В Днепродзержинске при работе по сорбитизации этот прибор использовать не удалось, так как образцы не ломались с одного удара. Он был установлен на «бабе» копра, и опыты показали его полную пригодность и правильность конструктивного выполнения. На фиг. 51 показана «баба» с укрепленным прибором (кожух снят).

19



Фиг. 50

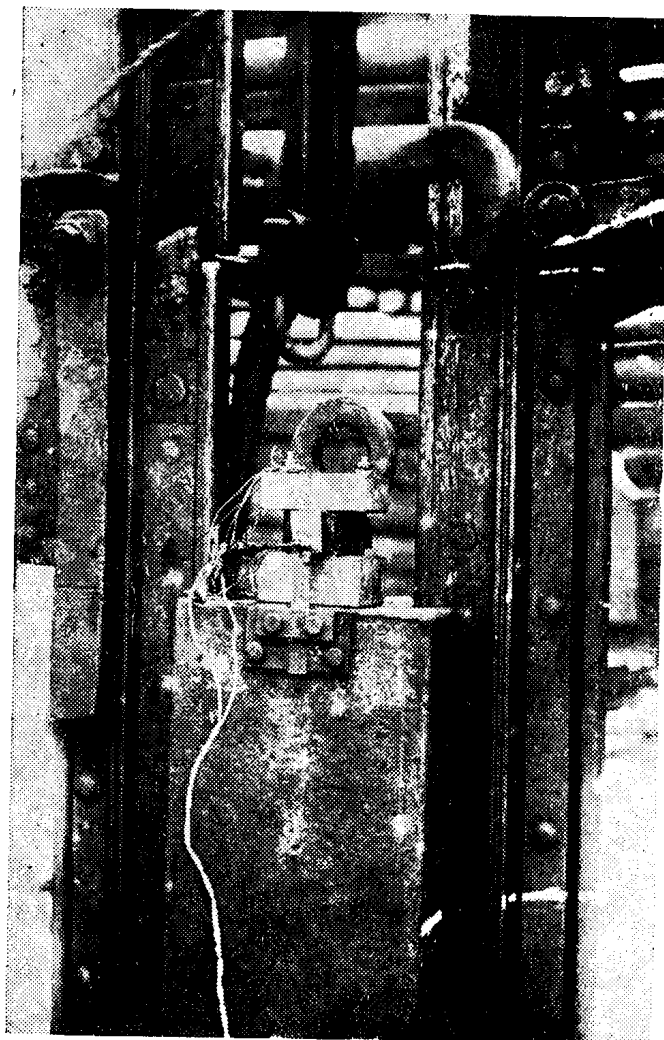
Второй прибор, сконструированный для той же цели, основан на ином принципе. Если падающая «баба» копра заденет своим боком обод свободно укрепленного на оси колеса, то последнее придет в движение, и его окружная скорость, если соприкосновение с «бабой» происходило без скольжения, будет равна линейной скорости «бабы». Если колесо вращается легко (укреплено на шарикоподшипниках), то оно сделает не один десяток оборотов прежде чем остановится. Принимая во внимание затухание скорости вращения колеса за один оборот, можно очень легко найти начальную окружную скорость в момент соприкосновения, а следовательно, и скорость «бабы».

После предварительных опытов с тем деревянным копром, о котором речь шла выше, мы остановились на следующей конструкции (фиг. 52): очень легкое с малой инерцией алюминиевое колесо укреплено на двух шарикоподшипниках. Его обод обтянут резиновой лентой толщиной 3 мм. Сбоку «бабы» натянута такая же резиновая лента на двух колодках. Эта лента задевает

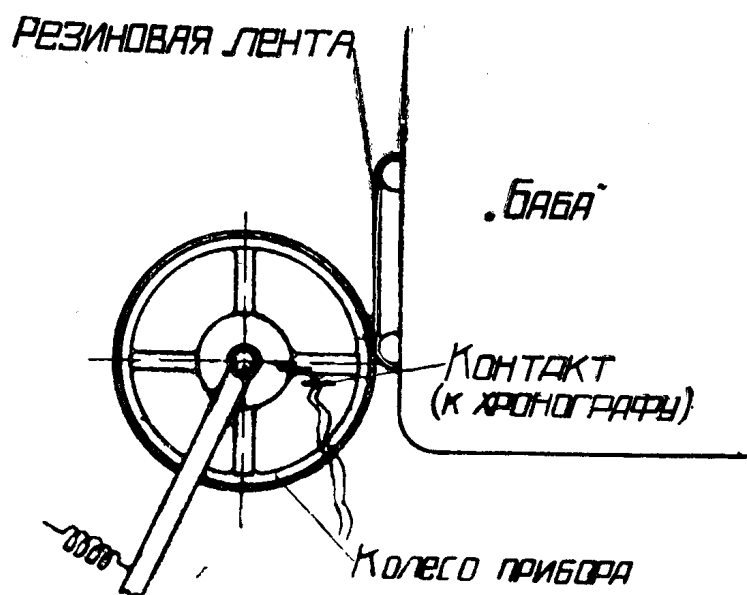
За обод колеса, когда мимо него пролетает «баба», и сообщает ему практически без всякого скольжения свою скорость. Чтобы при наличии «люфта» в направляющих копра колесо не пострадало от слишком жесткого удара, оно укреплено на двух пружинах. Колесо через каждые четверть оборота замыкает контакт хронографа. По записи на ленте хронографа можно вычислить как среднюю окружную скорость колеса, так и характер ее затухания по времени и определить действительную скорость «бабы» после удара.

Разумеется, весь прибор должен быть хорошо защищен соответствующим кожухом от повреждения обломками рельса.

При испытании на упомянутом лабораторном копре прибор дал прекрасные результаты в смысле точности показаний, но применить его в про-



Фиг. 51



Фиг. 52

изводственных условиях было нельзя вследствие того, что «баба» копра на заводе им. Дзержинского имела зазоры в направляющих до 60 мм. Это, конечно, исключало всякую возможность ввести в соприкосновение с ней колесо прибора, так как пружины, на которых оно укреплено, могли допускать колебания не свыше 30 мм.

Описывая эти приборы и предлагая свой метод исследования на ударную вязкость нормальных образцов для заводской копровой пробы (1500 мм длиной) при низкой температуре, обуславливающей обязательное получение излома, мы полагаем, что при более благоприятных обстоятельствах этот метод следует непременно осуществить.

Из описанных двух способов определения работы, идущей на разрушение образца, мы, на основании личного опыта, считаем более удобным первый (с колеблющейся лампочкой), как независимый почти совершенно от точности сборки копра, зазоров между «бабой» и направляющими станины.

Между прочим, применить способ, описанный в свое время Дружининым (55), к заводскому копру не представилось возможным именно вследствие наличия зазоров между «бабой» и направляющими, так как это исключало всякую возможность рассчитывать на хороший контакт и даже на наличие контакта вообще. По этой же причине не могли быть использованы и другие, более современные способы, так или иначе основанные на электрическом контакте между «бабой» и прибором, например изменение заряда конденсатора, и т. п.

IV. ВЛИЯНИЕ СТАРЕНИЯ НА ХОЛОДНОЛОМКОСТЬ

Во время одной из поездок автора на Кузнецкий металлургический комбинат заведующий центральной лабораторией комбината сообщил автору о замеченном изменении механических свойств рельсовой стали с течением времени. Речь, очевидно, шла о старении.

Можно различать две разновидности старения: старение механическое, выявляющееся после пластической деформации, и самопроизвольное, когда свойства недеформированного металла меняются с течением времени. Так как в данном случае было некоторое осложнение в виде наличия холодной правки на роликовой машине, то в первую очередь пришлось думать о комбинации самопроизвольного и механического старения. При правке рельс не испытывает равномерных пластических деформаций по всей длине, некоторые участки деформируются очень сильно, другие места почти совершенно не изменяются. Изменение механических свойств с течением времени было замечено и у осевой заготовки, которая вообще никакой правки после прокатки не подвергается.

Но если подобное явление наблюдалось в случае сырых рельсов, то в дальнейшем, при сорбитизации рельсов, оно вряд ли могло исключиться. На полутораметровых концах рельсов при закалке на нашей машине не замечалось особо значительного коробления, но поручиться, что не будут искривляться во время сорбитизации рельсы длиной 12,5 и даже 25 м, конечно, нельзя. Очевидно, холодная правка таких рельсов на роликовой машине останется как заключительная операция и заданные ею пластические формоизменения могут, безусловно, вызвать в дальнейшем механическое старение.

Правда, можно было бы вести правку в процессе самой закалки, закаливая по способу Льюиса. Но, к сожалению, этот, вполне возможный, метод закалки рельсов изучен нами в лабораторных условиях и не был проверен на заводе.

Вопрос о влиянии холодной правки на качество рельсов достаточно стар. Еще Жуковский ставил его в 1906 г. и пришел к выводу, что холодная правка является весьма опасным этапом в технологическом процессе изготовления рельсов. Более новые исследования (57) дают некоторые основания сомневаться вообще во вреде холодной правки.

Старение стали было замечено на Кузнецком металлургическом комбинате при следующих обстоятельствах. Испытание на разрыв образцов, оставшихся от старых, забракованных несколько месяцев тому назад вследствие малой вязкости металла различных плавов, обнаружило, что эти плавки забракованы напрасно, так как образцы показали вполне удовлетворительное удлинение и сужение поперечного сечения. Из табл. 18 ясно видно, что между статической вязкостью образцов, испытывавшихся в начале и конце 1934 г. и взятых от одних и тех же плавов, имеется весьма значительная разница. Однако статическая прочность за это же время почти не изменилась.

Таблица 18

№№ плавов и время испытания	Временное сопротивл. (в кг/мм ²)	Относитель- ное удли- нение (в %)	Сужение поперечного сечения (в %)	Твердость <i>H_B</i>
2494 5/II-34 г.	85,5	10,0	16,4	228
2494 16/XII-34 г.	85,0	13,3	24,8	241
4416 30/III-34 г.	82,9	8,7	15,0	217
4416 16/XII-34	85,1	11,3	22,5	248

Измерение ударной вязкости обнаружило ее рост на 14—16% после лежания образцов в течение 30 дней при температуре лаборатории. Определенная на копре Амслера (15 кгм) ударная вязкость тотчас по изготовлении образцов колебалась в пределах 0,7—1,6 кгм/см², а через 30 дней ее значение повышалось соответственно до 0,8—2,0 кгм/см².

Выдерживание стали при +100° в течение 24 час. также весьма сильно меняло ее механические свойства и в том же именно направлении, как и при вылеживании в лаборатории (табл. 19). При таком ускоренном старении, как видно из табл. 19, изменение в свойствах испытывали все сорта проката, выпущенного в 1934 г. Кузнецким металлургическим комбинатом.

Таблица 19

№№ плавов и сорта стали	Химический состав стали (в %)					Механические свойства стали			После старения при 100° (24 ч.)		
	C	Mn	Si	S	P	До старения			Временное сопротивление (в кг/мм ²)	Относительное удлинение (в %)	Сужение поперечного сечения (в %)
						Временное сопротивление (в кг/мм ²)	Относительное удлинение (в %)	Сужение поперечного сечения (в %)			
1064, рельсовая	0,55	0,78	0,23	0,03	0,01	80,1	8,6	11,6	80,2	15,0	36,5
1066, осевая заготовка . . .	0,32	0,71	0,24	0,03	0,03	56,1	17,5	27,8	56,2	22,4	47,4
8344, тракторный башмак . . .	0,41	0,70	0,27	0,02	0,02	73,9	12,0	16,7	74,0	15,9	28,2

Изменение механических свойств всех кузнецких сталей идет в одном направлении: прочность увеличивается, пластичность значительно возрастает.

По старению стали имеется весьма обширная литература, начиная с работ Баушингера, впервые обратившего внимание на это явление в 1881 г.

За последнее время появилось особенно значительное количество работ, посвященных старению. В большинстве авторы различают старение после пластической деформации от старения после закалки стали с низких температур и старения прокатного металла, не подвергавшегося никаким воздействиям после прокатки.

Применительно к рельсам эти явления отдельно рассматривать, по нашему мнению, нельзя. Процесс изготовления рельсов включает, как неперемную операцию, правку в холодном состоянии, а в последующем некоторые рельсы испытывают еще и дополнительный изгиб при укладке на кривых. Холодная правка не деформирует равномерно весь материал рельса по длине, а вызывает переменные по величине напряжения, так как до правки рельс обычно не имеет постоянного в различных точках радиуса кривизны. Поэтому в дальнейшем придется коснуться всех видов старения рельсовой стали.

Одной из новых работ по старению является обзорная статья Галибура (Galibourg) (58), в которой он различает старение стали после закалки ниже точки A_1 и старение после холодной обработки. Как известно, сплавы, обнаруживающие явления старения после закалки, имеют в своей структуре твердые растворы, концентрации которых зависят от температуры. Вследствие изменения с температурой растворимости закалка подобных твердых растворов фиксирует состав, отличный от нормального для данных температурных условий. Это происходит в подобных случаях непременно, и только нечувствительность методов исследования не всегда это обнаруживает.

Возврат к состоянию более устойчивого равновесия происходит вследствие выделения фазы, сильнее растворимой при высоких температурах. Иногда этот процесс выделения сходен по своим последствиям с закалкой, так как твердость сплава увеличивается.

Разбирая ряд работ, Галибур приходит к заключению, что на старение стали оказывают влияние углерод, азот и кислород, выделяющиеся в том или ином виде из пересыщенных растворов в α -железе. Растворимость углерода в α -железе очень невелика и доходит до 0,03% около точки A_1 , снижаясь до 0,01% при комнатной температуре. Подобное изменение растворимости в зависимости от температуры, конечно, может вызвать явления старения. Бат подтвердил, что обезуглероженное железо не стареет (58). Кестер (Köster) (59) показал, что механические свойства стали, закаленной ниже точки A_1 , менялись со временем при $+20^\circ$. Твердость, предел упругости и временное сопротивление постепенно увеличивались; относительное удлинение и сужение поперечного сечения изменялись в обратном направлении.

Так же, как и углерод, азот имеет переменную растворимость в железе в зависимости от температуры. Согласно диаграмме состояния сталь, содержащая более 0,015% азота, может стареть после достаточно быстрого охлаждения. Дегазация образцов в водороде при определенной температуре в течение 4 дней уничтожает способность к старению. При старении вследствие распада твердого раствора азот—железо происходит увеличение прочности и твердости и сильно падают статическая и динамическая вязкость.

Повидимому, на старение влияет и кислород, растворимость которого изменяется (Галибур) с 0,10 % при 1000° до 0 % при обычной температуре. Но данные о его действии противоречивы (60).

Старение, о котором пишет Галибур, изменяет механические свойства стали в несколько ином направлении, чем это наблюдалось на Кузнецком металлургическом комбинате. В результате старения кузнецкие стали улучшались. При неизменном времени сопротивления росла твердость и повышалась вязкость. Такое изменение свойств выгодно для всех сталей, а особенно для рельсовой. Увеличение твердости при одновременном возрастании вязкости — обстоятельство, особо ценное для рельсов.

Причинами, вызывающими подобное старение (61), работники центральной лаборатории Кузнецкого металлургического комбината считали:

- 1) остаточные внутренние напряжения термического порядка, возникающие при неравномерном остывании прокатного металла;
- 2) наличие в металле легирующих элементов;
- 3) влияние газовой составляющей, имеющей большое значение вследствие особенности плавки мартеновского металла в печах большой емкости.

Подобное объяснение, как и рассмотренное влияние углерода, азота и кислорода, очевидно, мало помогает разобраться в сущности явления.

Между прочим, в некоторые месяцы 1935 г. до 90% забракованного приемщиком НКПС металла Кузнецкого металлургического комбината принималось им же после старения этого металла.

В одной из работ Кестер (62) говорит о явлении, частично напоминающем описываемое. При исследовании влияния отпуска при температуре 100° на медленно охлажденную томасовскую сталь (состава: С — 0,09%; Si — 0,01%; Mn — 0,88%; P — 0,053%; S — 0,096%) им было обнаружено небольшое увеличение относительного удлинения, порядка 1%, прирост сужения поперечного сечения на 5%, увеличение числа скручиваний при пробе на кручение на 45%, снижение прочности на 10% (фиг. 53). Временное сопротивление после 14-часового отпуска при указанной температуре уменьшалось с 43 до 38,5 кг/мм², но предел упругости колебался в весьма небольших пределах. Кривые, приведенные на фиг. 53, показывают, что прочность металла падает, пластичность немного растет.

Все эти изменения Кестер относит за счет выделения азотосодержащей фазы из твердого раствора, утверждая при этом, что выделение 0,01% N повышает на 25% число закручиваний и уменьшает на 2,3 кг/мм² временное сопротивление. По мнению Кестера, характер выпадения фазы, содержащей азот и выделяющейся из твердого раствора при 100°, соответствует, с учетом некоторых, не очень существенных различий, условиям выделения

в закаленной стали углерода при 250°. Определение числа закручиваний является, по утверждению Кестера, испытанием, особенно чувствительным к образованию и распадению твердых растворов. Необходимо оговориться, что подобного рода явления наблюдались главным образом в томасовской стали.

Интересно отметить значительное влияние старения при 100° (без предварительной пластической деформации, как и ранее) на ударную вязкость при низких температурах. Наивысшее значение ударной вязкости той же стали после нагревания в течение одного месяца при 100° дошло с 9,3 до 13,4 кгм/см², или увеличилось на 44% (при +20°). Вместе с тем вязкость при низких температурах мало изменилась.

Нам кажется наиболее правдоподобным следующее объяснение различного влияния старения на механические свойства. Мы полагаем, что изменение свойств металла в ту или иную сторону зависит не только от самого факта выпадения какой-то фазы из пересыщенного твердого раствора, но главным

образом от дисперсности выделяющейся фазы, размеров ее частиц, их формы и характера расположения по отношению к тем кристаллографическим направлениям, по которым идет скольжение при пластической деформации. Очевидно, существуют какие-то критические степени дисперсности, не очень сильно влияющие на блокировку поверхностей скольжения. Вместе с тем выпадение высокодисперсной фазы может снизить внутренние напряжения, уменьшить искривление кристаллической решетки, неизбежные при образовании пересыщенных твердых растворов типа внедрения. Снятие некоторой доли подобных напряжений решетки поведет, очевидно, к увеличению статической и ударной пластичности. При продолжающемся старении выделившиеся частицы начнут коагулироваться и, располагаясь по многим плоскостям скольжения, уменьшат возможность сдвигов и хрупкость увеличится. Наконец, когда дальнейший рост частиц поведет к образованию не-



Фиг. 53

большого числа сравнительно крупных кристаллов, блокирующее влияние последних на плоскостях скольжения вновь уменьшится (будет заблокировано меньшее количество возможных плоскостей скольжения), вязкость начнет расти, а статическая прочность снижаться. Это будет происходить при повышении температуры старения.

Очевидно, что и форма выделившейся фазы будет играть не последнюю роль.

При низкой температуре старения коагуляция вследствие затрудненной перфузии не даст кристаллов большой величины, но часть напряжений решетки уничтожится и это поведет к росту пластичности.

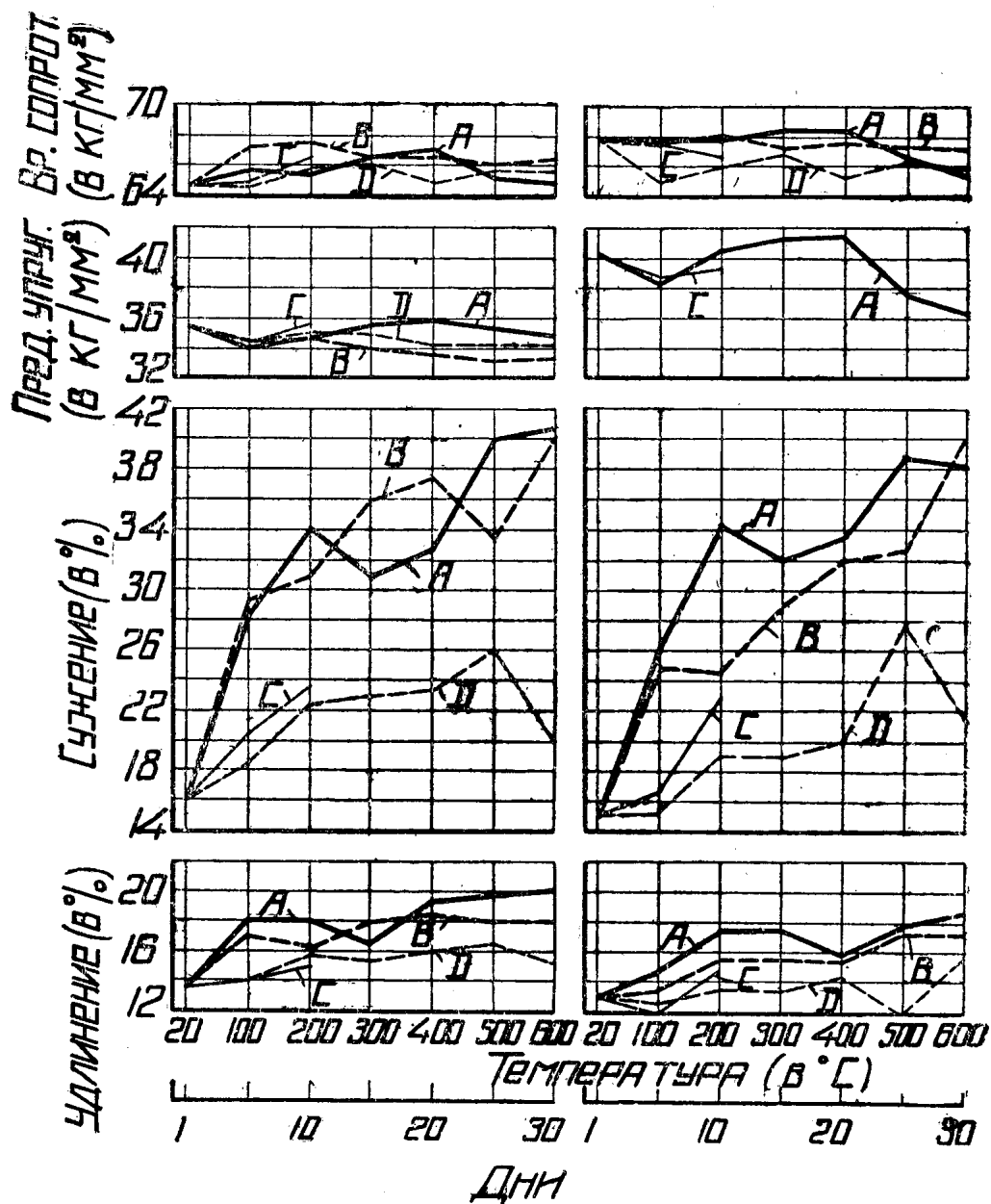
Кербер и Меговар (MeGovar) (63) наблюдали изменение свойств рельсовой стали после лежания при обычной температуре в течение нескольких недель. Они исследовали томасовские и мартеновские рельсы примерно одинакового состава с временным сопротивлением $70\text{--}77 \text{ кг/мм}^2$ и одного и того же профиля (фиг. 54). Предварительными опытами было установлено, что состояние поверхности образцов не играет никакой роли в изменении механических свойств.

Как видно из фиг. 54, изменение свойств шло в том же направлении, как и у стали Кузнецкого завода. На фиг. 54 даны результаты опытов с томасовской сталью. Левые диаграммы относятся к неправленным после прокатки рельсам, а правые — к правленным на роликовой машине. Как видно из верхних диаграмм, временное сопротивление как образцов, вырезанных из рельсов и подвергнутых старению (кривые *B*), так и образцов, вырезанных из состаренных уже рельсов (кривые *D*), практически почти одинаково. Колебания в значениях временного сопротивления невелики. То же самое получается при нагреве образцов (кривые *A*, после отпуска образца) и рельсов (кривые *C*₁) после отпуска рельса до различных температур; только нагрев при $500\text{--}600^\circ$ снизил несколько прочность. Это снижение доходит до 5%. То же относится и к пределу упругости. Правда, последний не дает таких скачущих значений, как временное сопротивление, показывая равномерное снижение с увеличением продолжительности вылеживания. Нагрев образца из правленного рельса до 300° увеличивает предел упругости с 40,0 до 41,5 кг/мм^2 . Нагрев до 600° снижает его до 36,0 кг/мм^2 (кривая *A*).

Если прочность при таком старении не испытывает особых колебаний, то пластичность — относительное удлинение при разрыве и сужение поперечного сечения — изменяется весьма сильно.

Образец, вырезанный из правленного рельса, дает значение относительно сужения поперечного сечения около 16%; через месяц лежания при обычной температуре оно увеличивается до 40% (кривая *B*). Так же действует и нагрев (кривая *A*). Можно считать, что старение в течение 5 дней вполне заменяется нагре-

ванием до 100°; эффект одинаков: значение сужения и в том и в другом случаях равно 25%. Старение в течение 30 дней дает такой же результат, как нагрев до 600°; сужение в первом случае равно 40%, а во втором — 38%.



Фиг. 54

Относительное удлинение с 13% у образца из правленного и состаренного рельса (кривая *D*) через 30 дней старения доходит до 15,5%. При старении образца, взятого из правленного рельса, относительное удлинение изменяется с 13 до 17,5% (кривая *B*).

Как видно из этих примеров, механические свойства данной стали изменяются почти так же, как и кузнечного металла. Более чем вероятно, что и причины, порождающие это явление, одинаковы. Кербер считал вначале причиной подобного старения унич-

тожение деформаций в решетке с течением времени или под влиянием повышенной температуры.

Нечто подобное получили при работе с различными сталями Дрешер (Drescher) и Шеффер (Schäfer) (64). Предположив, что увеличение относительного удлинения и сжатия поперечного сечения идет за счет удаления из металла растворенного в нем водорода, содержание которого уменьшается в стали с течением времени, они произвели, кроме испытания обычной мягкой стали после нагрева до различных температур, также исследование стали, переплавленной в атмосфере водорода. Выводы из их работы были подтверждены на развернувшейся дискуссии Кербером и Меговаром, приведенными табл. 20.

Таблица 20

Обработка	Временное сопротивление (в кг/мм ²)	Удлинение (в %)	Сужение поперечного сечения (в %)	Содержание водорода в 1 см ³ на 100 г стали
Исходное состояние	88,0	9,1	10	2,13
Нагрев 1 час при 200°	88,7	13,1	20	0,10
После лежания в течение 7 недель (образцы)	89,0	12,9	21	0,10
Тоже (целый рельс)	86,0	12,3	19	0,36

Примечание: Против оригинала внесены изменения, —взяты средние данные из двух опытов.

Но, нам думается, безоговорочно утверждать, что старение кузнечных рельсов зависит только от водорода, нельзя. Безусловно, на изменение свойств влияет ряд пока неучитываемых факторов, как изменение содержания углерода, растворенного в α -железе, азота и, может быть, некоторых легирующих элементов, имеющих налицо в весьма небольших количествах.

Работ по старению после наклепа имеется весьма большое количество; мы их цитировать не имеем никакой возможности и ограничимся несколькими, на наш взгляд, наиболее интересными.

Необходимо отметить указание Шмидта (Schmidt) (65) на полное отсутствия явлений механического старения в случае очень чистого железа такого химического состава: С — 0,001%; Mn — 0,008%; P — 0,0008%; S — 0,0028%; O — 0,0028%; N — 0,0000%. Наклеп задавался образцам путем изменения высоты поперечного сечения с 11 до 10 мм ударом молота, а иску-

ственное старение проводилось нагреванием деформированных образцов в течение 1 часа в масляной ванне при 350° . Как видно из Фиг. 55, значительное увеличение хрупкости отожженного образца (кривая А) наблюдается при температурах ниже -50° , а наклепанного уже с -20° (кривая В). Старение не увеличило хрупкости деформированного металла (кривая С).

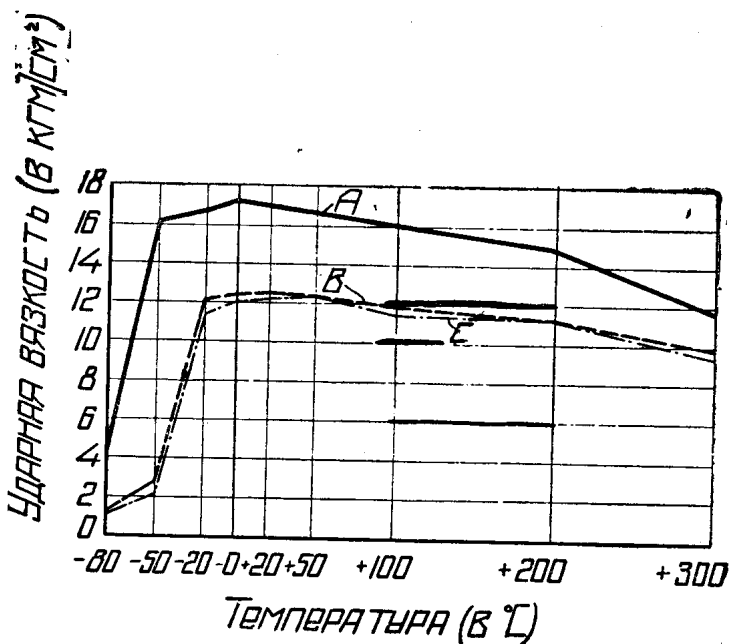
Шмидт также показывает, что на увеличение хрупкости после механического старения и особенно на падение ударной вязкости состаренных образцов при низких температурах весьма сильно влияют кислород и сера, значительно

более слабо углерод, азот и фосфор. Как подчеркивает сам автор, его выводы находятся в некотором противоречии с данными других исследователей.

Изучая плавки стали с меняющимся содержанием углерода, Эйлендер (Eilender) (66) и его сотрудники пришли к заключению, что именно азот повышает склонность мягкой стали к механическому старению, тогда как увеличение содержания углерода при постоянном содержании азота несколько уменьшает последствия старения. Кислород не оказывает в этом направлении никакого влияния на мягкую сталь.

Выявляя чувствительность к механическому старению стального литья (с 0,2% С) Книпп (Knipp) (67) обнаружил особенно сильное снижение ударной вязкости при низких температурах. Фиг. 56 показывает, что при $+20^{\circ}$ ударная вязкость состаренного образца в среднем вдвое ниже вязкости отожженного (при 920° , кривая А), а при -60° даже в десять раз. Наибольшее повышение хрупкости при низких температурах обнаружили образцы, лежавшие после деформации растяжением 10%, сутки при комнатной температуре (кривая В), а не искусственно состаренные нагреванием при 250° (кривая С), как следовало ожидать.

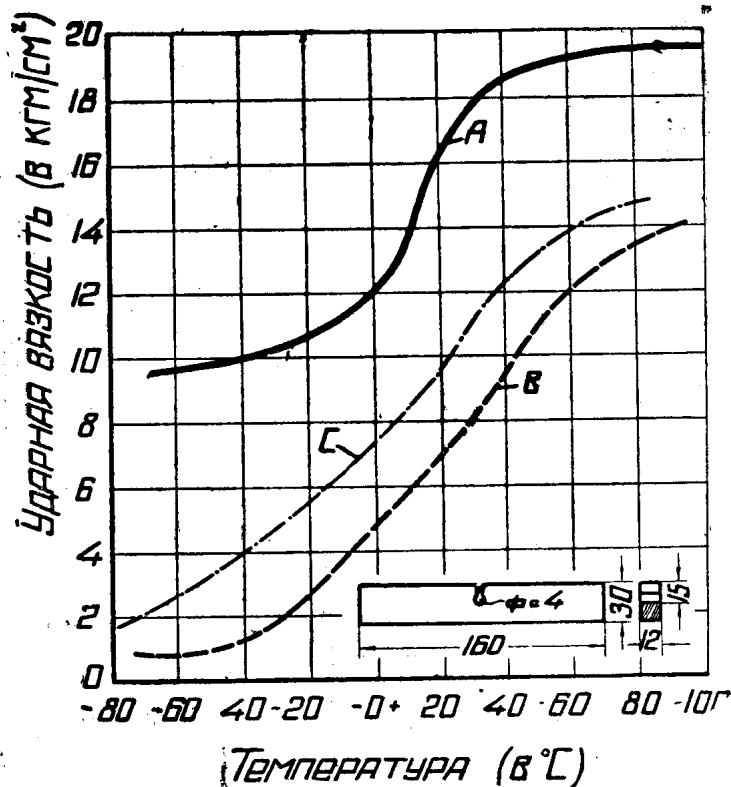
Ударная вязкость наклепанных растяжением образцов из той же стали (не состаренных) начинает заметно падать при комнатной температуре лишь при степени деформации больше 2%,



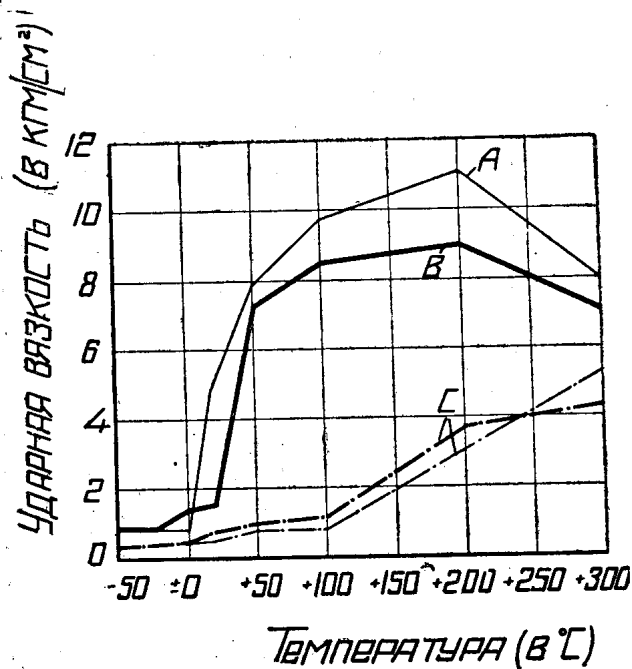
Фиг. 55

уменьшаясь вдвое по сравнению с вязкостью отожженного материала при увеличении пластического удлинения до 9,5%.

В работе, упомянутой уже нами, Кестер указал на значительное падение динамической вязкости мягкой стали, главным образом при обычной



Фиг. 56



Фиг. 57

температуре, после механического старения. Изменение ударной вязкости в зависимости от температуры испытания представлено на фиг. 57. Линия А относится к стали, нормализованной и выдержанной в продолжение 14 дней при 100°; ударную вязкость только нормализованной стали дает линия В. Линии С показывают изменения ударной вязкости после старения в течение 1 часа при 250°.

Наклеп перед искусственным старением задавался обжатием образца на 10% от высоты поперечного сечения.

Длительное нагревание без предварительной деформации этой же стали при 100° в течение 3, 14 и 28 дней повело к росту вязкости при температурах выше 0° и почти не повлияло на хрупкость при -50° (фиг. 58).

По предположению Кестера, находящийся в техническом железе азот остается при медленном охлаждении в пересыщенном твердом растворе и может постепенно выделяться

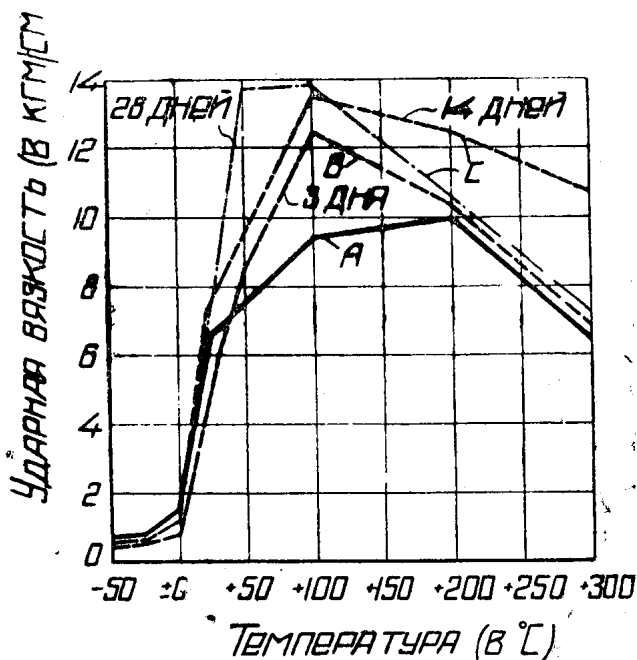
весьма длительное время. По его мнению, для выделения всего азота без остатка требуется при 100° около 14 дней. Содержащая азот фаза выделяется при 100° в виде мелких точек, а при более высоких температурах — в виде игл.

Нам думается, что вряд ли Кестер прав, так освещая вопрос, — игнорировать влияние других примесей и, как мы уже видели, водорода — вряд ли можно с такой категоричностью.

По Вальцелю (68), склонность мартеновских сталей к механическому старению находится в весьма близкой зависимости от количества чугуна в шихте, характера ликвации слитка и величины зерна феррита в стали.

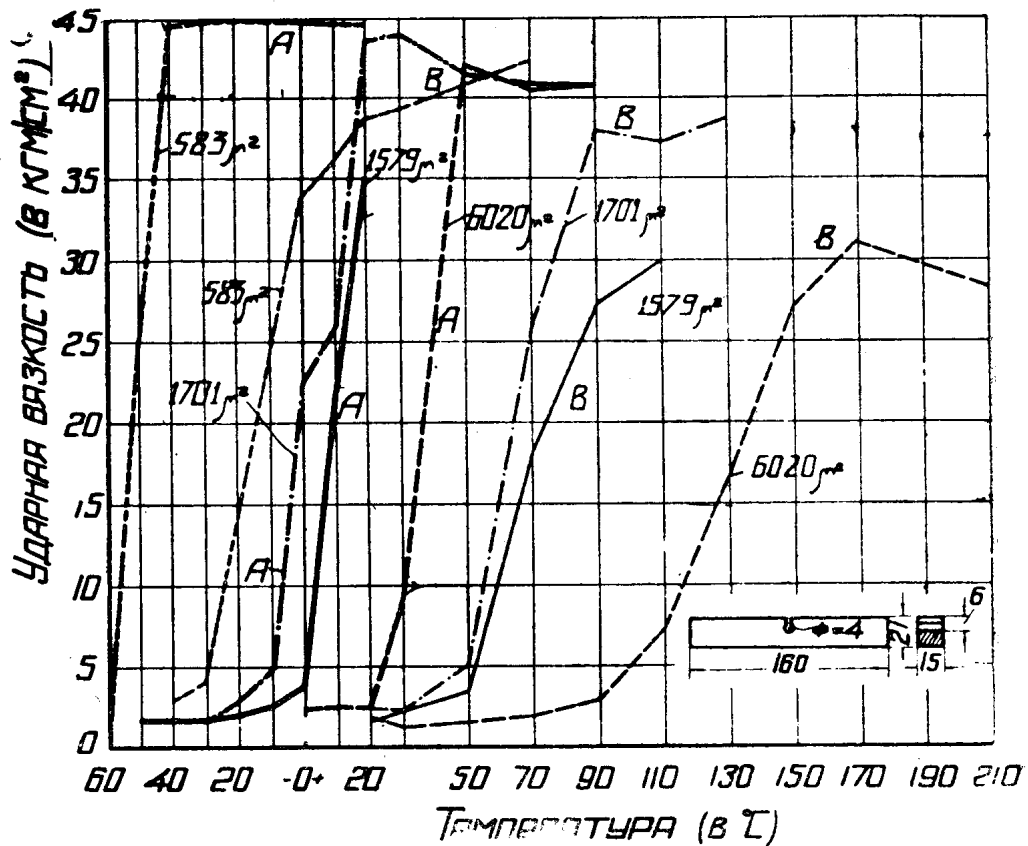
В итоге работы со сталью, содержащей С — 0,056—0,073% и Mn — 0,37—0,41%, он пришел к выводу, что уменьшение количества чугуна в шихте усиливает старение стали после наклепа, вызывая ухудшение вязкости и сдвиг интервала перехода вязкого излома в хрупкий в сторону более высоких температур. Особенно сильно влияние величины зерна феррита в стали на ударную вязкость состаренной стали при всех температурах. На фиг. 59 нанесен ряд кривых зависимости ударной вязкости стали с различной площадью ферритного зерна от температуры в исходном (кривые А) и состаренном состоянии (кривые В). Особенно интересно проследить передвижение границы начала холодноломкости с ростом ферритного зерна. Сталь с площадью зерна в $583 \mu^2$ обладает весьма приличной вязкостью даже при -40° ; только при -60° появляется довольно значительная ударная хрупкость. Рост зерна по площади в три раза (до $1701 \mu^2$) сдвигает зону хрупкого излома к $+20^{\circ}$. При $+20^{\circ}$ вязкость этой стали почти не отличается от вязкости мелкозернистой стали, но при -10° составляет едва лишь 12% прежнего значения. Дальнейшее укрупнение зерна до $6020 \mu^2$ ведет к появлению ненормальной хрупкости даже в интервале $+30-40^{\circ}$.

Совершенно исключительно действует на этот материал механическое старение. Оно проводилось, как обычно, при нагревании до 250° после наклепа, задаваемого сжатием с деформацией 10%. Как можно видеть на фиг. 59, старение наиболее вязкого металла со средним зерном ($1701 \mu^2$) превратило его в чрезвы-



Фиг. 58

чайно хрупкий, имеющий при $+20^{\circ}$ ударную вязкость лишь около 2 кгм/см^2 ; та же сталь до наклепа и старения имела ударную вязкость при $+20^{\circ}$ около 45 кгм/см^2 . Особенно сильно отозвалось старение на крупнозернистой стали; переход вязкого излома в хрупкий передвинулся к $+110$, $+150^{\circ}$.



Фиг. 59

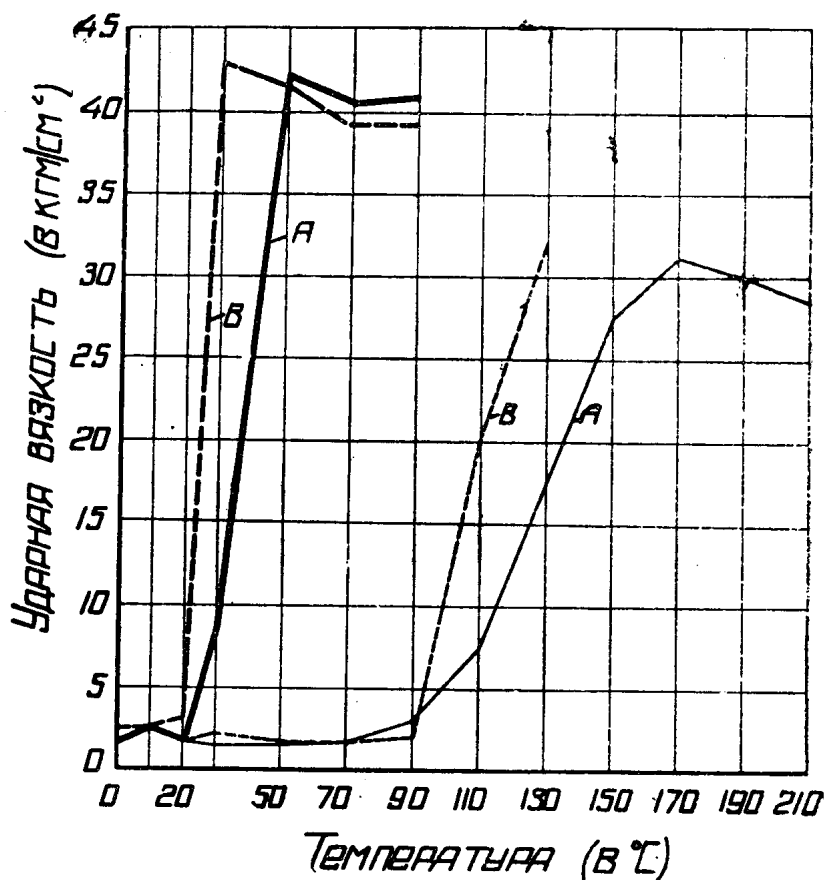
Из фиг. 60 видно, что если сталь после прокатки (кривая А) нагреть до 400° в течение 5 час., то это благоприятно повлияет на ударную вязкость (кривые В). Это подтверждает данные Кербера и Меговара.

Примерно похожую картину дают Вильгельм (Wilhelm) и Ян (Jahn) (69) для стали с содержанием углерода от 0,325 до 0,435%. По их мнению, увеличение скрапа в шихте до 100% делает сталь менее склонной к старению по сравнению с обычной мартеновской.

Весьма подходящие результаты получил Штумпер (Stumper) (70) для томасовской рельсовой стали в своей весьма интересной работе (фиг. 61).

Как видно из фиг. 61, величина зерна быстро растет с увеличением температуры прокатки рельса. При 950° площадь зерна колеблется около $4000 \mu^2$, а при 1150° доходит до $24000 \mu^2$. Она колеблется примерно в тех же границах, как и у Вальцеля. При $+25^{\circ}$ ударная вязкость образцов, изготовленных из рельсов, прокатанных при 850° (зерно площадью — около $4500 \mu^2$), —

17,5 кгм/см², а в случае прокатки при 1150° (величина зерна — 23 000 μ²) — 10 кгм/см². При ± 0° вязкость всех рельсов одинакова, температура прокатки не сказывается почему-то на вяз-



Фиг. 60

кости при этой температуре. При -10° ударная вязкость мелкозернистого рельса — 10 кгм/см², крупнозернистого — 7,5 кгм/см² (Фиг. 62).

Весьма интересной нам представляется работа Крюгера (Krüger) (71), исследовавшего процесс старения семи машиностроительных сталей с содержанием углерода от 0,07 до 0,28%. Отожженным полосам стали задавалась растяжением деформация в 10%; вслед за подобным наклепом следовало старение при 200—300°. Не приводя всех сталей, остановимся лишь на двух; одна из них подходит по составу к рельсовым. Химический состав дан в табл. 21.

Таблица 21

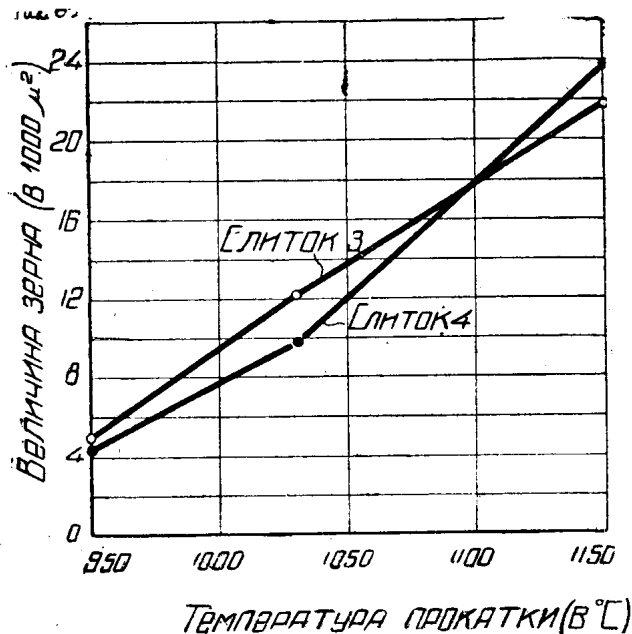
Обозначение стали	Химический состав (в %)			
	C	Si	Mn	Cu
В	0,11	—	0,48	0,29
48	0,28	0,20	0,80	0,22

В табл. 22 даны пределы изменения ударной вязкости этих сталей (в кгм/см²) после указанной обработки в таких пределах.

Таблица 22

Сталь	После нормального отжига	После нормального отжига и растяжения на 10 %	
		Через 8 дней естественного старения	Искусственно состаренная сталь
в	6,29	1,00	0,64
48	4,20	1,34	0,92

Ударная вязкость определялась на малых образцах, размерами 10 × 10 × 55 мм, с надрезом глубиной 3 мм и закруглением диаметром 2 мм.



Фиг. 61

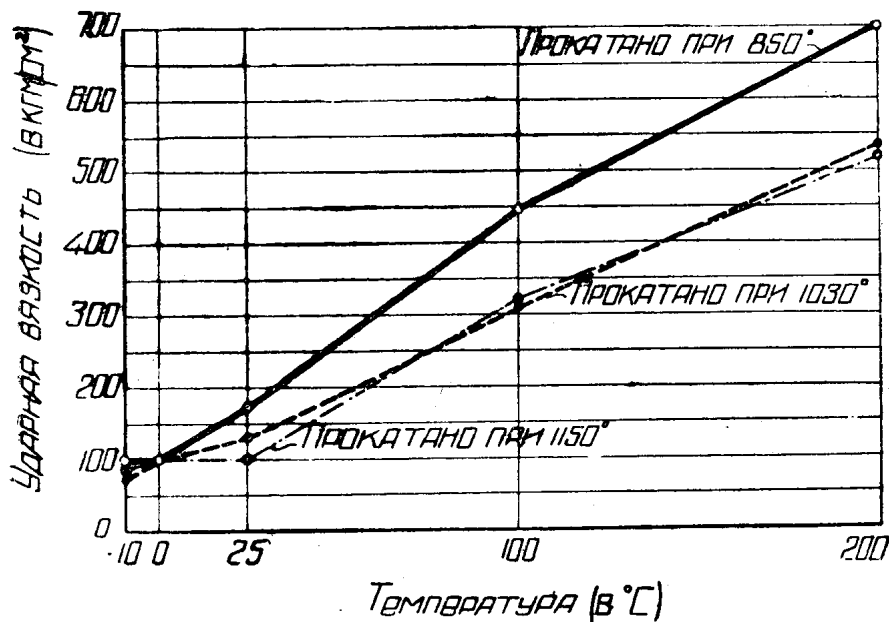
Наиболее интересна в указанной работе попытка выявить влияние старения, проведенного после термической обработки стали на ударную вязкость ее при различных (до -80°) температурах. На фиг. 63 кривая А относится к стали 48, закаленной выше A_{c3} , отпущенной до 600° с охлаждением после отпуска в воде, затем деформированной растяжением на 7 % и искусственно состаренной. Кривая В принадлежит той же

стали, нормально отожженной, деформированной на 10 % и тоже искусственно состаренной. Хотя результаты, данные этими двумя кривыми, вообще говоря, и нельзя сравнивать, так как степень наклепа в обоих случаях неодинакова, но все-таки можно вполне согласиться с утверждением автора, что сорбитная сталь менее склонна к старению по сравнению с сырой, термически необработанной.

Действительно, мы еще больше можем убедиться в этом, если рассмотрим кривые фиг. 64. Кривые на этой диаграмме имеют такое значение: А — относится к стали в исходном состоянии («состояние поставки»), В — к нормально отожженной, С — к предыдущей стали, деформированной растяжением на 10 % и искусственно состаренной, D — к нормально отожженной, дефор-

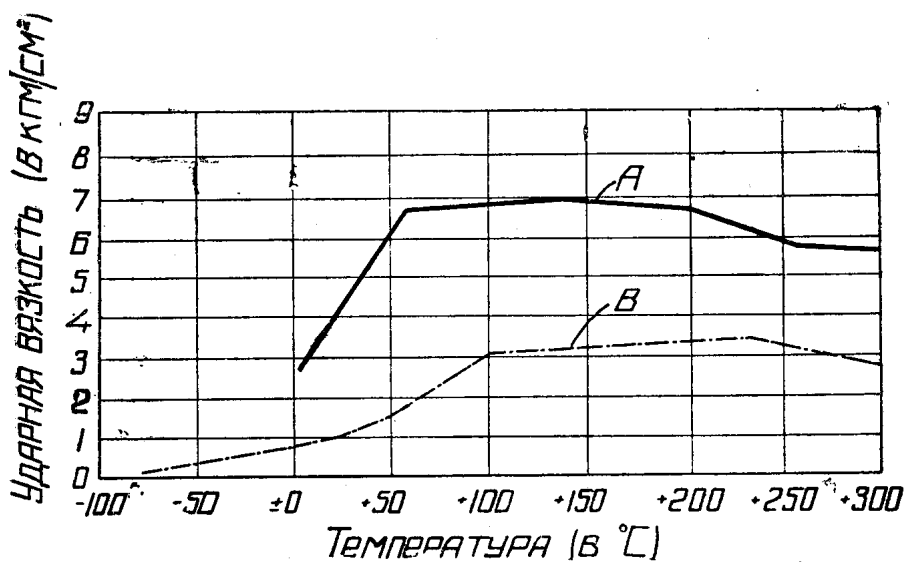
мированной на 10 % и искусственно состаренной. Кривая *B* на Фиг. 63 соответствует кривой *D* на Фиг. 64.

Наибольшее значение вязкости по кривой *A* (см. Фиг. 63) будет равно 7 кгм/см^2 , а по кривой *A* (см. Фиг. 64) — 6 кгм/см^2 .



Фиг. 62

Состаренная сорбитная сталь имеет большую вязкость, чем не подвергавшаяся механическому старению сырая сталь, но, несмотря на увеличение ударной вязкости состаренной сорбитной

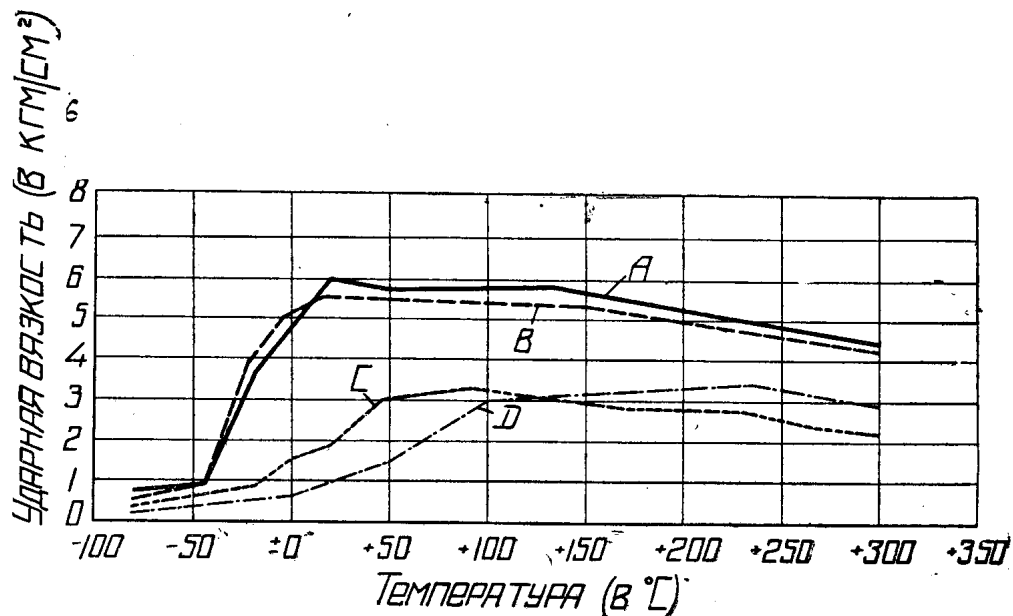


Фиг. 63

стали, она обладает холодноломкостью в более сильной степени по сравнению с сырой. Начало интервала холодноломкости у последней лежит около $+20^\circ$, а у состаренной — около $+60^\circ$.

На Фиг. 65 имеется несколько кривых для мягкой стали *в*. Кривая *б* дает представление об ударной вязкости закаленной

без отпуска стали. Содержание углерода невелико, а потому вязкость закаленного без отпуска металла при низких температурах еще достаточно высока. Закалка, снизив несколько вязкость при $+50^{\circ}$, уменьшила очень значительно хрупкость при -50° по сравнению с отожженной сталью.



Фиг. 64

Кривая 3 дает представление о той же стали в отожженном состоянии. Кривая 4 относится к закаленному и отпущенному при 600° металлу, подвергнутому затем искусственному старению после деформации в 7%, а кривая 1 показывает влияние искусственного старения после 10-проц. деформации на вязкость отожженной стали. Как убеждаемся, закалка без отпуска мягкой стали сдвигает переход вязкого излома в хрупкий в сторону более низких температур, что, очевидно, весьма выгодно, а закалка с последующим отпуском делает сталь по сравнению с сырой практически не стареющей.

Закаленная без отпуска, деформированная на 5% и состаренная сталь оказывается при всех температурах более вязкой, чем просто отожженная (кривая 2). Отпущенная при 400° закаленная сталь дает также после старения (кривая 5) очень приличные значения ударной вязкости.

Ретшер (Rötscher) и Финк (Fink) (72) работали с целым рядом строительных сталей; деформация образцам перед старением задавалась сжатием (10%). Содержание углерода в их металле колебалось в пределах 0,04—0,19%, в части сталей было некоторое количество меди, доходившее до 0,60%.

Они пришли к выводу, что механическое старение весьма сильно снижает ударную вязкость исследованных сталей при всех условиях. Томасовская сталь, на основании их наблюдений, оказалась, несмотря на меньшее против мартеновской содержа-

ние углерода (0,04 и 0,15 %), более холодноломкой по сравнению с мартеповской, как в отожженном состоянии, так и после искусственного старения.

На основе приведенного литературного материала можно сделать некоторые общие выводы, сформулировав их примерно так: естественное старение (без предварительной, умышленно заданной, пластической деформации и без предварительной закалки) повышает пластичность нормально отожженной и медленно охлажденной стали при всех температурах испытания.

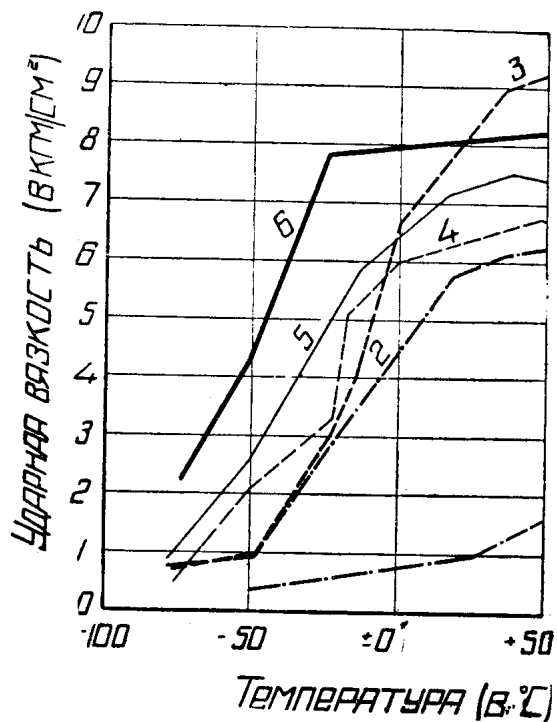
Искусственное и естественное старение после пластической деформации («механическое старение») увеличивает динамическую хрупкость стали, особенно при низких температурах, сдвигает интервал холодноломкости в сторону более высоких температур, иногда на сотни градусов (Вальцел).

Термическая обработка конструкционных углеродистых сталей на сорбит уменьшает их склонность к приобретению ударной хрупкости в итоге старения после наклепа. Но как именно влияет сорбитизация в данном случае на положение перехода вязкого излома в хрупкий, сказать затруднительно.

Возвращаясь к рельсам сырым с перлитно-ферритной структурой, можно сказать, что правильно проводимая правка в холодном состоянии на роликовой машине, вероятно, материала не портит, так как пластические деформации металла при этом не велики. Этот вывод подтверждается опытами центральной лаборатории Кузнецкого металлургического комбината, Кербера и Меговара и др.

Но как относятся сорбитизированные рельсы к этой неизбежной операции — мы в литературе четких указаний не нашли и поэтому пришли к заключению о необходимости поставить ряд опытов по выявлению действия холодной правки на свойства термически обработанной рельсовой стали.

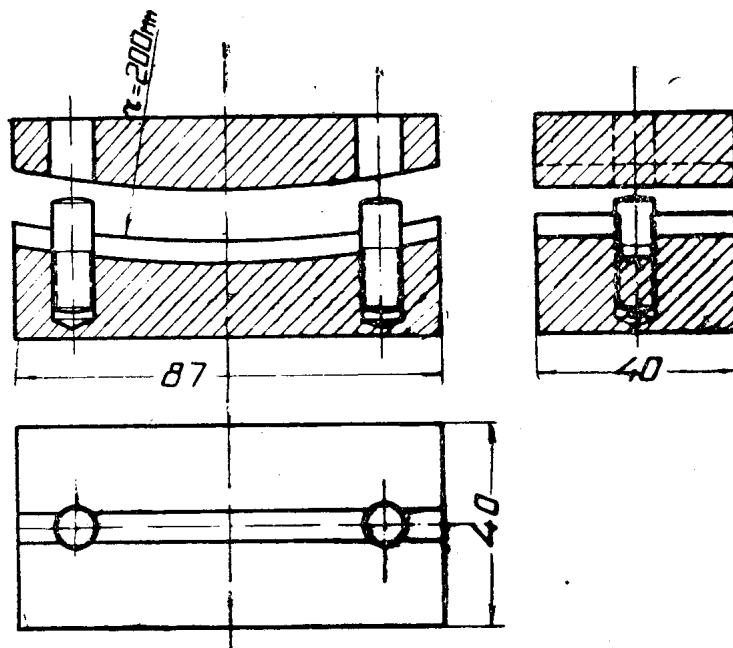
Желая внести большую практическую четкость в эти исследования, мы решили вызывать в образцах для испытания на удар по возможности такого же порядка наклеп, какой наблюдается в рельсах при проходе через роликовую машину. Род этих де-



Фиг. 65

Формаций, повидимому, не что иное, как изгиб переменного знака: рельс изгибается сначала в одну, а затем в противоположную сторону, попеременно, несколько раз. Поэтому деформация образцам Шарпи перед старением нами задавалась путем четырехкратного изгиба в штампе с последующим выпрямлением между параллельными плитами под прессом.

Штамп (фиг. 66) имел круговой вырез по форме образца. Образец закладывался в этот вырез, и крышкой штампа производилось давление.



Фиг. 66

Верхняя часть штампа имела тот же радиус закругления, как и нижняя часть, именно 200 мм. Образец испытывал пластическую деформацию, превращаясь в дугу круга такого же радиуса. Затем образец поворачивался на 180° и вновь изгибался в противоположном направлении и потом выпрямлялся под прессом. После

правки образец снова изгибался дважды под прессом в штампе, но на этот раз плоскость изгиба была под 90° к первоначальной. Последней операцией являлась правка снова под прессом.

Размеры образца при этом сохранялись почти прежними и если подобная операция меняла форму поперечного сечения, то во всяком случае лишь в пределах нескольких сотых миллиметра, как показали контрольные опыты. Мы полагали, что подобная разновидность наклепа вполне равноценна сумме тех деформаций, которые испытывает рельс при проходе через роликовую машину. Необходимо отметить утверждение некоторых авторов (73), что в результате знакопеременных напряжений в рельсе за пределом упругости при правке на роликовой машине — наклеп, им приобретенный, в этом случае отличается от наклепа, вызванного деформацией одного знака.

Радиус окружности, которой была очерчена поверхность штампа, найден из следующих соображений. При правке на роликовой машине рельс испытывает изгиб обычно в одной плоскости, но в двух взаимно противоположных направлениях. В машине рельсопрокатного цеха Кузнецкого металлургического комбината установлено 7 роликов, и поэтому часть рельса, находящаяся-

ся между двумя средними роликами, может рассматриваться как балка с заземленными концами, нагруженная сосредоточенной силой посередине. Довольно затруднительно определить эту силу, так как вызываемая ею деформация будет состоять из пластической и упругой части, но с некоторой погрешностью можно применить формулы теории упругости для определения наименьшего радиуса кривизны изогнутого рельса. Зная радиус кривизны, можно найти величину относительной деформации наиболее удаленного от нейтральной оси волокна. В роликотправильной машине Кузнецкого металлургического комбината наименьшее расстояние между осями роликов — 1220 мм, а максимальная стрела прогиба, вызываемая нажимом ролика, находящегося посередине, колеблется около 6 мм.

Определив уравнение упругой линии для этого случая, легко найти значение радиуса кривизны (r) в середине балки, в том месте, где кривизна, очевидно, будет наибольшей.

Получаем:

$$r = \frac{l^2 + 16 f^2}{32 f},$$

где l — расстояние между опорами, f — стрела прогиба. Для приведенного нами случая найдем: $r = 76\,000$ мм.

Относительное удлинение растянутого волокна, например, поверхности катания головки и равное ему по величине сжатие противоположной части подошвы находится по формуле:

$$\lambda = \frac{r_2 - r_3}{2r_1} = 100\%,$$

где r_1 — радиус кривизны нейтральной оси балки, а r_2 и r_3 — радиусы кривизны соответственно растянутого сжатого волокна.

Определим λ для наиболее ходового профиля рельса П—А:

$$\lambda = \frac{140}{2 \cdot 76000} = 0,92\%,$$

Максимальное относительное удлинение, как и сжатие, равно 0,92%. В эту величину входит и пластическая и упругая деформации.

Если временное сопротивление твердой рельсовой стали равно около 8000 кг/см^2 , то упругое удлинение, соответствующее пределу упругости (6000 кг/см^2), найдем по закону Гука:

$$i = \frac{\sigma}{E} \cong 0,3\%,$$

и, таким образом, на долю пластической деформации остается около 0,6%.

Необходимо еще раз подчеркнуть приблизительность этих подсчетов, ибо речь идет хотя и о малых деформациях, но все-таки лежащих за пределом упругости, где нельзя применять формулы теории упругости. Непосредственные измерения, одна-

жо, давали совпадающие с вычисленными значения до десятых долей процента.

При радиусе окружности, дугой которой очерчен штамп, равном 200 мм, образец, деформированный в штампе, получает относительное сжатие и растяжение противоположных сторон профиля порядка:

$$\lambda = \frac{202,5 - 197,5}{2 \cdot 200} = 1,25\%.$$

Остаточные деформации будут, очевидно, равны примерно 0,9 %.

Мы взяли в полтора раза большую деформацию, чем в действительности, чтобы сильнее выявить влияние правки на ход старения и еще потому, что в некоторых случаях при правке сильно искривленных рельс такая величина деформации вполне возможна.

Дьяков (74) провел ряд опытов для выяснения влияния деформации подобного рода на ход старения сорбитной рельсовой стали Кузнецкого металлургического комбината такого состава: С — 0,51%, Mn — 0,82%; Si — 0,31%; P + S < 0,07%. Временное сопротивление этой стали — 79,6 кг/мм².

Из головки рельса были прокованы прутки сечением 6 × 6 мм. После такого же отжига, как и во всех наших предыдущих опытах, образцы были закалены с 900° в масле (+20°) и отпущены в течение 2 час. при 650°.

Непосредственный опыт показал, что вследствие малых размеров образцов охлаждение в масле и на воздухе после отпуска давало одинаковую ударную вязкость при обычных и пониженных температурах. В процессе термической обработки этой стали применялись уже описанные меры для уменьшения окисления образцов.

После сорбитизации образцы доводились до размеров 5 × 5 × 50 мм, деформировались четырьмя изгибами в штампе и выпрямлялись, как было описано.

Старение проводилось путем нагрева в течение получаса в масляной ванне при 250°. За температурой тщательно наблюдали, и масло непрерывно перемешивалось.

Мы выбрали для искусственного старения 250° как почти стандартную температуру, применяемую для этой цели многими авторами. Под действием этой температуры, по литературным данным, происходит в наклепанной стали максимальное изменение механических свойств.

Естественное старение проходило при лежании образцов в лаборатории при обычной температуре (от 16 до 22°) в продолжение трех месяцев.

Малые размеры образцов вызывали некоторые сомнения, что в опасном сечении образца может случайно оказаться какой-нибудь порок, присутствие которого исказит средний результат,

если на каждую точку кривой температура—ударная вязкость будет взято небольшое число образцов. В виду этого нами было взято по 6 образцов на каждую точку при температурах $+20$, -40 и -183° , Мы выбрали лишь 3 эти точки, полагая, что ожидать каких-либо аномалий в смысле хода кривой ударная вязкость—температура в данном случае вряд ли придется. Несмотря на наши опасения, разброс точек получился очень незначительным, что видно из табл. 23 (для двух температур). Данные этой таблицы относятся к сорбитным, искусственно состаренным образцам.

Таблица 23

Т-ра испытания (в $^\circ\text{C}$)	Ударная вязкость (в $\text{ксм}/\text{см}^2$)	Среднее значение уданой вязкости (в $\text{смк}/\text{см}^2$)	Т-ра испытания (в $^\circ\text{C}$)	Ударная вязкость (в $\text{ксм}/\text{см}^2$)	Среднее значение ударной вязкости (в $\text{смк}/\text{см}^2$)
+ 20	2,33	2,51	-182	0,33	0,27
	2,52			0,31	
	2,45			0,31	
	2,56			0,36	
	2,71			0,09	
	2,60			0,21	

Результаты всех опытов даны на фиг. 67.

Как видно, сорбитная сталь при -40° независимо от старения, дала ударную вязкость, в шесть раз меньшую, чем при $+20^\circ$. Это указывает на существование критического интервала холодноломкости около -40° .

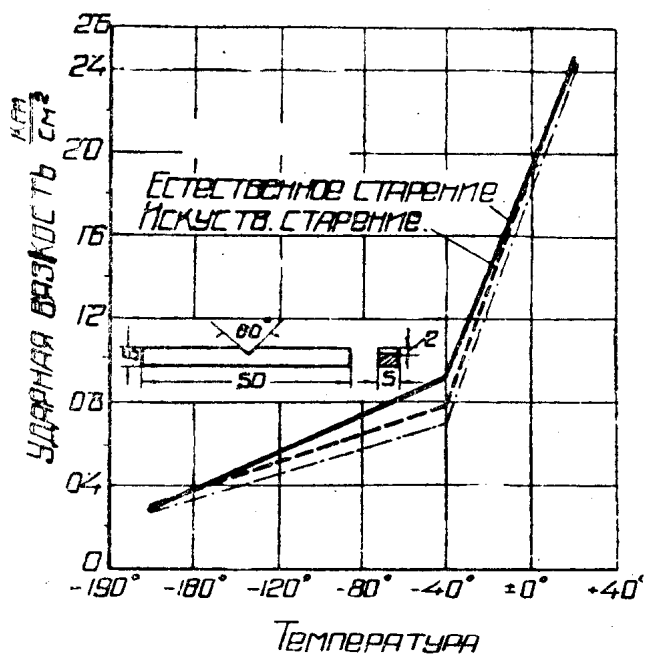
Ломаная *A* дает представление об изменении ударной вязкости сорбитной, деформированной и естественно состаренной в течение трех месяцев стали. Линия *B* дает ту же зависимость для искусственно состаренной ($1/2$ час. при 250°), а линия *C* относится к контрольным образцам, лежавшим после сорбитизации, но без предварительного наклепа в течение 3 месяцев в лаборатории.

Статическая прочность (на разрыв) искусственно состаренной той же рельсовой стали, предварительно сорбитизированной при прежних условиях термической обработки, почти не отличалась от прочности только сорбитизированной и несостаренной стали. Так, среднее из нескольких опытов временное сопротивление несостаренной стали при $-180^\circ = 83,5 \text{ кг}/\text{мм}^2$ и относительное удлинение— $2,6\%$, состаренной— $82,8 \text{ кг}/\text{мм}^2$, а удлинение— $2,8\%$.

Как будто можно признать отсутствие вредного влияния

на качество рельсовой стали обычной нормальной правки в холодном виде после сорбитизации. Конечно, при наличии шлаковых прослоек и остатков усадочной раковины в случае правки головных бессемеровских рельс деформация и в 0,5% окажется роковой и рельс может дать трещины,

но такие рельсы вообще не должны попадать на железные дороги. Нам представляется возможность править без всяких опасений в холодном виде на роликовой машине сорбитные рельсы без боязни их испортить и снизить их вязкость при нормальных и низких температурах.



Фиг. 67.

сорбитизированной стали, примерно такого же состава, растяжением, задавая деформации в 5 и 7%. Оказалось, что старение сорбитной стали после такого наклепа не оказывает заметного влияния на ударную вязкость при пониженных температурах испытания.

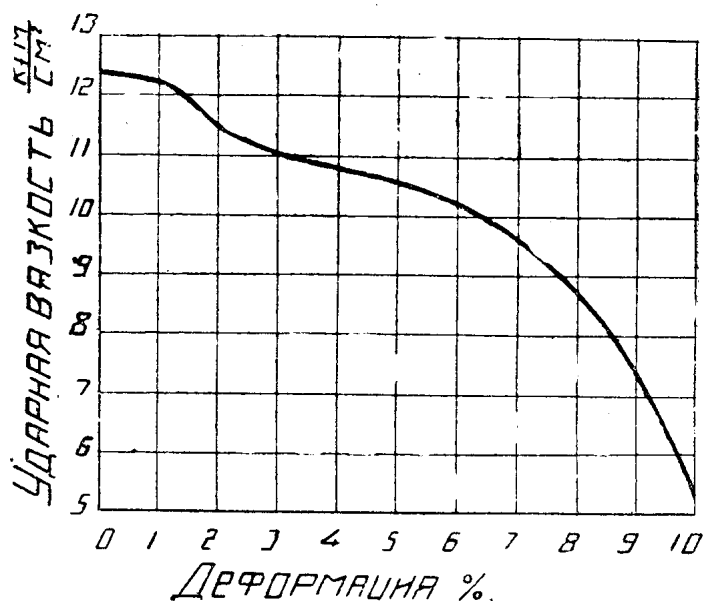
Как и в предыдущей работе, Скобенников пользовался образцами, окончательный размер которых был $5 \times 5 \times 50$ мм.

Деформация растяжением в его опытах имела ряд преимуществ. Растяжение за пределом упругости гарантировало более равномерное напряжение по всему сечению образца, чем изгиб или сжатие. При сжатии, не говоря уже об изгибе, деформация не будет одинаковой по сечению образца, т. к. при малой высоте осаживаемого образца на величине пластической деформации скажется действие плоскостей, между которыми происходит сжатие.

По данным Книппа (76) при деформации стали средней твердости остаточная деформация в 1,5% еще не вызывает снижения ударной вязкости при обычной температуре (фиг. 68). Лишь удлинение около 2% дает повышение хрупкости.

Увеличение пластической деформации до 5% дает уменьшение ударной вязкости на $1,7 \text{ кг м/см}^2$, а при удлинении

в 7% ударная вязкость доходит до 9,5 кг м/см². На этом основании и была выбрана деформация в пределах 5—7%.



Фиг. 68.

Как видно на фиг. 68, деформация в 10% снижает ударную вязкость более, чем вдвое. При правке рельсов в нормальных условиях с такими деформациями не приходится встречаться. Подобная деформация поведет к использованию почти всего запаса статической вязкости, которую имеет рельсовый металл.

Мы думаем, что полученные результаты опытов со старением сорбитной стали можно было предугадать.

Во время сорбитизации температурный режим процесса таков, что можно ожидать весьма хорошего выравнивания внутренних напряжений и коагуляции кристаллов, выделяющихся при распадении стареющего твердого раствора. Этому особенно должен способствовать продолжительный отпуск при 600—680°.

Выпавшие в это время кристаллы—продукты распада твердого раствора—будут, вероятно, служить при последующем понижении температуры центрами кристаллизации для выделяющихся новых порций продуктов распада стареющего твердого раствора.

Необходимо при этом иметь в виду, что результаты двух последних работ в их численном выражении не могут сравниваться с нашими исследованиями, проведенными над образцами для копра Шарпи среднего размера. На цифровых результатах сказывается размер образца и размер копра. Как уже было упомянуто, образцы имели живое сечение 4×5 мм.

Разумеется, это ни в какой мере не обесценивает результатов приведенных исследований, как это мы и показали в начале, говоря о методах определения ударной вязкости.

Изменение величины образца повлияло, конечно, на положение точки перехода вязкого излома в хрупкий на оси температур и не отразилось на характере зависимости ударная вязкость—температура.

На основании изложенного можно сделать вывод, что правка на роликовой машине при ее нормальной работе и не слишком сильно искривленных сорбитных рельсах, идущих для правки, не должна вредно отражаться на механических свойствах сорбитных рельсов и вести к появлению особой хрупкости, как это иногда утверждалось.

Какова же сущность изменений, происходящих в рельсовой стали при старении. Мы очень тщательно исследовали структуры сорбитной, механически состаренной при различных условиях стали, но не смогли сделать бесспорных выводов. В заключительной части своей, уже цитированной нами работы (71) Крюгер пытается сделать некоторые обобщения из своих микроскопических исследований в этой области. Мы не могли сделать бесспорных заключений в этой части нашего исследования, так как не получили после старения при сравнительно малых степенях деформации тех изменений структуры, которые заметил Крюгер.

Далее мы попытались определить изменение параметра решетки α —железа в сорбитной стали при старении. Несмотря на то, что снимки по методу Дебая делались нами большой камерой системы Сименс—Райнигер с диаметром цилиндрической кассеты 114 мм и тщательно измерялись, никаких изменений параметра мы не уловили. В этом случае применялись образцы в виде цилиндриков диаметром 0,6—0,7 мм. Они вытачивались на токарном станке, термически обрабатывались на сорбит, деформировались и подвергались старению.

Проблема старения стали, несмотря на ее безусловную важность, для нас в данной работе имела лишь подсобное значение. Поэтому, естественно, в этой главе мы не могли дать ее исчерпывающий обзор и обсудить ее во всех деталях. Но она должна интересовать имеющих дело с рельсовой сталью.

Нам думается, что в первую очередь необходимо заняться вопросом о старении сырой рельсовой стали в результате наклепа на поверхности катания.

Пестрота и противоречивость части результатов некоторых исследований, наличие таких факторов, возможность учесть которые для конструктора и потрсабителя стали весьма ограничены, например влияние на характер старения содержания скрапа в шихте мартеновской печи указывают на неясность многих явлений, плохую обоснованность

ванность части выводов и недостаточный учет некоторых обстоятельств.

На один такой неучтенный во многих работах момент нам бы хотелось обратить внимание. Ведь на процесс старения оказывают сильное влияние условия раскисления, а стало быть, и величина зерна, определяемая по способу Эна, в стали. Как показал Герти (77), хорошо раскисленная сталь очень слабо меняет ударную вязкость после старения.

Величина зерна стали, определенная по способу Эна, в опытах Дьякова колебалась в пределах 8—12 зерен на 1 дм² при увеличении в 100 раз. Такая сталь, как мы уже видели, не дала при малых степенях предварительной деформации заметного изменения механических свойств после старения.

Видимо, величина аустенитного зерна в стали имеет большое влияние на ход процесса старения лишь при значительных деформациях стали.

Нам кажется возможным объединить ряд, на первый взгляд весьма непохожих, явлений: естественное старение, механическое старение и хрупкость стали при отпуске. Вероятно, в основе всех этих процессов лежит один общий — распадение твердого раствора, оказавшегося пересыщенным при данной температуре и выделяющего из себя какую-то кристаллическую фазу. Эта фаза может быть неизменной по составу в течение всего периода старения, но может менять свой химический состав в определенные моменты. Так, Бишоф (Bischof) (78) доказывает возможность перехода выделившихся при отпуске карбидов в другие, более бедные, например, марганцем, хромом.

Деформация любого вида, влияя на упругие изменения решетки металла, очевидно, вызовет перемещение пределов растворимости компонентов в данном твердом растворе.

Опыты (79) по определению влияния внешнего давления на ход процессов старения до некоторой степени это мнение подтверждают.

Все свойства металла после старения будут находиться в весьма тесной зависимости не только от химического состава выделяющейся из пересыщенного раствора фазы, но и от дисперсности ее частиц и места ее выпадения в структуре сплава.

Твердые растворы с ограниченной растворимостью построены по принципу внедрения в решетку растворителя атомов присадки (растворимого). Кристаллы фазы, содержащей атомы растворимого, выделяясь внутри кристаллов основного металла, займут определенное положение по отношению к основным кристаллографическим направлениям последнего. Как мы показали в одной из своих работ (80), азотосодержащая фаза в сплаве железо—азот, так называемые „нитридные иглы“, выделяется в кристалле железа по граням ромбического додекаэдра. Вероятно, подобное явление

имеет общий характер. Мы думаем, что любая выделяющаяся из пересыщенного твердого раствора кристаллическая фаза должна находиться в какой-то кристаллографической зависимости от решетки растворителя и выделяться по определенным кристаллическим поверхностям.

Влияние таким образом выделившейся фазы на механические свойства металла будет находиться в зависимости от того, насколько она затрудняет ход пластической деформации, внутрикристаллические сдвиги в зерне сплава. Нельзя, разумеется, говорить о чисто механическом действии такого сегрегата (по выражению Ганемана), представляя его в виде шпонок в составной балке, которые препятствуют скольжению друг относительно друга соединяемых частей такой балки.

Его действие будет весьма сильно зависеть от величины отдельных кристаллов, а не от общей массы выделившегося сегрегата. Пока он представляет высокодисперсную фазу, расположен на многих поверхностях скольжения кристалла, он может оказывать благодаря своему присутствию деформирующее влияние на соседние места кристаллической решетки основного металла. По мере роста кристаллов этой фазы число деформированных мест в основном кристалле будет уменьшаться, напряженность решетки понемногу исчезать. Поэтому, начиная с какого-то момента, образовавшуюся двухфазную систему (основной металл и сегрегат) можно рассматривать как механическую, более или менее равномерную смесь. Аналогию со шпонками, блокирующими некоторую небольшую часть всех возможных плоскостей скольжения, теперь можно принять. Вследствие освобождения от блокирующих кристаллов сегрегата значительной части заблокированных вначале плоскостей скольжения вязкость материала возрастет.

Количество выделившейся фазы будет обусловлено изменением ее растворимости в основном металле при данной разности температур и наличном градиенте концентрации в рассматриваемой точке. На растворимости отразится, кроме того, степень пластической деформации металла в смысле вызываемой ею упругой деформации решетки.

Оптимальная температура старения и подходящая концентрация пересыщенного твердого раствора могут дать выделения в кристалле такой дисперсности и так блокирующие поверхности скольжения (торможение скольжения вследствие механической задержки и в результате местного искажения пространственной решетки, искривляющего пути скольжения), что получится максимальное снижение возможной величины пластической деформации всего металлического агрегата и особенное повышение ударной хрупкости.

Повышение температуры старения за определенный температурный предел, когда выделяющиеся кристаллы быстро рас-

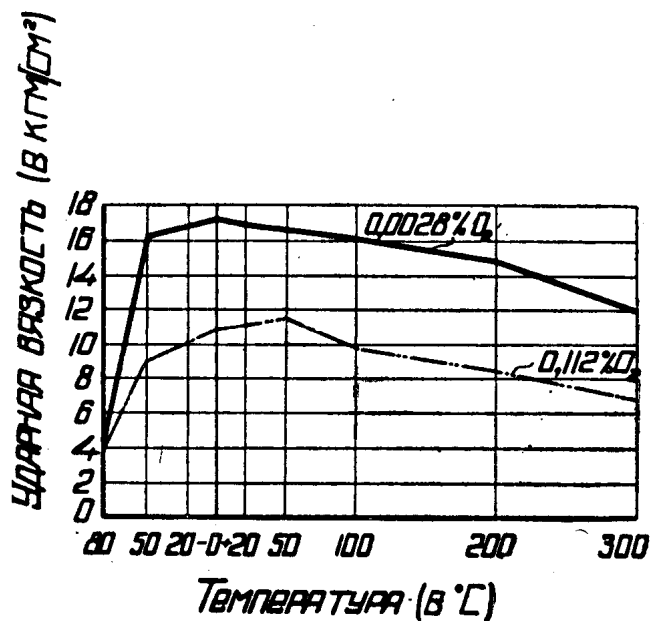
тут, или выделение искажающей решетку и входящей в кристаллы основного металла примеси в виде газа (водород) улучшит вязкость потому, что увеличение размеров кристаллов выделяющейся фазы в первом случае повлечет за собой снятие части внутренних напряжений и уменьшение числа блокированных поверхностей скольжения. Во втором случае растворенный газ просто уйдет из металла в атмосферу.

Какие примеси вызывают эти явления, сказать сегодня, по нашему мнению, вполне определенно — затруднительно. Можно полагать, что это — в первую очередь в рельсовой и вообще конструкционной углеродистой стали — водород и азот, а затем, более вероятно, — углерод, фосфор и кислород. Не исключена возможность влияния на кузнечную сталь таких примесей, как цинк — неизбежный спутник многих кузнечных руд, или мышьяк, заражающий керченский металл. Вопрос, несмотря на большой интерес к нему, еще слишком слабо изучен.

V. ВЛИЯНИЕ НЕКОТОРЫХ ЭЛЕМЕНТОВ НА ХОЛОДНОЛОМКОСТЬ СТАЛИ

В цитированной уже работе Шмидта (65) имеется попытка выяснить влияние на холодноломкость стали, вернее — очень мягкого железа, таких элементов, как кислород, сера, фосфор, азот. Автор брал очень тщательно приготовленное железо, содержание углерода в котором держалось в пределах 0,001—0,0017%, и присаживал к нему упомянутые выше элементы.

При минимальном, достижимом в условиях опытов Шмидта, содержании кислорода 0,0028% вязкость металла сохраняется на примерно постоянном уровне до -50° (фиг. 69). Повышение содержания кислорода до 0,112% вызывает при 0° снижение ударной вязкости с 17 до 11 кгм/см^2 , т. е. почти на 30%. Интересно, что при -80° кислород не влияет совершенно на



Фиг. 69

ударную вязкость стали, имеющую при этой температуре довольно значительную по сравнению с $+50^{\circ}$ величину.

Влияние фосфора на холодноломкость очень мягкой стали показано на фиг. 70. Верхнюю кривую принимать во внимание

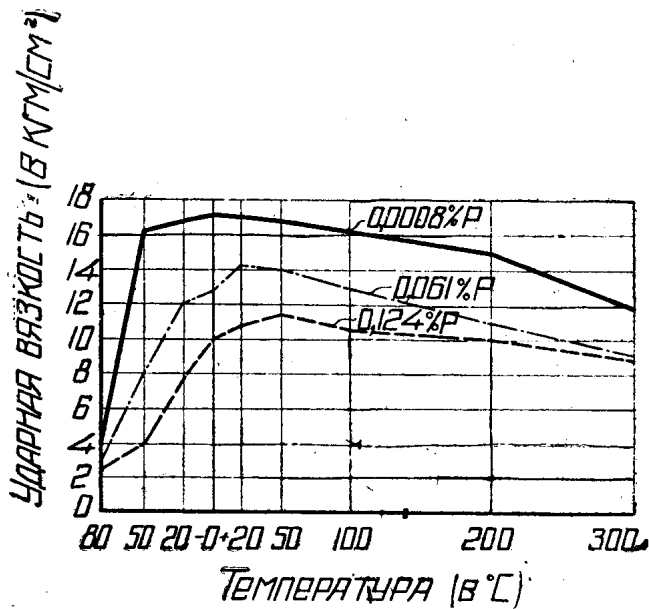
вряд ли приходится, — материал с таким низким содержанием этого элемента встречается чрезвычайно редко. Более реальным будут значения вязкости для стали с 0,061% фосфора (средняя кривая). Как видим, повышение содержания фосфора сверх всяких допустимых пределов не очень сильно увеличивает хрупкость мягкой стали при обычной температуре и еще того меньше при -80° . Ударная вязкость стали с содержанием 0,061% P при -80° будет равна 3 кгм/см^2 , а с содержанием 0,124% P —

$2,5 \text{ кгм/см}^2$. Конечно, картина будет меняться с одновременным повышением содержания углерода.

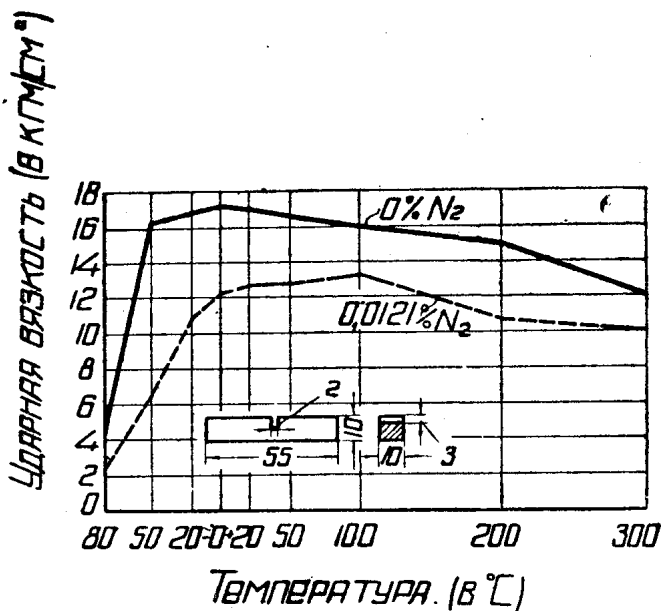
Весьма сильно увеличивает холодноломкость мягкой стали азот. Вязкость при -80° снижается вдвое при повышении содержания азота с 0,0000 до 0,0121% (фиг. 71).

Почти не действует на холодноломкость подобного, весьма чистого, железа сера.

Очень сильно сказывается на ударной вязкости углерод (фиг. 72), пока его содержание не велико. Ударная вязкость почти свободного от углерода железа (0,001% C) при 0° равна $17,2 \text{ кгм/см}^2$, тогда как в случае повышения содержания углерода до 0,11% она падает до $12,2 \text{ кгм/см}^2$, т. е. почти на 30%. Дальнейшее увеличение содержания углерода в четыре с лишним раза (0,54%) снижает ударную вязкость при той же температуре только до 9 кгм/см^2 , т. е. всего на 25%. На фиг. 72 видно, что при -80° углерод практически не влияет на холодноломкость стали.



Фиг. 70



Фиг. 71

только до 9 кгм/см^2 , т. е. всего на 25%. На фиг. 72 видно, что при -80° углерод практически не влияет на холодноломкость стали.

Опыты Шмидта, судя по описанию, данному автором, были поставлены весьма тщательно. Он оперировал с чрезвычайно чистым металлом. Вывод, который напрашивается сам собой: все неизбежные примеси к технической стали увеличивают ее хрупкость. В сварных швах особенно много азота и кислорода, а по содержанию углерода они приближаются к металлу Шмидта, и, по нашему мнению, этим можно объяснить их особенно сильную холодноломкость.

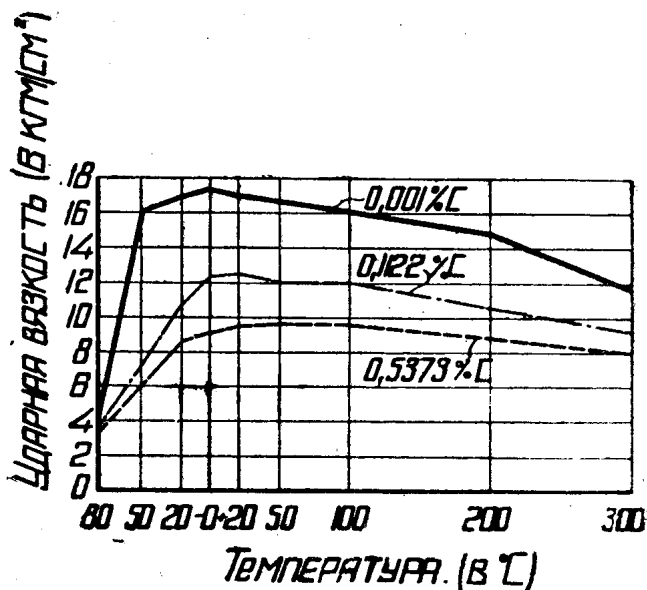
Несмотря на большую ценность этого исследования, перенести его результаты непосредственно на обычную сталь все-таки затруднительно вследствие более значительного количества всех примесей в ней, учитывавшихся и не учитывавшихся (например марганец и кремний) автором.

Для выяснения влияния содержания углерода на вязкость обычной, торговой стали, содержащей нормальные примеси, при низких температурах, мы, совместно с К. А. Бессоновым и П. С. Грдина (81), решили исследовать сталь с минимально возможным содержанием углерода, с 0,45% углерода и эвтектоидную.

Получить стали с различным содержанием углерода в указанных пределах и постоянным содержанием всех остальных (марганец, кремний, фосфор, сера и пр.) примесей чрезвычайно затруднительно. Поэтому мы решили взять рельсовую сталь, снизить содержание углерода в ней до минимума путем обезуглероживания и довести его содержание до 0,9% при помощи цементации.

В качестве исходного материала была взята мартеновская сталь такого состава: С — 0,43%; Мп — 0,14%; S — 0,014%; Р — 0,089%.

Головка рельса прокатывалась при температуре 900—1050° до размера 6×6 мм. Полученные квадратные прутки обезуглероживались в атмосфере влажного водорода при температуре 870° в течение 120—140 час. (82). Для этого образцы помещались в глазурованной фарфоровой трубке в электрическую печь. Через трубку пропускался химически чистый водород (фирмы Кальбаум), насыщавшийся парами воды при прохождении через склянку Винклера, наполненную горячей (95°) водой. Чтобы



Фиг. 72

избежать конденсации пара на пути в печь; соединительные трубки нагревались нихромовыми спиралями.

После такой обработки содержание углерода в стали снижалось до 0,022%, содержание остальных примесей почти не менялось. Анализ стали дал такие результаты: С — 0,022%; Mn — 1,09%; P — 0,086%; S — 0,023%. Повышение содержания серы объясняется различием в местах взятия проб. Самым важным обстоятельством, которое не учитывалось Шмидтом, по нашему мнению, является постоянство количества неметаллических включений и, что еще важнее, неизменность их расположения и формы по сравнению с исходным металлом. Водород весьма слабо подействовал на большинство шлаковых включений; они остались на своих местах и не изменились по форме и размерам.

Для удаления водорода, растворившегося в металле, образцы отжигались в вакууме при температуре 1000° в течение 10 час., медленно охлаждались в вакууме и выдерживались в течение 20 дней при обычной температуре.

Как указывает Мескин (Messkin) (83), находящийся в стали водород в значительной части удаляется при нагревании металла в течение 4—6 час. при 800°; полное удаление возможно только при отжиге в вакууме.

По данным Люкмейера (Luckmeyer) и Шенка (Schenk) (84) особенно сильное выделение водорода из железа заметно в точке A_{r_3} вследствие различной растворимости газа в α -железе и γ -железе.

На основании этих данных мы полагали, что принятая нами обработка обезуглероженных в водороде образцов ведет к удалению всего растворившегося водорода.

Для получения эвтектоидной стали кованые прутки подвергались цементации древесным углем с 30% углекислого бария. Цементация велась в течение 6 час. при 1000°. Термический режим и состав смеси были подобраны после ряда опытов. Шлиф поперечного сечения образца после цементации ясно показывал три слоя, обычных в подобных случаях. После дополнительного отжига в течение 12 час. в интервале 1000—1050° в итоге прошедшей диффузии шлиф стали представлял равномерное перлитное поле, а содержание углерода во всех точках сечения, по данным анализа, колебалось около 0,82%. Для предохранения от обезуглероживания во время отжига образцы помещались в железные коробки и засыпались смесью кварцевого песка и древесного угля. Анализ образцов после цементации дал такое содержание составляющих: С — 0,83%; Mn — 1,12%; P — 0,088%; S — 0,015%.

После отжига все образцы нормализовались охлаждением на воздухе с 800°.

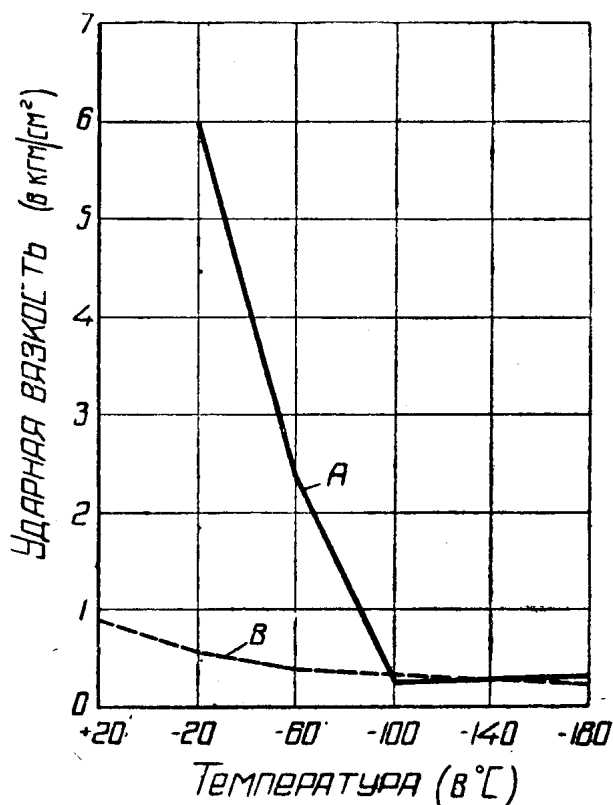
В дальнейшем мы хотели получить крупные монокристаллы, но, к сожалению, этого сделать не удалось, — максимальная площадь зерна, полученная при рекристаллизации нашего обез-

углероженного металла, колебалась около 1 мм^2 . При исследовании крупно- и мелкокристаллических образцов выяснилось, что холодноломкость мягкого железа проявляется тем сильнее, чем крупнее зерно.

Для получения монокристаллических образцов мы взяли советское армко-железо, любезно присланное нам В. А. Можаровым (Харьковский институт металлов).

Крупнокристаллические и монокристаллические образцы из армко-железа изготовлялись путем прокатки на лабораторном стане с последующим растяжением на 3—5% и отжигом. Максимальные размеры монокристаллов, полученных при этом, были $5,5 \times 5,5 \times 65 \text{ мм}$. В обработанном виде образцы имели размеры $4,5 \times 4,5 \times 45 \text{ мм}$ с треугольным прорезом глубиной 1 мм , углом 45° и радиусом закругления $0,25 \text{ мм}$. Они испытывались на копре, мощностью $0,5 \text{ кгм}$.

Результаты испытаний даны на фиг. 73. Монокристаллические образцы из армко-железа (линия А) дали очень значительную вязкость, тогда как образцы со средней величиной зерна (с площадью на шлифе около 1 мм^2) показали значительную хрупкость (линия В). Монокристаллы дали в среднем при -20° ударную вязкость порядка 6 кгм/см^2 , а крупнокристаллические — лишь $0,6 \text{ кгм/см}^2$; разница в десять раз. При -100° вязкость всех образцов сравнялась, упав до $0,3 \text{ кгм/см}^2$. Интересно, что при -60° монокристаллы показали еще очень значительную вязкость — $2,4 \text{ кгм/см}^2$. Некоторые монокристаллические образцы, испытывавшиеся без надреза на копре Шарпи, при температуре жидкого воздуха, **не ломались**, а лишь изгибались. Это находится в противоречии с данными некоторых авторов (85) о чрезвычайной хрупкости монокристаллов железа при температуре жидкого воздуха.



Фиг. 73

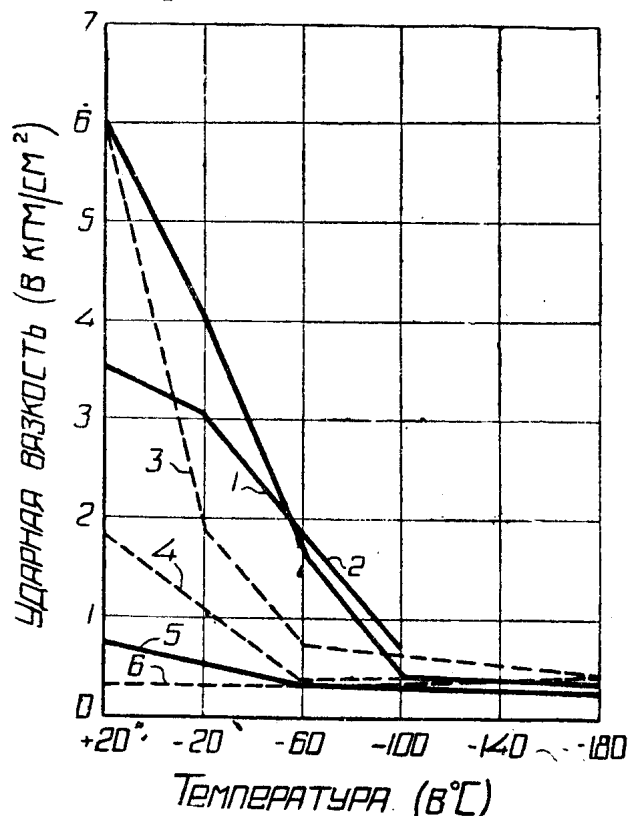
Боковые стороны изломанных на копре монокристаллических образцов были протравлены реактивом Фри; это отчетливо выявило линии скольжения. Методом вдавливания иглы в боковые

поверхности образца по способу Тамманна было обнаружено, что во всех монокристаллах плоскость куба лежит почти перпендикулярно оси образца.

Излом монокристалла при температуре жидкого воздуха шел по хорошо выраженной плоскости. Параллельно такой плоскости была вырезана пластинка толщиной 0,1 мм и просвечена по способу Лауэ. Исследование рентгенограммы показало, что плоскость скола совпадает с плоскостью [001], т. е. является гранью куба.

Число линий сдвигов, обнаруженных при травлении по способу Фри, на зернах крупнокристаллических образцов, сломанных при комнатной температуре, было значительно больше, чем в зернах таких же образцов, испытанных при температуре жидкого воздуха. Так как подобное травление обнаруживает не только линии скольжения, но и двойники, то можно утверждать, что и число образовавшихся двойников увеличивается с повышением температуры испытания.

Рельсовая и эвтектоидная (цементованная) стали испытывались в нормализованном состоянии и в сорбитизированном виде



Фиг. 74

наибольшей вязкостью при комнатной температуре обладает сырая сталь с содержанием 0,45% С (линия 1, отпуск 670°; линия 2, отпуск 620°; линия 5, отожженная сталь) и наименьшей, как и следовало ожидать, — с 0,9% С (линия 3, отпуск 670°; линия 4, отпуск 620°; линия 6, отожженная сталь). Правда, абсолютная величина вязкости при всех температурах испытания невелика, и при -60° обе стали одинаково хрупки.

Сорбитизация весьма сильно повышает ударную вязкость в

при температурах $+20^{\circ}$, -20° , -60° , -200° и -180° . На каждую точку, как и в предыдущем случае, бралось по 2—3 образца, если не было сильных расхождений в значениях ударной вязкости. В этом случае брались контрольные образцы.

Термическая обработка на сорбит заключалась в закалке и отпуске при 620° и 670° (Фиг. 74).

Как видно из Фиг. 74, наибольшей вязкостью при комнатной температуре обладает сырая сталь с содержанием 0,45% С (линия 1, отпуск 670° ; линия 2, отпуск 620° ; линия 5, отожженная сталь) и наименьшей, как и следовало ожидать, — с 0,9% С (линия 3, отпуск 670° ; линия 4, отпуск 620° ; линия 6, отожженная сталь). Правда, абсолютная величина вязкости при всех температурах испытания невелика, и при -60° обе стали одинаково хрупки.

интервале температур от $+20^{\circ}$ до -60° . Сталь с содержанием 0,45% С, закаленная с 900° и отпущенная при 670° , дает весьма большое значение ударной вязкости, равное при $+20^{\circ}$ 6 кгм/см^2 . Подобным способом обработанная сталь и при -60° сохраняет вполне удовлетворительное значение ударной вязкости порядка $1,7 \text{ кгм/см}^2$, и лишь при -100° эта величина падает до $0,7 \text{ кгм/см}^2$.

При -60° сорбитизированная эвтектоидная сталь, мало чем отличается от сорбитной стали с содержанием 0,45% С. Можно, повидимому, утверждать, что содержание углерода выше определенного предела мало влияет на вязкость сорбитной стали. Изменение температуры отпуска оказывает во всяком случае более сильное действие на изменение вязкости, чем колебания в содержании углерода в несколько десятых процента. На основании этих опытов можно считать, что сорбитизация снижает хрупкость сталей при низких температурах независимо от содержания углерода (конечно, в определенных пределах, начиная, видимо, с 0,4% С).

Вопрос о значительной вязкости монокристаллических образцов нуждается в дополнительном обсуждении.

Как было упомянуто в начале этой работы, мы интересовались главным образом конструкционной углеродистой сталью и в качестве частного случая — сталью рельсовой. Но работая с обычной сталью, мы убедились, что углеродистая сталь в любом структурном состоянии при достаточно низкой температуре лишена вязкости; хрупкость при низких температурах может быть сдвинута в сторону более низких температур при помощи термической обработки, но уничтожить ее совсем нельзя. Вместе с тем известен целый ряд сплавов, не хрупких при температуре кипения жидкого воздуха и даже ниже.

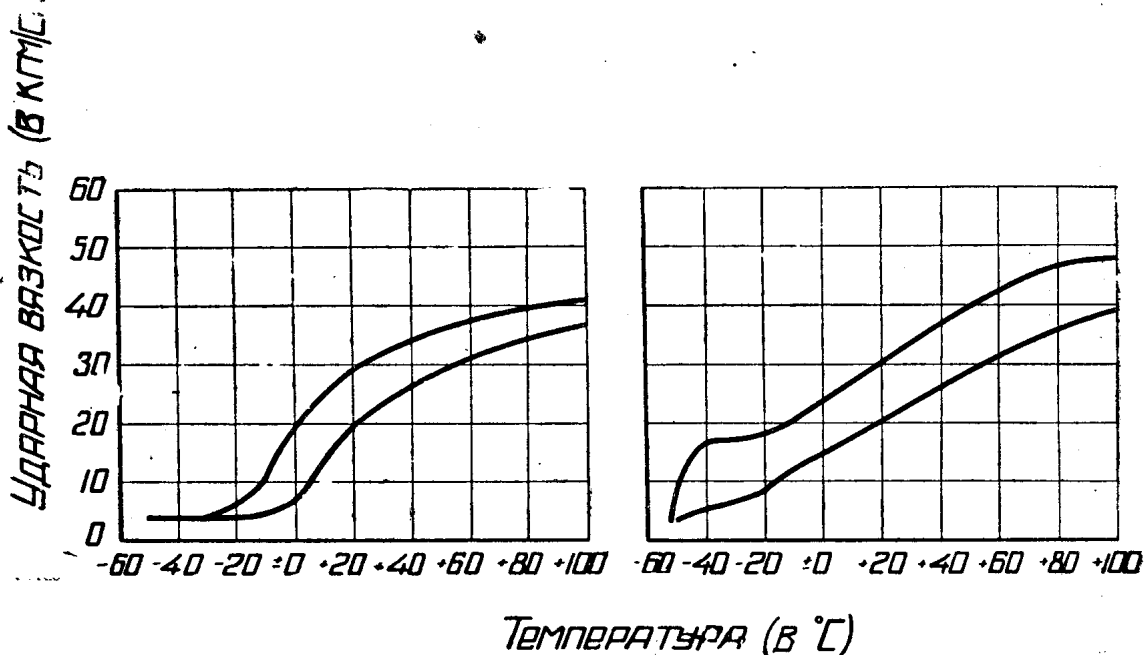
Имеется много специальных сталей, боящихся ударов на морозе в значительно меньшей степени, чем обычная углеродистая сталь.

Как и простая углеродистая сталь, легированные стали повышают статическую прочность с понижением температуры испытания. Временное сопротивление повышается, предел упругости растет.

Марганец является уже таким элементом, который, повышая прочность стали при всех температурах, вместе с тем ослабляет холодноломкость.

На фиг. 75 приведены кривые (86), показывающие влияние марганца в этом направлении. Верхние кривые относятся к нормализованным сталям, а нижние — к отожженным. Как видно из сравнения левой (Si — 0,07, С — 0,25, Mn — 0,49%) и правой (Si — 0,06, С — 0,25, Mn — 1,24%) диаграмм, влияние марганца сильнее всего сказывается на сталях в нормализованном состоянии. Вязкость обеих сталей при обычной температуре ($+20^{\circ}$) практически одинакова. Ударная вязкость нормализованных образцов колеблется около 30 кгм/см^2 , а просто отожженных —

около 20 кгм/см^2 . При температурах испытания ниже $+20^\circ$ влияние марганца начинает выявляться более заметно. При -40° сталь с содержанием марганца $0,49\%$, независимо от указанной термической обработки, показывает ударную вязкость порядка 3 кгм/см^2 (пределы колебаний $— 2,21—3,59 \text{ кгм/см}^2$), тогда как отожженная сталь с содержанием марганца $1,24\%$ при -40° дает вязкость лишь немного более значительную. Но та же сталь нормализованная показывает при -40° ударную вязкость порядка 15 кгм/см^2 . При -50° ударная вязкость обеих рассматриваемых сталей одинакова.



Фиг. 75

Очевидно, подобное действие марганца можно объяснить его влиянием на величину аустенитного зерна в стали, а также на структуру перлита. Сорбитообразный перлит марганцовистых сталей отличается, как известно, высокой вязкостью.

Как мы упоминали, мелкозернистая сталь менее склонна к холодноломкости, чем крупнозернистая, а поэтому следует ожидать, что легирующие элементы, уменьшающие величину аустенитного зерна, повысят ударную вязкость стали при низких температурах. К таким присадкам относятся, как известно, титан, цирконий, ванадий, алюминий.

Эган указывает, что именно циркониевые стали обладают весьма значительной ударной вязкостью при низких температурах (см. фиг. 38).

Приведем несколько данных из работы его и сотрудников (87). В табл. 25 дана вязкость по Изоду для некоторых сталей в нормализованном состоянии при различных температурах испытания. Образец — стандартный, Изода.

Таблица 25

Сорт стали	Вязкость по Изоду при температуре (в °С)			
	+20°	—50°	—80°	—183°
Армко-железо	64	9	3	—
SAE 1020 (0,20% С)	65	7	2	—
SAE 1030 (0,30% С)	49	9	5	—
0,16% С ; 0,66% Мп	87	71	34	2,5
0,07% С ; 0,20% Zr	70	78	11	2,3

Из этой таблицы видно, что цирконий, действительно, значительно снижает холодноломкость стали. Циркониевая сталь с 0,20% Zr и 0,07% С, приближающаяся по содержанию углерода к армко-железу, имеет при —50° вязкость, значительно превышающую ударную вязкость армко-железа при обычной температуре. Мы думаем, что специфическое действие циркония можно объяснить его влиянием на увеличение числа центров кристаллизации аустенита. Присадка циркония действует на величину аустенитного зерна так же, как и присадка алюминия.

Имеется много литературных данных о благотворном влиянии никеля на уменьшение холодноломкости стали.

По заключению Моррисона (Morrison) (88), а также Альдриджа (Aldridge) и Шеферда (Shepherd) (89), достаточной ударной вязкостью в интервале от 38° до —59° обладает сравнительно дешевая среднеуглеродистая (0,15—0,20% С) никелевая сталь с содержанием никеля 2,0—2,5%. Нормализация такой стали еще сильнее повышает ударную вязкость в указанной температурной области.

Для того чтобы получить возможность сравнить наши данные, полученные при испытании многих сотен образцов различных углеродистых сталей, с характером холодноломкости легированных сталей, мы исследовали два наиболее ходовых сорта хромо-никелевых сталей завода «Электросталь» (90). В табл. 26 приведены заводские данные о химическом составе сталей Э6 и Э10 и результаты анализа имевшихся у нас образцов, произведенного химической лабораторией Сибирского института металлов.

Сталь была получена с завода в круглых прутках (диаметрами 18 и 40 мм) и затем прокована на квадрат 12×12 мм. Ковка производилась, как и рельсовой стали, под пневматическим молотом в температурном интервале 1050—850°. Температура тщательно контролировалась во все время работы. После термической обработки образцы доводились на фрезерном станке до окончательных размеров (10×10×100 мм) и снабжались тре-

Таблица 26

Сорт стали	Химический состав (в %)										Приме- чания
	C	Ni	Cr	Mn	Si	V	S	P			
Э6	0,25—0,33	3,30—4,00	0,70—1,10	0,25—0,50	0,40	0,15	0,015	0,030	Данные завода		
Э6	0,34	3,45	0,95	0,44	0,40	—	0,014	—	Анализ СИМ		
Э10	0,33—0,41	3,00—3,70	1,20—1,60	0,25—0,50	0,40	0,15	0,015	0,030	Данные завода		
Э10	0,48	3,33	1,40	0,45	0,23	—	0,016	0,01	Анализ СИМ		

Таблица 27

Сорт стали	Твердость по Бринеллю	
	В исходном состоянии	После отжига
Э6	166	255
Э10	228	311
		187
		270

угольным прорезом той же формы, как и в предыдущих опытах. Образцы для испытания на разрыв были изготовлены из тех же прокованных прутков. Диаметр разрывных образцов был 10 мм, длина цилиндрической части равнялась 80 мм. Остальные размеры их выдерживались по германскому стандарту.

Как показали контрольные опыты, указанный припуск в 1 мм на сторону был вполне достаточен для предохранения образца в пределах основных контуров поперечного сечения (10×10 мм) от малейшего окисления. При выдержках в процессе термической обработки, равных тройным нормальным, обезуглероживание проникало на глубину нескольких десятых миллиметра, так что при механической обработке измененный слой удалялся с образца полностью.

Образцы из стали Э10, отпущенные при низких температурах, приходилось обрабатывать шлифовкой, так как фреза их брала с трудом. Припуск на шлифовку был оставлен в 0,1 мм. Поэтому образцы из этой стали защищались от окисления специальной обмазкой, состав которой был найден опытом (91). Примерный ее состав: белая глина, бура, сода, жидкое стекло. Она хорошо предохраняла образцы от печных газов и легко удалялась после закалки.

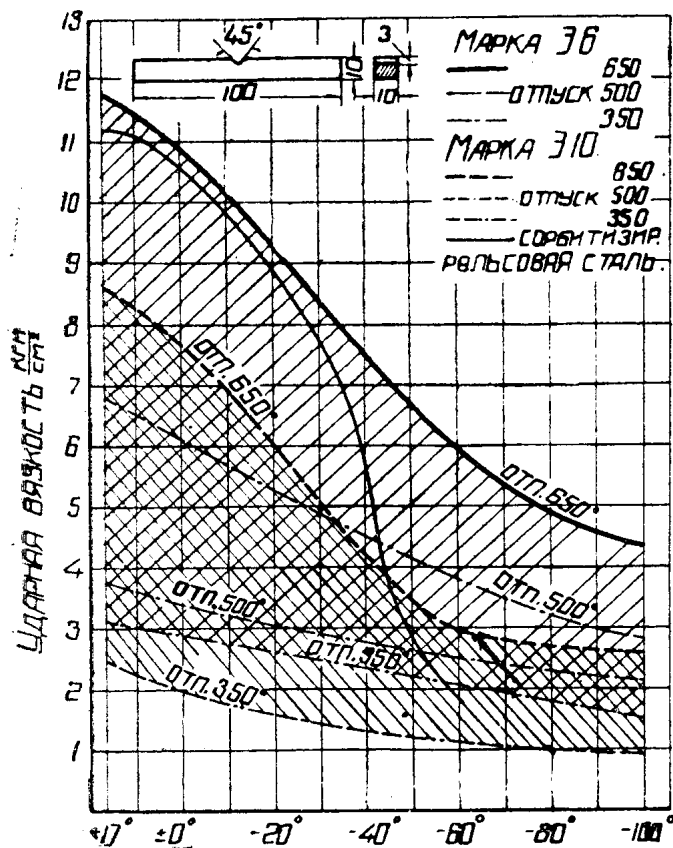
Послековки образцы из стали Э6 и Э10 нагревались до 780°, выдерживались при этой температуре 20 мин. и охлаждались вместе с печью со скоростью около 4° в минуту в интервале 780—300°. Твердость образцов при этом изменялась, как это видно из табл. 27.

Как известно, хромо-никелевые стали применяются исключительно в закаленном и отпущенном на сорбит состоянии. Мы выбрали такую термическую обработку: закалка с обычной температуры—820° (в масле) и отпуск при 350, 500 и 650°. Механические свойства этих сталей изменяются с температурой отпуска более или менее плавно, без скачков, а поэтому мы ограничились только тремя температурами отпуска. Продолжительность отпуска равнялась 40 мин., и после отпуска образцы охлаждались в воде.

Для испытания на ударную вязкость при низких температурах, была использована ранее описанная методика. Опыты проводились на копре Шарпи мощностью 10 кгм при +17, —20, —60 и —100°. Результаты представлены в виде кривых на фиг. 76 (кривые А, сталь марки Э10; кривые В, сталь марки Э6). Для сравнения на этой же диаграмме дана кривая для рельсовой сорбитной стали (тонкая сплошная линия). При нормальной комнатной температуре хромо-никелевые стали не представляют в смысле ударной вязкости каких-либо преимуществ по сравнению с обычной сорбитной рельсовой сталью (С—0,6%; Мп—0,8%), отпущенной при температуре 640—660°. Даже при —20° не замечается между ними еще особенной разницы. Сталь Э10,

отпущенная при 650°, имеет меньшую вязкость, не говоря уже про стали Э6 и Э10, отпущенные при 500°. Разница в пользу хромо-никелевой стали наблюдается начиная с —40° и становится особенно заметной при —60°.

Вязкость наших хромо-никелевых сталей при этой температуре выше вязкости сорбитной рельсовой, если учесть, что температура отпуска 350° в практике не применяется.



Фиг. 76.

Нормальный отпуск начинается для этих сталей лишь с 500°. Особенной вязкостью отличается сталь Э6, обладающая при температуре —100° ударной вязкостью около 4,4 кгм/см² после закалки и отпуска при 650°. Отпущенная при значительно более низкой температуре (500°), эта сталь обнаруживает при —100° достаточно большую вязкость порядка 3 кгм/см². Очевидно, для этой хромо-никелевой стали, термически обработанной на сорбит, температура —100° еще не является лежащей в области безуслов

ной холодноломкости. Изломо бразцов при —100° получается резко выраженный волокнистый, характерный для вязкой стали. При этой температуре для стали Э6, отпущенной при различных температурах, наблюдается сравнительно очень незначительное рассеяние точек, служивших для построения кривых, приведенных на фиг. 76. Это обстоятельство подтверждает, что при более низких температурах область холодноломкости лежит где-то правее —100°. Характер рассеяния виден из табл. 28.

Перед империалистической войной имела большое распространение обычная пушечная сталь с 5—7% Ni или хромо-никелевая с 3—4% Ni и 1,5% Cr.

№№ образцов	Температура испытания (в °С)	Температура отпуска (в °С)	Ударная вязкость (в кгм/см ²)
20	-100	350	1,78
34			1,71
35			1,13
10	-100	500	2,92
32			2,92
33			2,68
30	-100	650	4,61
36			4,12
37			—

Как подчеркивает Швиннинг (Schvinning) (92), эта сталь имела достаточную ударную вязкость, чтобы не разрушаться от взрыва снаряда в стволе орудия вследствие детонации, лишь в том случае, если была хорошо изготовлена металлургами. Немцы, вынужденные экономить во время войны никель, компенсировали уменьшение его содержания в металле весьма тщательной термической обработкой на сорбит и особо внимательным изготовлением стали. Получить такую же взрывную вязкость сорбитных стволов из обыкновенной углеродистой стали при сильных холодах было чрезвычайно трудно.

Повышение содержания никеля ведет к образованию аустенитной структуры; пространственная решетка сплава из кубической пространственно-центрированной переходит в центрированную, подобную решетке никеля, и тогда сталь сохраняет весьма значительную вязкость и при температуре кипения жидкого воздуха (93).

Как видно из всего изложенного, задача выработать метод устранения чрезмерной хрупкости деталей из углеродистой стали при работе на морозе — более или менее удовлетворительно решена путем термической обработки на сорбит.

VI. СОПРОТИВЛЕНИЕ РЕЛЬСОВОЙ СТАЛИ ИЗНОСУ

К такой детали, как рельс, предъявляются особые требования в отношении сопротивления износу. Рельс не должен сильно сминаться и истираться во время службы; его поверхность ката-

ния должна обладать определенной и притом довольно высокой твердостью.

На основании наших опытов можно сказать, что твердость сорбита зависит для данного сорта стали от температуры отпуска и продолжительности последнего. Твердость по Бринеллю падает по мере повышения температуры и длительности отпуска. Правда, значительная твердость по Бринеллю еще не является безусловным показателем устойчивости рельсовой стали против смятия и механического износа. Проф. А. Л. Бабошин считает, что представление о большой износоупорности твердых рельсов является упрощением, и утверждает, что качество рельса зависит в первую очередь от «высокой упругости при достаточности пластичности».

Опыты по определению стойкости рельсовой стали против износа были поставлены в механической лаборатории Сибирского института металлов и центральной лаборатории Кузнецкого металлургического комбината инж. Конвисаровым (92). Работа велась сначала на сконструированной им машине, а затем на обычной машине системы Амслера. В дальнейшем мы будем ссылаться только на последние опыты. Для исследования на машине Амслера образцы вырезались из головки рельса поперек прокатки и термически обрабатывались. Образцы, имевшие вид круглых шайб, были изготовлены из рельсовой стали Кузнецкого металлургического комбината, с содержанием С — 0,53% и Mn — 0,77%.

Твердость по Бринеллю этих образцов, после соответствующей термической обработки, указана в табл. 29.

Таблица 29

Условия закалки	Продолжительность отпуска (в часах)	Температура отпуска (в °С)	Твердость по Бринеллю
900°, в воде (+20°)	0,25	500	447
		600	345
		650	266
		680	232
	4	600	293
		650	256
		680	197
Сырая	—	—	273

Эти образцы испытывались на износ: 1) чистым скольжением без катания; 2) катанием с 3% скольжения; 3) катанием с 10% скольжения.

Значения давления (50; 80,5; 121 кг) между эталонной и исследуемой шайбами были подобраны с целью получения момента трения, не превышающего максимального для машины данного типа. Максимальный момент был взят с целью получения измеримых результатов в более короткий срок. Вместе с тем обращалось внимание на недопустимость общего перегрева шайб. Поэтому число оборотов во время опытов было принято 190—200 в мин.

После каждого опыта образец тщательно измерялся. Наблюдения во время исследования показали, что вначале происходит истирание металла, довольно быстро переходящее в процесс, сущность которого заключается в отделении окислившихся частиц черного цвета. Эти частицы имеют вид весьма тонких чешуек. В месте соприкосновения трущихся поверхностей выделяется большое количество тепла, играющее, видимо, значительную роль в образовании окислившегося металла. Нет никаких сомнений, что свойства стали, обусловленные предыдущей термической обработкой, при этом как-то изменяются.

В качестве меры износа была принята величина отпечатка (площадь) после 25 000 оборотов контрольной шайбы. В табл. 30 приведены сравнительные величины отпечатка для стали с различной термической обработкой. Очевидно, чем меньше величина отпечатка, тем лучше сталь сопротивляется износу при чистом скольжении.

Таблица 30

Закалка 900° в воде и отпуск при (в°С)	Продолжительность отпуска (в часах)	Площадь отпечатка (в мм ²)
500	0,25	51,32
600	0,25	73,50
650	0,25	62,46
680	0,25	65,14
600	4	86,42
650	4	70,05
680	4	111,83
Сырая	4	68,60

Как видно, все сорбитные стали с кратковременным отпуском лучше сопротивляются износу, чем сырая сталь. Из сталей, отпускавшихся в течение 4 час., значительную устойчивость обнаружили стали, отпущенные при 650°. Как показали дополнительные опыты, сокращение продолжительности отпуска до 1½—2 час. повышает сопротивление истиранию сорбитной стали по сравнению с сырой и отпускавшейся более продолжительное время.

В описанной серии опытов, очевидно, заключается очень большое сходство с часто встречающимся на практике буксованием паровозных колес по рельсу.

Вторая и третья серии опытов ближе подходят к условиям действительной работы рельса, когда наблюдается почти чистое катание с небольшим проскальзыванием колес паровоза при слабом торможении.

Очевидно, мерой износа в этих случаях будет нечто иное, а не величина отпечатка, так как вследствие движения обеих шайб — исследуемой и эталона — отпечатка, как показателя изнашиваемости, при этих условиях вообще не получается. Поэтому за меру износа было взято изменение диаметра образца после 60 и 30 тыс. оборотов эталонной шайбы. В деле испытания металлов на износ нет еще, к сожалению, общепринятого критерия для определения степени износа. Необходимо при всех подобных исследованиях определять также величину пластически деформированного объема, убыль в весе образца и изменение площади поперечного сечения. Эти величины можно относить или к работе трения или к полному пути, на котором происходит износ. За меру износа в нашем случае было принято изменение линейных размеров образца. Мы полагали, что именно изменение линейных размеров рельса, а не убыль в весе или объеме является практическим показателем степени действительного износа в первую очередь. Показателем стойкости рельса против износа в пути, по нашему мнению, является число пропущенных по пути поездов (тонно-осей) с определенным весом, до появления первых ощутимых признаков износа — уменьшение высоты рельса.

Как при чистом трении без катания, в самом начале процесса поверхность образца в течение некоторого времени остается блестящей. Но минут через 15—20 внешний слой, не теряя блеска, начинает понемногу темнеть. Затем на нем образуются постепенно темные матовые пятна; это явление сопровождается прыжками стрелки динамометра, так как сила трения в это время возрастает скачкообразно. Наконец, с трущейся поверхности происходит отделение продуктов износа в виде блестящих чешуек металла и черного мелкого порошка. При этом поверхность остает матовой, и в дальнейшем начинается постепенный равномерный износ.

В этих случаях показали меньший, чем сырая сталь, износ сорбитные образцы с непродолжительным отпуском (15 мин.); менее износоупорным оказались образцы с максимальной продолжительностью отпуска (4 часа).

На основании изложенного можно сделать ряд выводов. Износ чистым скольжением вызывает при значительных удельных давлениях развитие больших количеств тепла в месте соприкосновения трущихся поверхностей. Это ведет к значительному местному повышению температуры образца и сведению вследствие этого на-нет последствий термической обработки. Такого же,

примерно порядка явления наблюдались Тумом (Thum) и Вундерлихом (Wunderlich) (95). Эти авторы считают, что при трении стальных поверхностей наблюдается: 1) образование красных или черных окисленных частиц металла в форме мелких пластинок и порошка; 2) местные глубокие выедания поверхности, которые очень часто (но не всегда) связаны именно с появлением окисленных частиц; 3) блестящие заполированные места, имеющие красный оттенок.

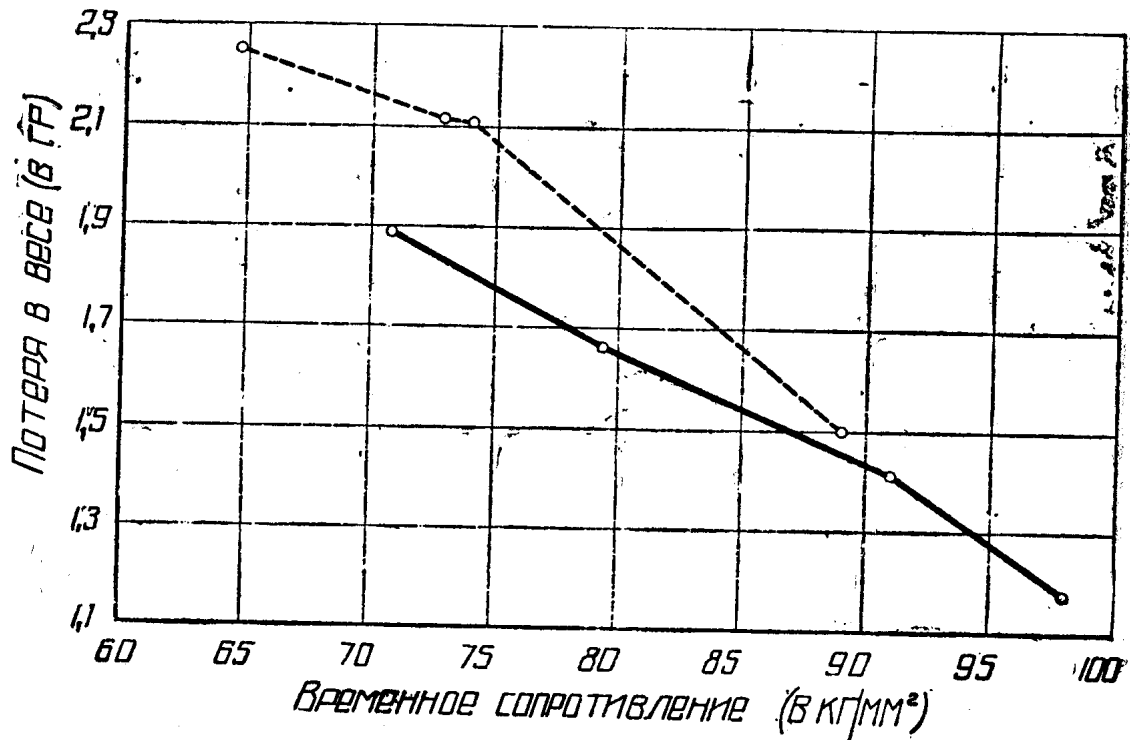
Шотки (Schottky) и Гильтенкамп (Hiltenkamp) (96) доказывают возможность поглощения атмосферного азота трущимися стальными поверхностями в том случае, если эти поверхности сильно сминаются и задираются. Авторы обнаружили путем химического анализа обогащение трущихся при таких условиях поверхностей азотом, что подтвердилось и при металлографическом исследовании. Нет никаких сомнений, что подобное изменение трущихся поверхностей поведет к появлению местной поверхностной, весьма значительной хрупкости; образованию в продолжение дальнейшей службы рельса в пути поверхностных трещин вследствие повышенной хрупкости, опасность которых при динамических и переменных по знаку напряжениях будет особенно велика. Вистер (97) обнаружил также поглощение азота поверхностью мягкой стали при шлифовке и полировке. Сильнее всего азот поглощается при грубой шлифовке, и его содержание в поверхностном слое может повышаться с 0,004 до 0,100%.

Бишоф (78), закаливая в воде сталь с содержанием 0,25% С и 0,63% Mn, нагретую до 650°, нашел ударную вязкость немедленно после закалки, равной 10,8 кгм/см². После лежания при комнатной температуре в течение 14 суток ударная вязкость упала практически до нуля. В то же время твердость повысилась с 143 до 181 единицы по Бринеллю. Перед подобной термической обработкой сталь была нагрета до 900° и охлаждена вместе с печью. Нам кажется, что старение с подобными результатами нельзя никак игнорировать при обсуждении изменений, вызываемых движением заторможенного поезда по поверхности рельса. Нагрев поверхности катания рельсов до 600—650° во время службы вполне возможен, как и быстрое охлаждение.

Из многочисленных литературных данных об изнашиваемости стали остановимся лишь на нескольких работах.

Пильц (Pilz) (98) дал интересную зависимость между временным сопротивлением и износом рельсов с сорбитизированной по способу Нев-Мэзон поверхностью катания. Опыты на истирание ставились этим автором на машине Амслера при 10% скольжения и давления 90 кг. На фиг. 77 дана зависимость потери в весе от временного сопротивления для сырых (пунктирная кривая) и поверхностно сорбитизированных (сплошная линия) рельсов. Как видно из фиг. 77, рельсы с сорбитизированной поверхностью устойчивее против истирания по сравнению с обычными лишь до некоторого предела. Если величина временного сопротив-

ления дойдет до 90 кг/мм^2 , то сорбитные рельсы не представляют никаких преимуществ по сравнению с сырыми, обладающими такой же прочностью. Это видно из того, что обе кривые сходятся приблизительно в одну точку при временном сопротивлении равном 90 кг/мм^2 . В качестве меры износа была принята Пильцем убыль исследуемой шайбы в весе (в г) после 40 000 оборотов. Согласно Пильцу, повышение качества рельсов должно идти главным образом за счет увеличения содержания кремния и углерода.



Фиг. 77

По Тибодье (Thibodier) и Вито (Viteaux) (99), американские фирмы уже давно стараются бороться с износом рельсов доведением содержания углерода до 0,80 и даже 0,88%.

Как утверждают Рош (Ros) и Эйхингер (Eichinger) (100), наименьший износ наблюдается в случае однородных по составу рельсов с сильно улучшенной (сорбитизированной) головкой. Им уступают по износоупорности рельсы с значительно общей твердостью; наиболее плохими в смысле износа оказываются слабо закаленные (вернее, сильно отпущенные).

Разбирая вопрос о возможном износе сорбитизированных по нашему способу рельсов, необходимо указать, что высокий отпуск (680°) большой продолжительности закаленной на мартенсит стали уменьшает сопротивление износу, определяемое на машине Амслера. Удовлетворительные результаты получаются при отпуске несколько более низком (640°) и меньшей продолжительности (2 часа). Но при этом необходимо учесть, что все наши опыты по определению ударной вязкости полутораметровых концов показали возможность снижения температуры отпуска це-

лого рельса даже до 500 — 550°. При таких пределах отпуска полутораметровые образцы показывают еще весьма значительную вязкость при испытании на заводском копре. Принимая это во внимание, можно утверждать, что, уменьшая хрупкость при низких температурах путем сквозной сорбитизации, можно повысить и сопротивление стали износу в одно и то же время. Во всяком случае этот вопрос со всей категоричностью может быть разрешен лишь после укладки пробных рельсов на опытном участке.

Очевидно, для подавляющего большинства деталей машин этот вопрос не имеет такого актуального значения. Лишь от рельсов мы требуем несовместимых пока для обычной стали свойств — высокой ударной вязкости и повышенной твердости, обуславливающей хотя бы до некоторой степени устойчивость против износа.

VII. ЗАКЛЮЧЕНИЕ

На основании приведенных опытных данных, хотя и не претендующих, конечно, на исчерпывающую полноту, можно считать понижение вязкости на удар обычных сортов углеродистой и слабо легированной стали явлением вполне нормальным. Все сорта технических сплавов железа с углеродом делаются хрупкими при низких температурах; переход из вязкого состояния в хрупкое происходит скачком в довольно узких температурных границах.

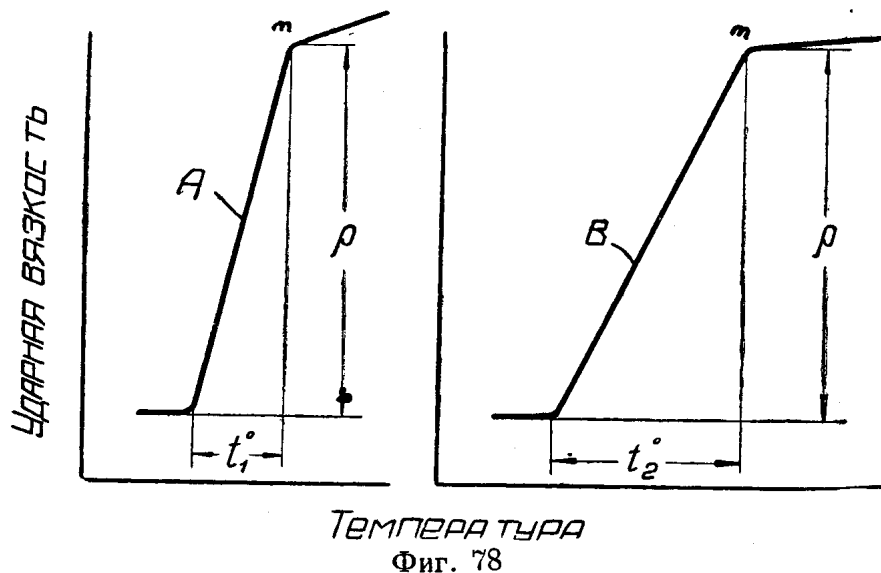
Величина температурного интервала, в котором происходит это быстрое падение ударной вязкости, может служить при определенной величине снижения значения ударной вязкости мерой чувствительности данного материала к ударам при низких температурах, характеристикой степени холодноломкости металла.

Возьмем две стали *A* и *B* с построенными для них диаграммами: ударная вязкость — температура (фиг. 78). Из чертежа видно, что упомянутое снижение ударной вязкости стали *A* на какую-то вполне определенную величину ρ , выраженную в кгм, произошло на протяжении температурного интервала в t_1° , а для стали *B* — на протяжении температурного интервала иной величины (t_2°). В данном случае окончательно решить, которая из двух сталей лучше в смысле стойкости при низких температурах, еще нельзя.

Величина t_1 или t_2 не дает еще представления о чувствительности металла к ударам при низких температурах. Более определенно характеризует металл в интересующем нас направлении положение интервала t_1 или t_2 на оси температур, а также положение точки *m* на оси температур и ее склонность под влиянием тех или иных обстоятельств передвигаться вправо или влево.

Как мы неоднократно указывали, величина интервала (t_1, t_2) в градусах и положение точки *m* на оси температур (фиг. 78) зависят всецело от природы сплава (особенностей строения его

решетки), его чистоты, характера и количества примесей, структурного состояния металла, обусловленного как механической и термической обработкой, так и особыми процессами, вызывающими все разнообразие явлений старения. Наклепанный металл



обычно более хрупок при подходящей температуре, чем такой же, но не испытывавший пластических деформаций в холодном виде; состаренный металл часто менее вязок по сравнению с хорошо отожженным; мелкозернистый металл менее хрупок, чем крупнокристаллический. Выявление всех этих особенностей хорошо проводить при пониженных температурах при динамическом испытании.

Необходимо при этом отметить, что некоторые авторы (например Корелли), работая с мягкой сталью, не обнаружили чрезмерной хрупкости при довольно низких температурах. Автор данной работы (совместно с К. А. Бессоновым) получил из советского армко-железа монокристаллы, не показавшие хрупкости даже при температуре жидкого воздуха, что противоречит выводам из работ Зауервальда (85).

Попытаемся рассмотреть поведение идеального металлического кристалла, деформированного за пределом упругости. Под влиянием возрастающей нагрузки в материале появляются остаточные, пластические деформации. Эти деформации (101) представляют в начальной стадии явления сдвига, скольжения одних слоев кристалла параллельно другим; это — скольжение (трансляция) по определенной для кристаллической системы данного вещества кристаллографической плоскости в определенном направлении. Внешне такой процесс выражается в появлении линий скольжения на полированной или естественной поверхности деформированного кристалла.

Но самый безупречный монокристалл нельзя представлять в виде какого-то идеального образования. Особенно это относит-

ся к монокристаллам, полученным при рекристаллизации технического, хотя бы и весьма чистого железа. В таком кристалле, кроме местных искажений пространственной решетки, имеются самые обычные шлаки, всевозможные неметаллические включения и просто пустоты и трещины субмикроскопической величины.

Во многих случаях такая элементарная по своей природе деформация сопровождается особым рода сдвигами, образованием двойников. Большую склонность к двойникованию имеют центрированногранные решетки, но и кристаллы железа охотно образуют при подходящих условиях двойники.

Пластичность кристаллов находится в весьма тесной связи с возможностью возникновения плоскостей скольжения. Теоретически каждый атомный слой может без разрушения кристалла двигаться параллельно соседнему слою. Плоскостей скольжения в кристалле может быть столько, сколько имеется атомных слоев перпендикулярно тому направлению, в котором сдвиги происходят. Число возможных плоскостей будет равно размеру кристалла, перпендикулярному поверхности скольжения, деленному на расстояние между скользящими слоями.

В кристалле α -железа, размером в 1 мм^3 , таких плоскостей, если скольжение идет по грани куба, будет 3,5 млн.

Минимальный путь скольжения в данном случае не может быть по размеру менее параметра решетки (ребра куба), и увеличение длины нашего кристалла по направлению $[100]$ будет равно 1 мм при том условии, если все возможные плоскости пришли в действие и каждый из слоев сдвинулся относительно соседа на величину параметра решетки.

Как показывают непосредственные наблюдения, далеко не по всем возможным плоскостям скольжения данного направления идет сдвиг. Действующие поверхности скольжения бывают расположены друг от друга не на расстоянии в несколько Å , а на таком расстоянии, что промежутки между ними видимы в микроскоп. Также и величины отдельных сдвигов не ограничиваются величиной параметра решетки, а достигают сотен Å .

Это именно объясняется тем, что мы в действительности не имеем идеальных кристаллов с математически правильной решеткой. Даже чрезвычайно чистые по химическому составу кристаллы всегда содержат небольшие количества примесей, вызывающих своим присутствием местное искажение решетки.

Если бы все, без исключения, примеси давали с материалом кристалла твердые растворы, то и тогда неоднородность твердого раствора в пределах одного и того же кристалла привела бы к созданию условий, благоприятных для возникновения скольжения лишь по части возможных плоскостей. Но и такой случай в действительности не встречается; кристалл всегда содержит большое количество нерастворимых в твердом кристалле примесей. Часто это — ультрамикроскопические частицы, входящие в

решетку кристалла при кристаллизации и деформирующие ее в тех местах, где их застала кристаллизация основного материала.

Как мы показали (80), некоторые включения в кристаллах α -железа располагаются по вполне определенным кристаллографическим поверхностям. Так, мы выявили (80), что нитридные иглы, образующиеся при нагревании кристаллов α -железа в струе аммиака, располагаются по граням ромбического додекаэдра.

Мышак (102) показал, что в монокристаллах олова примеси располагаются по плоскостям скольжения и своим присутствием затрудняют трансляцию, уменьшают число действующих поверхностей скольжения и увеличивают прочность и хрупкость монокристалла.

Примерно также (103) распределяются примеси, выделяющиеся при кристаллизации солей.

Можно утверждать, что уменьшение числа возможных поверхностей скольжения в металлическом кристалле снижает пластичность и ведет к увеличению прочности.

Если будем рассматривать не одно направление скольжения, а все возможные направления, то, очевидно, придем к выводу, что при наличии весьма значительного числа поверхностей скольжения возможность получить наиболее благоприятно ориентированную плоскость скольжения по отношению к действующим силам будет также больше, чем при малом их количестве.

В случае большого количества различных направлений скольжения в действие могут приходиться несколько систем их.

Техническое железо обладает значительной ударной вязкостью при комнатной температуре и становится обычно катастрофически хрупким при сравнительно не очень низких температурах. Можно на основании приведенного утверждать, что чем чище железо, тем оно более вязко и при низких температурах, тем левее сдвинута точка m (см. фиг. 78) и тем больше для него температурный интервал t_1° .

Примеси механического характера — шлаки, неметаллические включения — все, что затрудняет возникновение пластических деформаций, увеличивают и холодноломкость стали. Необходимо при этом отметить, что не всегда высокая вязкость при нормальной температуре говорит о небольшой хрупкости при низкой температуре. Сравнивая кривые ударная вязкость — температура, приведенные в нашей работе, легко это установить.

Следует учитывать также весьма вредное влияние некоторых неметаллических включений, имеющих форму, особенно благоприятствующую развитию местных перенапряжений в материале при ударе. Вытянутая перпендикулярно оси образца Менаже шлаковая прослойка будет играть роль весьма вредного для динамической прочности образца надреза.

Но влияние на вязкость включений, какого бы характера они ни были, зависит и от их формы и от их величины. Где-то

должна быть граница, когда очень малые частицы уже не оказывают особо вредного влияния на вязкость.

Также и всякое искажение решетки, затрудняющее трансляцию, поведет к увеличению статической прочности кристаллического агрегата. Но это повышение прочности будет сопровождаться также ростом ударной хрупкости. Поэтому понятно, что старение, наблюдавшееся Кербером и работниками центральной лаборатории Кузнецкого металлургического комбината и заключавшееся в снятии напряжений решетки вследствие удаления водорода, вело к повышению ударной вязкости стали.

Механическое старение (после пластической деформации значительной величины) характеризуется выделением каких-то высокодисперсных частиц и, наоборот, ведет к уменьшению вязкости, особенно ударной. Но старение после небольших деформаций, как мы показали, не ухудшает стали. Вероятно, в последнем случае выделяющиеся частицы имеют весьма небольшие размеры и не оказывают влияния на механические свойства.

Сорбитная сталь особенно нечувствительна к старению, и нечувствительность эта повышается с продолжительностью и температурой отпуска, потому что структура делается все более равновесной, а мелкие дисперсные частицы, коагулируясь, весьма сильно увеличиваются в размерах с течением времени.

Последнее обстоятельство можно объяснить тем, что выпадающие при старении частицы могут различно блокировать поверхности скольжения, затрудняя трансляцию. От частиц молекулярного порядка блокировка невелика. По мере их роста блокировка увеличивается. Но когда их размер доходит до размера сорбитного цементита, видимого в микроскоп, блокирующее действие опять ослабляется.

Относительно хрупкости более или менее чистого железа существуют, как мы указывали, противоречивые мнения. Мы объясняем это тем, что в интервале появления холодноломкости (фиг. 78) малейшие неметаллические включения подходящей формы в кристаллах металла, создают местные напряжения решетки, зоны перенапряжения и вместе с тем затрудняют возможность трансляции. Но случайно может попасться образец, имеющий подобные дефектные места в минимальных количествах. Повидимому, мы имели именно такой случай, когда некоторые монокристаллические образцы (без надреза) из советского армко-железа не ломались при копровых испытаниях при -183° . Но этот исключительный случай вовсе не говорит о том, что железо это нехолодноломко и обладает вязкостью при всех температурах, как медь или алюминий. Монокристалл, согнувшийся при -183° без образования трещин, очевидно, все-таки сломается при более низкой температуре. Точка m (см. фиг. 78) для подобного материала лежит левее -183° .

Мы думаем, что холодноломкость железа объясняется меньшим числом возможных направлений скольжения при низких

температурах и уменьшением числа возможных сдвигов на единицу длины кристалла по мере падения температуры. Как мы в свое время указывали, число линий скольжения на боковой поверхности деформированных ударом монокристаллов уменьшается с понижением температуры опыта. На монокристалле железа, сломанном ударом при -183° , линий скольжения почти нет.

Холод действует в том же направлении, как и примеси, входящие в решетку кристалла; и в том, и в другом случаях затрудняется трансляция. Очень чистое железо при -183° дает некоторое число линий скольжения, что и было обнаружено на несломавшихся при этой температуре образцах.

На ряду с почти полным отсутствием линий скольжения на монокристаллах железа, сломанных при температуре жидкого воздуха, наблюдалось, правда, не во всех случаях, появление двойников, которые до сих пор называются «линиями Неймана».

Н. Н. Давиденков (1) объясняет появление двойников тем, что сопротивление двойникованию легче, чем сопротивление простому скольжению, и указывает, что между хрупкостью железа и его двойникованием имеется связь. По его мнению, в кристалле около двойников появляются при деформировании весьма значительные перенапряжения, облегчающие разрушение кристалла.

Вряд ли можно холодноломкость железа и некоторых его сплавов отнести за счет образования двойников исключительно. Двойники с большой легкостью образуются именно в металлах, не боящихся ударов при низких температурах.

Сахаров (104) отмечает появление двойников (линий Неймана) в числе 2—3 на зерно в стали с содержанием $0,2\%$ в случае деформирования при -183° . Одновременно им наблюдались и обычные линии сдвигов в виде нечетких, искривленных линий.

В одной из работ автора и В. Д. Кузнецова (23) было показано, что энергия U маятника копра Шарпи, идущая на излом образца, состоит из таких частей: U_1 — энергии, затрачиваемой на образование в образце упругих деформаций, U_2 — энергии, вызывающей остаточные деформации образца, U_3 — энергии, потребной на увеличение поверхности образца при его разрушении, U_4 — звуковой энергии. В этой работе было доказано, что слагаемыми U_3 и U_4 можно без большой погрешности пренебречь и полная энергия для излома состоит лишь из двух частей $U = U_1 + U_2$.

Под влиянием внешних сил в образце возникают упругие деформации, переходящие в пластические. Работа внешних сил, вызывающих при ударном изгибе упругие деформации, определяются, в конечном счете, величиной модуля упругости. Но модуль Юнга мало меняется с температурой; его в первом приближении можно считать постоянным в интервале $+20$ и -183° .

Ниже какой-то температуры (например, -40° в некоторых наших опытах) разрушение образца не сопровождается оста-

точными деформациями, поверхностей скольжения почти не образуется, предел упругости остается выше предела прочности. Работа разрушения образца ниже этой температуры, которую можно назвать критической (t_k°), остается практически постоянной.

Следовательно, в интервале $t_k^\circ - 0^\circ$ (абс.) U_1 должна быть постоянной, а U_2 равна нулю.

Выше критической температуры образец переходит из хрупкого состояния в пластичное, и работа пластических деформаций должна возрасти. U_2 растет быстрее уменьшения U_1 , и кривая ударная вязкость — температура идет вверх, но с определенной температуры она должна падать, дойдя до оси температур в момент плавления металла.

VIII. ВЫВОДЫ

1. Нами подтверждено рядом многочисленных опытов, что ударная вязкость сплавов железа с углеродом и слаболегированных сталей весьма сильна, а в некоторых случаях прямо катастрофически падает с понижением температуры испытания.

2. Температурный интервал, в котором наблюдается появление холодноломкости (хрупкость на удар) зависит от содержания в стали углерода, неизбежных примесей, способа получения стали, предыдущей горячей, холодной и термической обработок, принятого метода испытания.

3. Возможно весьма значительно увеличить ударную вязкость при низких температурах обычной конструкционной и слабо легированной стали путем термической обработки на сорбит. Чем выше температура отпуска на сорбит и чем продолжительнее время отпуска, тем дальше сдвигается интервал холодноломкости в сторону более низких температур, тем вязче сталь при низких температурах.

4. Особенно важное значение имеет снижение хрупкости на удар при низких температурах в результате предлагаемого метода термической обработки для рельсов, работающих в условиях сибирских зим.

5. Для закалки рельсов в результате ряда исследований сконструирована, изготовлена и испытана закалочная машина, позволяющая закалывать без трещин и практически без коробления образцы рельсов для копровой пробы, длиной 1,5 м.

Возможно, увеличив длину этой закалочной машины в соответствующее число раз, закалывать в ней рельсы нормальной длины.

6. Рядом исследований доказано, что рельсы можно закалывать при той температуре, с которой они покидают последний ручей стана, без подогрева или выравнивания их температуры в специальных печах.

Обычные в производственных условиях колебания температуры конца прокатки не оказывают влияния на конечный результат.

7. Правка сорбитизированных рельсов в холодном состоянии на роликовой машине не ухудшает механических свойств сорбитизированного по нашему способу рельса даже после искусственного старения.

8. Чем чище железо и сталь, тем менее они боятся ударов при низких температурах.

Для термической обработки по предложенному нами способу подходят доброкачественные мартеновские рельсы, по преимуществу с подходящим содержанием углерода и марганца.

Вопрос о возможности и рентабельности подобной термической обработки бессемеровских и томасовских рельсов не ясен; вероятнее всего, что от их обработки особой выгоды ожидать нельзя.

9. Размеры аустенитного зерна в тех пределах, в каких они колеблются в нормальной мартеновской рельсовой стали, особого влияния на результаты термообработки для передвижения интервала холодноломкости в область более низких температур не оказывают.

10. Показана возможность закалки рельсовой стали с изотермическим распадом аустенита. Применяя подобный способ закалки, возможно операцию правки на роликовой машине вести в процессе закалки.

11. Разработан новый метод копровой пробы охлажденных до низкой температуры рельсов с точным учетом энергии, идущей на разрушение нормального образца для заводской копровой пробы.

12. Исследованы на холодноломкость некоторые легированные стали.

13. Дана попытка объяснить причину холодноломкости железа и его сплавов с углеродом в зависимости от их внутреннего строения.

ЛИТЕРАТУРНЫЕ ИСТОЧНИКИ, НА КОТОРЫЕ СДЕЛАНЫ ССЫЛКИ В РАБОТЕ

1. Н. Н. Д а в и д е н к о в, Динамические испытания металлов, стр. 7—8, 1936.
2. Г. К. Т ю м е н ц е в, Общие выводы из 37-летних метеорологических наблюдений, Томск, 1912.
3. Ф. Н. Р ы б и н с к и й, «Хрупкие рельсы», сборник ЦНИИМ НКПС, 1931.
4. В. К и р п и ч е в, Сопротивление материалов, ч. 2, стр. 68—69, 1918.
5. F. K ö r b e r u. A. P o m p, «Mitt. aus dem K-W-Inst. für Eisenforsch zu Dusseldorf», 1925.
6. G. Charpy, «Intern. Verband f. d. Materialprüf d. Technik», Bruss. Kongr., 1906.

7. L. Guillet u. L. Reville, „Revue de Metallurgie“, 1906, стр. 96.
8. P. Goerens u. G. Hartel, „Zs für anorg. Chemie“, 1913, стр. 430.
9. O. Reingold, „Ferrum“, 1916, стр. 97.
10. B. Strauss u. A. Fry, „Kruppsche Monatsheft“, 1921, стр. 126.
11. F. C. Langenberg, „J. Iron a. Steel Inst“, 1923, стр. 95.
12. N. Richardson u. E. K. Mac Nutt, „Trans. Am. Soc. for Steel. Treat“, 1924, стр. 348.
13. P. Goerens, „ZVDI“ 1924, стр. 41.
14. R. Mailänder, „Kruppsche Monatshefte“, 1924, стр. 16.
15. F. Körber u. A. Pomp, „Mitt. aus dem K.-W.-Inst. für Eisenforsch zu Düsseldorf“, 1925.
16. F. Körber u. A. Pomp, „Mitt. aus dem K.-W.-Inst. für Eisenforsch.“, Bd. VII, Lief. 4, 1935.
17. R. Walle, „St. u. Eisen“, 1932, стр. 479—488.
18. M. Corelli, „Congrès Intern. pour l'essai de Mat.“, V. I, 1928, стр. 479—88.
19. Б. А. Смирнов и А. С. Фалькевич, „Автогенное дело“, 1935, № 4.
20. В. И. Возняк, „Автогенное дело“, 1935, № 4.
21. В. И. Строкопытов, „Термическая обработка электродугового шва, дипломная работа (выполнена под руководством автора), Томский гос. университет, 1935.
22. А. Фалькевич и Б. Смирнов, „Химстрой“, 1935, № 7.
23. А. Н. Добровидов и В. Д. Кузнецов, „Труды Сибирского физ.-техн. института“, 1932, т. I, вып. II; „Сталь“, 1932, № 4.
24. Larsen, Dr.-Ing. Diss., Berlin, 1930.
25. H. Meyer, „St. u. Eisen“, 1931, стр. 1006.
26. W. A. Guldner, „ZS für Metallkunde“. 1930, стр. 258—60 и 412—16.
27. В. А. Тиньгаев. Хрупкость алюминия и его сплавов, дипломная работа (выполнена под руководством автора), Томский гос. университет, 1935.
28. R. Mailänder, „St. u. Eisen“, 1935, стр. 749—51.
29. Ф. Н. Рыбинский, „Хрупкие рельсы“, сборник ЦНИИМ НКПС, стр. 37—74, 1931.
30. Отчет по практике на Челябинском тракторном заводе, Томский гос. университет, 1934.
31. А. И. Скаков и А. С. Маханек. О массовом исследовании рельсов, сборник НИИМ НКПС стр. 29, 1933.
32. H. Schottky u. H. Hiltenkamp, „St. u. Eisen“ 1936, стр. 444—46.
33. А. П. Чекмарев, Рельсы, их служба, качество и производство, ГНТИУ, 1934.
34. H. Wentrup, „ZVDI“, 1934, стр. 565.
35. F. Körber u. M. Hempel, „Mitt. aus dem K.-W.-Inst. f. Eisenforsch., Düsseldorf“, 1935, в. XVII, стр. 292.
36. Фраткин, „Бюллетень завода им Дзержинского“, № 9—10, 1932.
37. Л. П. Владимиров, „Домез“, 1930, № 5.
38. А. Л. Бабошин, „Исследование рельсового дела в СССР“, сборник, ч. I, стр. 48—65, 1928.
39. С. Л. Жуковский, „ЖРМО“, 1912, № 3, стр. 329—336.
40. Н. А. Минкевич, Свойства, тепловая обработка и назначение стали и чугуна, ч. I и 2, стр 269—279, 1932.
41. И. Н. Ефремов и В. Н. Горский, „Бюллетень Уралмета“ 1930, № 3 и 4; „Металлург“, 1931, № 6—7.
42. H. Vennek, „Arch. f. d. Eisenhüttenwes.“, 1935/36, стр. 147—153.
43. К. А. Бессонов, Влияние температуры закалки, продолжительности отпуска и скорости охлаждения после отпуска на ударную вязкость стали, технический отчет (работа выполнена под руководством автора), Сибирский институт металлов, 1932.

44. П. С. Грдина, Аномальность рельсового металла, технический отчет, Сибирский институт металлов, 1932.
- П. С. Грдина, „Известия Сибир. института металлов“, 1934, т. I, вып. IV., стр. 119—150.
45. С. М. Нерты, „Величина зерна в стали“, сборник, ОНТИ НКТП, 1935.
46. J. J. Egan, W. Grafts а. А. В. Kinzel, „Metal Progress“, 1933, Sept., стр. 18—20.
47. И. Миркин и А. Розанов, Сборник Московского Института Стали им. И. В. Сталина, 1934.
48. М. П. Прищепа, Свойства изотермически распавшегося аустенита, дипломная работа (выполнена под руководством автора), Томский гос. университет, 1936.
49. К. А. Бессонов, „Известия Сибирского института металлов“, 1934, т. I, вып. IV, стр. 17—59.
50. „Включения в стали“, сборник под ред. проф. С. С. Штейнберга, ОНТИ, 1933.
51. Kinzel u. Grafts, „St. u. Eisen“, 1931, стр. 778 и стр. 1529.
52. Г. И. Андреев, „Известия Сибирского института металлов“, 1934, т. I, вып. IV.
53. Д. С. Груздев, „Известия Сибирского института металлов“, 1934, т. I, вып. IV, стр. 59—71.
54. Д. С. Груздев, Предварительный технический отчет, Сибирский институт металлов, 1935.
55. С. И. Дружинин, „Исследование рельсовой стали“ (сборник), стр. 55—91, 1906.
56. „Включения в стали“, сборник под ред. проф. С. С. Штейнберга, стр. 158—171. ОНТИ, 1933.
57. S. Gallik u. G. Hoensch, „ZVDI“, 1935, стр. 1480.
58. M. J. Galibourg, „Bvue de Mét.“, 1936, стр. 73—85.
59. W. Köster, „Archiv f. d. Eisenhüttenwes“, 8 февр. 1929.
60. W. Eilender, A. Fry u. A. Gottwald, „St. u. Eisen“, 1935, стр. 555—64.
61. В. И. Строкопытов, Отчет о практике на КМК, Том. Госуд. Ун-т, 1934.
62. W. Köster. „Arch. f. d. Eisenhüttenwes“., 1930, 10, стр. 633—55.
63. F. Körber u. J. Mehovar, „Mitt. aus. d. K.-W-lnst. zu Düsseldorf“, 1935. 7. стр. 89—105.
64. C. Drescher u. R. Schäfer, „Archiv f. d. Eisenbüttenwes.“, 1935/36, стр. 327—32.
65. G. Schmidt, „Archiv. f. d. Eisenhüttenwes.“, 1934/35, стр. 263—69.
66. W. Eilender. H. Cornelius u H. Knüppel, „Archiv f. d. Eisenhüttenwes.“, 1934/35, стр. 507—9.
67. E. Knipp, „St. u. Eisen“, 1934, стр. 777—8.
68. R. Walzel, „Archiv f. d. Eisenhüttenwes.“, 1932, стр. 257—62.
69. H. Wilhelm u. L. Jahn, „Archiv f. d. Eisenhüttenwes.“, 1933/34, стр. 201—3.
70. R. Stumper, „St. u. Eisen“, 1929, стр. 177—87.
71. A. Krüger, „Archiv f. d. Eisenhüttenwes.“, 1930, стр. 721—30.
72. F. Rötcher u. M. Fink, „ZVDI“ 1932, № 2.
73. Т. Н. Лященко, „Кузнечкстрой“, 1935, № 1—2, стр. 60—65.
74. В. И. Дьяков, Старение сорбитной стали, дипломная работа (выполнена под руководством автора). Томский гос. университет, 1935,
75. С. Г. Скобенников, Старение стали, неопубликованная работа. Томский индустриальный институт, 1936.
76. E. Knipp, „St. u. Eisen“ 1934, h. 24.
77. С. Н. Нерты. „Величина зерна в стали“, сборник, ОНТИ НКТП, 1936, стр. 363.
78. W. Biscohf, „Arch. f. d. Eisenhüttenwes.“, 1934/35, стр. 293—303.
79. L. V. Wert, „Trans. Amer. Soc. of. Metals.“, 1935, стр. 633—44.

80. А. Н. Добровидов, Примеси в монокристаллах, доклад в Сиб. Ин-те металлов, 1929.
81. „Известия Сибирского института металлов“, 1934, т. I, вып. IV, стр. 163—172.
82. C. A. Edwards a. L. B. Pfeil, „J. Ir. a. Steel Inst.“, 1925, стр. 79—100.
83. W. S. Messkin u. J. M. Margolin, „Arch. [f. d. Eisenhüttenwes.“, 1934, стр. 399—405.
84. L. Luckmeyer-Hasse u. T. Schenk, „Arch. f. d. Eisenhüttenwes.“, 1932, стр. 209—14.
85. Sauerwald, Schmid u. Dickenthal, „ZS f. Phys.“, 1930, Bd. 61, стр. 130.
86. H. W. Hiemke u. W. C. Schulte. „Metals a. Alloys“, 1934, Febr., стр. 31.
87. J. J. Egan, F. Grafts u. A. B. Kinzel, „Metal Progress“ 1933 Sept., стр. 18—20.
88. J. F. Morrison. „Eng.“, 1934, стр. 550.
89. B. G. Aldridge u. G. C. Shepherd, „Metals a. All.“, 1936, Juni, стр. 147—52: Juli, стр. 185—192.
90. А. Н. Добровидов и Д. С. Груздев. „Известия Сибирского института металлов, 1934, т. I, вып. IV.
91. А. В. Смирнов и А. В. Белоручев, Окисление и обезуглероживание стали, ОНТИ, 1934.
92. W. Schwinnig. „ZVDI“. 1935, стр. 35—40.
93. E. W. Colbeck, W. E. Mac Gillivray u. W. R. D. Manning, „Inst. Chem. Eng.“, 24 mai, 1933.
94. Д. В. Конвисаров, „Известия Сибирского института металлов“, 1934, т. I, вып. IV, стр. 85—112.
95. A. Thum u. F. Wunderlich, „ZS f. Metallkunde“, 1935, стр. 277—80.
96. H. Schottky u. H. Hiltenkamp, „St. u. Eisen“, 1936, стр. 444—46.
97. H. J. Wiester, „Arch. f. d. Eisenhüttenwes.“, 1935/36, стр. 527
98. O. Pilz, „St. u. Eisen“, 1927, стр. 1645—51.
99. L. Thibodier u. H. Viteaux, „Revue de Mét.“, 1926, стр. — 65—81.
100. M. Ros u. A. Eichinger, „ZVDI“, 1934, стр. 893.
101. G. Sachs, Plastische Verform., 1930, стр. 20.
102. Н. В. Мышак, Распределение примесей в монокристалле, дипломная работа (выполнена под руководством автора). 1935.
103. Д. Д. Саратовкин, „Доклады Академии наук СССР“, 1935, т. IV (IX), № 8—9, стр. 307—310.
104. П. С. Сахаров, „Журнал технической физики“, 1936, стр. 1389—92.



О Г Л А В Л Е Н И Е

Предисловие	3
I. Литературные данные	9
II. Снижение холодноломкости углеродистой стали путем термической обработки	27
III. Полузаводские опыты	53
IV. Влияние старения на холодноломкость	74
V. Влияние некоторых элементов на холодноломкость стали	101
VI. Сопротивление рельсовой стали износу	113
VII. Заключение	119
VIII. Выводы	125
Литературные источники	126

Отв. редактор проф. М. А. Усов.

Техн. редактор Н. Дугина.

Сдано в произв. 28/VI 1937 г.

Подп. к печати 15/IX 1937 г.

Формат 60×92¹/₁₆. Печ. листов 8.

Знаков в печ. листе 49776

Свердловское отделение ОНТИ, № 267. Уполн. Свердловобллита В-3904

Тираж 1150. Заказ № 8384.

Тип. газ.-журн. изд-ва Свердловск. Обкома ВКП(б), „Ур. рабоч.“.
Ул. Ленина, 47.