

Т. И. Тихоновъ.



ИЗМѢНЕНІЕ

СТРУКТУРЫ ЖЕЛѢЗА

ПРИ

МЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКѢ.



ТОМСКЪ.

Типо-Литографія Сибирскаго Т--ва Печатнаго Дѣла. Уг. Дворянской ул. и Ямского пер. соб. д
1911.

Отд. оттискъ изъ Извѣстій Томскаго Технологическаго Института Импера-
тора Николая II.

Введеніе.

Тѣсная связь между механическими свойствами желѣза и его структурою несомнѣнно существуетъ и доказана цѣлымъ рядомъ механическихъ и металлографическихъ изслѣдованій позднѣйшаго періода времени въ области изученія свойствъ желѣза. Выясненіе картины тѣхъ измѣненій въ структурномъ строеніи желѣза, которыя происходятъ въ послѣднемъ при цѣломъ рядѣ механическихъ процессовъ обработки желѣза,—составляетъ главную задачу предлагаемаго очерка, но долженъ замѣтить, что основная задача этой работы далеко не исчерпана полностью, перѣдко и не по винѣ автора, но вслѣдствіе того, что мѣстныя условія далеко не благопріятствовали полнотѣ подобныхъ изслѣдованій. Частичныя предварительныя изслѣдованія по указанному вопросу начаты были давно и иногда предлагались гг. студентамъ Института въ видѣ дипломныхъ работъ, но послѣднія работы всегда выполнялись при тѣсномъ руководствѣ и участіи автора предлагаемаго очерка. Все изложеніе затронутаго вопроса разбито на три главы, причемъ въ первой изъ нихъ разсмотрѣнъ вопросъ о кристаллическомъ строеніи углеродистаго желѣза; во второй—о вліяніи нагрѣва на структуру углеродистаго желѣза и въ третьей—объ измѣненіи структуры желѣза при прокаткѣ, волоченіи, штампованіи, ковкѣ, рѣзаніи и продавливаніи.

Кристаллическое строение углеродистого железа.

Наблюдая различные химическія соединенія желѣза, встрѣчающіяся на земной поверхности, мы нерѣдко встрѣчаемъ явно кристаллическія формы ихъ. Такъ, магнитный желѣзнякъ нерѣдко можно встрѣтить въ формѣ прекрасныхъ кристалловъ октаэдра. Фигура 1 табл. I изображаетъ фотографію такого желѣзняка изъ нашей находки по Уралу. Такіе же правильные октаэдры наблюдаемъ у хромистаго желѣзняка¹⁾. По общему закону изотипіи, основныя кристаллическія формы, присущія чистому металлу, должны повторяться въ видѣ таковыхъ же и у соединений этого металла, но можно съ большою степенью вѣроятности и обратно заключить, что кристаллическія формы октаэдра должны повторяться и у чистаго желѣза. Начиная съ половины XVIII столѣтія, благодаря значительному интересу къ стали, было сдѣлано весьма много опытовъ съ цѣлью получить отчетливые кристаллы желѣза, и нерѣдко такія попытки оканчивались успѣхомъ. Такъ, въ 1900 году Осмондомъ были опубликованы работы металлурга XVIII вѣка Гриньона²⁾, посвященныя кристаллизациі чугуна, стали и шлаковъ. Описывая явленія кристаллизациі, наблюдаемыя у чугуна, Гриньонъ говоритъ³⁾, что первымъ элементомъ кристаллизациі является ромбъ, надъ которымъ поднимаются другіе составляющіе ромбы, образующіе, постепенно уменьшаясь, пирамиду съ ромбическимъ основаніемъ. По четыремъ сторонамъ этой главной и центральной пирамиды расположены, подъ прямымъ угломъ отъ основанія до вершины, другія пирамиды той же формы, уменьшающіяся по величинѣ въ зависимости отъ занимаемаго ими мѣста такимъ образомъ, что сѣченіе составнаго кристалла является четырехугольной звѣздой, а въ профилѣ онъ образуетъ деревца, похожія на маленькія елочки. Совершенно аналогичную кристаллизацию у углеродистаго желѣза наблюдали Мартенсъ и Кнопъ⁴⁾ и нашъ всемірно извѣстный профессоръ Дмитрій Константиновичъ Черновъ. Фиг. 5 таб. II изображаетъ кристаллы профессора Чернова, полученные имъ изъ литника 100 t болванки мягкой стали. Отливка этой болванки была произведена въ металлическую изложницу, которая вся до верхней прибыли

1) Опыты С. Merie. Браунсъ. Химія. Минералогія.

2) Sur la cristallographie du fer. Osmond. 1900 Paris.

3) Н. Бѣляевъ. Кристаллизациа, структура и свойства стали. 1909 г. Стр. 9.

4) Molekular constitution S 68.

была защищена отъ быстрого охлажденія землей. Въ пустотѣ самой при-
были, вслѣдствіе усадки металла и вслѣдствіе весьма медленнаго осты-
ванія самой болванки и были найдены вышеуказанные кристаллы ста-
ли. (Длина большого кристалла 39 ст. и вѣсъ $8\frac{1}{2}$ фунтовъ. Въ данное
время этотъ кристаллъ переданъ въ распоряженіе Морской Артилле-
рійской Академіи). Разсматриваемый кристаллъ двойной, одинъ кри-
сталлъ больше другого, одному кристаллу общія условія образованія
его больше благопріятствовали росту нежели другому сосѣду. Разсмат-
ривая этотъ кристаллъ, мы ясно замѣчаемъ, что основная форма окта-
эдра явно преобладаетъ въ его строеніи, но общее расположеніе этихъ
кристалловъ вполнѣ напоминаетъ ту елочку, о которой раньше говорилъ
Гриньонъ. Совершенно аналогичные кристаллы октаэдра, но значитель-
но меньшихъ размѣровъ, удавалось наблюдать при спокойномъ, но весь-
ма медленномъ охлажденіи чугуна и стали изслѣдователямъ Бергма-
ну ⁵⁾, Берцелиусу ⁶⁾, Фарадѣю ⁶⁾ и др. Кристаллы желѣза въ формѣ
октаэдра при весьма медленномъ и спокойномъ охлажденіи наблюда-
лись Барделеємъ ⁷⁾ и Перси ⁶⁾.

Такимъ образомъ на основаніи всего предыдущаго можно утверж-
дать, что форма кристалла октаэдра вполнѣ присуща углеродистому
желѣзу при весьма спокойномъ и медленномъ охлажденіи, когда обра-
зованіе этого кристалла свободно, но интересно прослѣдить измѣненіе
этой основной кристаллизаціи желѣза, когда кристаллъ при своемъ
образованіи встрѣчаетъ препятствія въ видѣ давленія на свою поверх-
ность со стороны той среды, за счетъ которой онъ образуется. Первымъ
условіемъ начала образованія кристалла изъ раствора, каковымъ въ дан-
ное время разсматривается всякій сплавъ, является условіе пересыще-
нія раствора при стѣсненной кристаллизаціи. Съ момента начала обра-
зованія кристалла послѣдній испытываетъ давленіе той среды, за счетъ
которой онъ образуется. Это давленіе пропорціонально поверхности кри-
сталла и, очевидно, оно будетъ наименьшимъ на болѣе заостренныхъ ко-
нусахъ кристалла, т. е. на концахъ его кристаллическихъ осей. Слѣдо-
вательно, съ момента начала кристаллизаціи послѣдняя наиболѣе ин-
тенсивно начнетъ распространяться по линіямъ наименьшаго сопро-
тивленія и даетъ рядъ осей кристаллизаціи. По мѣрѣ выдѣленія кри-
сталловъ, освобождается теплота кристаллизаціи, которая повышаетъ
температуру той среды, черезъ которую проходитъ главная ось кристал-
лизаціи. Если металлъ обладаетъ слабой теплопроводностью или искус-
ственно такъ обставленъ, что весьма медленно теряетъ тепло, и около
главныхъ осей кристаллизаціи происходятъ конвекціонные токи въ са-
момъ веществѣ, за счетъ котораго образуются кристаллы,—то въ благо-

⁵⁾ Osmond. Sur la cristallographie du fer p. 18.

⁶⁾ Dr. J. Percy. Traité complet de Metallurgie traduit par Petigrand et Ronne.
Paris. 1865. t. II. p. 4, 5.

⁷⁾ Cristallographie du fer p. 18. До $\frac{1}{2}$ дм. въ діаметрѣ.

пріятныхъ мѣстахъ для кристаллизаціи начинаютъ появляться вторичныя оси кристаллизаціи въ направленіяхъ перпендикулярныхъ къ первымъ основнымъ осямъ. Затѣмъ, при условіяхъ совершенно аналогичныхъ и вполнѣ благопріятствующихъ образованію вторыхъ осей кристаллизаціи, могутъ образоваться и оси 3-й кристаллизаціи, перпендикулярныя къ 2-мъ и т. д. Такимъ образомъ мы получаемъ весьма сложную систему осей кристаллизаціи. Углеродистое желѣзо не однородно по составу, и эта неоднородность по составу еще болѣе обнаруживается въ моментъ застыванія металла, т. е. въ моментъ образованія кристаллизаціи. Мѣстами указанныя оси кристаллизаціи проходятъ черезъ фокусы (точки) жидкаго металла, которые обильно даютъ матеріалъ для образованія кристалловъ, происходитъ ростъ, утолщеніе осей кристаллизаціи, вслѣдствіе чего и форма кристаллизаціи не ровная, а съ рѣзкими измѣненіями въ сѣченіяхъ,—получается так. наз. прерывчатая кристаллизація. Теплота кристаллизаціи металловъ вообще, а въ частности и для желѣза по даннымъ Витторфа ⁸⁾ весьма значительна, но углеродистое желѣзо обладаетъ и значительной теплопроводностью, слѣдовательно, эта теплота можетъ легко теряться и слабо способствовать кристаллизаціи; но вслѣдствіе того, что углеродистое желѣзо не однородно, теплота при охлажденіи излучается (теряется) не равномерно, въ массѣ охлаждающагося металла появляются фокусы съ повышенной температурой (противъ средней) и въ этихъ мѣстахъ, проходящая ось кристаллизаціи, при условіи наличности веществъ, за счетъ которыхъ происходитъ образованіе кристалловъ, должна получить приростъ, утолщеніе въ сѣченіи, т. е. опять имѣются условія для полученія прерывчатой кристаллизаціи. По отношенію къ углеродистому желѣзу цѣлый рядъ наблюденій надъ развитіемъ и ростомъ кристалловъ при условіи существованія давленія на кристаллы со стороны той среды, изъ которой образуются эти кристаллы, привели профессора Чернова къ такого рода выводамъ ⁹⁾).

„Разсматривая подъ микроскопомъ отдѣльные кристаллы, мы видимъ, что они принадлежатъ къ разрывнымъ кристалламъ съ наибольшимъ развитіемъ ростковъ по направленію октаэдрическихъ осей, причемъ одна изъ нихъ, по направленію главнаго роста кристалла, всегда оказывается длиннѣе двухъ другихъ, такъ что каждый разрывной кристаллъ представляется въ видѣ скелета, вытянутаго квадратнаго октаэдра. Кромѣ ростковъ по направленію октаэдрическихъ осей, или ростковъ перваго порядка, по мѣрѣ удаленія отъ вершины къ его основанію, мы встрѣчаемъ, сначала въ зачаткахъ, а потомъ все болѣе и болѣе развитые ростки второго, третьяго и т. д. порядковъ, которые иногда образуютъ буквально сѣтчатыя стропила октаэдрическаго кристалла“.

⁸⁾ Теорія силановъ. Стр. 332.

⁹⁾ Статьи Чернова въ запискахъ И. Р. Т. О. за 1863—69 г.

Изъ предыдущаго не трудно уловить, что главнымъ условіемъ полученія кристаллическихъ формъ углеродистаго желѣза является медленность и равномерность охлажденія металла, и только при такихъ условіяхъ вышеприведеннымъ лицамъ удалось наблюдать явно кристаллическія формы у углеродистаго желѣза. Съ цѣлью получить явно кристаллическія формы у углеродистаго желѣза въ недавнее время на Путиловскомъ заводѣ ¹⁰⁾ по указаніямъ проф. Чернова были произведены опыты. Бралась для опытовъ шихта мелкаго желѣза и графитъ, помѣщалась въ тигли, плавилась и послѣ нагревалась еще въ теченіе болѣе двухъ часовъ. Затѣмъ закрывались тигли, горнъ замазывался, и сплавъ медленно охлаждался въ тиглѣ вмѣстѣ съ печью. (Время охлажденія сплава достигало 60 часовъ).

Желѣзо для указанныхъ цѣлей бралось слѣдующаго химическаго состава:

	C.	Si	Mn	Ph	S
Демидовское желѣзо	0,10	0,14	0,22	0,043	0,019
Мартеновское	0,12	—	0,39	0,007	0,012

Изъ указанного желѣза въ смѣшеніи съ графитомъ послѣ плавки былъ полученъ слѣдующій различный матеріалъ углеродистаго желѣза.

№№ брусковъ.	C.	Si	Mn	Ph	S	Роль плавки.
1	1,80	0,30	0,15	0,026	0,022	Шамотные тигли.
2	2,30	0,40	0,25	Слѣды.	0,024	
3	3,88	0,70	0,17	0,028	0,095	Графитовые тигли.
4	3,89	0,64	0,31	0,27	0,050	
5	0,62	0,51	0,14	0,024	0,019	Шамотные тигли.
6	0,60	0,48	0,10	0,026	0,026	

Такимъ образомъ, изъ вышеприведенной таблицы анализовъ металла ясно видно, что углеродистое желѣзо при опытахъ было весьма разнообразно по химическому составу,—отъ состава чугуновъ до средней стали по твердости включительно. Въ шамотныхъ тигляхъ при плавкѣ произошло обогащеніе металла кремніемъ за счетъ стѣнокъ тигля. Такъ какъ условія производства послѣднихъ опытовъ весьма хорошо благоприятствовали образованію кристаллизаціи углеродистаго желѣза, то въ результатѣ въ изломахъ данныхъ сплавовъ удалось замѣтить явные слѣды октаэдрической кристаллизаціи желѣза. Фиг. 2 таб. I. представляетъ наружную корку сплава № 2. На этомъ изломѣ мы видимъ явную

¹⁰⁾ Визяевъ. Кристаллизація, структура и свойства стали. Стр. 1. 1909.

картину первичной кристаллизаціи, имѣется рядъ кристаллическихъ осей, постепенно растущихъ отъ периферіи къ центру; эти основныя оси имѣютъ оси 2 и 3-го порядка и вмѣстѣ въ совокупности даютъ явную картину прерывчатыхъ кристалловъ. Ранѣе было указано, что на осяхъ кристаллизаціи ростъ кристаллизаціи наиболѣе интенсивенъ, вслѣдствіе чего на наружной коркѣ, въ мѣстахъ окончанія осей кристаллизаціи, мы замѣчаемъ явныя выпуклости. Особенно характерно были замѣтны эти выпуклости на наружной коркѣ сплава № 1, часть верхней корки котораго изображаетъ фиг. 3 таб. I съ явными слѣдами основъ самихъ кристалловъ.

На основаніи всего предыдущаго мы невольно приходимъ къ заключенію, что углеродистое желѣзо при свободной кристаллизаціи, но при условіи весьма медленнаго охлажденія послѣ плавленія, свободно принимаетъ явно кристаллическую форму въ видѣ октаэдровъ. При стѣсненной кристаллизаціи, но при условіи весьма медленнаго охлажденія послѣ плавленія, углеродистое желѣзо явно обнаруживаетъ склонность къ образованію прерывчатыхъ кристалловъ, которые по своей формѣ явно напоминаютъ октаэдръ (смотри. фиг. 2 и 3), и отсюда мы можемъ заключить, что октаэдръ является основной формой обоихъ только что разсмотрѣнныхъ видовъ кристаллизаціи углеродистаго желѣза. Величина этихъ кристалловъ растетъ не только съ медленностью охлажденія, но зависитъ и отъ содержанія углерода, а именно: характеръ кристаллизаціи, при всѣхъ прочихъ условіяхъ, будетъ тѣмъ рельефнѣе, чѣмъ содержаніе углерода ближе къ 2% ¹¹⁾, т. е. къ точкѣ E' діаграммы плавкости углеродистаго желѣза по Розенбоуму ¹²⁾.

Кромѣ наиболѣе часто встрѣчающейся формы кристаллизаціи, октаэдра, было найдено, что углеродистое желѣзо способно кристаллизоваться въ кубической системѣ ¹³⁾. Въ послѣдней формѣ кристаллизаціи было найдено желѣзо при одномъ изъ изслѣдованій въ металлографической лабораторіи Томскаго Технологическаго Института. (См. металлическіе сплавы. Г. Тихоновъ. 1910 г., стр. 65. Фиг. 95). Такія измѣненія въ кристаллизаціи желѣза вполне возможны и находятъ полную аналогію себѣ въ измѣненіяхъ характера кристаллизаціи различныхъ солей въ зависимости отъ условій, при которыхъ наблюдается эта кристаллизація. Такъ, по наблюденіямъ Осмонда и Карто ¹⁴⁾ хромовыя квасцы при быстрой кристаллизаціи даютъ дендриты кубической системы и при медленной—октаэдры. Хлористый натръ, обычно кристаллизующійся въ видѣ кубовъ, даетъ октаэдръ изъ раствора—съ примѣсью мочевины или Ca Cl_2 и Mg SO_4 .

¹¹⁾ Бѣляевъ. Кристаллизація стали. Стр. 7. 1909.

¹²⁾ Металлографія. Часть I. Стр. 27—29.

¹³⁾ Бѣляевъ. Кристаллизація стали. Стр. 14.

¹⁴⁾ Metallographist IV. 1901. p. 119.

Причину такого измѣненія основной формы кристаллизаціи, довольно часто встрѣчающейся у многихъ солей, но весьма рѣдко наблюдаемой у углеродистаго желѣза, Кюри¹⁵⁾ объясняетъ слѣдующимъ образомъ: кристаллъ для своего образованія на преодоленіе внѣшнихъ препятствій расходуетъ minimum энергіи, и величина этой энергіи для даннаго вещества есть величина постоянная, независимо отъ условій кристаллизаціи. Если измѣняется среда кристаллизаціи даннаго вещества, то при постоянствѣ ранѣе указанной энергіи кристаллизаціи, возможно измѣненіе общей внѣшней площади кристалла, въ смыслѣ уменьшенія или увеличенія ея въ зависимости отъ условій среды, въ которой происходитъ кристаллизація; при измѣненіи внѣшней площади кристалла возможно полученіе новой формы кристаллизаціи. Только такимъ путемъ возможно объяснить двойную форму кристаллизаціи желѣза,— весьма рѣдкую куба и наиболѣе распространенную—форму октаэдровъ, образующуюся въ первый періодъ застыванія углеродистаго желѣза послѣ плавленія, но до появленія аллотропіи желѣза, и такая кристаллизація въ отличіе отъ аллотропической наз. первичной кристаллизаціей желѣза.

Въ предыдущемъ мы рассмотрѣли условія образованія кристалловъ у углеродистаго желѣза при высокихъ температурахъ послѣ плавленія при медленномъ охлажденіи и до начала аллотропическихъ измѣненій въ желѣзѣ; но если условія охлажденія вполне благоприятствовали образованію кристалловъ въ желѣзѣ до начала аллотропическихъ измѣненій, то очевидно, что все дальнѣйшее перемѣщеніе частицъ металла въ періодъ его аллотропіи должно происходить въ пустотахъ между кристаллами такого металла и по плоскостямъ спайности этихъ кристалловъ. Въ дѣйствительности позднѣйшія наблюденія, сдѣланныя въ этой области, вполне подтверждаютъ только что высказанное предположеніе. Такъ одинъ изъ кристалловъ проф. Чернова¹⁶⁾ изъ усадочной раковины 100 т болванки на шлифѣ (Фиг. 4, таб. I) имѣетъ явные признаки кристаллическаго строенія внутри самого кристалла, съ явной группировкой осей кристаллизаціи, но въ плоскостяхъ спайности самихъ кристалловъ (октаэдровъ) отчетливо замѣтно при большомъ увеличеніи скопленіе феррита (Фиг. 6 табл. III), т. е. вещества, которое выдѣлилось въ этихъ пустотахъ уже послѣ образованія первичныхъ кристалловъ въ моментъ аллотропіи желѣза. Въ данномъ случаѣ ферритъ содержитъ весьма значительное количество вкрапленнаго въ него шлака, что объясняется тѣмъ, что данный кристаллъ образовался въ усадочной раковинѣ, гдѣ имѣлось значительное количество шлака, выдавленнаго изъ самой болванки во время затвердѣванія ея. Подобную картину распо-

¹⁵⁾ Baumhauer. Neuere E. der Kristallographie, ссылка на P. Curie. Bull. de la Société mineralogique de Franc. 8. 145.

Бѣляевъ. Кристаллизація стали. Стр. 14

¹⁶⁾ Бѣляевъ. Кристаллизація стали. Стр. 17. 1909 г.

женія элементовъ вторичной кристаллизаціи по отношенію къ элементамъ первичной мы можемъ наблюдать, очевидно, только въ тѣхъ случаяхъ, когда условія охлажденія самого углеродистаго желѣза вполне благопріятствуютъ появленію основной первичной кристаллизаціи, и въ зависимости отъ химическаго состава углеродистаго желѣза въ качествѣ цементирующаго вещества между основными первичными кристаллами въ одномъ случаѣ будетъ ферритъ, если содержаніе углерода меньше 0,85%, и въ другомъ случаѣ цементитъ при содержаніи углерода отъ 0,85 до 2%. (См. кривую Roostboom'a. Металлографія, часть I, Т. Тихонова, стр. 27—29). Вполнѣ ясное и отчетливое выдѣленіе зеренъ феррита въ плоскостяхъ спайности первичныхъ кристалловъ отчетливо наблюдалось при вышеуказанныхъ опытахъ г-на Бѣляева¹⁷⁾ на Путиловскомъ заводѣ, и одинъ изъ такихъ шлифовъ отъ сплава № 5 изображенъ на фиг. 7, табл. III съ вполнѣ яснымъ вкрапленіемъ феррита между первичными кристаллами самого сплава.

Въ періодъ вторичной аллотропической кристаллизаціи свободная масса углеродистаго желѣза, феррита или цементита, въ зависимости отъ химическаго состава разсматриваемаго металла, заполняетъ пустоты между основными большими кристаллами первичной кристаллизаціи, но тѣ же элементы феррита или цементита, при условіи весьма медленнаго охлажденія, способны проникать въ плоскости спайности мелкихъ кристалловъ (2-го, 3-го и т. д. порядковъ) и даютъ самостоятельныя отвѣтвленія. При указанныхъ условіяхъ на шлифѣ мы отчетливо можемъ наблюдать картину дѣленія основного, большого кристалла первичной кристаллизаціи на кристаллы 2-го, 3-го и т. д. порядковъ, о которыхъ говорилось раньше. Фиг. 8 табл. III представляетъ ясную картину отчетливаго дѣленія основного кристалла углеродистаго желѣза на составляющіе его элементы. Сплавъ содержитъ 0,55 С, 0,30% Мп, 0,020% Рн и 0,021% S и былъ полученъ г. Бѣляевымъ¹⁸⁾ на Ижевскомъ заводѣ. Если параллельно съ только что разсмотрѣннымъ нами шлифомъ (фиг. 8) мы внимательно начнемъ разсматривать слѣдующіе (фиг. 9 и 10 табл. III), изображающіе снимки со шлифа одного изъ метеоритовъ, то мы найдемъ очень большое сходство въ смыслѣ сочетанія линій въ обоихъ рисункахъ. На обоихъ рисункахъ мы отчетливо можемъ найти треугольники, параллелограммы и въ нѣкоторыхъ случаяхъ прямоугольники, образованные общей сѣткой феррита на разсматриваемыхъ шлифахъ. Разсматриваемыя фигуры на метеоритахъ впервые были открыты въ 1808 г. Директоръ Импер. Вѣнскаго фарфороваго завода Alois von Widmanstätten и въ честь его названы „Видманштетовыми фигурами“. Присутствіе Видманштетовыхъ фигуръ есть явный признакъ кристаллическаго строенія разсматриваемаго тѣла въ формѣ октаэдра. Въ зависимости отъ положенія площади сѣченія, въ данномъ случаѣ площади раз

¹⁷⁾ Бѣляевъ. Кристаллизація стали. Таб. VII.

¹⁸⁾ Бѣляевъ. Кристаллизація стали. Таб. VIII.

смаатриваемаго шлифа, по отношенію къ осямъ октаэдра получаютъ рисунки отъ расположенія элементовъ феррита въ видѣ треугольника, параллелограмма или прямоугольника ¹⁹⁾. Основные элементы Видманштетовой структуры отчетливо видны на шлифѣ магнитнаго (фиг. 11 табл. III) желѣзняка, встрѣчаются на шлифахъ стали (фиг. 12 табл. IV) послѣ медленнаго охлажденія отъ высокихъ температуръ или послѣ ея пережога (ф. 28 таб. VI), и вообще эта структура появляется на шлифахъ углеродистаго желѣза тогда, когда металлъ былъ значительно выше нагрѣтъ начала момента аллотропіи желѣза и затѣмъ былъ весьма медленно охлажденъ. Но склонность углеродистаго желѣза сохранять свое кристаллическое строеніе обнаруживается у него даже и тогда, когда внѣшнія условія охлажденія очень мало благопріятствуютъ такой кристаллизаци. Такъ, при высокомъ нагрѣвѣ (выше критическихъ точекъ) углеродистаго желѣза съ содержаніемъ углерода около 2% и при весьма быстромъ и сильномъ охлажденіи его основной структурный элементъ такого желѣза состоитъ изъ аустенита (фиг. 13 табл. IV'), но строеніе аустенита, какъ это видно изъ рассматриваемаго шлифа, имѣетъ явные признаки Видманштетовыхъ фигуръ. Наконецъ, мартенситъ, образующійся при закалкѣ стали, при условіи, когда элементы стали вслѣдствіе быстрого охлажденія и измѣненія объема стали при закалкѣ, испытываютъ весьма сильныя боковыя напряженія (сдвиги)—имѣетъ явные признаки Видманштетовыхъ фигуръ (характерные треугольники). (Фиг. 14 табл. IV'). Такимъ образомъ, на основаніи всего предыдущаго, мы невольно приходимъ къ слѣдующему заключенію: углеродистое желѣзо способно кристаллизоваться; наиболѣе распространенной формой подобной кристаллизаци является октаэдръ. При свободной, спокойной кристаллизаци развитіе кристалловъ октаэдра у углеродистаго желѣза отчетливо замѣтно. При менѣе благопріятныхъ условіяхъ, при стѣсненной кристаллизаци отчетливое выдѣленіе кристалловъ не возможно, получается прерывчатая кристаллизаци со всѣми характерными признаками полной октаэдрической кристаллизаци. Наконецъ, при весьма стѣсненныхъ условіяхъ кристаллизаци, при условіи даже весьма быстрого охлажденія, углеродистое желѣзо поспѣваетъ принять зачатки свойственнаго ему кристаллическаго строенія, что явно обнаруживается характеромъ расположенія частицъ, способныхъ измѣнять свое положеніе въ періодъ аллотропіи углеродистаго желѣза.

¹⁹⁾ Треугольникъ получается при условіи расположенія плоскости шлифа параллельно поверхности октаэдра. Прямоугольникъ или квадратъ при условіи положенія плоскости шлифа параллельно къ плоскости куба и параллелограмъ при расположеніи плоскости шлифа параллельно поверхности декаэдра. Св. Е. Gohén Meteoritenkunde, S. 79. Бѣляевъ. Кристаллизаци стали. Стр. 23. 1909. Структурные элементы Видманштетовыхъ фигуръ въ метеоритахъ состоятъ изъ твердыхъ сплавовъ никкеля въ желѣзѣ и желѣза въ никкелѣ, изъ каманита и тэнита или ихъ обоихъ вмѣстѣ въ видѣ евтектической смѣси подъ названіемъ плессита. Каманитъ, тэнитъ и плесситъ въ метеоритахъ аналогичны въ стали ферриту, цементиту и перлиту.

Вліяніе нагрѣва на структуру углеродистаго желѣза.

Изъ предыдущей главы мы выяснили, что углеродистое желѣзо при весьма медленномъ охлажденіи послѣ плавленія способно принимать явно кристаллическую форму. При обычныхъ же условіяхъ охлаждения и при наличности механической обработки явныхъ явленій кристаллизаціи у желѣза мы не наблюдаемъ. Такъ мягкое желѣзо подъ микроскопомъ обнаруживаетъ рядъ овальныхъ зеренъ феррита, окруженныхъ сѣткою эвтектики (перлита). (Фиг. 15 табл. IV). При болѣе твердыхъ сортахъ желѣза близкихъ къ литой, мягкой стали зерна феррита имѣютъ такую же форму, какъ и у мягкаго желѣза, но сѣтка перлита становится болѣе мощной, толстой (фиг. 16 табл. IV). Наконецъ, у мягкой стали на мѣстѣ тонкой перлитовой сѣтки мягкаго желѣза появляется таковая же изъ феррита, и эта сѣтка окружаетъ зерна перлита (фиг. 17 табл. IV). Строеніе чугуновъ въ этомъ отношеніи менѣе опредѣленно; по мѣрѣ перехода къ нимъ отъ стали средней твердости сѣтка изъ феррита замѣняется плотною сѣткою изъ цементита, а зерна перлита пріобрѣтаютъ явно волокнистое строеніе (фиг. 18 табл. V). Въ бѣлыхъ чугунахъ при соблюденіи весьма медленнаго охлажденія или послѣ продолжительнаго отжига волокнистое строеніе зеренъ перлита сохраняется (фиг. 19 табл. V), но сѣтка изъ цементита дѣлается прерывистой съ образованіемъ мощныхъ вкрапленій цементита, рельефно выдѣляющихся въ полѣ перлита *).

Структура углеродистаго желѣза подъ вліяніемъ постепеннаго нагрѣва отъ нуля до наивысшихъ температуръ мѣняется, и первое замѣтное измѣненіе въ структурѣ мягкаго желѣза, какъ показали наши наблюденія въ Металлографической Лабораторіи Томскаго Технологическаго Института, происходитъ при температурѣ около 300° С, при температурѣ такъ называемаго „синяго нагрѣва“.

Свойства синяго нагрѣва проявляются при опредѣленной температурѣ и наличности механической обработки, особенно динамической.

Два фактора играютъ роль при синемъ нагрѣвѣ: температура и обработка. Поэтому вся работа представляетъ рядъ испытаній надъ брусками котельнаго желѣза, подвергнутыми термической, механической и совмѣстной обработкѣ.

Температура синяго нагрѣва не установлена, да и вѣроятно же всего, что она является функціей, какъ химическаго состава желѣза, такъ и первоначальной обработки. За одно это говоритъ уже тотъ фактъ, что всѣ изслѣдователи, изучавшіе синій нагрѣвъ, не могли сойтись на одной опредѣленной температурѣ.

*) Болѣе подробно рассмотрѣна нами структура углеродистаго желѣза въ нашей брошюрѣ „Металлографія“, часть I.

Раньше, чѣмъ перейти къ изложенію хода работы и полученнаго матеріала, необходимо сказать нѣсколько словъ о строеніи металла при синемъ нагрѣвѣ. Сравненіе, произведенное даже невооруженнымъ глазомъ, изломовъ двухъ брусковъ сырого и обработаннаго при температурѣ синяго нагрѣва, ясно указываетъ на весьма важный фактъ, уясняющій отчасти сущность явленія синяго нагрѣва.

Изломъ желѣза при синемъ нагрѣвѣ поражаетъ несходствомъ строенія своего излома съ строеніемъ излома сырого образца. У обработаннаго образца при синемъ нагрѣвѣ зерна получаютъ крупнѣе. Самый видъ излома по формѣ и характеру мало напоминаетъ изломъ желѣза. Острыя кристаллическія, выступающія ребра скорѣе напоминаютъ изломъ стали.

Значительная хрупкость желѣза при синемъ нагрѣвѣ, какъ это показали работы, обусловливается измѣненіемъ строенія матеріала. Такъ фиг. 20 таб. V изображаетъ строеніе котельнаго желѣза до нагрѣва, а фиг. 21 таб. V послѣ обработки при синемъ нагрѣвѣ.

Съ цѣлью выясненія измѣненія строенія матеріала при синемъ нагрѣвѣ для различнаго рода термическихъ и механическихъ испытаній параллельно велось изслѣдованіе структуры котельнаго желѣза подъ микроскопомъ.

Первый вопросъ работы—это вопросъ о температурѣ синяго нагрѣва. За отправную точку при опредѣленіи температуры было принято положеніе: при синемъ нагрѣвѣ строеніе металла мѣняется въ сторону образованія болѣе крупнаго зерна, чѣмъ у сырого металла. Это положеніе въ дальнѣйшемъ было провѣрено рядомъ наблюдений. Съ цѣлью опредѣленія температуры синяго нагрѣва, были произведены слѣдующія работы: были приготовлены 4 брусочка съ размѣрами $12 \times 19 \times 19$ mm. Одинъ изъ нихъ, обозначенный № 1, нагрѣтъ въ электрической печи до температуры 305° C, и при этой температурѣ продержанъ 20 мин. Колебанія температуры при этомъ не превосходили 5° въ ту и другую стороны. Затѣмъ брусочекъ былъ быстро охлажденъ погруженіемъ въ воду.

Приготовленный изъ него шлифъ имѣлъ средній размѣръ зерна $= 0,00163$ кв. mm.

Второй кусочекъ, помѣченный № 2, нагрѣтъ до температуры 330° C, продержанъ также при постоянной температурѣ 20 минутъ и быстро охлажденъ. Изготовленный изъ него шлифъ имѣлъ сред. площ. зер. $= 0,00180$ кв. mm.

Третій образецъ, помѣченный № 3, былъ нагрѣтъ до 350° C, при аналогичныхъ съ 1 и 2 брусками условіяхъ; затѣмъ былъ тоже быстро охлажденъ. Приготовленный изъ него шлифъ и снимокъ показали, что средняя площадь его зерна $= 0,002419$ кв. mm.

Четвертый кусочекъ остался не нагрѣтымъ. Изъ него былъ приготовленъ тоже шлифъ, и средняя площадь зерна послѣдняго шлифа $= 0,00180$ кв. mm.

Такимъ образомъ, изслѣдованіе подъ микроскопомъ дало слѣдующее:

№№ шлифовъ	РОДЪ ОБРАБОТКИ.	Темпера- тура нагрѣва.	Время нагрѣва мин.	Величина зеренъ.
1	Нагрѣтъ въ электрич. печи.	305	20	0,00163
2	" " " "	330	20	0,00180
3	" " " "	350	20	0,002419
4	Сырой	—	—	0,00180

На основаніи полученнаго матеріала слѣдуетъ заключить, что температура синяго нагрѣва въ изслѣдованныхъ предѣлахъ равна 350° С. Что касается практическаго признака—синяго цвѣта брусковъ, то слѣдуетъ отмѣтить, что всѣ 3 образца, нагрѣтые и быстро охлажденные, имѣли цвѣта различной интенсивности, и во всякомъ случаѣ окраска не могла служить надежнымъ средствомъ распознаванія синяго нагрѣва.

Вторая серія опытовъ имѣла цѣлью доказать положеніе, что металлъ при синемъ нагрѣвѣ не выдерживаетъ механической обработки.

Если температура 350° есть температура синяго нагрѣва котельнаго желѣза, то проявляются ли при обработкѣ и пробахъ образцовъ, нагрѣтыхъ до 350° , свойства, присущія металлу при синемъ нагрѣвѣ? Для выясненія этого вопроса было сдѣлано слѣдующее: были изготовлены образцы для пробы на изгибъ.

Первый, помѣченный № 5 и № 6 по концамъ, былъ нагрѣтъ въ горнѣ на древесномъ углѣ до синяго нагрѣва, о чемъ судили на глазъ по цвѣту, затѣмъ былъ прокованъ кувалдой, при чемъ, брусокъ все время былъ повертываемъ на 90° . Обработанный такимъ образомъ кусокъ былъ подвергнутъ пробѣ на изгибъ. Сгибаніе производилось ударами молота по одному концу (а не по мѣсту изгиба), въ то время, какъ другой конецъ былъ закрѣпленъ въ наковальнѣ. При сгибаніи слѣдили за тѣмъ, чтобы не было смятія и поврежденія волоконъ на сторонѣ, прилегающей къ опорному мѣсту.

Результатъ получился слѣдующій: брусокъ, согнутый на 90° , далъ на внѣшнихъ волокнахъ ясно видимыя трещины; при отгибаніи въ первоначальное положеніе брусокъ сломался при первомъ же ударѣ.

Параллельно былъ согнутъ образецъ сырого котельнаго желѣза при совершенно тѣхъ же условіяхъ. Результатъ получился слѣдующій: брусокъ выдержалъ полныхъ 4 изгиба въ ту и другую сторону. Первые признаки механическаго поврежденія волокна получили при $2\frac{1}{2}$ оборотахъ; потомъ поврежденія увеличились, но матеріалъ показалъ значительную вязкость

Полученный результатъ можетъ быть представленъ въ такомъ видѣ:

№№	РОДЪ ОБРАБОТКИ.	Число изгибовъ на 90°	Число изгибовъ въ %
5 и 6	Нагрѣтъ въ огнѣ до синяго цвѣта и прокованъ кувалдой Сырой	1 ¹ / ₄ 8,0	15,6% 100%

Второй образецъ былъ тоже нагрѣтъ въ горнѣ до синяго нагрѣва, затѣмъ прокованъ подѣ молотомъ съ постояннымъ повертываніемъ на 90° и согнутъ въ видѣ буквы V, а затѣмъ сплюсненъ подѣ молотомъ уже вплотную.

Результатъ осмотра далъ слѣдующее: внутри изгиба бруска появилась ясно видимая трещина черезъ весь брусокъ.

Такую же пробу произвели съ сырымъ брускомъ. Трещинъ ни внутри, ни снаружи замѣчено не было. Матеріалъ показалъ большую тягучесть. Сопоставляя полученные результаты, будемъ имѣть слѣдующее:

№№	РОДЪ ОБРАБОТКИ.	Результаты опытовъ.
7 и 8	Нагрѣтъ въ горнѣ до синяго цвѣта, прокованъ подѣ кувалдой и согнутъ въ видѣ V. Сырой кусокъ былъ тоже согнутъ въ видѣ буквы V.	Внутри появилась трещина. Никакихъ трещинъ не появилось

Конечный выводъ произведенныхъ испытаній можно формулировать такъ: механическая обработка при синемъ нагрѣвѣ вліяетъ на металлъ въ сторону уменьшенія его вязкости и тягучести, дѣлая его вмѣстѣ съ тѣмъ хрупкимъ и плохо сопротивляющимся изгибающимъ усиліямъ.

Испытанные образцы были оставлены медленно охлаждаться. Затѣмъ отъ частей близкихъ къ мѣсту излома и сгиба были взяты кусочки для изготовленія шлифовъ и для изученія подѣ микроскопомъ.

Работа подѣ микроскопомъ дала слѣдующее:

№№	РОДЪ ОБРАБОТКИ.	Средняя площадь зеренъ въ кв. мм.
5 6	Обработаны подѣ кувалдой и испробованы въ сгибѣ	0,004195
7 8	Обработаны подѣ молотомъ и согнуты въ видѣ буквы V.	
		0,00427

Дальнѣйшая работа имѣла цѣлью провѣрить полученные результаты испытаніемъ котельнаго желѣза на разрывъ.

Изъ сырого желѣза были изготовлены 4 образца съ размѣрами $12 \times 19 \times 300$ mm. Первый брусокъ, занумерованный № 1, остался безъ всякой обработки.

Второй кусокъ (№ 2) былъ нагрѣтъ въ горнѣ на глазъ до синяго нагрѣва и былъ подвергнутъ обработкѣ подь молотомъ съ повертываніемъ на 90° .

Третій брусокъ (№ 3) былъ нагрѣтъ въ электрической печи до 350° , продержанъ при этой температурѣ 20 минутъ и затѣмъ медленно охлажденъ.

Четвертый былъ тоже нагрѣтъ въ электрической печи до 350° , продержанъ при ней 20 минутъ, а затѣмъ быстро охлажденъ выбрасываніемъ въ воду (№ 4). Затѣмъ всѣ четыре бруска пошли на изготовленіе образцовъ для разрыва.

Образцы помѣчены такъ:

Образецъ изъ сырого матеріала пом.	1
Образецъ изъ нагрѣт. и обработ. пом.	2
Образецъ изъ нагрѣт. и медл. охлажд. пом.	3
Образецъ изъ нагрѣт. и быстро охлажд. пом.	4

Изъ каждаго куска получено было по 5 образцовъ для разрыва.

Работа на разрывной машинѣ Гагарина дала слѣдующій результатъ:

№№	Относительное удлинен. %	Относит. сжатіе %	Напряженіе при предѣлѣ упругости.	Напряженіе максим.	Напряженіе при разрывѣ.	Обработка бруска, изъ котораго изготовлены образцы.
1 I	28,8	70	18,95	30	—	нѣтъ.
1 II	39,75	77	17,80	30,2	19,2	
1 III	37,80	74	17,3	30,25	16,4	
1 IV	37,50	76	17,8	30,75	18,4	
1 V	39,20	77,5	18,4	30,5	19,0	
Средн.	36,6	74,9%	18,06	30,5	18,25	Нагрѣтъ до 350° и обработанъ подь молотомъ.
2 I	19,40	78%	36,3	41	19,12	
2 II	12,60	68	44,5	42,0	26,5	
2 III	17,60	63,5	38,5	42,5	24,75	
2 IV	13,50	1	39,8	42,6	25,5	
2 V	9,4	64	50,2	50,4	29,2	
Средн.	14,5	68,9	41,86	43,6	25,0	

№№	Относи- тельное удлинен. %	Относит. сжатіе %	Напряже- ніе при предѣлѣ упруго- сти.	Напря- женіе максим.	Напря- женіе при разрывѣ.	Обработка бруска изъ котораго изготовлены образцы.
3 I	—	—	15,85	29,6	—	Нагрѣтъ до 350° и медленно охлаж- денъ.
3 II	33,2	77 ⁰ / ₀	16,3	28,7	20,0	
3 III	44,0	78	16,7	29,2	18,0	
3 IV	38,5	80	15,2	29,3	17,9	
3 V	37,5	74	18,8	30,0	18,6	
Средн.	38,3	77,25	16,75	29,36	18,5	
4 I	36,5	73 ⁰ / ₀	18,0	30,0	18,6	Нагрѣтъ до 350° и быстро охлажденъ.
4 II	39,0	76	17,2	30,5	18,7	
4 III	30,5	75	18,1	30,7	17,1	
4 IV	36,5	77	18,1	29,5	19,6	
4 V	38,0	69	18,8	30,2	24,2	
Средн.	36,1	74	18,04	30,2	19,64	

Основываясь на этихъ цифровыхъ данныхъ, можно сдѣлать слѣдую-
щій положительный выводъ: 1) одинъ синій нагрѣвъ ни при медленномъ,
ни при быстромъ охлажденіи не оказываетъ вреднаго вліянія на свой-
ства металла; 2) синій нагрѣвъ совмѣстно съ механической обработкой
кореннымъ образомъ измѣняетъ свойства металла, повышая напряже-
ніе разрыва до предѣла упругости,—съ 18,06 у сырого—до 41,86 у
обработаннаго при синемъ нагрѣвѣ; что въ процентахъ, принимая напря-
женіе сырого за 100, дастъ для нагрѣтаго и обработаннаго величину
210,5 %, или, другими словами, напряженіе разрыва у нагрѣтаго и обра-
ботаннаго въ 2,10 разъ больше, чѣмъ у сырого.

Наоборотъ, удлиненіе образца, обработаннаго при синемъ нагрѣвѣ,
будетъ значительно меньше удлиненія сырого.

Получено среднее удлиненіе сырого 36,6

„ „ „ обраб. при син. нагр. 14,5

Т. е. удлиненіе образца, обработаннаго при синемъ нагрѣвѣ, въ 2,5
раза меньше, чѣмъ удлиненіе сырого образца.

Результаты опытовъ дали въ среднемъ:

№№	РОДЪ ОБРАБОТКИ.	Темпера- тура нагрѣва.	Напряженіе до предѣла упругости.	% удлине- нія до пре- дѣла упру- гости.
1 (5)	Сырой	—	18,06	36,6
2 (5)	Нагрѣтъ и обраб. подъ молот.	350°	41,86	14,5
3 (5)	Нагрѣтъ (стылъ медленно) .	350°	16,75	38,3
3 (5)	Нагрѣтъ (быстро охлажденъ)	350°	18,04	36,1

При разсмотрѣніи діаграммъ разрыва брусковъ выяснились слѣдующія особенности каждой серіи діаграммъ.

Діаграммы сырого желѣза идутъ плавно до предѣла упругости, за предѣломъ упругости кривая нѣкоторое время идетъ почти горизонтально, что указываетъ на значительную вязкость металла, а затѣмъ уже кривая снова поднимается вверхъ и, наконецъ, весьма плавно опускается книзу.

Въ діаграммахъ, полученныхъ при разрывѣ 5 образцовъ 2-го куска, нагрѣтаго и обработаннаго, кривыя до предѣла упругости идутъ значительно круче и поднимаются выше, что указываетъ на большее сопротивление разрывающему усилию и на малую способность металла вытягиваться. Дѣйствительно, подсчетъ показалъ, что напряженіе до предѣла упругости у бруска нагрѣтаго и обработаннаго почти въ 2,1 раза больше, чѣмъ у сырого, а удлиненіе наоборотъ, у сырого больше, чѣмъ у нагрѣтаго и обработаннаго въ 2,5 раза. За предѣломъ упругости кривая поднимается значительно и затѣмъ быстро идетъ на пониженіе. Слѣдовательно, вязкость значительно понижена.

Діаграммы, полученные отъ разрыва образцовъ 3-го куска, нагрѣтаго и медленно охлажденнаго, имѣютъ слѣдующія особенности.

Кривая до предѣла упругости напоминаетъ кривую сырого матеріала, но за предѣломъ упругости уже не получается горизонтальной или слабо выпынающей кривой, какъ у перваго бруска. Діаграмма въ этомъ мѣстѣ представляетъ рядъ болѣе или менѣе значительныхъ скачковъ, свидѣтельствующихъ о меньшей вязкости матеріала, чѣмъ первоначально. Такого рода явленіе можетъ быть отнесено только на счетъ измѣненія строенія. Ранѣе микроскопическія изслѣдованія показали, что строеніе металла нагрѣтаго до синяго нагрѣва, измѣняется въ сторону образованія болѣе крупнаго зерна. Въ этомъ фактѣ и слѣдуетъ искать объясненіе тому явленію, что кривая за предѣлами упругости дѣлаетъ скачки вверхъ и внизъ. Выходитъ такъ, что синій нагрѣвъ, вызвавъ измѣненіе строенія, какъ бы нѣсколько уменьшилъ связь между зернами феррита и сѣткою изъ перлита.

Діаграммы, полученные изъ образцовъ 4-хъ нагрѣтыхъ и быстро охлажденныхъ, идутъ до предѣла упругости плавно, но болѣе полого, чѣмъ у сырого матеріала. За предѣломъ упругости кривыя идутъ тоже плавно и характеромъ напоминаютъ діаграммы сырыхъ образцовъ. Основываясь на этомъ, можно сдѣлать предположеніе, что матеріалъ нагрѣтый до синяго нагрѣва и быстро охлажденный, какъ бы, восстанавливаетъ свою первоначальную способность сопротивляться разрывающимъ усиліямъ.

Въ заключеніе остается упомянуть еще объ испытаніяхъ, произведенныхъ съ цѣлью выясненія вопроса о томъ, нѣтъ ли въ предѣлахъ температуры синяго нагрѣва характерныхъ критическихъ точекъ.

Съ этой цѣлью были произведены три наблюденія:

1) Брусокъ сырого котельнаго желѣза былъ нагрѣтъ до 450° и медленно остывалъ въ печи. При помощи аппарата Курнакова была получена кривая, которая указала, что въ предѣлахъ температуры до 450° такихъ точекъ не замѣтно.

2) Опытъ былъ повторенъ со вторымъ брускомъ, бывшимъ ранѣе нагрѣтымъ до 350° и обработаннымъ подъ кувалдой. Вторая кривая диаграмма дала тотъ же результатъ.

3) На повѣрку было сдѣлано третье наблюденіе. Образецъ, грѣтый и обработанный, былъ нагрѣтъ до 1000° и медленно охлажденъ. Критическая точка получилась около 700° .

Результатъ послѣднихъ работъ по опредѣленію вліянія синяго нагрѣва можетъ быть сформулированъ такъ:

Для нашего котельнаго желѣза температура синяго нагрѣва $= 350^{\circ}$ Цельсія; при нагрѣвѣ до этой температуры желѣзо становится крупнозернистымъ; нагрѣтое же до 350° и обработанное желѣзо, становясь еще болѣе крупнозернистымъ, становится хрупкимъ, худо сопротивляющимся изгибу, хотя напряженіе разрыва повышается значительно при значительномъ пониженіи тягучести.

Желѣзо, нагрѣтое до 350° и подвергнутое пробѣ на разрывъ, сопротивляется почти такъ же, какъ и сырое, независимо отъ быстроты охлаждения.

Изъ предыдущаго видно, что мягкое котельное желѣзо подъ вліяніемъ нагрѣва при температурѣ выше 300° С начинаетъ увеличивать зерна феррита; подобная картина увеличенія зерна продолжается и дальше при нагрѣвѣ желѣза. Продолжительность и высокая температура нагрѣва только способствуетъ увеличенію зерна. Послѣднее весьма ярко иллюстрируется слѣдующимъ примѣромъ: мягкое котельное желѣзо было положено въ горящій кузнечный горнъ, и по истеченіи 4, 5 и 7 дней изъ взятыхъ образцовъ желѣза были изготовлены шлифы (фиг. 22, 23 таб. V и 24 таб. VI). Горнъ работалъ только днемъ въ теченіе 8 часовъ. Изъ фотографіи взятыхъ шлифовъ отчетливо замѣтно увеличеніе и постепенно сильное распаденіе зеренъ феррита. Сначала по мѣрѣ продолжительности нагрѣва желѣза на зернахъ феррита появились черныя точки (фиг. 22), которыхъ ранѣе у образца не было; далѣе, число этихъ черныхъ точекъ растетъ на зернахъ феррита вмѣстѣ съ ростомъ послѣднихъ (фиг. 23). Затѣмъ величина зеренъ феррита достигаетъ значительныхъ размѣровъ, вмѣстѣ съ образованіемъ рваныхъ щелей, расположенныхъ по прямымъ линіямъ, очевидно, по направленію прокатки желѣза, по слѣдамъ вытолкнутыхъ шлаковъ. Подобную же картину постепеннаго измѣненія формы зерна мы можемъ наблюдать у стали и чугуна. Такъ, у стали средней твердости (углерода 0,95) (фиг. 25 таб. VI) при нагрѣвѣ около 700° постепенно начинаетъ пропадать ферритовая сѣтка, и замѣтно распаденіе зеренъ перлита (фиг.

26 таб. VI). При температурѣ свыше 700° С ферритовая сѣтка совсѣмъ пропала и вмѣстѣ съ распавшимися зернами перлита образовала новую форму по строенію—мартенситъ (фиг. 27 таб. VI). При дальнѣйшемъ нагрѣваніи при температурахъ близкихъ къ 1000° С, когда сталь начинаетъ сильно искриваться, та же сталь принимаетъ форму близкую къ первичной кристаллизаци, съ явнымъ признакомъ Видманштетовыхъ фигуръ; сталь, какъ говорятъ, находится въ стадіи пережога (фиг. 28 табл. VI). Чугуны при медленномъ нагрѣвѣ нѣсколько иначе измѣняютъ свою структуру: у сѣрыхъ литейныхъ чугуновъ подѣ влияніемъ медленнаго нагрѣва начинаетъ обильно выдѣляться графитъ и тѣмъ самымъ вызываетъ значительную хрупкость чугуна. Такъ фиг. 29 табл. VI изображаетъ сѣрый литейный чугунъ до нагрѣва, а фиг. 30 табл. VII тотъ же чугунъ послѣ продолжительнаго нагрѣва; рѣзкое и обильное выдѣленіе графита на послѣднемъ шлифѣ ярко замѣтно. У бѣлыхъ чугуновъ подѣ влияніемъ продолжительнаго нагрѣва при высокихъ температурахъ происходитъ распаденіе углерода закала и цементита съ выдѣленіемъ углерода отжига и зеренъ волокнистаго перлита (фиг. 19 табл. V), но въ присутствіи окислителей (красныхъ желѣзняковъ)—углеродъ отжига начинаетъ выдѣляться въ формѣ СО, свободный углеродъ образуетъ небольшія вкрапленія (въ видѣ небольшихъ кружковъ на шлифѣ), а углеродистая эвтектика шлифа начинаетъ замѣтно дѣлиться на овальныя зерна феррита, въ результатѣ получается ковкій чугунъ (фиг. 31 табл. VII). При двухъ послѣднихъ случаяхъ чугунъ, рѣзко измѣняя свою структуру, пріобрѣтаетъ вмѣстѣ съ тѣмъ и значительную мягкость, даже ковкость, но возможно и обратно при быстромъ охлажденіи сѣрый, довольно мягкій, литейный чугунъ перевести въ отбѣленный значительно твердый чугунъ; въ послѣднемъ случаѣ про чугунъ говорятъ, что онъ отбѣлился (фиг. 32 табл. VII).

Въ предыдущемъ мы видѣли, что три главныхъ типа углеродистаго желѣза—ковкое желѣзо, сталь и чугунъ при нагрѣвѣ способны измѣнять структуру ихъ составляющихъ частицъ, и измѣненіе этой структуры наиболѣе рѣзко и рельефно наблюдается при высшихъ температурахъ. Нерѣдко такое аллотропическое измѣненіе структуры даннаго тѣла сопровождается значительнымъ поглощеніемъ тепла при нагрѣваніи и обратно—выдѣленіемъ тепла при охлажденіи. Металлъ въ послѣднемъ случаѣ въ указанный моментъ замѣтно мѣняетъ свою окраску въ высшій цвѣтъ по температурѣ и измѣняются въ объемѣ. Вполнѣ естественно, что такія характерныя, или, какъ говорятъ критическія точки, у различныхъ сортовъ углеродистаго желѣза были давно замѣчены экспериментаторами. Такъ еще въ 1868 г. нашъ знаменитый металлургъ Д. К. Черновъ¹⁾ въ своемъ докладѣ Императорскому Русскому Техни-

1) Докладъ Д. К. Чернова „Критическій обзоръ статей гг. Лаврова и Калапуцкаго о стали и стальныхъ орудіяхъ и собственныя его изслѣдованія по этому же предмету“.

ческому Обществу указаль на существованіе двухъ критическихъ точекъ „а“ и „b“ у различныхъ сортовъ углеродистаго желѣза. Значеніе этихъ двухъ критическихъ точекъ Д. К. Черновъ охарактеризоваль слѣдующимъ образомъ:

Каждый сортъ стали имѣетъ свою критическую температуру, выше которой необходимо его нагрѣть для полученія закала. Сталь нагрѣтая ниже этой температуры не принимаетъ закала. Эту первую критическую точку Д. К. Черновъ называетъ критической точкой „а“.

Для каждаго сорта стали существуетъ еще вторая критическая точка, названная Д. К. Черновымъ точкою „b“, при нагрѣвѣ ниже которой сталь послѣ охлажденія не мѣняетъ своей структуры. Но если сталь будетъ нагрѣта до предѣла „b“, то она переходитъ изъ кристаллическаго строенія въ аморфное (воскообразное), которое она сохраняетъ до нѣкотораго предѣла, весьма близкаго къ температурѣ плавленія самой стали. При медленномъ охлажденіи стали нагрѣтой до температуры выше точки „b“ происходитъ со сталью обратное явленіе,—сталь постепенно изъ аморфнаго, воскообразнаго строенія переходитъ въ явно кристаллическое; явленіе кристаллизаціи стали будетъ тѣмъ интенсивнѣе, чѣмъ медленнѣе идетъ охлажденіе стали, и чѣмъ ближе будетъ температура къ точкѣ „b“, ниже которой въ данной стали измѣненія кристаллизаціи не наблюдается. Для задержанія мелкозернистаго строенія стали необходимо послѣднюю быстро охладить до температуры ниже точки „b“.

Такимъ образомъ въ 1868 году была указана граница температуръ, внутри которыхъ происходитъ явная кристаллизація желѣза. Въ 1886 г. Pionchon и Le Châtelier, нагрѣвая химически мягкое желѣзо и сталь до нѣкоторой температуры, замѣтили, что подобное нагрѣваніе всегда сопровождается нѣкоторымъ поглощеніемъ тепла при опредѣленной температурѣ, и обратно выдѣленіемъ тепла при охлажденіи. Затѣмъ въ 1888 г. профессоръ Osmond²⁾, желая изучить положеніе критическихъ точекъ у различныхъ сортовъ желѣза, примѣнилъ для опредѣленія такихъ точекъ термо-электрическій пирометръ Le Châtelier. Для своихъ наблюденій Osmond бралъ образцы слѣдующаго химическаго состава:

	C.	Si.	Mn.
Мягкое желѣзо полученное электролитически	0,08	—	—
Очень мягкая сталь	0,16	0,01	0,14
Мягкая сталь	1,29	0,06	0,27
Полутвердая тигельная сталь	0,57	0,08	0,23
Твердая инструментальная сталь	1,25	0,19	0,1

Результаты вышеназванныхъ наблюденій Osmond'a свелись къ слѣдующему: при охлажденіи мягкаго электролитическаго желѣза, нагрѣ-

²⁾ Transformation du fer et du carbone dans les fers, les aciers et les fontes blanches par F. Osmond. Paris. 1888.

таго до 1000° С, пирометръ остановился при 855° и оставался на этой температурѣ нѣкоторый періодъ времени. Эту первую остановку Osmond назвалъ точкою „ Ar_3 “. Вторая незначительная остановка пирометра, названная имъ точкою „ Ar_2 “ наблюдалась при температурѣ отъ 750° , достигла максимума при 730° и окончилась при 690° , при слабыхъ колебаніяхъ при 705° С.

Для испытанныхъ сортовъ стали положеніе тѣхъ же точекъ колебалось слѣдующимъ образомъ:

Для очень мягкой стали:

	Начало.	Максимумъ.	Конецъ.
Ar_3	845°	$825^{\circ}-819^{\circ}$	800°
Ar_2	755°	$735^{\circ}-725^{\circ}$	710°
Ar_1	680°	$662^{\circ}-650^{\circ}$	645°

Для образцовъ мягкой стали:

Ar_3-2	780°	$721^{\circ}-715^{\circ}$	690°
Ar_1	680°	—	—

Для стали полутвердой:

Ar_3-2	750°	$700^{\circ}-690^{\circ}$	—
--------------------	---------------	---------------------------	---

и оканчивается остановкой Ar_1 при 661° С.

Образцы твердой стали имѣли только одну продолжительную остановку Ar_{3-2-1} при температурѣ 674° С.

Положеніе указанныхъ критическихъ точекъ характеризуетъ слѣдующія аллотропическія измѣненія въ желѣзѣ: въ очень мягкихъ сортахъ желѣза Ar_3 и Ar_2 соотвѣтствуютъ первая переходу желѣза изъ формы „ γ “ въ стадіи $fe\beta$, и вторая— $fe\beta$ въ $fe\alpha$, а точка Ar_1 есть конецъ подобныхъ преобразованій³⁾. Изъ предыдущей таблицы ясно замѣтно, что продолжительность положенія точки Ar_1 зависитъ отъ содержанія углерода. Для очень мягкихъ сортовъ желѣза точка Ar_1 почти совсѣмъ не замѣтна, для болѣе твердыхъ она достигаетъ значительной величины. Такъ какъ способность стали принимать закалъ возростаетъ съ содержаніемъ углерода, то слѣдуетъ, что точка Ar_1 соотвѣтствуетъ началу аллотропическихъ измѣненій желѣза, свойственныхъ закалу послѣдняго.

Температура критической точки Ar_3 соотвѣтствуетъ полному окончанію аллотропическихъ преобразованій частицъ углеродистаго желѣза при переходѣ изъ явно кристаллической формы въ мелкозернистое, почти аморфное строеніе, свойственное закаленной стали. Такимъ образомъ, сравнивая значеніе ранѣе указанныхъ Д. К. Черновымъ крити-

³⁾ См. Металлографія, стр. 30 Т. Тихонова.

ческихъ точекъ „а“ и „b“ съ точками полученными Osmond'омъ, приходимъ къ заключенію, что точк. „а“ Д. К. Чернова соотвѣтствуетъ точкѣ „Ar₁“ Osmond'а, а точка „b“—точкѣ „Ar₂“. Закалъ стали возможенъ только при условіи нагрѣва послѣдней до температуры критической точки Ar₂ и соотвѣтствующаго быстрого охлажденія. При этой же температурѣ углеродистое желѣзо при условіи медленнаго нагрѣванія до этой температуры и быстрого охлажденія отъ нея, теряетъ свои магнитныя свойства, и кромѣ этого сопротивленіе проводимости электричества значительно увеличивается. Такимъ образомъ, температура точки Ar₂ есть критическая температура для аллотропическаго измѣненія желѣза. Не обходимо сказать нѣсколько словъ о томъ, что положеніе критическихъ точекъ у одного и того же сорта углеродистаго желѣза при условіи медленнаго нагрѣванія и охлажденія не совпадаетъ, а именно положеніе критическихъ точекъ при нагрѣваніи всегда находится нѣсколько выше, чѣмъ при охлажденіи. Такое аномальное смѣщеніе критическихъ точекъ, по мнѣнію Osmond'а, объясняется существованіемъ особаго фактора у желѣза, а именно инициальной температуры⁴⁾; такъ по наблюденіямъ Osmond'а твердая сталь, нагрѣтая до 745° С, показала Ar₁ при 680° С, а послѣ нагрѣва до 1410° С (плавленія) при 655°; такимъ образомъ повышеніе инициальной температуры приблизительно на 670° понизило положеніе Ar₁ на 25°.

Изъ предыдущей таблицы положенія критическихъ температуръ, полученныхъ Osmond'омъ, ярко замѣтно, что интервалъ положенія критическихъ точекъ суживается съ увеличеніемъ содержанія углерода въ желѣзѣ, и кромѣ этого понижается положеніе критическихъ точекъ по температурѣ. Кромѣ этого, по опытнымъ изслѣдованіямъ Carpent'а, Keeling'а и А. Л. Бабошина⁵⁾ одинаково съ углеродомъ на положеніе критическихъ точекъ вліяетъ и марганецъ; послѣднее особенно имѣетъ крупное значеніе при рѣшеніи вопроса о выборѣ температуръ прокатки рельсъ съ большимъ содержаніемъ марганца.

Разсмотримъ теперь вопросъ объ измѣненіи величины зерна углеродистаго желѣза при нагрѣвѣ. Яркій моментъ начала такихъ измѣненій совпадаетъ съ положеніемъ у испытуемаго желѣза точки Ar₁. Не мѣшаетъ оговориться, что увеличеніе величины зерна въ мягкихъ сортахъ желѣза, какъ видѣли раньше (синій нагрѣвъ) и увидимъ впослѣдствіи, наблюдалось и при температурѣ ниже Ar₁. Общій законъ, формулированный Howe по отношенію зависимости величины зерна отъ температуры, заключается въ томъ, что величина зерна желѣза строго пропорціональна температурѣ. На основаніи своихъ наблюденій Sauvour⁶⁾ для испытанныхъ имъ образцовъ стали формулировалъ эту зависимость зер-

⁴⁾ Osmond. Transformations du fer et du carbone. p. 35.

⁵⁾ Записки И. Р. Т. О—ва въ 1907 г.

⁶⁾ Составъ стали былъ: 1,10% С, 0,02% Si, 0,40% Mn.

Eng. and Min. Journ. LX. 1895. Стр. 537.

на отъ температуры слѣдующимъ образомъ: $T_{\max} = 680 + 281,250A$, гдѣ $T_{\max}$ —равна достигнутой температурѣ, A —дѣйствительная площадь зерна въ кв. миллиметрахъ при линейномъ увеличеніи въ 250 разъ.

Далѣе, по мнѣнію Howe, каждой данной температурѣ соотвѣтствуетъ исполнѣ опредѣленная величина зерна. Ростъ зерна желѣза не происходитъ мгновенно до предѣльнаго по достиженіи желѣзомъ опредѣленномъ температуры, а постепенно, при чемъ вначалѣ ростъ зерна идетъ весьма быстро, а затѣмъ становится все медленнѣе и медленнѣе, по мѣрѣ приближенія зеренъ къ нормальному размѣру.

Наконецъ, по мнѣнію Howe, если существуетъ зерно больше нормального для данной температуры, то оно не приходитъ вновь къ нормальной величинѣ.

Общій законъ, формулированный Howe относительно величины зерна желѣза въ зависимости отъ температуры, довольно ясно изображенъ графически на черт. 1 табл. XXIII. Линія jDG выражаетъ величину зерна въ зависимости отъ температуры. Пусть данное желѣзо нагрѣто до температуры C , и зерно этого желѣза достигало величины H ; но зерна даннаго желѣза при той же температурѣ склонны увеличиваться въ размѣрѣ пока они не достигнутъ величины D , соотвѣтствующей этой температурѣ C . Послѣ того, какъ величина зерна достигаетъ D , охладимъ желѣзо до температуры E , но при этомъ величина зерна остается равной D , а не будетъ равной K , какъ это соотвѣтствуетъ по діаграммѣ. При построеніи кривой зависимости величины зерна отъ температуры Howe отмѣтилъ, что прямая пропорціональность величины зерна отъ температуры существуетъ только до нѣкотораго предѣла M , послѣ котораго указанная имъ зависимость нарушается: величина зерна растетъ замѣтно быстрѣе соотвѣтствующаго измѣненія температуры. При наблюденіяхъ, произведенныхъ нами въ Металлографической Лабораторіи Томскаго Технологическаго Института, только что высказанное мнѣніе профессора Howe исполнѣ подтвердилось.

Прямая пропорціональность между величиной зерна желѣза и соотвѣтствующей температурой нагрѣва существуетъ только до извѣстнаго предѣла нагрѣва,—въ предѣлахъ до $1000^{\circ}C$ для мягкихъ и среднихъ сортовъ желѣза по твердости. На подобную же зависимость величины зерна отъ температуры нагрѣва указываетъ и А. Л. Бабошинъ⁷⁾.

Если теперь имѣющійся въ нашемъ распоряженіи матеріалъ, касающійся зависимости величины зерна отъ температуры нагрѣва, изобразимъ въ видѣ кривыхъ (черт. 2, 3 табл. XXIII и 4 табл. XXIV), то на означенныхъ кривыхъ будетъ ярко замѣтна точка перелома при температурѣ около 1000° , соотвѣтствующая прекращенію прямой пропорціональности величины зерна отъ температуры.

⁷⁾ Журналъ Русскаго Металлургическаго О-ва. 1911. № 2.

Положеніе и значеніе этой точки прекращенія прямой зависимости величины зерна отъ температуры имѣетъ глубокое значеніе для инженеровъ, занятыхъ горячей обработкой желѣза. При этой температурѣ и особенно выше нея желѣзо переходитъ въ стадію крупной кристаллизаціи, а извѣстно, что при наличности крупной кристаллизаціи желѣзо не можетъ обладать хорошими механическими свойствами.

Весьма возможно предположить, что Д. К. Черновъ въ своемъ докладѣ 1868 года имѣлъ въ виду только что указанную точку перелома прямой зависимости величины зерна отъ температуры, когда формулировалъ свое положеніе такъ⁸⁾: „Если мы желаемъ увеличить плотность стали, сблизить ея зерна и такимъ образомъ достигнуть болѣе тѣсной связи между ними, то должны производить ковку при температурѣ ниже точки „b“.“ Наше послѣднее предположеніе тѣмъ болѣе правдоподобно и близко къ истинѣ, если принять во вниманіе, что въ указанное время не было еще простыхъ точныхъ методовъ опредѣленія температуры, а структура наблюдаемаго куска желѣза опредѣлялась по излому безъ микроскопа.

Такимъ образомъ изъ предыдущаго видно, что углеродистое желѣзо, въ предѣлахъ значительнаго нагрѣва, весьма склонно измѣнять свое строеніе. Первоначальное предположеніе, что измѣненіе кристаллизаціи желѣза возможно только выше положенія критической точки A_{r1} , опровергается предыдущимъ случаемъ съ котельнымъ желѣзомъ при температурѣ „синяго нагрѣва“, опровергнуто Stead'омъ, который наблюдалъ увеличеніе зерна мягкой стали съ 0,10% С при температурѣ отъ 500°, при чемъ ростъ зерна увеличивался съ продолжительностью нагрѣва.

Подобную же картину наблюдалъ и von A. Joisten⁹⁾ при своихъ опытныхъ изслѣдованіяхъ надъ желѣзною проволокою, матеріаломъ мягкимъ и весьма однороднымъ. При опытахъ примѣнялся цѣлый рядъ предосторожностей, мѣшающихъ окисленію металла при нагрѣваніи въ электрической печи. Время нагрѣва образцовъ колебалось отъ одного до 20 часовъ при одной и той же температурѣ. Результаты этихъ опытовъ представлены въ видѣ кривыхъ на черт. 5 табл. XXIV. Изъ разсмотрѣнія только что приведенныхъ кривыхъ роста зерна желѣза въ зависимости отъ температуры и продолжительности нагрѣва ясно видно, что ростъ зерна желѣза возможенъ начиная съ 500° С и далѣе, а величина зерна растетъ съ увеличеніемъ продолжительности нагрѣва.

Подобныя же наблюденія были произведены нами въ Металлографической лабораторіи Томскаго Технологическаго Института надъ мягкимъ кузнечнымъ желѣзомъ и рельсовою сталью. Опыты велись въ электрической печи Негеаус'а въ среѣд азота для уменьшенія окисленія метал

⁸⁾ Г. Тагѣевъ. Однородность рельсъ. Стр. 86.

⁹⁾ Mitteilungen aus dem Eisenhüttenmännischen Institut des Königl. Techn. Hochschule Aachen. 1910.

ла; образца нагрѣвались въ названной печи въ теченіи 1; 1,5; 2; 2,5 и 3 ч. и изъ середины наблюдаемыхъ образцовъ готовились шлифы для измѣренія зеренъ на площади равной 1 кв. см. при общемъ увеличеніи при снятіи фотографіи равнымъ 100. Результаты полученныхъ наблюдений представлены въ слѣдующей таблицѣ, при чемъ въ ней указано число зеренъ на 1 кв. см.

Температура нагрѣва.	Продолжительность нагрѣва.				
	1 часъ.	1,5 часа.	2 часа	2,5 часа.	3 часа.
Мягкое кузнечное желѣзо.					
500° С.	10	10	9,5	9	9
550° С.	9,5	9,5	9,5	9	9
600° С.	10	9	9	8,5	8,5
650° С.	10	8,5	9	8,5	8
700° С.	8	8	8	7,5	7,2
750° С.	8	8	7	7	6
800° С.	8	7,5	7,2	7	7
850° С.	5	7	7	7,5	8
Рельсовая сталь.					
500° С.	3,5	3,5	3,5	3,5	3,4
550° С.	4	3,5	2,8	2,8	2,7
600° С.	4	3,5	3,3	2,9	2,6
650° С.	3,5	3,3	3,1	3	2,6
700° С.	3	3	—	—	2,5
750° С.	2,8	—	—	—	2,4
800° С.	2,6	—	—	2,2	2,3
850° С.	2,5	2,5	2,4	2,3	2,2

Изъ послѣдней таблицы и предыдущаго черт. 5 довольно ясно видно, что величина зерна желѣза замѣтно растетъ при увеличеніи времени нагрѣва. Довольно ярко иллюстрируютъ послѣднее положеніе объ увеличеніи величины зерна мягкаго желѣза съ продолжительностью нагрѣва ранѣе—разсмотрѣнныя фотографіи (фиг. 22, 23 таб. V и 24 таб. VI).

Причины, вызывающія измѣненіе зерна при продолжительномъ нагрѣваніи, можно объяснить себѣ слѣдующимъ образомъ: всякое углеродистое желѣзо представляетъ изъ себя конгломератъ недоразвившихся кристалловъ, спаянныхъ эвтектикою. Подъ вліяніемъ нагрѣва происходитъ диффузія веществъ между сосѣдними кристаллами черезъ пленку эвтектики. Диффузія является результатомъ различной растворимости двухъ смежныхъ плоскостей кристалловъ въ эвтектикѣ, въ результатъ чего вслѣдствіе появленія давленія происходитъ поступательное перемѣщеніе частицъ одного кристалла въ сторону другого, при чемъ по-

слѣдній начинаетъ расти за счетъ перваго. Причина различной растворимости двухъ смежныхъ плоскостей кристалловъ кроется въ неоднородной ориентировкѣ осей кристалловъ, что весьма наглядно обнаруживается при травленіи шлифа мягкаго желѣза, а именно,—зерна феррита подъ микроскопомъ имѣютъ различные оттѣнки по окраскѣ въ зависимости отъ различнаго расположенія осей кристалловъ. Эвтектика, температура плавленія которой ниже таковой же самихъ кристалловъ, при нагрѣвѣ находится ближе къ жидкому состоянію по сравненію съ самими кристаллами и тѣмъ только способствуетъ росту послѣднихъ. Но если эвтектика, связующая кристаллы даннаго желѣза, находится въ твердомъ состояніи, то при температурѣ отъ 690° до 670° происходитъ взаимное перемѣщеніе и притяженіе частицъ себѣ подобныхъ. Это явленіе было названо Stead'омъ коалесценціей. Только въ стали съ содержаніемъ углерода, соотвѣтствующимъ эвтектикѣ, структура находится въ равновѣсіи, и передвиженіе частицъ структуры слабо замѣтно. Взаимное притяженіе частицъ себѣ подобныхъ имѣетъ мѣсто въ томъ случаѣ, когда нѣтъ равновѣсія въ структурѣ, но есть избытокъ одной изъ составляющихъ эвтектики: феррита или цементита. Чѣмъ медленнѣе идетъ охлажденіе, тѣмъ совершеннѣе выдѣленіе элементовъ избытка, и тѣмъ меньше остается эвтектики. При весьма маломъ содержаніи перлита, послѣдній, послѣ медленнаго охлажденія, обращается въ тончайшія полосы, раздѣленные ферритомъ, что мы раньше и наблюдали на фиг. 8 табл. III для стали съ содержаніемъ $C=0,55\%$ (ферритъ на шлифѣ бѣлый). Въ твердыхъ сортахъ стали послѣ продолжительнаго отжига въ предѣлахъ температуръ, указанныхъ Stead'омъ, цементитъ, являющийся связующимъ звеномъ между отдѣльными зернами перлита, притягиваетъ къ себѣ зерна цементита изъ эвтектики, вслѣдствіе чего перлитъ пріобрѣтаетъ волокнистое строеніе (фиг. 18 табл. V). При болѣе быстрыхъ условіяхъ охлажденія, менѣе благоприятствующихъ коалесценціи наблюдаемаго куска стали, не видно волокнистаго строенія перлита, но зачатки обогащенія сѣтки цементита отчетливо замѣтны (фиг. 12 табл. IV). При условіи медленности охлажденія эвтектической стали образуется обычная форма волокнистаго перлита (фиг. 33 табл. VII), но если мы ехладженіе эвтектической стали будемъ производить съ нѣкоторымъ замедленіемъ въ критическомъ интервалѣ, то послѣ быстрого охлажденія при температурѣ этого интервала мы можемъ получить перлитъ не волокнистый, а зернистый, причина такого явленія кроется въ свойствѣ коалесценціи частицъ металла даже въ самой эвтектикѣ (фиг. 34 табл. VII). Волокнистый перлитъ не сразу переходитъ въ зернистый, а постепенно по мѣрѣ продолжительности нагрѣва сначала волокна цементита пріобрѣтаютъ утолщенія перехваты, и въ такомъ видѣ перлитъ былъ названъ Бенедиксомъ—четковиднымъ, а затѣмъ четко-видный перлитъ при аналогичныхъ же условіяхъ переходитъ въ зернистый. Въ послѣднемъ случаѣ мы имѣемъ полное обособленіе составляю-

щихъ перлитъ, т. е. цементита и феррита, т. е. получаемъ, по выраженію Osmond'a¹⁰⁾, такъ называемое структурное равновѣсіе.

Говоря о зернистомъ перлитѣ мы нѣсколько перешли уже въ интервалъ критическихъ температуръ, въ которомъ происходитъ аллотропическое измѣненіе частицъ углеродистаго желѣза, сопровождающееся переходомъ зеренъ феррита и перлита, или перлита и цементита, или одного перлита (у эвтектической стали) въ высшія аллотропическія измѣненія по температурѣ—мартенситъ и аустенитъ. Подобный переходъ происходитъ плавно по мѣрѣ повышенія температуры съ образованіемъ нѣкоторыхъ промежуточныхъ формъ, носящихъ особое названіе. Такъ переходную форму волокнистаго перлита съ образованіемъ зеренъ цементита въ полѣ феррита нерѣдко называютъ сорбитомъ, по имени ученаго Sorby, открывшаго этотъ элементъ. При дальнѣйшемъ повышеніи температуры ранѣе указанные структурные элементы образуютъ новое аллотропическое видоизмѣненіе, называемое троститомъ. Послѣдній образуется у углеродистаго желѣза при нагрѣвѣ внутри критическаго интервала въ тотъ моментъ, когда сокращеніе длины испытываемаго куска достигаетъ наибольшаго размѣра. Троститъ на шлифѣ представляетъ плотныя массы со слабымъ расположеніемъ гранулъ, зачатковъ иглъ мартенсита (фиг. 35 таб. VII). Однородное строеніе тростита позволяетъ предположить, что онъ представляетъ изъ себя промежуточное равновѣсіе между фазами мартенсита и цементита + ферритъ.

При дальнѣйшемъ нагрѣваніи углеродистаго желѣза въ моментъ критической температуры A_{r_2} образуется слѣдующая болѣе устойчивая аллотропическая структура, названная по имени лица ее открывшаго проф. Martens'a—мартенситомъ. Мартенситъ имѣетъ характерное игольчатое строеніе (фиг. 14 таб. IV). Съ увеличеніемъ содержанія углерода въ желѣзѣ общій характеръ структуры не мѣняется, но возрастаетъ твердость и нѣсколько мѣняется окраска при протравливаніи. Однородность строенія мартенсита позволяетъ считать его твердымъ растворомъ карбида въ желѣзѣ. Чистый мартенситъ получается при закалкѣ стали съ содержаніемъ углерода до 1,1%; при дальнѣйшемъ увеличеніи содержанія углерода и при повышеніи температуры до 1000° C, при условіи быстрого охлажденія послѣ указанной температуры у стали появляется новый структурный элементъ, названный Osmond'омъ аустенитомъ (фиг. 13 табл. IV). Аустенитъ въ чистомъ видѣ на шлифахъ стали не получается, онъ всегда представляетъ плотную массу, имѣющую строеніе Видманштетовыхъ фигуръ, при чемъ темныя полосы этихъ фигуръ заполнены мартенситомъ. Отношеніе площадей, занимаемыхъ аустенитомъ и мартенситомъ, находится въ большой зависимости отъ содержанія углерода въ стали и быстроты охлажденія. Такъ, при содержаніи углерода въ стали отъ 1,1% при указанной выше термической операціи появля-

¹⁰⁾ Goerens. Metallographie. S. 167.

ются только слѣды аустенита; при 1,57% С въ стали—количества мартенсита и аустенита равны, а при 1,8% С количество аустенита составляетъ 70% площади шлифа, а остальное мартенситъ (по Osmond'y). Аустенитъ слѣдуетъ разсматривать какъ менѣе устойчивую аллотропическую фазу, соответствующую закалкѣ углеродистаго желѣза (желѣзо γ изъ діаграммы Roseboom'a ¹¹⁾), а мартенситъ есть только видоизмѣненіе этой фазы съ начавшимся разложеніемъ на ферритъ и цементитъ.

Необходимо сказать еще нѣсколько словъ о пережогахъ углеродистаго желѣза,—послѣ охлажденія отъ температуръ около 1000° С, но при условіи продолжительности нагрѣва при этой температурѣ—въ мягкихъ желѣзахъ и стали происходитъ распадѣніе зеренъ феррита съ исчезновеніемъ очертанія самихъ зеренъ (фиг. 24 табл. VI), а въ болѣе твердой стали—значительное утолщеніе самой сѣтки феррита, окружающей значительныя площади перлита (фиг. 28 табл. VI). Въ рыхлыя щели между зернами феррита или перлита въ періодъ высокаго нагрѣва проникаетъ кислородъ атмосферы, окисляетъ поверхность этихъ зеренъ и тѣмъ только способствуетъ нарушенію тѣсной связи между зернами, вызывая значительную хрупкость металла. Явленія первичной кристаллизаціи, которыя непосредственно слѣдуютъ за фазой аллотропическихъ измѣненій (названной нами вторичной кристаллизаціей), были разсмотрѣны нами въ первой части этой работы.

Измѣненіе структуры желѣза при прокаткѣ, волоченіи, штампованіи, ковкѣ, рѣзаніи и продавливаніи.

Температура, при которой оканчивается прокатка желѣза на лучшихъ изъ современныхъ заводовъ, бываетъ значительно ниже 1000° С,—обычно температура окончанія прокатки весьма близка къ 850° С. На одномъ изъ южныхъ русскихъ заводовъ (именно Днѣпровскомъ) инженеромъ І. И. Ефрономъ были произведены продолжительныя наблюденія за прокаткою твердыхъ, марганцовистыхъ рельсовъ съ содержаніемъ С=0,48%—0,55% и Mn=0,92—1,11%; помощью оптическаго пирометра г. Ефронъ опредѣлялъ температуру Т начала прокатки по выходѣ болванки изъ перваго ручья блюминга, когда болванка освобождалась отъ окалина, и температуру t—окончанія прокатки по выходѣ изъ послѣдняго ручья. Для семи рельсовъ указаннаго состава эти температуры колеблются ¹⁾:

1) Т = 1240°		t = 738° С.
2) „ 1195°		„ 919° С.

¹¹⁾ Т. Тихоновъ. Металлографія. Стр. 27.

¹⁾ А. Л. Бабошинъ. Записки И. Р. Т. О. 1807. Выпускъ IX—X.

[illegible]

Изъ этой таблицы видно, что температура окончанія прокатки для наблюдаемыхъ рельсовъ колебалась отъ 738° до 1055° . Только одинъ рельсъ былъ оконченъ прокаткою при 738° , но по свидѣтельству г. Ефрона заканчивать прокатку твердаго рельса при столь низкой температурѣ для завода крайне затруднительно. За нормальную температуру окончанія прокатки слѣдуетъ считать $850\text{—}900^{\circ}$ С. Указанная температура начала и окончанія прокатки такова, что измѣненіе зеренъ желѣза при ней вполне возможно, но послѣднему мѣшаетъ механическая обработка металла. Для иллюстраціи послѣдняго положенія обратимся къ разбору черт. 6 таб. XXIII. На этомъ чертежѣ графически изображены ранѣе рассмотрѣнныя нами общій законъ зависимости величины зерна отъ температуры нагрѣва, при чемъ по оси абсциссъ отложены величины зеренъ, а по оси ординатъ соотвѣтствующія имъ температуры. Предположимъ, что мы, начавъ прокатку при 1400° С механическою обработкою, довели величину зерна до ОН, соотвѣтствующей температурѣ В. Если послѣ этого наблюдаемое желѣзо начнетъ спокойно охлаждаться, то величина зерна согласно ранѣе формулированныхъ положеній дойдетъ до нормальной величины ОЕ по кривой охлажденія ВСN. Но въ дѣйствительности мы не даемъ металлу спокойно охладиться до температуры NE, а продолжаемъ прокатку металла дальше, отъ нѣкоторой средней температуры С, при этомъ подъ вліяніемъ механическихъ усилій прокатки величина зеренъ металла снова уменьшается до нѣкотораго предѣла, равнаго абсциссѣ точки D. Затѣмъ въ промежуткѣ времени прокатки между двумя слѣдующими ручьями величина зеренъ наблюдаемаго металла при условіи медленнаго остыванія вырастаетъ до абсциссы точки K. Послѣ этого снова начнется продолженіе прокатки, и, наконецъ, прокатка будетъ закончена при нѣкоторой температурѣ G. Послѣ этой температуры металлъ начнетъ медленно остывать, при чемъ зерна его начнутъ расти до предѣла нормальныхъ по GT до величины зеренъ равной ОР. Такимъ образомъ при условіи существованія механической прокатки ранѣе рассмотрѣнный законъ измѣненія величины зеренъ отъ температуры для разсматриваемаго случая выразится ломаной линіей BCDKMOprSGT. Если наблюдаемый образецъ послѣ послѣдняго ручья будетъ немедленно быстро охлажденъ отъ температуры G, то величина зерна его останется равной ОН и не достигнетъ величины ОР. Если же по выходѣ изъ послѣдняго ручья величина зеренъ даннаго желѣза будетъ больше нормальной, соотвѣтствующей температурѣ этого ручья, то при дальнѣйшемъ спокойномъ охлажденіи, вели-

чина зеренъ не уменьшится до нормальной, а сохранить свою величину. Идеальнымъ случаемъ прокатки будетъ тотъ, когда величина зеренъ металла въ моментъ окончанія прокатки будетъ равна нормальной, соответствующей температурѣ окончанія прокатки (точкѣ G), но въ дѣйствительности при прокаткѣ: эту величину зерна можно получить только послѣ отжига до температуры G, а при обычныхъ условіяхъ прокатки конечная величина зерна для указанной температуры окончанія прокатки будетъ равной ОР.

На практикѣ встрѣчаются случаи, когда сталь послѣ прокатки имѣетъ величину зеренъ больше нормальной. Такъ, Howe²⁾ приводитъ примѣръ, когда сталь (0,5% С), нагрѣтая до 1394°, затѣмъ медленно охлажденная до 963° и прокатанная при этой температурѣ, имѣетъ болѣе крупное зерно по сравненію съ той же сталью, нагрѣтой до 1339° и оттоженной при 966° С; при этомъ послѣдующія за прокаткой и отжигомъ условія охлажденія были одинаковы.

Для большинства случаевъ горячей обработки желѣза вполне примѣнимо извѣстное положеніе Д. К. Чернова и Sauvage²⁾, что „размѣръ зерна не зависитъ отъ степени механической обработки“. Это положеніе бесспорно въ томъ случаѣ, если степень механической обработки такова, что зерна желѣза по окончаніи механической обработки меньше нормальныхъ, то при этомъ условіи зерна, согласно ранѣе указанныхъ зависимостей, достигнутъ до нормальныхъ размѣровъ. Но если зерно, по окончаніи обработки, будетъ больше нормального, то оно останется таковымъ у металла въ холодномъ состояніи и тѣмъ ухудшитъ его механическія свойства.

Для болѣе детальнаго освѣщенія вопроса объ измѣненіи въ строеніи желѣза при прокаткѣ нами при весьма любезномъ содѣйствіи администраціи Александровскаго завода Брянскаго О—ва въ Екатеринославѣ было взято по нѣскольку образцовъ прокатки проволоки по ручьямъ и различныхъ сортовъ полосового желѣза; образцы брались отъ одного и того же куска послѣдовательно при прохожденіи его черезъ ручьи. Детальное изученіе измѣненій структуры при послѣдовательномъ переходѣ прокатки по ручьямъ привело къ выводу, что картина подобныхъ измѣненій структуры различныхъ образцовъ почти тождественна для всѣхъ наблюдаемыхъ случаевъ, а посему для иллюстраціи этого вопроса мы рассмотримъ картину измѣненій структуры мягкаго желѣза при послѣдовательной прокаткѣ проволоки черезъ 17 ручьевъ. Послѣдовательное измѣненіе профиля рассматриваемой прокатки проволоки схематически изображено на черт. 7 таб. XXV. Изъ образца каждаго калибра было сдѣлано по два шлифа, одинъ поперекъ, а другой—вдоль прокатки. Снимки съ изготовленныхъ образцовъ послѣдовательно изо-

²⁾ Iron Steel and other Alloys. Стр. 235 и 265.

А. Л. Бабошинъ. З. И. Р. Т. О. 1907. Вып. IX—X.

бражены при увеличеніи въ 100, на фиг. 36 таб. VIII по 69, таб. XIII включительно, при чемъ четные номера изображаютъ снимки со шлифовъ поперекъ прокатки, а нечетные—вдоль прокатки.

Послѣдовательное разсмотрѣніе шлифовъ приводитъ насъ къ слѣдующимъ заключеніямъ: въ первыхъ четырехъ ручьяхъ (фиг. 36 по 43) металлъ находится въ состояніи особой тягучести, и очертаніе зеренъ, вслѣдствіе высокой температуры прокатки, на шлифахъ не всегда отчетливо. Въ послѣдующихъ ручьяхъ до 17 включительно желѣзо имѣетъ явно зернистое строеніе, валцы прокатныхъ становъ сильно дѣйствуютъ на эти зерна, вытягиваютъ ихъ въ правильные ряды по направленію прокатки. Особенно характерными шлифами для опредѣленія исправленія прокатки являются фиг. 47, 61, 59 и 65.

Въ первыхъ четырехъ ручьяхъ при прокаткѣ наблюдаемой нами проволоки весьма слабо деформировались зерна самого металла, а сжимались сначала пустоты и шлаки среди зеренъ металла. Слабой деформацией зеренъ металла можно объяснить ту общую беспорядочность зеренъ, которую мы наблюдаемъ на шлифахъ первыхъ четырехъ ручьевъ, и вмѣстѣ съ тѣмъ это вполне подтверждаетъ слова Д. К. Чернова, что обработка желѣза при сварочномъ каленіи не вліяетъ на структурное строеніе его. На основаніи полученныхъ шлифовъ и снимковъ съ нихъ былъ сдѣланъ подсчетъ числа зеренъ на поперечныхъ сѣченіяхъ шлифовъ по ручьямъ, и результирующая діаграмма такого подсчета изображена на черт. 8 таб. XXIV.

Изъ разсмотрѣнія этой діаграммы видно весьма рѣзкое измѣненіе въ площади зерна при переходѣ отъ 9 до 10 ручья. Надо полагать, что при температурѣ этихъ ручьевъ былъ законченъ интервалъ критическихъ температуръ для даннаго металла, вслѣдствіе чего подъ вліяніемъ механической обработки зерна металла начали усиленно уменьшать свою площадь.

При переходѣ отъ 3 до 9 ручья площадь зеренъ измѣняется весьма слабо, и тѣмъ самымъ косвенно подтверждается ранѣе высказанное положеніе Д. К. Чернова относительно весьма слабого измѣненія зеренъ при высокихъ температурахъ. Наоборотъ, при низкихъ температурахъ, при прокаткѣ въ послѣднихъ ручьяхъ, наблюдается сильное измѣненіе зеренъ съ сильнымъ разслоеніемъ послѣднихъ.

При разсмотрѣніи шлифовъ продольныхъ и поперечныхъ сѣченій была обнаружена значительная неравномѣрность зерна. Почти вездѣ площадь зерна у края шлифа для первыхъ ручьевъ меньше таковой же нежели у середины и для послѣдующихъ ручьевъ обратно,—площадь зерна у края шлифа больше нежели у середины. Причину такого явленія для первыхъ ручьевъ можно объяснить вліяніемъ охлажденія желѣза валками. Съ начала прокатки подъ вліяніемъ быстрого охлажденія на поверхности прокатываемой проволоки образуются зерна съ тою величиною зерна, которая получилась у нихъ послѣ механической обработки, не успѣвъ дорасти до нормальной величины вслѣдствіе быстро-

ты охлажденія. Между тѣмъ зерна середины прокатываемаго ручья подѣвляніемъ высокой температуры въ промежуткахъ времени между ручьями прокатки успѣваютъ увеличить свою величину, слѣдую ранѣе высказанному закону о нормальной величинѣ зерна для каждой температуры. Въ послѣднихъ же ручьяхъ прокатки, гдѣ температура прокатки будетъ низкой, наблюдается обратное явленіе,—величина зеренъ на поверхности сѣченія (у краевъ) нѣсколько больше таковой у середины сѣченія. Последнее можно объяснить тѣмъ, что въ послѣднихъ ручьяхъ вслѣдствіе низкой температуры послѣдствія механической обработки оказываются наиболѣе рельефно на срединѣ ручья, а именно: зерна на поверхности металла вслѣдствіе охлажденія ихъ валками образовались ранѣе, затѣмъ въ послѣдующемъ ручьѣ они воспринимаютъ механическую обработку такого характера, которая увеличиваетъ ихъ способность сопротивляться механическимъ усиліямъ (равносильно холодной обработкѣ), вслѣдствіе чего они и сохраняютъ ранѣе полученную ими величину. Въ то же время зерна среднего сѣченія ручья подѣвляніемъ механической вытяжки валковъ сильно дробятся и уменьшаютъ свою величину. Для болѣе детальнаго освѣщенія вопроса стности неравномѣрности зерна по площади ручья и по ручьямъ были изготовлены образцы шлифовъ отъ другихъ пробъ по прокаткѣ проволоки того же діаметра. Образцы шлифовъ брались поперекъ и вдоль прокатки, а фотографическіе снимки дѣлались съ середины и края каждаго шлифа. Такимъ образомъ было изготовлено 68 снимковъ при общемъ увеличеніи равномъ 100. Для опредѣленія величины подсчитывалось количество зеренъ на площади въ 300 mm.² На основаніи такого подсчета была построена діаграмма черт. 9 табл. XXVII на которой ломаная линія Ас относится къ срединѣ наблюдаемыхъ шлифовъ, а Ак—къ краю поперечныхъ сѣченій ручьевъ; ломанная Ас^x—относится къ срединѣ, а Ак^x—къ краю продольныхъ сѣченій тѣхъ же ручьевъ.

Разсматривая ломанныя линіи Ас и Ак мы замѣчаемъ, что за исключеніемъ перваго ручья, линія Ак для всѣхъ остальныхъ ручьевъ лежитъ выше Ас, т. е. зерна по краямъ шлифовъ поперечныхъ сѣченій крупнѣе зеренъ середины. По характеру линій Ас^x и Ак^x для продольныхъ сѣченій мы замѣчаемъ, что въ первомъ ручьѣ величина зеренъ въ срединѣ нѣсколько больше, чѣмъ на краяхъ шлифа; во второмъ ручьѣ это неравенство сглаживается, а затѣмъ до 7-го ручья величина зеренъ середины меньше края. Въ седьмомъ ручьѣ величина зеренъ середины увеличивается по сравненію съ таковой для края, въ девятомъ обѣ величины почти совпадаютъ; затѣмъ до 16-го ручья величина зеренъ у краевъ больше нежели у середины, а въ 17-мъ ручьѣ обратно. Вліяніе высокихъ температуръ и быстрыхъ охлажденій на структуру желѣза въ разсматриваемомъ случаѣ прокатки проволоки за малымъ исключеніемъ довольно рельефно подтверждается характеромъ разсмотрѣнныхъ линій, относящихся къ прокаткѣ въ первыхъ ручьяхъ; вліяніе механической

вытяжки на структуру проволоки рельефно подтверждается въ послѣднихъ ручьяхъ (начиная съ 10). Отклоненіе послѣдняго 17-го ручья въ томъ смыслѣ, что величина зеренъ въ срединѣ оказалась больше таковой у краевъ, нужно объяснить значительнымъ дробленіемъ зерна въ послѣднемъ ручьѣ въ срединѣ съ образованіемъ пустотъ между зернами, которыя при подсчетѣ только увеличиваютъ площадь наблюдаемыхъ зеренъ.

На слѣдующей діаграммѣ (черт. 10 таб. XXVII) въ видѣ линій, аналогичныхъ съ предыдущей діаграммой, изображены среднія значенія величины зеренъ для поперечныхъ сѣченій съ середины и края ручья (сплюснутая линія), и для продольныхъ—также съ середины и края каждаго ручья (линія изъ черточекъ), а затѣмъ на основаніи двухъ предыдущихъ линій построена суммарная линія (линія изъ черточекъ съ точкою), выражающая общій характеръ измѣненій величины зеренъ при прокаткѣ проволоки въ зависимости отъ послѣдовательности чередующихся ручьевъ. На основаніи послѣдней линіи разсматриваемой діаграммы, мы приходимъ къ заключенію, что измѣненіе зеренъ при прокаткѣ въ смыслѣ уменьшенія ихъ величины слабо замѣтно въ первыхъ ручьяхъ благодаря значительной температурѣ прокатки. Далѣе: въ данномъ случаѣ, начиная съ 7-го ручья и до конца прокатки, наблюдается общее уменьшеніе зеренъ металла при переходѣ изъ одного ручья къ послѣдующему, при чемъ въ послѣднихъ ручьяхъ, вслѣдствіе сильнаго вліянія самой механической обработки на величину зеренъ обрабатываемаго металла, способствующей сохраненію величины поверхностныхъ зеренъ и, наоборотъ, сильно уменьшающей величину зеренъ у середины сѣченія,—не замѣтно сильныхъ уменьшеній величины зеренъ. Нельзя не отмѣтить также того факта, что величина зеренъ на продольныхъ сѣченіяхъ по ручьямъ прокатки не увеличивается; слѣдовательно, необходимо предположить, что зерна въ началѣ прокатки слабо увеличиваются въ длину, затѣмъ подъ вліяніемъ механическихъ усилій и сильнаго бокового давленія происходитъ дѣленіе ихъ на части, съ предварительнымъ переходнымъ образованіемъ шеекъ (перехватовъ) у зеренъ, о которыхъ говоритъ проф. Нейп³⁾. У наблюдаемыхъ шлифовъ отъ прокатки полосового желѣза характеръ измѣненія структуры зеренъ былъ вполне аналогиченъ съ предыдущимъ, при чемъ характеръ линій, выражающихъ эту зависимость, былъ близокъ къ послѣднимъ ручьямъ прокатки проволоки. Въ тонкихъ сѣченіяхъ полосового желѣза ($\frac{1}{8}'' \times 1\frac{1}{2}''$) были сильно замѣтны продольныя щели по направленію прокатки. Послѣднее можно объяснить не одинаковой величиной вытяжки верхней и нижней части сѣченія разсматриваемаго профиля, вслѣдствіе неправильной работы валковъ.

³⁾ Zeitschrift d. Vereins d. Ingenieure. 1900. № 14.

Изъ предыдущаго мы замѣтили, что величина зеренъ желѣза не остается одинаковой даже для всего сѣченія одного и того же ручья, а въ зависимости отъ температуры и механическихъ условій прокатки сильно измѣняетъ свою величину. Очевидно, эта разница въ величинѣ зеренъ будетъ тѣмъ рельефнѣе, чѣмъ сложнѣе будетъ профиль изготавлиаемаго образца. Общая картина измѣненій въ величинѣ зеренъ металла по ручьямъ останется и у готоваго образца, если только послѣдній не будетъ подвергнутъ отжигу послѣ прокатки. Такая разница въ величинѣ зеренъ въ зависимости отъ температуры и условій прокатки по площади сѣченія образца существуетъ у всѣхъ сортовъ желѣза, вышедшихъ изъ прокатки безъ отжига, и для иллюстраціи послѣдняго положенія въ Металлографической Лабораторіи Томскаго Технологическаго Института были изслѣдованы профили обычныхъ рельсъ, для чего съ испытуемаго рельса изготавлиалась сначала общая макроструктура для сужденія объ общей структурѣ рельса, а затѣмъ рельсъ разбивался на пояса, пояса дѣлились на части, изъ которыхъ готовились шлифы поперекъ прокатки. Шлифы фотографировались при увеличеніи 120, и на кружкѣ такихъ фотографій съ діаметр. 7,2 ст. опредѣлялось число зеренъ. Подобное дѣленіе на части одного изъ такихъ сѣченій рельса изображено на черт. 11 таб. XXVIII, а результаты общаго подсчета числа зеренъ по сѣченіямъ рельса изображены ломанными линіями 1 по VI-ую включительно на табл. XXIX. Изъ разсмотрѣнія первой ломанной линіи (число зеренъ указано на ординатахъ, а цифры на абсциссахъ обозначаютъ номера шлифовъ по сѣченію рельса) отчетливо видно, что величина зеренъ стали въ срединѣ головки рельса значительно больше (почти въ два раза) таковой же краевъ рельса. При переходѣ головки рельса къ шейкѣ, вслѣдствіе значительнаго уменьшенія сѣченія рельса и сопряженнаго съ этимъ быстрого охлажденія металла, разница въ величинѣ зеренъ средины и краевъ сглаживается. На сѣченіи шейки замѣтно увеличеніе зеренъ въ одну (правую) сторону, что цѣликомъ объясняется неравномѣрностью охлажденія рельса послѣ прокатки. Послѣднее положеніе вполне подтверждается сдѣланными контрольными шлифами образцовъ взятыхъ съ лѣвой и правой стороны изъ крайнихъ точекъ, число зеренъ на фотографіяхъ которыхъ изображено цифрами на фиг. 11 таб. XXVIII.

Изъ сопоставленія послѣднихъ цифръ зеренъ на шлифахъ отчетливо видно, что правая сторона рельса послѣ прокатки охладилась быстрѣе лѣвой, вслѣдствіе чего и величина зеренъ у кромки меньше, нежели у лѣвой стороны. Діаграммы IV и V ясно иллюстрируютъ то положеніе, что величина зеренъ желѣза въ большихъ сѣченіяхъ наблюдаемаго образца у краевъ мельче, нежели въ срединѣ. Затѣмъ діаграмма VI показываетъ общее уменьшеніе величины зерна отъ головки къ подопшвѣ рельса, что вполне естественно было ожидать, такъ какъ процессъ остыванія металла и дѣйствіе механическихъ усилій при прокаткѣ наиболѣе сильно сказывается на величинѣ зерна въ меньшихъ сѣченіяхъ рельса у

его подошвы. Таким образомъ, кратко формулируя только что изложенное изслѣдованіе строенія рельсъ по сѣченію, приходимъ къ слѣдующимъ заключеніямъ: головка рельса обладаетъ довольно крупной кристаллизацией, при чемъ по срединѣ ея она довольно однородна. Шейка рельса имѣетъ болѣе мелкоз строеніе по сравненію съ головкой, но замѣтно уменьшеніе зерна въ правую сторону разрѣза, что вполне подтверждается изслѣдованіемъ крайнихъ боковыхъ точекъ и подтверждаетъ наше предположеніе относительно неравномѣрности охлажденія рельса послѣ прокатки на стелюгахъ. Подошва рельса имѣетъ болѣе мелкое строеніе по сравненію съ головкою, что объясняется вліяніемъ быстроты охлажденія и большимъ вліяніемъ механической обработки при прокаткѣ. Механическая обработка при прокаткѣ наиболѣе рѣзко отразилась на крайнихъ точкахъ рельса, вызвавъ мелкое дробленіе зерна.

Въ предыдущемъ мы довольно долго остановились на разсмотрѣніи вопроса объ измѣненіи зеренъ желѣза при прокаткѣ, взявъ для детальнаго освѣщенія этого вопроса образцы отъ одного куска прокатной проволоки. Теперь рассмотримъ дальше, какъ измѣняется строеніе проволоки при дальнѣйшей обработкѣ—волоченіи. Образецъ при волоченіи былъ взятъ отъ одного мотка проволоки по мѣрѣ прохода ея при волоченіи черезъ глазокъ, но былъ пропущенъ вслѣдствіе практическихъ неудобствъ только одинъ отжигъ проволоки въ срединѣ волоченія. Химическій составъ послѣдней проволоки приблизительно одинаковъ съ химическимъ составомъ той проволоки, что была разсмотрѣна нами при прокаткѣ⁴⁾ Фотографіи съ изслѣдованныхъ образцовъ изображены при увеличеніи 150 на фиг. 70 табл. XIII по 103 табл. XIX включительно, при чемъ нечетные номера относятся къ продольнымъ сѣченіямъ изслѣдуемыхъ образцовъ, а четные—къ поперечнымъ.

Чтобы лучше уяснить себѣ картину, даваемую микроскопомъ, мы должны разсмотрѣть приемы механической обработки, которой подверглись нами образцы.

Матеріалъ для волоченія, строеніе котораго видимъ на шлифахъ фиг. 70 и 71, поставляется заводу и является продуктомъ прокатки, что и замѣтно по оставшимся пустотамъ вдоль оси. На заводѣ передъ пускомъ въ волочильную доску матеріалъ отжигается. Волочильныя доски представляютъ металлическія пластинки, снабженныя отверстиями различной величины. Въ эти отверстія заправляютъ кусокъ проволоки, затѣмъ захватываютъ по другую сторону доски особыми клещами, которыми и тянутъ проволоку. Но такъ какъ поперечное сѣченіе отверстія въ волочильной доскѣ менѣе сѣченія обрабатываемой проволоки, то послѣдняя сжимается и утончается, принимая сѣченіе по формѣ и величинѣ

⁴⁾ Образцы проволоки разсмотрѣнной при прокаткѣ приналежатъ Александровскому заводу Брянскаго О—ва, а образцы по волоченію проволоки ссѣдному заводу О—ва Гантке, который беретъ проволоку на первомъ заводѣ.

приблизительно сходное съ отверстіемъ волочильной доски. Мы говоримъ „приблизительно“, такъ какъ по выходѣ изъ глазка волочильной доски, вслѣдствіе прекращенія сжимающаго усилія съ одной стороны и упругости матеріала съ другой, проволока нѣсколько утолщается. Это доказывается тѣмъ, что если только что протянутую проволоку просунуть снова въ тотъ же глазокъ и снова начать тянуть, то усиліе будетъ больше, чѣмъ требовалось-бы на треніе о стѣнки глазка. Опытомъ найдено, что для желѣза требуется для вторичнаго протягиванія $\frac{10}{22}$ первоначальнаго усилія. При волоченіи большую роль играетъ форма самаго глазка и состояніе его поверхности. Самой простой формой глазка является цилиндрическое отверстіе, но вмѣстѣ съ тѣмъ и самой невыгодной, такъ какъ вся работа, сдавливанія и уплотненія проволоки, выносятся только сѣченіемъ глазка въ плоскости волочильной доски. Такое мгновенное измѣненіе поперечнаго сѣченія входящей проволоки можетъ служить причиной срѣзанія и перекусыванія. Благодаря какъ-бы соскабливанію матеріала наружной кромкой такого глазка и отсутствію участія въ волоченіи остального сѣченія получается выкрапываніе этой кромки и полная негодность волочильной доски. Самой совершенной формой является глазокъ, состоящій изъ 2-хъ усѣченныхъ конусовъ (фиг. 12а табл. XXVIII), сложенныхъ малыми основаніями, при чемъ средняя кромка закруглена. Здѣсь отсутствуетъ рѣзкое измѣненіе поперечнаго сѣченія и соскабливаніе матеріала. Изготовленіе такого глазка и необходимая тщательная его полировка представляютъ большія затрудненія, почему его и употребляютъ только для такихъ сортовъ проволоки изъ драгоцѣнныхъ металловъ. Обыкновенной формой глазка является форма цилиндро-коническая съ закругленіемъ среднего ребра (фиг. 12б табл. XXVIII). Итакъ, часть проволоки между клещами и волочильной доской растягивается, часть же, проходящая черезъ волочильное отверстіе, сжимается, при чемъ матеріалъ на поверхности приводится въ пластичное состояніе и испытываетъ напряженіе, соотвѣтствующее давленію истеченія. Обозначимъ черезъ d и d_1 діаметръ проволоки до и послѣ волоченія, черезъ K_z —напряженіе растянутой части, а черезъ δ —давленіе на поверхности конуса волочильнаго отверстія; черезъ f —коэф. тренія между проволокой и волочильной доской (см. черт. 13 табл. XXVIII). Изъ условія равновѣсія можемъ написать слѣдующее равенство:

$$\frac{\pi d_1^2}{4} K_z = Z d F \cdot \delta \cdot \sin \alpha + Z d F \cdot \delta \cdot f \cdot \cos \alpha;$$

но $Z d F$ есть боковая поверхность усѣченнаго конуса, слѣдовательно:

$$Z d F = \frac{d + d_1}{2} \pi \cdot a \cdot b = \frac{d + d_1}{4} \pi \cdot \frac{d - d_1}{2 \sin \alpha} = \frac{\pi}{4} \cdot \frac{d^2 - d_1^2}{\sin \alpha}$$

(гдѣ a и b образующая конуса).

Подставивъ это значеніе получаемъ:

$$\frac{\pi d_1^2}{4} K_z = \frac{\pi}{4} (d^2 - d_1^2) \delta \cdot (1 + f \cdot \operatorname{ctg} \alpha), \text{ откуда}$$

$$K_z = \left[\left(\frac{d}{d_1} \right)^2 - 1 \right] \delta \cdot (1 + f \cdot \operatorname{ctg} \alpha);$$

напряжение δ можетъ быть взято 40 klgr. m/m; уголъ $\alpha = 15^\circ$, коэф. тренія $f = 0,1$.

Для уменьшенія тренія металла о стѣнки волочильнаго отверстія проволока смазывается саломъ, масломъ, или мыльною водою.

Измѣненіе діаметровъ изслѣдуемой проволоки слѣдующее:

2) 7,12 m/m.	7) 2,62 m/m.	12) 1,33 m/m.
3) 6,06	8) 2,15	13) 1,14
4) 5,02	9) 1,98	14) 1,00
5) 4,08	10) 1,76	15) 0,82
6) 3,26	11) 1,58	16) 0,75

Измѣненіе отношенія діаметровъ между 2 и 3 глазкомъ:

2 и 3 = 1,18	6 и 7 = 1,27	10 и 11 = 1,11
3 и 4 = 1,2	7 и 8 = 1,22	11 и 12 = 1,18
4 и 5 = 1,23	8 и 9 = 1,08	12 и 13 = 1,17
5 и 6 = 1,23	9 и 10 = 1,13	13 и 14 = 1,14
14 и 15 = 1,22	15 и 16 = 1,09	

Напряжение растяженія, испытываемое матеріаломъ проволоки при переходѣ отъ d до d_1 , получаемъ приблизительно:

2 и 3 $K_z = (1,18^2 - 1) \cdot 40 \cdot (1 + 0,37) = (1,18^2 - 1) \cdot 54,8 = 21,4$ klgr.	
3 и 4 „ $(1,2^2 - 1) \cdot 54,8 = 24,1$	9 и 10 $K_z = (1,13^2 - 1) \cdot 54,8 = 15$
4 и 5 „ $(1,23^2 - 1) \cdot 54,8 = 28$	10 и 11 „ $(1,11^2 - 1) \cdot 54,8 = 12,6$
5 и 6 „ $(1,25^2 - 1) \cdot 54,8 = 30,4$	11 и 12 „ $(1,18^2 - 1) \cdot 54,8 = 21,4$
6 и 7 „ $(1,24^2 - 1) \cdot 54,8 = 28,4$	12 и 13 „ $(1,17^2 - 1) \cdot 54,8 = 20,2$
7 и 8 „ $(1,22^2 - 1) \cdot 54,8 = 26,8$	13 и 14 „ $(1,14^2 - 1) \cdot 54,8 = 16,4$
8 и 9 „ $(1,08^2 - 1) \cdot 54,8 = 8,8$	14 и 15 „ $(1,22^2 - 1) \cdot 54,8 = 26,3$
15 и 16 $K_z = (1,09^2 - 1) \cdot 54,8 = 10,1$ klgr.	

Подобный приблизительный подсчетъ показываетъ, что напряжение, испытываемое матеріаломъ проволоки, выходитъ въ большинствѣ случаевъ за предѣлы упругости. Обратимся къ опытамъ, произведеннымъ проф. Hein'омъ (Z. d. V. J. 1900 г. №14). Для опыта имъ была взята прокатная проволока изъ мягкаго литого желѣза, состоявшаго исключительно

но изъ зеренъ феррита, величина которыхъ была одинакова, какъ въ продольномъ, такъ и въ поперечномъ сѣченіи. Образецъ былъ разорванъ на разрывной машинѣ. Оказалось, что близъ мѣста разрушенія зерна вытянулись, при чемъ поперечное сѣченіе зеренъ уменьшилось, а длина зеренъ увеличилась сравнительно съ первоначальными размѣрами. Въ результатѣ объемъ зеренъ уменьшился. Проволока, протянутая черезъ волочильную доску до 3,7 mm. въ діаметрѣ, имѣла зерна вытянутыя, при чемъ поперечное сѣченіе уменьшилось, длина же осталась безъ измѣненія (немного уменьшилась). Желая дать представленіе о размѣрахъ зеренъ по различнымъ направленіямъ, проф. Nein изображаетъ зерна въ видѣ призмы съ квадратнымъ основаніемъ, площадь котораго равна площади поперечнаго сѣченія зерна, а длина призмы взята такая, чтобы объемъ призмы былъ равенъ объему зерна. Величины зеренъ, измѣренныхъ въ тысячныхъ доляхъ миллиметра, получились такія:

	Стрѣна квадрата основанія въ Н	Длина призмы.	Объемъ въ Н ³ .
1)	41,5	41,5	68890
2)	14,4	77,1	16191
3)	19,0	34,5	12178

Зерна въ томъ и другомъ случаѣ уменьшились по своимъ размѣрамъ. Произошло ихъ дѣленіе, но по различнымъ причинамъ. При разрывѣ зерна вытягивались, когда переходили извѣстный предѣлъ, то разрывались на части. Длина зеренъ увеличилась почти вдвое. При волоченіи зерна подвергались главнымъ образомъ поперечному сжатію. Дѣленіе зеренъ произошло отъ того, что матеріаль, сжимаясь неодинаково въ различныхъ мѣстахъ, образовывалъ сначала шейки, а затѣмъ окончательно отдѣлялась одна часть зерна отъ другой. Обращаясь къ шлифамъ, изготовленнымъ нами, мы наблюдаемъ слѣдующую картину. Шлифъ фиг. 70 и 71 таб. XIII. Проволока, полученная съ завода, но протянутая черезъ глазокъ для приданія круглой формы сѣченія; предварительно отожжена. Форма зеренъ феррита почти одинаковая, какъ въ продольномъ, такъ и въ поперечномъ сѣченіи. Увеличеніе размѣровъ зеренъ феррита по сравненію съ шлифомъ фиг. 72 и 73 таб. XIV показываетъ довольно высокую температуру отжига. (Послѣдніе шлифы относятся къ проволокамъ, полученной съ завода). Пустоты, оставшіяся послѣ прокатки вдоль продольной оси, сдѣлались нѣсколько меньшими по величинѣ. Произошло нѣкоторое уплотненіе матеріала. Шлифъ фиг. 74 и 75 таб. XIV. Удлиненіе зеренъ феррита, имѣющихъ уже меньшую величину по сравненію со шлифомъ фиг. 71, еще не такъ рѣзко выражено. Присутствіе пустотъ становится менѣ замѣтнымъ. Шлифъ фиг. 76 и 77 таб. XIV. Здѣсь уже рѣзко выступаетъ на сцену удлиненіе зеренъ и уменьшеніе ихъ величины въ поперечномъ сѣченіи, форма котораго сильно отступаетъ отъ контура зеренъ шлифа фиг. 74. Зерна феррита

уже не могутъ сохранить болѣе или менѣе правильную форму, вслѣдствіе испытываемаго сильнаго бокового давленія при прохожденіи чрезъ глазокъ волоочильной доски. Такое сильное измѣненіе формы зеренъ феррита объясняется довольно значительнымъ напряженіемъ растяженія проволоки при прохожденіи черезъ это отверстіе. По Осмонду, желѣзо можетъ находиться въ 3-хъ аллотропическихъ состояніяхъ γ , β и α . Видоизмѣненія желѣза γ и β магнитныхъ свойствъ не имѣютъ, видоизмѣненіе же желѣза α —магнитно. Переходъ желѣза γ въ β совершается около 900° . Видоизмѣненіе β , содержащее большее количество углерода, болѣе твердое и хрупкое по сравненію съ α . Различіе зеренъ феррита по твердости становится замѣтнымъ, начиная со шлифа фиг. 78 и 79 т. XV. Въ то время, какъ зерна феррита α являются болѣе вытянутыми и бол. гонкими, зерна β стремятся сохранить свою величину. Длина зеренъ β меньше, и они гораздо толще, и довольно рѣзко выдѣляются на общемъ фонѣ благодаря шероховатости своей поверхности. Травленіе производилось реактивомъ Курбатова (4% раствора азотной кислоты въ амилъ-алкоголѣ). Азотная кислота дѣйствуетъ тѣмъ сильнѣе, чѣмъ тверже и менѣе чистъ металлъ. Поэтому зерна β и получились болѣе шероховатыми. Если обратиться къ поперечному сѣченію, то мы увидимъ извилистую форму сѣченія зеренъ, и здѣсь довольно замѣтна разница зеренъ α и β . Сильное поперечное сдавливаніе матеріала оказываетъ свое вліяніе, и отдѣлить одно зерно отъ друг. становится труднѣе. Еще рѣзче наблюдается разница между α и β на послѣдующихъ шлифахъ фиг. 80 и 81 таб. XV и дальше. Величина зеренъ убываетъ въ поперечномъ сѣченіи, и сильно увеличивается ихъ длина, но зерна β имѣютъ большую величину поперечнаго сѣченія по отношенію къ длинѣ, чѣмъ α . Зерна β , сохраняясь при растяженіи и сжатіи, начинаютъ страдать благодаря своей хрупкости при скольженіи. При протягиваніи проволоки черезъ глазокъ возбуждается сильное треніе между боковой поверхностью проволоки и глазка. Сила тренія вызываетъ скольженіе матеріала, лежащаго ближе къ поверхности относительно средней части. Если обратить вниманіе на конецъ протянутой проволоки, то всегда увидимъ вытянутую поверхность, что ясно показываетъ смѣщеніе матеріала въ центральной части относительно поверхности. Разсматривая поперечныя сѣченія, мы наталкиваемся на слѣдующее обстоятельство. Величина зеренъ замѣтно измѣняется отъ периферіи къ центру. Для большей ясности въ разницѣ по величинѣ зеренъ, лежащ. около периферіи и центра, сдѣланы снимки шлифовъ съ увеличеніемъ $800 : 1$ См. фиг. 88 и 89 таб. XVII. Одинъ снимокъ показываетъ размѣры зеренъ около поверхности, другой въ средней части. Постараемся нѣсколько объяснить себѣ причину подобнаго явленія. Разъ зерна получились меньше въ срединѣ, значитъ металлъ въ средней части болѣе вытянулся по сравненію съ наружной частью и, испытывая боковое давленіе, онъ оказался болѣе сжатымъ. Какъ мы уже сказали, проволока при прохожде-

ни черезъ волоочильное отверстіе испытываетъ сильное треніе. Работа силы тренія уходитъ на нагрѣваніе. Это явленіе сильно замѣтно; рабочіе принуждены бываютъ даже пользоваться рукавицами. Подсчитаемъ приблизительно то количество тепла, которое выдѣлится благодаря силѣ тренія. При этомъ мы сдѣлаемъ предположеніе, что все выдѣлившееся тепло пойдетъ на нагрѣваніе проволоки. Уголъ α глазка $\approx 15^\circ$. Давленіе сжатія 40 klg./mm.². Коэффициентъ тренія, принимая во вниманіе смазку проволоки передъ волоочильнымъ отверстіемъ, возьмемъ 0,1. Скорость прохожденія проволоки примемъ, согласно даннымъ Кнабе „Производство проволоки“. Боковая поверхность=

$$= \frac{\pi}{4} \cdot \frac{d^2 - d_1^2}{\sin \alpha}; \sin \alpha = 0,259; \frac{\pi}{4} \sin \alpha = 3,04;$$

	Діам. проволоки въ m/m.	Боковая поверхность въ m/m. ²	Сила тренія въ klg.	Скорость въ mtr. въ 1"	Работа въ klg. met.
2)	7,12	(50,7—36,7) · 3,04=426	170,4	0,255	43,5
3)	6,06	(36,7—25,2) · 3,04=38	152	0,3	45,6
4)	5,02	(25,2—16,7) · 3,04=25,8	123,2	0,3	36,9
5)	4,08	(16,7—10,6) · 3,04=18,5	74	0,45	33,3
6)	3,26	(10,6— 6,9) · 3,04=11,3	45,2	0,6	27,1
7)	2,62	(6,9— 4,6) · 3,04= 7,0	28	0,65	16,8
8)	2,15	(4,6— 3,9) · 3,04= 2,1	8,4	0,7	5,8
9)	1,98	(3,9— 3,1) · 3,04= 2,4	9,6	0,75	6,7
10)	1,76	(3,1— 2,4) · 3,04= 2,1	8,4	0,8	6,7
11)	1,58	(2,4—1,76) · 3,04=1,94	7,7	0,9	6,9
12)	1,33	(1,76— 1,3) · 3,04= 1,4	5,6	1,05	5,6
13)	1,14	(1,3— 1) · 3,04= 0,9	3,6	1,2	4,3
14)	1	(1 —0,67) · 3,04=1,01	4	1,3	5,2
15)	0,82	(0,67—0,56) · 3,04=0,33	1,3	1,4	1,8

Если сдѣлать предположеніе, что все тепло идетъ на равномерное по поперечному сѣченію нагрѣваніе проволоки, то мы получимъ приблизительно слѣдующее повышеніе температуры r для каждого случая:

Объемъ проволоки въ ст. ³	Вѣсъ въ klg.	Колич. тепла.	Повышеніе температуры.
3) 0,288 · 25=7,2	0,0554	0,1	0,0554. 11. r =0,1 ; r =16,5
4) 0,198 · 30=4,94	0,038	0,106	0,038 · 0,11 r = 0,106; r =25,3
5) 0,13 · 30=3,9	0,03	0,086	0,03 · 0,11 r =0,086; r =26
6) 0,0835 · 45=3,76	0,0289	0,078	0,0289 · 0,11 r =0,078; r =24,8
7) 0,0539 · 60=3,23	0,0279	0,063	0,0279 · 0,11 r =0,063; r =23
8) 0,0363 · 60=2,36	0,0182	0,039	0,0182 · 0,11 r =0,039; r =19,5
9) 0,0307 · 70=2,15	0,0166	0,013	0,0166 · 0,11 r =0,013; r = 7,1

Объемъ проволоки въ ст. ³	Вѣсъ въ klgr.	Колич. тепла.	Повышеніе температуры.
10) 0,0243. 75=1,84	0,0142	0,015	0,0142.0,11 r=0,015;r= 9,6
11) 0,0196. 80=1,56	0, 012	0,015	0, 012.0,11 r=0,015;r= 11,3
12) 0,0139. 90=1,25	0,0096	0,016	0,0096.0,11 r=0,016;r=15
13) 0,0102.105=1,07	0,0082	0,013	0,0082.0,11.r=0,013;r=12,7
14) 0,0078 120=0,94	0,0074	0,010	0,0074.0,11 r=0,010;r=12,3
15) 0,0052.130=0,68	0,0052	0,012	0,0052.0,11.r=0,012;r=21
16) 0,0044.140=0,62	0,0048	0,005	0,0048.0,11.r=0,005;r=25

Подобный приблизительный подсчетъ повышенія температуры произведенъ въ предположеніи равномернаго нагрѣванія проволоки, слѣдовательно, при мгновенномъ распространеніи тепла. Подобное предположеніе въ дѣйствительности не можетъ быть при такой довольно значительной скорости протягиванія проволоки. Если даже предположить, что тепло при прохожденіи черезъ волочильное отверстіе будетъ распространяться по закону прямой линіи съ maximum'омъ на периферіи и О около центра, то наибольшее повышеніе температуры около поверхности получимъ изъ слѣдующаго соотношенія:

$$\frac{2}{3} R \cdot \frac{\pi D^2}{4} = r \frac{\pi D^2}{4}; \text{ откуда } R = \frac{3}{2} r$$

или согласно подсчету maximum повышенія $26 \cdot \frac{3}{2} = 39^\circ$. Посмотримъ теперь, какъ измѣняются свойства желѣза относительно сопротивленія растягивающимъ усиліямъ при нагрѣвѣ. Для этого воспользуемся диаграммой, данной Бахомъ, вліянія температуры на сопротивленіе желѣза растяженію. См. фиг. 14 таб. XXVIII. Наиболѣе наглядною для даннаго случая является кривая уменьшенія поперечнаго сѣченія ψ и кривая растяженія ϕ .

Кривая ψ измѣненія поперечнаго сѣченія при растяженіи показываетъ, что вязкость желѣза съ повышеніемъ температуры сильно падаетъ. Maximum измѣненія поперечнаго сѣченія соотвѣтствуетъ $\approx 300^\circ$, что даетъ температуру синяго нагрѣва, при которой желѣзо становится хрупкимъ. Minimum ϕ соотвѣтствуетъ температурѣ 160° . Кривыя соотвѣтствуютъ опытамъ, произведеннымъ надъ брусками изъ литого желѣза, которое имѣло эти свойства при комнатной температурѣ.

Сопротивленіе растяженію.		Удлиненіе на 100 mm		Поперечное сжатіе.	
Въ первонач. видѣ.	Въ отожжен.	Въ первонач. видѣ.	Въ отожжен.	Въ первонач. видѣ.	Въ отожжен.
4100 klgr.	3840	26,9%	30,4%	48,3%	58,6%

Если принять начальную температуру проволоки 20° и повышеніе ея у поверхностнаго слоя на 40° , то получимъ уменьшеніе растяженія

для наружныхъ волоконъ по сравнению съ среднею частью на 25,7% и уменьшеніе вязкости на 6,5%. Можно предположить, что измѣненіе сопротивленія желѣза въ зависимости отъ нагрѣванія и служитъ причиной неодинаковаго измѣненія величины зеренъ. Разъ матеріаль въ средней части болѣе вязокъ и способенъ сильнѣе растягиваться, безусловно среднія волокна проволоки при прохожденіи черезъ волочильное отверстіе деформируются болѣе наружныхъ, которыя задерживаются силой тренія. Образующееся вслѣдствіе этого скольженіе и вліяетъ на зерна β такъ, что является расслаиваніе матеріала. Если мы обратимъ вниманіе на снимки, то легко замѣтимъ, что наблюдаемое расслаиваніе матеріала всегда находится около зеренъ β . Вначалѣ наблюдается слабая разслойка на продолженіи продольной оси зерна. При дальнѣйшемъ волоченіи становится замѣтнымъ и разрушеніе самого зерна. Слабое растрескиваніе зерна β переходитъ въ большую продольную разслойку. Поперечный размѣръ этой разслойки нѣсколько уменьшается въ дальнѣйшихъ ручьяхъ вслѣдствіе значительнаго поперечнаго сжатія матеріала при прохожденіи черезъ глазокъ. Итакъ, картины нашихъ шлифовъ даютъ намъ право сдѣлать слѣдующія заключенія относительно измѣненія структуры желѣза при волоченіи.

1) При прохожденіи черезъ волочильное отверстіе величина поперечнаго сѣченія зерна уменьшается. Присутствіе высокаго напряженія при растяженіи вліяетъ на удлиненіе зеренъ. Сильное поперечное сжатіе матеріала вызываетъ раздѣленіе зеренъ по ихъ длинѣ, образуя сначала шейки.

2) Размѣры зеренъ по величинѣ не одинаковы для всего поперечнаго сѣченія. Величина ихъ возростаетъ отъ средней части къ периферіи, вслѣдствіе различія въ сопротивляемости.

3) Различная сопротивляемость зеренъ и сила тренія о глазокъ вызываетъ скольженіе внутреннихъ волоконъ относительно наружныхъ, служа причиной расслаиванія матеріала. Послѣ нѣсколькихъ протяжекъ при производствѣ проволоки, которая становится жесткой и начинаетъ рваться, ее отжигаютъ, чтобы измѣнить волокнистое строеніе на зернистое и тѣмъ улучшить качество матеріала. Чтобы показать, какъ измѣняется строеніе матеріала при отжигѣ, нами приведены образцы отожженной и протравленной для уничтоженія окалины проволоки. Фиг. 104, 105 таб. XX; причемъ первая—отожжена. Величина зеренъ зависитъ отъ температуры отжига. Въ началѣ происходитъ дѣленіе зеренъ по длинѣ, а затѣмъ ужъ только при болѣе высокой температурѣ около 900° можетъ быть образованіе болѣе крупныхъ зеренъ. При этомъ слѣдуетъ замѣтить, если температура отжига была не достаточно высока, то разница въ величинѣ зеренъ центральныхъ и близкихъ къ периферіи наблюдается и послѣ отжига, какъ, напримѣръ, особенно рѣзко замѣтно это на торцѣ проволоки, шлифъ фиг. 104. Прослѣдить вліяніе протравы на образованіе зеренъ намъ не удалось.

Стремленіе къ удешевленію при массовомъ производствѣ и необходимость имѣть одинаковые размѣры изготовляемыхъ предметовъ привело къ штампованію. Штампованіемъ можно назвать приданіе матеріалу необходимаго вида при помощи формы путемъ давленія. Отсюда предполагается, что матеріалъ долженъ обладать пластичностью при сдавливаніи, но довольно часто для уменьшенія давленія работу производятъ при высокой температурѣ нагрѣва.

Относительно того, какъ измѣняется сопротивленіе желѣза сдавливанію, можно указать на опыты Daelen'a. Для погруженія бойка въ болванку на одну и ту же опредѣленную глубину требовалось давленіе.

При желтомъ каленіи.	5,14 klgr	на 1 m/m.	болванки.
„ оранжевомъ „	5,99	„	„
„ красномъ „	6,31	„	„
„ темно-красномъ каленіи	14,90	„	„
„ буромъ „	16,40	„	„
„ черномъ „	20,80	„	„

Штампованіе нагрѣтаго матеріала аналогично ковкѣ, только соотвѣтствующая форма достигается при помощи углубленія въ штампъ, которое заполняется матеріаломъ благодаря ударной нагрузкѣ или плавному давленію. При штампованіи ударомъ утилизируется живая сила ударяющаго приспособленія и является возможнымъ пользоваться для приведенія въ дѣйствіе ударника паромъ, воздухомъ или простымъ приводомъ, которымъ довольно часто пользуются въ небольшихъ производствахъ, ставя приводные молота или даже рычажные. Такъ въ большомъ количествѣ вырабатываются мелкіе предметы, на примѣръ, болты, костыли, заклепки и проч. На величину и видъ зеренъ феррита сильно вліяетъ температура, при которой окончена обработка. Есликовка оканчивается ниже точки A_{r1} , или близко къ ней, то во все время своего образованія зерна феррита подвергаются обработкѣ, и благодаря ударамъ и сотрясеніямъ строеніе получается мелкозернистое. Этимъ объясняется, почему кузнецы продолжаютъ наносить удары по отковываемому предмету, пока онъ не охладится ниже точки A_{r1} . Если работа закончена при довольно высокой температурѣ, то зерна феррита могутъ получить свою нормальную форму вполнѣ самостоятельно. Мы сравниваемъ штампованіе въ горячемъ видѣ съ ковкой, только число ударовъ здѣсь сведено до minimum'a, на примѣръ, до одного, рѣдко до двухъ. Сюда мы, конечно, не относимъ штампованіе въ горячемъ или холодномъ видѣ плавнымъ давленіемъ, какъ, напр., штампованіе котельныхъ днищъ, чеканка, вытяжка, гидравлическая штамповка. Въ нашемъ распоряженіи были только образцы штамповки въ горячемъ состояніи—головки заклепокъ, и холодномъ—гвозди. Для иллюстраціи по этому вопросу возьмемъ заклепки $\frac{1}{4}$ " и $\frac{5}{8}$ " и гвозди $\frac{1}{16}$ " и $\frac{1}{8}$ ".

Снимки частей головокъ заклепокъ по продольному сѣченію (см. фиг. 106 и 108 таб. XX) сдѣланы по линіи, служащей продолженіемъ крайней образующей цилиндрической части тѣла. Приблизительно въ этомъ же мѣстѣ сняты образцы поперечныхъ сѣченій (см. фиг. 107 и 109 таб. XX). Какимъ образомъ деформировался матеріалъ при изготовленіи головокъ заклепокъ, можно замѣтить по формѣ прослоекъ, оставшихся въ тѣлѣ заклепокъ. Продольныя волокна, оставаясь параллельными въ стволѣ, измѣнили направленіе въ головкѣ. Они сильно раздѣлились въ стороны по срединѣ головки, сохранивъ немного свое направленіе только въ самомъ верху головки. Величина зеренъ сильно мѣняется въ различныхъ мѣстахъ головки. Въ мѣстѣ окончанія ствола еще остается нетронутой часть шаровидная, зерна которой по сравненію со стволомъ почти не измѣнились. Отъ этой выпуклости наблюдается волокнистый переходъ къ боковымъ частямъ головки. Наружная, поверхностная часть головки, какъ верхняя часть, соприкасающаяся со штампомъ, такъ и опорная плоскость снизу имѣютъ болѣе мелкозернистое строеніе. Часть между шаровой выпуклостью и поверхностнымъ слоемъ является какъ-бы сплюснутой. Такимъ образомъ находимъ, что при штампованіи получается раздробленіе и измельченіе матеріала въ частяхъ, лежащихъ ближе къ поверхности, соприкасающейся со штампомъ, и сжатіе въ средней части. Наружная часть издѣлія, имѣющая мелкозернистое строеніе, является болѣе плотной, этимъ и объясняется появленіе какъ бы корки на штампованныхъ предметахъ. При штампованіи въ холодномъ состояніи головокъ машинныхъ гвоздей, которые образуются ударомъ особаго бойка, картина немного измѣняется. Здѣсь также замѣтно разграниченіе между нетронутой и деформированной частью по сферической поверхности. Строеніе ствола волокнистое, какъ результатъ волоченія, въ особенности въ тонкихъ гвоздяхъ. На фотографіяхъ фиг. 110 и 111 таб. XXI изображены продольный и поперечный разрѣзы гвоздя въ $\frac{1}{8}$ " въ діаметрѣ вблизи головки; подобные разрѣзы гвоздя въ $\frac{1}{16}$ " изображены на фиг. 112 (продольный) и 113 (поперечный) таблицы XXI. Волокна замѣтны въ началѣ перехода къ боковой части головки и затѣмъ раздробляются. Переходъ этотъ рѣзко замѣтенъ на шлифѣ гвоздя $\frac{1}{16}$ ". На снимкѣ поперечнаго разрѣза головки этого гвоздя зерна не одинаковы. Съ одной стороны мы видимъ зерна продолговатая, съ другой мелкія раздробленныя. Такую же картину мы видимъ и на шлифѣ гвоздя $\frac{1}{8}$ ". Между зернами видна масса пустотъ. Полная головка съ наружной стороны не имѣетъ плотнаго строенія внутри.

Для болѣе детальнаго выясненія вопроса объ измѣненіи структуры желѣза при штампованіи рассмотримъ еще картину подобныхъ деформаций при гидравлической и ручной клепкѣ. Съ означенной цѣлью были изготовлены образцы ручной и гидравлической клепки опытными рабочими на одномъ изъ большихъ заводовъ юга Россіи (Александровскомъ, Брянскаго О—ва); фиг. 114 таб. XXI относится къ заклепкѣ 22 mm.

въ діам., при толщинѣ склепываемыхъ листовъ m mm. Заполненіе шва весьма плотное, характеръ деформаций весьма мелкій со слабымъ образованіемъ небольшихъ щелей по срединѣ стержня заклепки. Фиг. 115 таб. XXI относится къ ручной клепкѣ при діаметрѣ заклепки $18m/m$ и той-же толщинѣ склепываемыхъ листовъ. Въ послѣднемъ случаѣ деформация заклепки происходитъ подъ ударомъ молота, и клепка оканчивается при болѣе низкой температурѣ по сравненію съ предыдущей, вслѣдствіе чего тѣло заклепки внутри получило значительныя пустоты (щели). Послѣднія двѣ фотографіи весьма детально иллюстрируютъ общую картину деформаций при горячемъ и холодномъ штампованіи. Характеръ деформаций у головки заклепки, костыля, гвоздя и пр. остается предыдущій безъ существенныхъ измѣненій, но измѣняется только величина пустотъ (щелей), которыя при горячей обработкѣ мельче, при холодной значительно шире и глубже. Стержень предмета штампования обычно сохраняетъ ту структуру, которую онъ получилъ при предшествующей обработкѣ (прокаткѣ или волоченіи).

При обычныхъ кузнечныхъ поковкахъ овальная форма зерна мягкаго желѣза подъ вліяніемъ ударовъ молота постепенно измѣняетъ свою форму въ клинообразную иногда съ сильнымъ дѣленіемъ самого зерна. Значительной разницы въ деформации зерна желѣза при кузнечныхъ поковкахъ не наблюдалось, наоборотъ, характеръ этихъ деформаций былъ весьма однообразенъ и довольно ярко выраженъ на фиг. 116 таб. XXII. Ранѣе указанная клинообразная форма зерна и дробленіе самаго зерна подъ вліяніемъковки отчетливо замѣтны на послѣднемъ шлифѣ.

Наконецъ, съ цѣлью изслѣдовать вопросъ объ измѣненіи структуры желѣза при рѣзаніи и продавливаніи дыръ въ Механическихъ мастерскихъ Томскаго Технологическаго Института было сдѣлано значительное количество наблюденій надъ рѣзаніемъ желѣза толщиной $1,5m/m$, $8,5m/m$, $10m/m$, $15m/m$ и $19m/m$ и продавливаніемъ въ немъ дыръ пуансономъ діаметромъ $\frac{7}{16}$ ", $\frac{5}{8}$ ", $\frac{3}{4}$ " и $\frac{7}{8}$ ". При рѣзаніи листовъ желѣза на обычныхъ рамныхъ ножницахъ происходитъ сильное уплотненіе металла у поверхности раздѣла. Наиболѣе сильное деформированіе металла обнаруживается у мѣста входа верхняго подвижнаго ножа ножницъ и постепенно деформированіе металла сходитъ до нуля по мѣрѣ приближенія къ нижней поверхности раздѣляемаго листа. Наибольшая величина указанныхъ деформаций при рѣзаніи листовъ на рамныхъ ножницахъ въ среднемъ равна $1m/m$.

Для детальнаго освѣщенія вопроса о деформацияхъ при пробивкѣ дыръ были сдѣланы разрѣзы пробитыхъ листовъ, снимались фотографіи съ общей картины обнаруженныхъ деформаций, а затѣмъ въ большемъ увеличеніи снимался характеръ деформаций при входѣ пуансона, среднемъ положеніи и выходѣ его. Изучая по полученнымъ снимкамъ измѣненіе структуры матеріала, мы наблюдаемъ слѣдующую картину: при входѣ пуансона въ листъ матеріалъ послѣдняго сначала сжимается, за-

тѣмъ происходитъ срѣзъ металла по кромкѣ пуансона. Матеріаль, расположенный впереди пуансона, тоже сильно сжимается, раздаваясь въ стороны. При дальнѣйшемъ ходѣ пуансона матеріаль листа какъ бы течетъ. Съ противоположной стороны пробиваемаго листа кромка матрицы оказываетъ на листъ такое же давленіе, какъ и пуансонъ, вслѣдствіе чего скалываемый кусокъ перемѣщается. Поверхность разъединенія не располагается точно по направленію движенія пуансона, а нѣсколько наклонно къ этому направленію, что, очевидно, происходитъ вслѣдствіе бокового перемѣщенія сжатыхъ частицъ. По мѣрѣ движенія пуансона, поверхность внутренняго сцѣпленія частицъ уменьшается, и матеріаль, не будучи въ состояніи сопротивляться дѣйствующему усилю, отрывается. Общій характеръ деформаций зеренъ желѣза при продавливаніи изображенъ фотографіями фиг. 117, 118, 119 и 120 таб. XXII, при чемъ первый даетъ общій видъ такихъ деформаций, а три послѣдующія (при увеличеніи 100) характеръ такихъ деформаций при входѣ, срединѣ и выходѣ пуансона. Величина подобныхъ деформаций, какъ это видно изъ разсмотрѣнія только что приведенныхъ шлифовъ, сильно увеличивается къ выходу пуансона, а затѣмъ было замѣчено, что величина деформаций увеличивается съ толщиной листа. Среднія значенія наблюдаемыхъ деформаций въ зависимости отъ толщины листа приведены въ нижеслѣдующей таблицѣ:

Толщина желѣза въ m/m.	Діаметръ пуан- сона въ дюймахъ.	Величина де- формации въ m/m.
1,5 m m	$\frac{7}{16}''$	0,25 m m.
1,5 m/m.	$\frac{5}{8}''$	0,25 m/m.
8,5 m/m.	$\frac{7}{16}''$	0,9 m/m.
8,5 m/m.	$\frac{3}{4}''$	0,9 m m.
10 m/m.	$\frac{5}{8}''$	1 m/m.
15 m/m.	$\frac{3}{4}''$	1,4 m/m.
15 m/m.	$\frac{7}{8}''$	1,4 m/m.
19 m/m.	$\frac{7}{8}''$	2 m/m.

Изъ приведенной таблицы видно, что величина деформаций растетъ съ толщиной листа и въ среднемъ колеблется около $\frac{1}{10}$ толщины послѣдняго. Несомнѣнно также, что на величину деформаций оказываетъ вліяніе и величина зазора между пуансономъ и діаметромъ матрицы. Для изслѣдованія послѣдняго вопроса былъ продѣланъ рядъ опытовъ съ желѣзомъ толщиной 9 mm., въ которомъ пуансономъ $\frac{3}{4}''$ въ діаметрѣ пробивались послѣдовательно дыры при зазорѣ въ матрицѣ $\frac{1}{2}$, 1, $1\frac{1}{2}$ и 2 mm., для чего діаметръ пуансона оставался постояннымъ, а увеличивался послѣдовательно діаметръ матрицы. Изъ опытовъ выяснилось, что величина деформаций съ зазоромъ растетъ: такъ при величинѣ зазора

между пуансономъ и діаметромъ матрицы $\frac{1}{2}$ и 1 m/m величина деформаций въ среднемъ равна 0,9 m/m, при зазорѣ въ $1\frac{1}{2}$ m/m величина деформаций—1,1 m/m, при 2 m/m—1,5 m/m. При зазорѣ въ $\frac{1}{2}$ и 1 m/m кромки пробиваемыхъ листовъ гладкія, а при дальнѣйшемъ увеличеніи зазора нижняя кромка пробиваемаго отверстія имѣетъ большія рванины (фиг. 120 табл. XXII). Очевидно, что наивыгоднѣйшій зазоръ между діаметрами матрицы и пуансона находится въ предѣлахъ $\frac{1}{2}$ и 1 m/m. Для уничтоженія полученныхъ деформаций обычно дыры раскверливаются на толщину деформаций, или листы до клепки подвергаются отжигу. Отжигъ, какъ показали наши наблюденія, возстановливаетъ зерна нарушенной структуры, а главное онъ, повидимому, способствуетъ отдѣленію деформированной части отъ здоровой. Такъ фиг. 120 табл. XXII довольно ясно иллюстрируетъ подобное дѣленіе деформированной части отъ здоровой послѣ отжига. На величину деформаций металла при продавливаніи отверстій оказываетъ большое вліяніе и форма самого пуансона. Для изслѣдованія этого вопроса были изготовлены пуансоны діаметромъ въ $\frac{1}{2}$ " (фиг. 121 табл. XXII), при чемъ у пуансона предварительно не дѣлался средній направляющій конусъ, и уголъ у рѣзущей кромки пуансона былъ 75° . Такой пуансонъ при продавливаніи давалъ рваныя дыры, проходилъ отверстіе съ большимъ трудомъ и отъ слишкомъ большого осевого давленія лопнулъ діаметрально (см. фиг. 121). Дальше былъ изготовленъ пуансонъ съ среднимъ направляющимъ конусомъ, съ небольшою рѣзущей кромкой кольцомъ по окружности пуансона (при чемъ уголъ заостренія у этой кольцевой кромки былъ 75° , а ширина кольцевой кромки у основанія его 2,5 m/m), но средняя часть пуансона, на которой находился направляющій конусъ, была плоской (см. фиг. 121). Означенный пуансонъ работалъ немного лучше предыдущаго, рванины кромокъ отверстія были меньше, но рѣзущая кольцевая кромка, вслѣдствіе сильнаго распора, быстро обломалась. Третій пуансонъ былъ изготовленъ съ угломъ заостренія у рѣзущихъ кромокъ 65° и съ значительной коничностью къ направляющему центру, и этотъ пуансонъ оказался въ работѣ плохимъ, давалъ рваныя отверстія и наконецъ, вслѣдствіе сильнаго центрального давленія, самъ разрушился (см. фиг. 121). Лучшій результатъ во всѣхъ отношеніяхъ получился для пуансона того же діаметра съ среднимъ направляющимъ конусомъ, но съ угломъ у рѣзущихъ кромокъ равнымъ 87° . Такимъ образомъ, на основаніи послѣднихъ опытныхъ наблюденій можно заключить, что присутствіе направляющаго конуса у пуансона для уменьшенія деформаций пробиваемаго металла и для сохраненія самого пуансона необходимо; такой направляющій конусъ у пуансона способствуетъ болѣе равномерному распредѣленію давленія металла на стержень пуансона, ибо металлъ во время своего истеченія въ періодъ продавливанія, подъ вліяніемъ направляющаго конуса и общей коничности торцевой поверхности послѣдняго, наиболѣе сильно перемѣщается сначала отъ центра

пуансона къ периферіи подѣ дѣйствіемъ направляющаго конуса, а затѣмъ подѣ вліяніемъ коничности рѣжущихъ кромокъ пуансона отъ периферіи къ центру, въ результатъ чего наибольшее уплотненіе выдавливаемого кружка металла происходитъ по нѣкоторой средней кольцевой поверхности, вслѣдствіе чего рѣжущія кромки пуансона находятся въ болѣе благопріятныхъ условіяхъ работы, и деформации продавливаемого металла у кромокъ отверстія имѣютъ наименьшую величину. Зазоръ между пуансономъ и матрицей при послѣднихъ опытныхъ наблюденіяхъ былъ около $\frac{1}{2}$ mm.

Въ предыдущемъ мы разсматривали вопросъ объ измѣненіи структуры желѣза при различныхъ процессахъ механической обработки. Теперь постараемся освѣтить ту связь, которая въ дѣйствительности существуетъ между строеніемъ даннаго металла и его механическими свойствами. На тѣсную связь между механическими свойствами и структурой металла еще въ 1868 году указывалъ Д. К. Черновъ, который говорилъ, что „при производствѣ стальныхъ издѣлій всегда стремятся поллучить зерно возможно мельче, въ особенности, если изготовляемые предметы должны имѣть большую вязкость и большое сопротивленіе, такъ какъ многочисленныя опыты доказали, чѣмъ кристалличнѣе строеніе образца, чѣмъ кристаллы крупнѣе и правильнѣе, тѣмъ меньше оказываетъ сталь сопротивленіе разрыву, и тѣмъ меньше ея вязкость“.

Такъ какъ крупно кристаллическое строеніе различныхъ сортовъ желѣза наблюдается при нагрѣвѣ въ предѣлахъ критическихъ точекъ и выше ихъ, при условіи медленнаго и спокойнаго охлажденія послѣ такого нагрѣва, то на основаніи предыдущаго слѣдуетъ, что желѣзо послѣ подобной термической обработки не можетъ имѣть хорошихъ механическихъ свойствъ. Если желѣзо со значительнымъ содержаніемъ углерода нагрѣто до интервала критическихъ точекъ и затѣмъ быстро охлаждено, то оно явно измѣняетъ свои механическія свойства, и это измѣненіе механическихъ свойствъ будетъ тѣмъ интенсивнѣе, чѣмъ выше температура нагрѣва, и чѣмъ больше содержаніе углерода въ немъ. Такой процессъ термической обработки углеродистаго желѣза извѣстенъ въ технику подѣ названіемъ закалки. Интенсивность степени закала зависитъ не только отъ химическаго состава данной стали, но и отъ условій производства самаго процесса закалки. Такъ, на интенсивность закалки сильно вліяетъ температура нагрѣва испытуемаго тѣла, температура ванны, соотношеніе объемовъ занимаемыхъ образца и ванны, свойства закаливающей жидкости и цѣлый рядъ мелкихъ причинъ, иногда весьма трудно поддающихся учету. При закалкѣ сталь претерпѣваетъ внутреннее структурное измѣненіе, и вмѣстѣ съ тѣмъ сильно измѣняются и механическія свойства стали. При полной закалкѣ въ средѣ, быстро отнимающей тепло у стали, въ послѣдней задерживается высшая структурная форма ея аллотропическаго измѣненія аустенитъ (если содержаніе углерода больше 1,1%) или мартенситъ; но если закалива-

щая среда слабо воспринимаетъ тепло (масло) или сама значительно подогрѣта (расплавленный свинецъ), то въ испытуемомъ образцѣ фиксируется промежуточная структура: тростить или сорбить. Первый случай отвѣчаетъ закалкѣ въ водѣ или ртути и носить названіе полной закалки, а второй случай (въ маслѣ или свинцѣ),—называется иногда отрицательной закалкой. Процессъ закалки стали вообще сопровождается всегда появленіемъ внутреннихъ напряженій между частицами даннаго образца. Причину такихъ внутреннихъ напряженій можно объяснить слѣдующимъ образомъ: образецъ при закалкѣ охлаждается неравномѣрно. Внутренняя часть его еще сохраняетъ тепло, когда верхняя оболочка уже охлаждена. Поэтому внутренняя часть бываетъ сжата наружною, которая стремится расшириться. Подобную картину легко провѣрить на опытѣ: для этого достаточно длинный и закаленный пруть разрѣзать по длинѣ его пополамъ, и сейчасъ же будетъ наблюдаться замѣтное искривленіе половинокъ его, какъ слѣдствіе указанныхъ выше внутреннихъ напряженій. Подобные опыты были произведены Howe⁵⁾ и Barba⁶⁾. Внутреннее напряженіе иногда при закалкѣ достигаетъ столь значительныхъ размѣровъ, что образецъ послѣ закалки ломается или легко ломается. Величину внутреннихъ напряженій можно значительно уменьшить, подвергнувъ образецъ послѣ закалки медленному нагрѣву (отжигу) при температурахъ между 200—600°, при чемъ хрупкость и твердость стали, подъ вліяніемъ такого отжига, уменьшаются, но вмѣстѣ съ тѣмъ увеличивается и вязкость. Подобный отжигъ, надо полагать, возстановливаетъ нарушенное равновѣсіе между частицами металла и тѣмъ ослабляетъ величину внутреннихъ напряженій между частицами даннаго образца.

Твердость закаленной стали увеличивается съ содержаніемъ главнымъ образомъ углерода и растетъ съ температурою нагрѣва. Такъ, если для опыта взять длинный стальной пруть и нагрѣвъ его для закала производить съ одного конца, то наибольшую твердостью будетъ обладать данный образецъ послѣ закала въ мѣстѣ наивысшаго нагрѣва; при чемъ и изломъ даннаго образца послѣдовательно измѣняетъ свою структуру отъ крупнокристаллическаго до мелко-зернистаго, находящагося въ мѣстѣ наивысшей температуры.

По вопросу объ измѣненіи механическихъ свойствъ различныхъ сортовъ углеродистаго желѣза при различныхъ процессахъ термической обработки, въ томъ числѣ и закалкѣ, были произведены весьма обстоятельныя опыты изслѣдованія Бринеллемъ⁷⁾, предпринятые имъ на заводѣ Фогорста и представленныя этимъ заводомъ на Парижской выставкѣ 1900 г.

⁵⁾ Howe. The Metallurgy of Steel. S. 51.

⁶⁾ Тагѣевъ. Однородность рельсъ. Стр. 101.

⁷⁾ Тагѣевъ. Однородность рельсъ. Стр. 188.

Всѣ испытанные образцы, числомъ 403, подраздѣляются на 4 группы. Въ каждую группу входятъ по нѣсколько серий образцовъ различного содержанія углерода.

Группа I	C = 0,84 ⁰ / ₀ .
" II	C = 0,39 ⁰ / ₀ .
" III	C = 0,20 ⁰ / ₀ .
" IV	C = 0,09 ⁰ / ₀ .

Образцы діам. 18 mm. были выточены изъ круглаго желѣза 32 mm., прокатаннаго съ одного нагрѣва изъ брусковъ 5½" × 5½", прокатанныхъ, въ свою очередь, изъ болванокъ 8" × 8" и 10" × 10".

Затѣмъ каждый сортъ стали, въ числѣ 13 образцовъ, подвергался 13 различнымъ способамъ обработки:

I. Безъ дальнѣйшей обработки (прокатка въ горячемъ состояніи).

II. Отжигъ при температурѣ: 350°, 750°, 850°, 1000°, 1100° и 1200°.

III. Закалка въ водѣ + 20°,

температура закала 750°

а) безъ отпуска

б) съ отпускомъ до 350°

в) съ отпускомъ до 550°

г) съ отпускомъ 650°

Тоже закалка въ водѣ + 20°.

температура закала 850°

Тоже закалка въ водѣ + 20°

температура закала 1000°

Закалка въ маслѣ + 80°

температура закалки 850° и 1000°, а) безъ отпуска и съ отпускомъ до темп., б) 350° и в) 550°.

IV. Закалка въ свинцѣ + 550°

температура закалки 750°, 850° и 1000°. (См. таб. XXX).

Прежде всего обратимъ вниманіе на то обстоятельство, что закалка оказываетъ дѣйствительный эффектъ только съ 850°, температура 750° является еще недостаточною.

Въ этомъ случаѣ наибольшій эффектъ получилъ образецъ 0,09% С. Сопротивленіе его значительно увеличилось: на 60%, а удлиненіе уменьшилось на 40%.

Сопротивленіе же прочихъ группъ едва измѣнилось, нѣсколько увеличиваясь. Удлиненіе же:

Группы III уменьшилось на 33%	
II	14%
I увеличилось на 15%.	

Если бы эти измѣненія зависѣли отъ превращенія углерода и желѣза, то они шли бы въ обратномъ порядкѣ,—будучи наиболѣе замѣтны для самой твердой стали, т. е. группы I, и наименѣе для образца $C=0,09\%$. Измѣненія для группы I скорѣе аналогичны эффекту умѣренного отжига, такъ какъ даютъ наибольшее увеличеніе и сопротивленія, и удлиненія. Все это указываетъ на то, что при 750° закалка—не дѣйствуетъ, а получившіяся измѣненія слѣдуетъ приписать чисто физическимъ причинамъ,—возникающимъ при закалкѣ внутреннимъ напряженіямъ, дѣйствіе которыхъ къ тому же совершенно уничтожается при повторномъ нагревѣ до 350° .

Полнаго дѣйствія закалка достигаетъ при температурахъ 850° и 1000° , въ однихъ случаяхъ при первой, въ другихъ—при второй.

Сопротивленіе разрыву во всѣхъ случаяхъ закалки повышается. Отпускъ, какъ дѣйствіе противоположное закалкѣ, восстанавливаетъ до нѣкоторой степени свойства оттоженной стали и выдѣляетъ въ структурѣ изъ мартенсита желѣзо α . Повышенное закалкой сопротивленіе обыкновенно понижается, и кривыя зависимости имѣютъ видъ нисходящихъ вѣтвей abc (фиг. 14а таб. XXVIII). Эти кривыя имѣютъ на первый взглядъ аномальныя вѣтви ad .

Присутствіе вѣтвей ad не можетъ быть объяснено вліяніемъ элементовъ, отъ которыхъ зависитъ эффектъ закалки, выражаемый вѣтвью abc , т. е. превращеніемъ углерода и желѣза и соотвѣтственно—структуры. Подъ вліяніемъ этихъ превращеній, кривая abc должна быть продолжена далѣе по направленію ad' , а кривыя b_1, c_1 и b_2, c_2 —по направленію къ d_0 и d_1 . Повидимому, нѣкоторая неизвѣстная причина, проявляющаяся при закалкѣ въ водѣ, препятствуетъ естественному ходу кривыхъ abc и понижаетъ сопротивленіе въ тѣмъ большей степени, чѣмъ тверже сталь. Для образцовъ группы I это сопротивленіе падаетъ до 0, для группы II до величины d , для группы III до d^{III} .

Образцы группы I изъ твердой стали при закалкѣ въ водѣ при 850° и 1000° получились настолько хрупкими, что не выдержали правки для исправленія коробленія, полученнаго при закалкѣ, и лопнули. Только для самаго мягкаго сорта $C=0,09\%$ вѣтвь $a^{III} d^{IV}$ поднимается вверхъ. Такимъ образомъ, та-же причина, которая въ твердой стали понижаетъ сопротивленіе по сравненію съ сопротивленіемъ просто оттоженной стали (группа I), а въ стали мягкой (группа III) и полутвердой (группа II) препятствуетъ повышенію—въ самомъ мягкомъ образцѣ $C=0,09\%$ —повышаетъ сопротивленіе.

Это явленіе можетъ быть объяснено появленіемъ, вслѣдствіе быстрого охлажденія, внутреннихъ напряженій, въ нѣкоторыхъ случаяхъ уменьшающихъ сопротивленіе, а въ нѣкоторыхъ случаяхъ повысивъ его.

Для болѣе детальнаго выясненія результатовъ опытныхъ изслѣдованій Бриннеля инженеръ Тагъевъ даетъ рядъ діаграммъ, приведен-

ныхъ на таб. XXX, иллюстрирующихъ наглядно результатъ опытныхъ изслѣдованій, но въ общемъ на основаніи только что приведенныхъ изслѣдованій и данныхъ Howe⁸⁾ можно прійти къ заключенію, что закалка вообще повышаетъ сопротивленіе разрыву. Но въ томъ случаѣ, когда содержаніе углерода и быстрота охлажденія достигаютъ высшихъ предѣловъ, сопротивленіе разрыву при закалкѣ быстро падаетъ⁹⁾. Такъ по даннымъ Howe сталь съ содержаніемъ $C=0,50\%$ при закалкѣ въ водѣ увеличиваетъ сопротивленіе на 47% . Сталь съ содержаніемъ $0,75\%$ C послѣ закалки отъ всякой температуры всегда даетъ пониженіе сопротивленія разрыву, которое послѣ весьма быстрой и сильной закалки можетъ быть даже сведено до нуля, т. е. образецъ разрушится самъ во время самаго процесса погруженія въ закаливающую среду. Большое вліяніе оказываетъ на измѣненіе механическихъ свойствъ стали при закалкѣ та среда, въ которой производится процессъ закалки. Такъ, наибольшей интенсивности закалка достигается употребленіемъ для закаливающей ванны ртути, затѣмъ слѣдуетъ вода, масло, сало, деготь и, наконецъ, расплавленные металлы, какъ, напримѣръ, свинецъ.

Закалка въ маслѣ при всякомъ содержаніи углерода всегда даетъ повышеніе сопротивленія разрыву и увеличиваетъ предѣлъ упругости. При чемъ относительно измѣненія предѣла упругости стали при закалкѣ необходимо замѣтить слѣдующее, что предѣлъ упругости находится въ тѣсной связи съ сопротивленіемъ разрыву и при закалкѣ стали претерпѣваетъ тѣ же измѣненія, какъ и сопротивленіе на разрывъ.

Процентное удлиненіе стали при закалкѣ всегда уменьшается. Такъ изъ 81 примѣра данныхъ Howe удлиненіе при закалкѣ въ водѣ уменьшилось на 63% , въ маслѣ на 45% .

Дѣйствіе отжига на углеродистое желѣзо вообще обратно дѣйствію закалки. Опытныя изслѣдованія Бриннеля доказываютъ, что вліяніе отжига начинаетъ сказываться даже при температурѣ 350° , при которой уже замѣтно увеличеніе сопротивленія разрыву, удлиненія въ предѣлѣ упругости. При нагрѣвѣ отжига до 750° —замѣтно паденіе первоначальнаго предѣла упругости и удлиненія, которые остаются все же выше первоначальныхъ свойствъ закаленной стали. Подобное паденіе механическихъ свойствъ стали при отжигѣ до 750° надо объяснить появленіемъ аллотропическаго измѣненія въ строеніи стали. Отжигъ до 1000° повышаетъ еще болѣе механическія свойства металла и особенно предѣлъ упругости. Дальнѣйшій отжигъ, вызывая крупную кристаллизацию металла, способствуетъ уменьшенію предѣла упругости и удлиненія, но сопротивленіе разрыву уменьшается весьма слабо; при чемъ общія величины этихъ механическихъ коэффиціентовъ будутъ больше первоначальныхъ, свойствъ неотожженной стали. Такъ, изъ опы-

⁸⁾ Howe. The Metallurgy of Steel. S. 33.

⁹⁾ Howe. The Metallurgy of Steel. S. 33.

ныхъ изслѣдованій Бриннеля слѣдуетъ, что равномерный отжигъ до 1000° слѣдующимъ образомъ улучшаетъ въ % качество стали ¹⁰⁾:

	Предѣлъ упругости.	Начало замѣтнаго растяженія.	Сопротив- леніе разрыву.	Удлиненіе.
Группа I	44	19	8	11
„ II	44	20	2	12
„ III	40	28	3	15
„ IV	48	26	2	39

Изъ рассмотрѣнія различныхъ случаевъ закалки и отжига стали ясно замѣтна тѣсная связь между структурою испытываемаго металла и его механическими свойствами. Но съ другой стороны и обратно по кривой разрыва даннаго бруска при извѣстномъ навѣскѣ можно получить представленіе о структурѣ испытываемаго бруска.

Несомнѣнно, что сопротивленіе разрыву зависитъ отъ силы сдѣвленія между зернами металла, или отъ сдѣвленія массъ самихъ зеренъ, если изломъ произойдетъ внутри послѣднихъ. Сила сдѣвленія пропорціональна величинѣ поверхности излома, которая будетъ тѣмъ больше, чѣмъ мельче зерна. Такимъ образомъ, чѣмъ мельче зерно, тѣмъ выше предѣлъ упругости и тѣмъ больше разрывное усиліе.

Разрывающее усиліе въ началѣ испытанія, надо полагать, равномерно распредѣляется между всѣми элементами структуры испытываемаго образца, и всѣ элементы этой структуры въ относительно равной степени участвуютъ въ воспріятіи удлиненія и даютъ въ суммѣ общее удлиненіе бруска. До нѣкотораго предѣла нагрузки испытываемаго бруска наблюдается пропорціональность между удлиненіемъ и нагрузкою бруска; слѣдовательно, въ этомъ предѣлѣ упругихъ измѣненій удлиненія основныхъ зеренъ даннаго металла и связующихъ ихъ веществъ между собою равны. Въ мягкихъ сортахъ желѣза и стали основная масса структуры состоитъ изъ зеренъ феррита, и цементирующимъ слоемъ является перлитъ. При испытаніи брусковъ на разрывъ изъ мягкихъ сортовъ углеродистаго желѣза полное равенство получаемыхъ удлиненій между основными зернами структуры и ихъ цементирующимъ веществомъ наблюдается только до извѣстнаго предѣла, а затѣмъ зерна феррита начинаютъ получать замѣтно быстрое удлиненіе, безъ измѣненія нагрузки бруска по сравненію съ удлиненіемъ цементирующаго слоя, и на діаграммѣ разрыва даннаго бруска получается характерный горизонтальный уступъ (см. фиг. 15 А. таб. XXV). Съ увеличеніемъ содержанія углерода въ испытываемомъ брускѣ, т. е. съ уменьшеніемъ

¹⁰⁾ Тагѣевъ. Однородность рельсъ. Стр. 112.

самостоятельно существующаго структурнаго элемента феррита, постепенно пропадаетъ горизонтальный уступъ на діаграммахъ разрыва. По опытнымъ изслѣдованіямъ Чаггу, этотъ горизонтальный уступъ въ діаграммѣ разрыва бруска совершенно исчезаетъ у стали съ содержаніемъ углерода 0,09%, и кривая разрыва испытываемаго бруска становится болѣе крутой (см. черт. 15 В. таб. XXV). Чѣмъ больше будетъ содержать углерода испытываемый образецъ, тѣмъ больше у него будетъ самостоятельнаго выдѣлившагося перлита, и тѣмъ круче будетъ кривая разрыва бруска. Закалка стали способствуетъ уничтоженію зеренъ феррита и перлита съ образованіемъ мартенсита, при чемъ и кривая разрыва для такой стали весьма близка къ прямой съ изломомъ. (См. фиг. 15 С. таб. XXV). Отжигъ подобной стали способствуетъ появленію или переходныхъ элементовъ, тростита и сорбита, или первоначальной структуры съ преобладаніемъ перлита. Въ результатѣ діаграмма разрывныхъ усилій для отожденного бруска стали не будетъ имѣть излома, а будетъ имѣть крутой поворотъ (изображено пунктиромъ) (фиг. 15 С. таб. XXV).

Такимъ образомъ, по характеру діаграммы разрывныхъ усилій испытываемаго образца можно съ большою долей вѣроятности опредѣлить его главные структурные элементы,—ферритъ, перлитъ и мартенситъ.

Раньше мы рассматривали вопросъ объ измѣненіи структуры желѣза при прокаткѣ, ковкѣ и волоченіи и замѣтили, сильное измѣненіе структуры металла при подобной механической обработкѣ, но такъ какъ тѣсная связь между структурою металла и его механическими свойствами несомнѣнно существуетъ, то естественно предполагать и сильное вліяніе механической обработки указаннаго типа на механическія свойства металла. Для опредѣленія этой зависимости производились неоднократно опытные изслѣдованія. Такъ, Фернбернъ¹¹⁾ приводитъ испытанія, произведенныя Клейемъ на желѣзодѣлательномъ заводѣ „Mersey Steel Works“, которыя состояли въ томъ, что одно и то же желѣзо проваривалось и прокатывалось послѣдовательно нѣсколько разъ. Нѣсколько милбарсовъ № 1 сваривались вмѣстѣ и прокатывались, изъ полученнаго милбарса № 2 составлялся пакетъ, сваривался и снова прокатывался и т. д.

По испытаніи каждаго изъ прокатанныхъ №№ получились слѣдующіе коэффиціенты крѣпости:

Милбарсъ № 1—30,8	Милбарсъ № 5—40,3	Милбарсъ № 9—40,3
„ 2—37,1	„ 6—43,4 max.	„ 10—38,0
„ 3—41,8	„ 7—41,8	„ 11—36,5
„ 4—41,8	„ 8—40,3	„ 12—30,8

¹¹⁾ Фербертъ. Желѣзо, стр. 251.

А. Гаврилѣнко. Механическая технологія. Стр. 80.

Наибольшій коэффициентъ крѣпости получился при 6-ой прокаткѣ, затѣмъ началъ уменьшаться.

Такимъ образомъ, послѣдовательныя проварки и прокатки желѣза увеличиваютъ коэффициентъ крѣпости до извѣстнаго предѣла, а потомъ онъ начинаетъ уменьшаться..

Такое же вліяніе на крѣпость желѣза оказываетъ и ковка. Она уплотняетъ металлъ и повышаетъ его живое сопротивленіе. Вслѣдствіе этого, мелкія детали, которыя могутъ быть прокованы лучше, имѣютъ большую прочность, чѣмъ крупныя. Въ крупныхъ же деталяхъ на поверхности металлъ лучше прокованъ, и потому онъ здѣсь всегда прочнѣе, чѣмъ внутри. Такъ, напр., на американскомъ пароходѣ Dolphin сломался на пробномъ плаваніи валъ. Образцы, вырѣзанные изъ вала, при испытаніи, дали слѣдующіе результаты:

	Предѣлъ упр. кгр. на ☐ мм.	Коэффициентъ крѣ- пости на ☐ мм.	Удлиненіе %
Изъ центра вала	23,9	37,9	2
Съ поверхности вала	22,5	56,2	18

У стали при ковкѣ коэффициентъ крѣпости измѣняется не такъ сильно. По опытамъ Боклена на заводѣ Baldwin Locomotiv Works, въ Филадельфій, надъ литой сталью получились слѣдующіе результаты:

	Коэффициентъ крѣ- пости кгр. на ☐ мм.	Удлиненіе %	Изломъ.
Болванка съ кв. сѣчен. 125 мм. въ сторонѣ	35,7	13	Кристалли- ченъ.
Болванка прокованная до тол- щины 180 мм.	35,6	16	Частью кри- сталличенъ.
То же до 145 мм.	34,7	18	
„ „ 125 „	35,0	20	Шелковистый.
„ „ 100 „	35,1	22	

Изъ таблицы видно, что коэффициентъ крѣпости измѣняется мало, но вязкость металла, а слѣдовательно, и живое сопротивленіе сильно возрастаетъ.

По опредѣленію измѣненія механическихъ свойствъ металла при холодной обработкѣ тоже неоднократно производились опыты изслѣдованія. Такъ, Консидере ¹²⁾ приводитъ слѣдующія данныя, характеризующія, до нѣкоторой степени, вліяніе холодной обработки:

¹²⁾ М. Considerés. L'emploi du fer et de l'acier. Стр. 118.

	Предѣлъ упруг. кгр. на ☐ мм.	Коэффи- ціентъ крѣ- пости кгр. на ☐ мм.	Удлиненіе.
Очень мягкая сталь.	25,3	42,5	26,5
То же, пресс. гидр. пресс. 6 тоннъ на ☐ сант.	35,7	44,6	17,0
Сталь для судостроенія.	29,6	52,5	18,0
То же, прокатанная въ холодномъ состояніи отъ 10 до 9 45 мм. . .	42,3	54,5	11,5
Желѣзный листъ.	22,8	37,4	15,0
То же, прокатанный въ холодномъ состояніи отъ 8 до 7,1 мм. . .	41,6	46,9	7,0

Какъ видно изъ этой таблицы, коэффициентъ крѣпости измѣняется не очень значительно, предѣлъ же упругости повышается очень сильно, но вмѣстѣ съ этимъ уменьшается вязкость.

Холодная прокатка примѣняется въ большихъ размѣрахъ въ Соединенныхъ Штатахъ Сѣверной Америки для выработки приводныхъ валовъ. Главнымъ образомъ подобной обработкѣ подвергается самое чистое, мягкое, пудлинговое желѣзо.

Многочисленные изслѣдованія проф. Торстона ¹³⁾ надъ обработаннымъ такимъ образомъ желѣзомъ привели его къ слѣдующимъ заключеніямъ.

Крѣпость при растяженіи увеличивается отъ 25% до 40%, крѣпость при изгибѣ на 50—80%.

Предѣлъ упругости повышается на 80—125%.

Живое упругое сопротивленіе значительно увеличивается.

Полное живое сопротивленіе, однако, уменьшается до 50%, такъ что увеличеніе упругости и крѣпости получается за счетъ вязкости; поэтому прокатанное въ холодномъ состояніи желѣзо примѣнимо только въ тѣхъ случаяхъ, когда напряженія матеріала не могутъ выйти изъ предѣла упругости.

Кромѣ указанныхъ измѣненій, холодная прокатка сообщаетъ желѣзу гладкую, блестящую поверхность, совершенно совободную отъ окалинъ. Желѣзо можетъ быть прокатано съ большою точностью въ размѣрахъ (на заводѣ Johnes and Laughlins Pittsburgh), валы прокатываются съ точностью до 1/1000", не требуя дальнѣйшей обработки.

Изъ разсмотрѣнія вышеприведенныхъ таблицъ ярко замѣтно вліяніе на механическія свойства желѣза общихъ условій механической обработки, но съ другой стороны механическія свойства желѣза весьма сильно измѣняются съ измѣненіемъ его химическаго состава, а посему

¹³⁾ Thorston. Report on cold-rolled iron and steel. Pittsburgh 1878.

Юптнеръ для выраженія коэффициента разрыва даетъ такую формулу:

$$R = A + \frac{2}{3} C. + \frac{2}{7} L + \frac{1}{7} M r,$$

гдѣ А—величина, зависящая отъ обработки,—коэффициентъ обработки. Необходимо замѣтить, что эта формула даетъ только приблизительные результаты, ибо въ ней не принято во вниманіе % содержаніе другихъ элементовъ, какъ-то: фосфора, сѣры, хрома и др.,—замѣтно измѣняющихъ механическія свойства желѣза ¹⁴⁾).

Хотя формула Юптнера и имѣетъ приблизительный характеръ, но при примѣненіи ея на практикѣ, она вполне подтверждаетъ многія наблюденія техники. Такъ, по опредѣленію инженера А. Бабошина, изъ значительнаго количества разсмотрѣнныхъ имъ рельсъ, проработавшихъ на пути, оказывается, что лучшими качествами отличались тѣ рельсы, у которыхъ коэффициентъ механической обработки былъ наибольшій. А. Бабошинъ ¹⁵⁾ разсмотрѣнные имъ рельсы дѣлитъ на три группы:

I группа—рельсы, снятые съ пути, безъ всякихъ поврежденій послѣ долгодѣйней службы.

II группа—рельсы со смятыми головками и износившіеся.

III группа—рельсы лопнувшіе въ пути и съ трещинами.

Результаты наблюденій инженера Бабошина сведены въ слѣдующую таблицу:

№№ рельсовъ.	Сопротивленіе раз- рыву и предѣлъ упругости.		Отношеніе предѣла упругости къ сопро- тивленію разрыву въ %.		Коэффициентъ обработки А.		
	Верхъ головки.	Середина головки.	Верхъ головки.	Середина головки.	Верхъ головки.	Середина головки.	
14—2	83—31	83—33	37	40	24	24	Изъ I гр.
15—3	70—34	70—32	49	46	22	22	
28—1	70—29	56—33	42	59	25	30	
36—3	80—27	82—36	33	44	28	11	
Среднія	76—30	73—34	40	47	25	22	
10—2	73—26	74—28	36	38	13	18	Изъ II гр.
20—2	74—27	74—34	37	46	18	18	
22—4	70—29	69—31	42	44	17	17	
25—5	70—23	73—19	33	26	16	18	
Среднія	72—26	73—28	37	38	17	18	
20—1	81—36	82—38	44	47	22	22	Изъ III гр.
21—2	74—29	71—32	39	45	28	27	
21—4	66—38	68—34	58	50	12	13	
26—4	72—33	50—45	46	89	11	(—11)	
29—1	83—31	69—35	37	50	28	14	
Среднія	75—35	68—37	45	56	20	?	

¹⁴⁾ См. Металлическіе сплавы. Т. Тихоновъ. 2-е изд. 1910 г.

¹⁵⁾ Изслѣдованіе рельсовой стали. Извѣст. Инстит. Путей Сообщ. 1906 г. Ст. 3.

Такимъ образомъ, лучшими качествами отличались тѣ рельсы, у которыхъ коэффициентъ механической обработки достигалъ наибольшей величины, въ среднемъ для первой группы рельсъ—25.

Въ рельсахъ II группы (смятыхъ) коэффициентъ обработки значительно понижается, въ среднемъ до 17.

Все рельсы, испытанія которыхъ приведены въ таблицѣ, довольно близки по химическому составу (С около 0,5 и Mn около 1%) и имѣютъ одинаковое крупное зерно перлита въ структурѣ. Среднее отношение предѣла упругости къ сопротивленію разрыву для середины головки у рельсъ II-й группы (сминаемыхъ)—38%, а то же отношеніе для хорошихъ рельсъ первой группы равно 47%, и подобная зависимость предѣла упругости съ коэффициентомъ разрыва находится въ тѣсной связи съ ранѣ приведенными значеніями коэффициента механической обработки. Только у рельсъ III-й группы, хрупкихъ, ломавшихся раньше срока мы не видимъ такой зависимости коэффициента механической обработки, предѣла упругости и коэффициента разрыва, при чемъ для нѣкоторыхъ изъ нихъ отношеніе предѣла упругости къ сопротивленію разрыву превышаетъ таковое же для I-й группы, а отсюда необходимо предположить, что основная причина недоброкачества рельсъ III-й группы кроется въ случайныхъ причинахъ побочнаго характера, сопровождавшихъ или производство рельсъ (мѣстная закалка, не правильное охлажденіе на стелюгахъ, неоднородность нагрѣва и проч.) или же въ причинахъ, проявившихся во время службы рельса въ пути и ненормально измѣнившихъ временное сопротивленіе разрыву въ среднѣй головке рельса.

Весьма интересны по результатамъ изслѣдованія рельсовой комиссіи Министерства Путей Сообщенія¹⁶⁾ по вопросу о связи между структурой рельсовъ и ихъ службой въ пути. Общія заключенія по этому вопросу означенной комиссіи таковы:

а) Рельсы, хорошо служившіе въ пути (пропускавшіе много грузовъ и снятые безъ всякихъ поврежденій) подъ микроскопомъ имѣютъ мелкозернистое строеніе.

б) Рельсы плохіе, снятые въ пути вслѣдствіе смятія, обладаютъ крупнозернистымъ строеніемъ.

в) Рельсы хрупкіе, лопнувшіе въ пути послѣ прохода небольшого количества грузовъ, также очень часто обладаютъ крупнозернистымъ строеніемъ.

По вычисленіямъ инженера Бабошина средняя величина зерна для доброкачественныхъ, прослужившихъ долго и снятыхъ съ пути безъ замѣтныхъ поврежденій, въ среднемъ была равна $0,0019 \text{ mm}^2$; средняя же величина плохихъ, крупнозернистыхъ рельсовъ равнялась $0,0195 \text{ mm}^2$ ¹⁷⁾.

¹⁶ и ¹⁷⁾ Изслѣдованіе рельсовой стали. Извѣстія Механической Лабораторіи Института Инженеровъ Путей Сообщенія. 1906 Стр. 239—246

Такое заключеніе рельсовой комиссіи не является новымъ въ технику, ибо аналогичные выводы были неоднократно сдѣланы и раньше¹⁸⁾ и явно вытекаютъ изъ ранѣе цитированнаго нами общаго положенія Д. К. Чернова относительно зависимости качествъ обработанной стали отъ структуры послѣдней.

Въ свою очередь та же комиссія замѣтила, что крупная кристаллизациа стали наиболѣе свойственна сминаемымъ рельсамъ съ низкимъ предѣломъ упругости, а такое совмѣстное соединеніе этихъ двухъ факторовъ есть явный признакъ плохой механической обработки.

На основаніи ранѣе разсмотрѣнной общей картины измѣненія структуры желѣза при прокаткѣ мы невольно приходимъ къ заключенію, что для полученія мелкаго зерна у обрабатываемаго металла необходимо прокатку его окончить возможно ниже по температурѣ, но въ извѣстныхъ предѣлахъ послѣдней, когда не наступило еще замѣтное разслоеніе между зернами металла, но съ другой стороны температура окончанія прокатки не должна быть выше или близкой къ той критической (точка „b“ Чернова), при которой прерывается прямая пропорціональность величины зерна отъ температуры нагрѣва. Но такъ какъ положеніе критическихъ точекъ, при которыхъ наблюдается ярко замѣтный ростъ величины зерна отъ температуры нагрѣва, весьма сильно зависитъ отъ химическаго состава желѣза, а именно положеніе критическихъ точекъ тѣмъ выше, чѣмъ чище желѣзо, то отсюда слѣдуетъ, какъ важно въ каждомъ частномъ случаѣ знать положеніе критическихъ точекъ и сообразно съ этимъ выбирать температуру окончанія прокатки. Такъ раньше было указано, что марганецъ сильно понижаетъ положеніе критическихъ точекъ и совмѣстно съ углеродомъ суживаетъ интервалъ критическихъ точекъ, то отсюда явно слѣдуетъ, что марганцовистые рельсы, для полученія мелкой кристаллизации, необходимо прокатывать при значительно низшей температурѣ, чѣмъ рельсы, содержащіе мало марганца.

Не вдаваясь особенно подробно въ опредѣленіе положенія предѣльныхъ точекъ окончанія прокатки для полученія мелкозернистаго продукта, весьма хорошаго по своимъ механическимъ свойствамъ,—я позволю себѣ привести двѣ выдержки изъ писемъ въ выше названную Рельсовую Комиссію весьма извѣстныхъ инженеровъ практиковъ г. Артура Юза и г. Ясюковича, Директора Распорядителя Южно-Русскаго Металлургическаго О-ва¹⁹⁾.

Въ письмѣ г. Юзъ указываетъ на то, что высокое качество стальныхъ рельсовъ болѣе ранней выдѣлки объясняется низкой температурой, при которой оканчивался тогда прокатка; это обстоятельство было слу-

¹⁸⁾ R. Sob. „Steel rails: relations between structure and durability“ The Metallurgist. 1902. № 3.

¹⁹⁾ Изслѣдованіе рельсовой стали. Извѣстія Механической Лабораторіи Института Инженеровъ Путей Сообщенія. 1906. Стр. 304 и 308.

чайнымъ слѣдствіемъ того, что при переходѣ отъ желѣзныхъ рельсовъ къ прокаткѣ стальныхъ рельсовъ заводы вынуждены были пользоваться прежними слабыми машинами. Въ виду сего прокатка шла медленно, а температура, при которой рельсъ оставлялъ валки, была значительно ниже той, которая наблюдается при прокаткѣ на современныхъ сильныхъ машинахъ. Прокатка при низкой температурѣ сопровождается образованіемъ мелкаго зерна. Прокатка при высокой температурѣ—вызываетъ образованіе крупнаго зерна; величина же зеренъ существенно вліяетъ на сопротивленіе рельса изнашиванію.

Далѣе указывается, что процессъ Кенпа, практикуемый въ Америкѣ для перековки рельсовъ тяжелыхъ типовъ, изъятыхъ изъ службы вслѣдствіе износа, въ болѣе легкій типъ,—вполнѣ подтверждаетъ этотъ взглядъ; при перековкѣ при низкой температурѣ зерно получается всегда мельче. Съ тою же цѣлью практикуется въ Америкѣ пріемъ Кеннеди-Моррисона, состоящій въ томъ, что передъ прохожденіемъ послѣднихъ валковъ, рельсы задерживаются на особо устроенныхъ траверсахъ, пока не достигаютъ низкой температуры.

Г. Ясюковичъ въ своемъ письмѣ высказываетъ слѣдующіе взгляды: Какъ изъ результатовъ изслѣдованій, произведенныхъ комиссіей такъ и изъ раб. тѣ инженера Миллера на баварскихъ дорогахъ, выяснилось съ очевидностью, что между продолжительностью службы рельсовъ въ пути, ихъ химическимъ составомъ и механическимъ испытаніемъ рельсовъ и ихъ образцовъ—ясной и непосредственной связи не имѣется. Не смотря на постоянныя измѣненія техническихъ условій пріемки рельсовъ, какъ у насъ, такъ и за-границей, оказалось невозможнымъ предупредить пріемку и укладку рельсовъ неудовлетворительныхъ въ путевой службѣ. Признавая безусловно, что долженъ существовать механическій контроль для того, чтобы не могли попадать на службу завѣдомо негодные рельсы, инженеръ Ясюковичъ полагаетъ, что благодаря постоянству употребляемыхъ въ передѣлку матеріаловъ—химическій составъ рельсовой стали не долженъ быть предоставленъ контролю. Но такъ какъ съ другой стороны опытами дознано, что мелкозернистая сталь съ высокимъ предѣломъ упругости при возможно меньшемъ отношеніи сопротивленія разрыву къ предѣлу упругости лучше сопротивляется износу и вообще обладаетъ лучшими и болѣе надежными механическими качествами, чѣмъ крупнозернистая сталь съ низкимъ предѣломъ упругости и съ высокимъ отношеніемъ сопротивленія разрыву и предѣлу упругости, то все вниманіе и контроль должны быть обращены на эти обстоятельства. Эта цѣль достигается путемъ надлежащей механической и главнымъ образомъ термической обработки возможно плотныхъ (безъ пузырей и усадочныхъ раковинъ) стальныхъ болванокъ. Полученіе плотныхъ болванокъ, по мнѣнію инженера Ясюковича, не представляется трудной задачей. Равнымъ образомъ, чѣмъ полнѣе механическая обработка касается различныхъ частей болванокъ—тѣмъ одно-

образнѣе и совершеннѣе будетъ строеніе металла. Но для получения мелкозернистой стали необходима еще соотвѣтствующая термическая обработка. Оказывается, что нагрѣтая сталь обладает тремя критическими точками, при переходѣ черезъ которыя путемъ охлажденія или нагрѣванія—сложеніе стали подвергается перестройкѣ съ выдѣленіемъ или поглощеніемъ теплоты. Для мягкой стали съ содержаніемъ углерода менѣе 0,2%—эти критическія точки 860°, 740°, 650° по Цельзію, для рельсовой стали, содержащей 0,45—0,55% углерода, три критическія точки сливаются въ одну и лежатъ около 700—725° Ц. Слѣдовательно, если окончить прокатку выше критической температуры, то рельсъ, охлаждаясь до температуры воздуха, долженъ пройти черезъ свою критическую точку и здѣсь подвергнуться перестройкѣ сложенія. Эта перестройка сопровождается увеличеніемъ зернистости стали. Поэтому надобно окончить прокатку ниже извѣстной температуры; въ такомъ случаѣ строеніе стали при охлажденіи уже не измѣняется, и зерно останется такимъ, какимъ оно получено при имѣющейся въ нашемъ распоряженіи переработкѣ металла. Такимъ образомъ, рѣшающее значеніе получаетъ заканчиваніе прокатки при температурѣ около 700° Ц.

Далѣе г. Ясюковичъ выясняетъ—какимъ образомъ слѣдуетъ организовать производство, чтобы рельсы выходили изъ вальцовъ при низкой температурѣ, и какъ обставить контроль, чтобы рельсы выходили изъ вальцовъ при надлежащей температурѣ.

Что касается перваго вопроса, то въ настоящее время существуетъ два метода, которыми достигается выходъ рельса изъ послѣднихъ ручьевъ достаточно охлажденнымъ. Первый способъ, американскій, Кеннеди—Маррисона, состоитъ въ задержкѣ рельсовой полосы передъ послѣднимъ ручьемъ для того, чтобы она остывала до надлежащей температуры. Этотъ способъ, примѣнявшійся еще въ 1887 г. на Путиловскомъ заводѣ, не требуетъ никакихъ особыхъ устройствъ и можетъ быть примѣненъ на любомъ заводѣ при условіи, чтобы надлежащая температура рельса до пропуска черезъ послѣдній ручей контролировалась какимъ-либо пирометромъ.

Однако, г. Ясюковичъ находитъ, что методъ этотъ не настолько целесообразенъ, чтобы его можно было рекомендовать нашимъ заводамъ, и по слѣдующимъ соображеніямъ.

Измѣненіе строенія находится въ тѣсной зависимости отъ степени механической обработки. Въ послѣднемъ ручьѣ металлъ обжимается очень слабо, не болѣе чѣмъ на 5%; такого слабого обжима недостаточно, чтобы повліять на измѣненіе на значительную глубину строенія стали, которое получалось во время охлажденія отъ температуры выше критической; обжимъ въ послѣднихъ ручьяхъ вліяетъ на измѣненіе строенія головки на глубину не болѣе 3—6 мм. Всего лучше это подтверждаютъ опыты St. Martin'a въ Англіи. Въ одномъ случаѣ рельсъ былъ задержанъ на 1¾ минуты передъ прохожденіемъ послѣдняго ручья, а во вто-

ромъ случаѣ онъ былъ задержанъ на двѣ минуты до впуска въ первый ручей и съ пропускомъ затѣмъ безостановочно черезъ всѣ ручьи. Въ первомъ случаѣ микрофотографіи строенія стали, взятой изъ середины головки и въ разстояніи 3 мм. отъ поверхности, показали, что центръ головки имѣетъ крупнозернистое строеніе, а вблизи поверхности головки—мелкозернистое. Во второмъ-же случаѣ—мелкозернистое строеніе было обнаружено, какъ въ срединѣ головки, такъ и около поверхности. Такимъ образомъ, американскій пріемъ Кеннеди-Моррисона не обезпечиваетъ необходимаго мелкозернистаго строенія головки. Поэтому надлежитъ рельсовую болванку пускать въ прокатку при такой температурѣ, чтобы она выходила изъ послѣдняго ручья въ видѣ рельса съ температурой ниже критической, и, слѣдовательно, контроль надъ рациональной термической обработкой долженъ быть перенесенъ съ конца на начало прокатки. Температура болванокъ, поступающихъ въ прокатку, должна измѣряться какимъ-либо пирометромъ, и наиболѣе практичными оказываются для сего свѣтовые (оптическіе) пирометры Wanne'a, Hase, Mesuré и Nowl, Lejeune и проч.

Перегрѣва болванокъ можно избѣжать, отказавшись отъ подогрева ихъ, что достигается пропускомъ болванокъ черезъ колодцы Gjers'a.

Что же касается сорбитнаго способа обработки матеріаловъ, заключающагося въ мѣстномъ охлажденіи (закалкѣ) рельсовыхъ головокъ, то его, по словамъ г. Ясюковича, не слѣдуетъ рекомендовать заводамъ, такъ какъ Stead, предложившій этотъ пріемъ заявилъ, что хорошіе результаты получались только при обработкѣ малыхъ образцовъ; при обработкѣ же длинныхъ образцовъ удовлетворительные результаты не достигались.

Въ концѣ своего письма г. Ясюковичъ вскользь критикуетъ сорбитный способъ изготовленія рельса, который состоитъ въ томъ, что рельсъ, вышедшій изъ прокатки, погружается головкою въ воду, вслѣдствіе чего сперва происходитъ закалка, а затѣмъ отпускъ стали отъ имѣющейся въ головкѣ теплоты, вслѣдствіе чего головка рельса получаетъ сорбитную структуру. Подобный способъ полученія рельса съ весьма твердой, но и вязкой головкой былъ предложенъ S. Stead и W. Richards²⁰⁾ и по своимъ результатамъ полученія закалки головки стали вполне напоминаетъ закалку стали въ маслѣ, но въ виду чисто практическихъ затрудненій, а именно, невозможности полученія равномерной закалки головки рельса, широкаго распространенія это изготовленіе рельсовъ не получило. Но нельзя отрицать полезности сорбитнаго способа въ примѣненіи къ предметамъ кованымъ, обработку которыхъ Stead для означенной цѣли предлагаетъ вести слѣдующимъ образомъ: нагрѣвъ предметъ до температуры нѣсколько выше A_{r_3} , до возможно полного превращенія углерода, необходимо предметъ охладить на воздухѣ или пря-

²⁰⁾ Journal of Iron and Steel Inst. 1903. p. II. стр. 66.

мо закалить, а затѣмъ отжечь до температуры ниже A_{r_3} и охладить на воздухѣ ²¹⁾).

Механическія преимущества сорбитной структуры видны изъ слѣдующаго сопоставленія двухъ образцовъ:

	Преѣль упругости klg	Сопротивле- ніе разрыву klg.	Удлиненіе ‰
Нагрѣвъ въ 1150° и охлажденіе въ печи (перлитовая структура) . .	39,901	81,162	17
Нагрѣвъ до 1150° и охлажденіе на воздухѣ (сорбитовая структура) .	53,260	99,979	12

Таково измѣненіе механическихъ свойствъ средней по твердости стали при обработкѣ ея сорбитнымъ способомъ.

Такимъ образомъ наши предыдущія разсужденія объ измѣненіи структуры металла при прокаткѣ и о зависимости механическихъ свойствъ металла отъ структуры послѣдняго приводятъ насъ къ общему заключенію, что для сообщенія хорошихъ механическихъ свойствъ данному металлу необходимо прокатку и горячую обработку его оканчивать при опредѣленной температурѣ. Благотворное вліяніе этой температуры на механическія качества желѣза доказано рядомъ лабораторныхъ изслѣдованій и признано извѣстными лицами, стоящими во главѣ большихъ промышленныхъ предпріятій. На заводахъ, изготовляющихъ отвѣтственные предметы прокаткой (рельсы) организуется тщательный контроль за нагрѣвомъ прокатываемыхъ болванокъ, при чемъ въ большинствѣ случаевъ нагрѣвъ болванки для прокатки производится за одинъ пріемъ, и прокатка рельса производится за одинъ нагрѣвъ. Строго наблюдается температура не только окончанія прокатки, но и начальный нагрѣвъ болванки, такъ какъ сильно перегрѣтая болванка, вслѣдствіе своей крупной кристаллизаціи, не можетъ дать хорошаго рельса и во время самой прокатки не успѣетъ достаточно охладиться. Для полученія равномернаго нагрѣва болванокъ нагрѣвъ ихъ производятъ въ томильныхъ колодцахъ, чаще всего съ дополнительнымъ отопленіемъ.

Температура окончанія прокатки должна находиться въ критическомъ интервалѣ и ни въ коемъ случаѣ не должна быть близкой къ температурѣ, названной Д. К. Черновымъ точкой „b“, когда желѣзо замѣтно легко принимаетъ крупно-кристаллическое строеніе съ прекращеніемъ прямой пропорціональности между темпертаурою нагрѣва и величиною зерна.

²¹⁾ The Iron and Steel Metal. 1904. № 2.

Въ данное время нерѣдко при полученіи весьма отвѣтственныхъ заказовъ заводоуправленіе получаетъ довольно широкія указанія относительно химическаго состава (въ смыслѣ отклоненія отъ одной опредѣленной нормы химическаго состава), но съ другой стороны строгія, опредѣленныя условія механическихъ испытаній, которыя сводятся главнымъ образомъ къ опредѣленію предѣла упругости, какъ основного показателя результатовъ механической обработки желѣза.

Для контроля за температурою прокатки рельсовъ, кромѣ обычныхъ термоэлементовъ и свѣтовыхъ пирометровъ, въ послѣднее время начинаютъ употреблять особый магнитный приборъ, основанный на томъ свойствѣ, что сталь выше критической точки не магнитна и пріобрѣтаетъ это свойство только ниже этой критической точки. Такой приборъ даетъ возможность автоматически сортировать рельсы на прокатанные выше критической точки и ниже ея, т. е. на рельсы съ крупно и мелкозернистымъ строеніемъ. Этотъ способъ можетъ со временемъ оказаться весьма полезнымъ при производствѣ рельсовъ, но съ конструктивной стороны онъ пока еще мало разработанъ. Такимъ образомъ, не отрицая большого вліянія химическаго состава желѣза на его механическія свойства ²²⁾, надо признать, что условія механической обработки имѣютъ громадное вліяніе на измѣненіе механическихъ свойствъ желѣза.

Подъ вліяніемъ механической обработки элементы одного и того же профиля получаютъ различную структуру и различныя механическія свойства. Такимъ образомъ желѣзо послѣ прокатки выходитъ изъ ручья валковъ структурно не однороднымъ по сѣченію, и для иллюстраціи подобной картины раньше нами было рассмотрѣно сѣченіе рельса. Неоднородность структуры находится въ прямой зависимости отъ сложности прокатываемаго профиля, но съ другой стороны, надо полагать, что неоднородность металла сильно зависитъ и отъ промежуточныхъ профилей калибровъ, на что необходимо обратить усиленное вниманіе при калибровкѣ валковъ.

Итакъ, въ зависимости отъ сложности изготавливаемаго профиля желѣзо послѣ прокатки по одному и тому же сѣченію является структурно не однороднымъ, но кромѣ этого оно и поступаетъ въ профили калибровочныхъ валковъ и проходитъ ихъ химически неоднороднымъ, подѣ вліяніемъ ликваціи металла въ болванкахъ, на что ясно указываетъ химическій анализъ рельсовъ, сдѣланный инженеромъ Бабопинымъ ²³⁾ и приведенный въ слѣдующей таблицѣ:

²²⁾ Болѣе подробно о вліяніи химическихъ элементовъ на механическія качества желѣза разобрано во II й главѣ „Металлическіе Сплавы“ Т. Тихоновъ. 1910 г.

²³⁾ Изслѣдованіе рельсовой стали. Извѣстія Механической Лабораторіи Института Инженеровъ Путей Сообщенія. Стр. 6.

№№ рельсовъ.	Углеродъ общій С об.		Углеродъ к р- бидный Ск'		Углеродъ за- кала С зак.		Фосфоръ Р.		Кремній Si.	
	На поверх. головки.	Въ сере- динѣ головки.	На поверх. головки.	Въ сере- динѣ головки.	На поверх. головки.	Въ сере- динѣ головки.	На поверх. головки.	Въ сере- динѣ головки.	На поверх. головки.	Въ сере- динѣ головки.
14—2	0,605	0,736	0,264	0,236	0,341	0,500	—	—	—	—
22—6	0,604	0,718	0,295	0,310	0,309	0,408	—	—	—	—
13—1	0,400	0,418	0,086	0,082	0,314	0,336	0,094	0,112	—	—
9—4	0,304	0,386	0,209	0,327	0,095	0,059	0,107	0,144	—	—
9—3	0,373	0,582	0,195	0,373	0,178	0,209	0,101	0,209	—	—
14—7	0,210	0,310	—	—	—	—	—	—	—	—
22—1	0,255	0,268	—	—	—	—	0,247	0,230	—	—
22—7	—	0,290	—	—	—	—	0,185	0,165	0,224	0,201
19—4	—	0,160	—	—	—	—	—	—	0,485	0,489
22—5	0,350	0,410	—	—	—	—	—	—	—	—
14—5	0,355	0,370	—	—	—	—	—	—	—	—
20—4	0,273	0,360	—	—	—	—	—	—	—	—
37—1	0,250	0,380	—	—	—	—	—	—	—	—

Изъ нея можно усмотрѣть, что количество общаго углерода всегда меньше на поверхности головки, чѣмъ въ серединѣ ея, при чемъ раз-ница иногда весьма значительная.

Для уничтоженія замѣтныхъ вліяній ликвации желѣза принимается рядъ предосторожностей при изготовленіи металла и самихъ болванокъ изъ него, а у готовыхъ болванокъ нерѣдко отрѣзаютъ верхнюю треть, не упоминая ея для изготовленія ответственныхъ профилей. Химиче-скій составъ желѣза несомнѣнно вліяетъ на структуру его элементовъ, слѣдовательно, основная цѣль современнаго инженера практика дать химически неоднородному желѣзу, поступающему въ прокатку, путемъ измѣненія условій механической обработки одинаковое структурное строеніе (мелкозернистое) по сѣченію профиля (иногда весьма слож-ной формы) является весьма трудной задачей, и для достиженія этой цѣли необходимо принять не только цѣлый рядъ указанныхъ выше мѣръ предосторожности въ смыслѣ точнаго опредѣленія температуры начала и конца прокатки, но необходимо и въ дальнѣйшемъ по оконча-ніи проката металла поставить его въ такія условія, чтобы металлъ не имѣлъ бы возможности мѣнять свою структуру. Металлъ покидаетъ послѣдній ручей калибровочныхъ валковъ съ значительно высокой тем-пературой нагрѣва, вслѣдствіе чего способенъ принимать мѣстный за-каль, если только мѣстные условія благопріятствуютъ этому, а посему необходимо дать возможность горячимъ готовымъ профилямъ (поло-самъ) медленно и равномерно охладиться, защищая ихъ для этого отъ случайныхъ сквозняковъ и мѣстныхъ охлажденій. Устройство особыхъ

помѣщеній, предназначенныхъ для равномернаго охлажденія горячихъ полосъ послѣ прокатки, особенно необходимо рекомендовать для мѣстностей съ рѣзкими колебаніями температуры.

Горячій готовый профиль (полоса) послѣ прокатки при остываніи даже въ весьма благопріятныхъ условіяхъ въ смыслѣ равномерности охлажденія его, вслѣдствіе неравномѣрности распредѣленія массы металла по сѣченію и неравномѣрности охлажденія частей профиля въ калибровочныхъ валкахъ,—всегда по охлажденіи въ холодномъ состояніи является покоробленнымъ по длинѣ. Для уничтоженія подобныхъ коробленій приходится сообщать профилю (полосѣ) остающіяся деформации въ холодномъ состояніи путемъ ударовъ кувалдами или путемъ особыхъ нажимныхъ механизмовъ. Производство такихъ остающихся деформаций всегда сопровождается нарушеніемъ ранѣе полученной структуры металла и вызываетъ появленіе дополнительныхъ внутреннихъ напряженій, порой весьма вредно вліяющихъ на механическія качества металла. Для уничтоженія только что указанныхъ вредныхъ вліяній холодной правки готовыхъ полосъ, необходимо подобное исправленіе вести въ горячемъ состояніи, когда частицы металла еще довольно эластичны; затѣмъ для уничтоженія величины коробленія полосы необходимо послѣдней въ горячемъ состояніи сейчасъ же послѣ окончанія прокатки при помощи особыхъ приспособленій (опытнымъ путемъ изготовленныхъ шаблоновъ или подвижныхъ механизмовъ) давать кривизну обратную той, которую получаетъ холодная полоса, вслѣдствіе вышеуказанныхъ причинъ; въ послѣднемъ случаѣ размѣръ холодной правки и ея вредныя послѣдствія могутъ быть сведены до minimum'a.

Заканчивая обзоръ измѣненія структуры желѣза при горячей обработкѣ необходимо отмѣтить еще одинъ интересный фактъ, замѣченный Charpy ²⁴⁾ и провѣренный Le Châtelier ²⁵⁾ и заключающійся въ томъ, что сталь при наклепкѣ при температурѣ 600—700° С обнаруживаетъ склонность къ крупной кристаллизаци, вслѣдствіе чего она, будучи отожжена при этой температурѣ, дѣлается очень хрупкой. Склонность наклепаннаго металла къ крупной кристаллизаци Le Châtelier иллюстрируетъ на образцахъ штампованной алюминіевой посуды, которая начала подвергаться перерожденію. Въ послѣднихъ образцахъ авторъ замѣтилъ зернистое строеніе, особенно ярко замѣтное по сосѣдству съ мѣстомъ начавшагося перерожденія. Наблюденій подобнаго же характера, иллюстрирующихъ то явленіе, что наклепанные металлы вообще, а въ томъ числѣ и желѣзо находятся въ структурно неустойчивомъ равновѣсіи, поэтому достаточно незначительнаго толчка (температуры или химическаго воздѣйствія), чтобы вызвать переходъ въ устойчивое состояніе съ появленіемъ явной кристаллизаци,—въ послѣднее время сдѣ-

²⁴⁾ R. de Métall. 1910. 655.

²⁵⁾ R. de Métall. 1911. № 4. 364.

лено достаточно ²⁶⁾), но считать затронутый вопросъ вполне исчерпаннымъ еще невозможно.

Объ измѣненіи структуры желѣза при холодной обработкѣ можно составить вполне опредѣленное представленіе по ранѣе разсмотрѣнной картинѣ измѣненія структуры желѣза при волоченіи, ибо общій характеръ этой картины не мѣняется для большинства случаевъ холодной обработки; измѣненіе механическихъ свойствъ желѣза при холодной обработкѣ иллюстрируется ранѣе приведенными таблицами опытныхъ наблюдений; но для полноты общей картины измѣненія структуры желѣза въ холодномъ состояніи необходимо сказать нѣсколько словъ объ измѣненіи структуры желѣза подѣ вліяніемъ повторныхъ нагрузокъ. Надѣ послѣднимъ вопросомъ работало много экспериментаторовъ, такъ въ 1858 г. Велеръ по порученію прусскаго правительства предпринялъ рядъ опытовъ надѣ дѣйствіемъ повторительныхъ нагрузокъ, а въ 1871 г. опубликовалъ результаты своихъ наблюдений. По даннымъ Велера слѣдуетъ, что число повторительныхъ нагрузокъ, которыя можетъ выдерживать испытываемый образецъ, увеличивается по мѣрѣ того, какъ величина нагрузокъ уменьшается, но кромѣ этого число нагрузокъ зависитъ не отъ одной только ихъ абсолютной величины, но также и отъ предѣловъ, между которыми измѣняются эти нагрузки.

Подѣ дѣйствіемъ повторительныхъ нагрузокъ желѣзо и сталь могутъ быть разрушены, даже въ томъ случаѣ, если каждая изъ отдѣльныхъ нагрузокъ не въ состояніи разорвать металла. Но съ другой стороны всегда существуетъ извѣстная величина напряженія, повтореніе которой металлъ можетъ выдержать произвольно большое число разъ.

Дальнѣйшіе опыты, произведенные Бекеромъ и Баушингеромъ, вполне подтвердили общія заключенія изъ изслѣдованій Велера. Интересенъ тотъ фактъ, что металлъ подѣ дѣйствіемъ повторительныхъ нагрузокъ не теряетъ своей крѣпости и вязкости, такъ, разрушенные повторительными нагрузками образцы при испытаніяхъ на разрывныхъ машинахъ обнаруживаютъ свою прежнюю крѣпость и вязкость. Нужно допустить, что разрушающее дѣйствіе повторительныхъ нагрузокъ распространяется на весьма тонкій, наиболѣе слабый слой поперечнаго сѣченія, по которому металлъ разрывается съ явнымъ развитіемъ кристаллизаціи. Такое соображеніе вполне подтверждается тѣмъ фактомъ, что при повторительныхъ нагрузкахъ желѣзо и сталь рвутся безъ всякихъ удлинений, совершенно какъ хрупкіе металлы.

Такая же картина излома нерѣдко наблюдается при поломкѣ вагонныхъ осей, бандажей и т. п. предметовъ, и причина такихъ изломовъ, въ большинствѣ случаевъ, надо полагать, кроется въ вліяніи на металлъ повторительныхъ нагрузокъ.

²⁶⁾ Журналъ Русскаго Металл. О—ва. 1910. Ст. 979.

Причину такого разрушенія металла подъ дѣйствіемъ повторительныхъ нагрузокъ можно объяснить слѣдующимъ образомъ: желѣзо, какъ мы видѣли раньше, подъ вліяніемъ механической обработки всегда имѣетъ нѣсколько повышенный предѣлъ упругости, величина котораго и опредѣляется на разрывныхъ машинахъ для расчета различныхъ деталей машинъ. Дѣйствіе повторительныхъ нагрузокъ, какъ показали опытные изслѣдованія Баушингера²⁷), стремится понизить этотъ искусственно приподнятый предѣлъ упругости и привести его къ естественной величинѣ, при которой дѣйствующая нагрузка даетъ въ наиболѣе слабыхъ мѣстахъ по сѣченію работающей машинной детали толчекъ къ образованію явной кристаллизаціи, слѣдствіемъ чего является мѣстное ослабленіе силы сдѣпленія зеренъ металла (ибо величина ихъ возросла) и поломка самой детали. Цѣлымъ рядомъ опытовъ Баушингеръ старался опредѣлить естественную величину предѣла упругости и получилъ ее для желѣза равной 12,6 klg. на кв. мм., а для мягкой стали 14,9 klg. на кв. мм., величины весьма близкія къ тѣмъ, которыя были даны ранѣе Велеромъ, какъ безопасныя напряженія для производства большого числа повторительныхъ нагрузокъ.

Итакъ, резюмируя основныя положенія изъ всего вышесказаннаго, мы приходимъ къ слѣдующимъ заключеніямъ:

1) Углеродистое желѣзо при условіи весьма медленнаго охлажденія послѣ плавленія способно принимать явно- кристаллическую форму. Наиболѣе часто углеродистое желѣзо кристаллизуется въ формѣ октаэдра и значительно рѣже въ формѣ куба. При наличіи всѣхъ вышеприведенныхъ условій наиболѣе ярко выраженныхъ формы кристаллизаціи у углеродистаго желѣза наблюдаются при содержаніи углерода около 2%. Углеродистое желѣзо способно въ нѣкоторыхъ случаяхъ воспринимать кристаллическое строеніе даже при весьма быстромъ охлажденіи отъ высокихъ температуръ и при существованіи внѣшнихъ условій, стѣсняющихъ образованіе кристалловъ.

2) При отсутствіи весьма медленнаго охлажденія и подъ вліяніемъ усилій механической обработки частицы углеродистаго желѣза не могутъ выдѣлиться въ видѣ ярко выраженныхъ кристаллическихъ формъ, а пріобрѣтаютъ овальныя, но въ большинствѣ случаевъ отчетливо выраженные контуры.

3) При постепенномъ нагрѣваніи растетъ величина отдѣльныхъ зеренъ у углеродистаго желѣза. Первое замѣтное измѣненіе величины зеренъ у углеродистаго желѣза появляется около 300°. Мягкое желѣзо, нагрѣтое до послѣдней температуры и обработанное при ней, имѣетъ не только болѣе крупную кристаллизацію по сравненію съ сырымъ, но нагрѣтымъ металломъ, но обладаетъ и большею хрупкостью съ значи-

²⁷ Ueber die Veränderung der Elasticitätsgrenze. Mittheilungen aus dem Mechanisch. Laboratorium in München Heft. XIII. 1886.

тельнымъ уменьшеніемъ вязкости. Последнее свойство мягкаго желѣза,—измѣнять свою структуру и механическія свойства самого металла, извѣстно въ технику подъ названіемъ: „синяго нагрѣва“. Температура синяго нагрѣва мягкаго желѣза близка къ 300°C , но измѣненіе механическихъ свойствъ металла зависитъ не только отъ температуры синяго нагрѣва, но отъ механической обработки металла при этой температурѣ, подъ влияніемъ которой и происходитъ характерное измѣненіе механическихъ свойствъ самого металла. Измѣненіе роста зеренъ мягкаго желѣза при синемъ нагрѣвѣ не сопровождается замѣтнымъ выдѣленіемъ или поглощеніемъ тепла, вслѣдствіе чего не удается зарегистрировать эту характерную точку, пользуясь услугами пирометра.

4) При дальнѣйшемъ плавномъ нагрѣваніи при температурѣ выше 600° углеродистое желѣзо замѣтно измѣняетъ свое внутреннее строеніе, при чемъ такое измѣненіе структуры желѣза сопровождается замѣтнымъ измѣненіемъ тепла и легко регистрируется пирометромъ подъ названіемъ критическихъ точекъ A_{r1} , A_{r2} и A_{r3} . Первая изъ критическихъ точекъ A_{r1} соотвѣтствуетъ началу (при нагрѣвѣ) аллотропическихъ измѣненій частицъ желѣза, а именно переходу частицъ $Fe\alpha$ въ $Fe\beta$; вторая A_{r2} —переходу частицъ $Fe\beta$ въ $Fe\gamma$ и третья точка A_{r3} —соотвѣтствуетъ концу аллотропическихъ измѣненій указаннаго характера. Положеніе вышеназванныхъ критическихъ точекъ у углеродистаго желѣза сильно зависитъ отъ содержанія углерода въ последнемъ, а именно: A_{r1} для болѣе мягкихъ сортовъ желѣза почти совсѣмъ не замѣтно, для болѣе же твердыхъ достигаетъ значительной величины. По мѣрѣ увеличенія содержанія углерода въ желѣзѣ положеніе критическихъ точекъ A_{r1} и A_{r2} приближается къ положенію точки A_{r3} , и въ твердыхъ сортахъ стали нерѣдко всѣ три точки совпадаютъ. Чѣмъ болѣе содержитъ желѣзо углерода, тѣмъ ниже по температурѣ положеніе критическихъ точекъ. Одинаково съ углеродомъ на положеніе критическихъ точекъ дѣйствуетъ и марганецъ. Положеніе критическихъ точекъ для одного и того же сорта желѣза при нагрѣваніи будетъ всегда нѣсколько выше, чѣмъ при охлажденіи, и эта разница будетъ тѣмъ замѣтнѣе, чѣмъ выше первоначальный нагрѣвъ желѣза, отъ котораго происходитъ наблюдаемое охлажденіе.

5) Величина отдѣльныхъ зеренъ углеродистаго желѣза при нагрѣвѣ постепенно растетъ, но наиболѣе интенсивный ростъ зеренъ желѣза начинается съ началомъ появленія критической точки A_{r1} . Величина отдѣльныхъ зеренъ углеродистаго желѣза находится въ прямой зависимости отъ температуры нагрѣва, и, по мнѣнію Howe, каждой данной температурѣ соотвѣтствуетъ опредѣленная величина зерна; если существуетъ зерно больше нормальнаго для данной температуры, то оно не возвращается вновь къ нормальной величинѣ. Прямая пропорціональность между величиной зерна желѣза и соотвѣтствующей температурой нагрѣва существуетъ только до извѣстнаго предѣла нагрѣва; въ предѣ-

лахъ до 1000°C для мягкихъ и среднихъ сортовъ желѣза по твердости (по содержанію углерода); при дальнѣйшемъ нагрѣвѣ зерно желѣза растетъ быстрѣе соотвѣтствующаго прироста температуры нагрѣва, вслѣдствіе чего желѣзо быстро переходитъ въ стадію крупной кристаллизаціи, съ появленіемъ плохихъ механическихъ свойствъ у металла.

6) Причина роста зеренъ желѣза при нагрѣваніи кроется въ диффузіи веществъ между сосѣдними зернами (кристаллами) черезъ пленку связующей ихъ эвтектики. Сама же диффузія послѣдняго характера появляется вслѣдствіе неодинаковой оріентировки осей кристалловъ (зеренъ), благодаря чему частицы двухъ смежныхъ кристалловъ неодинаково растворяются въ связующей ихъ эвтектикѣ, въ результатѣ чего появляется одностороннее давленіе и поступательное перемѣщеніе частицъ одного кристалла (зерна) въ сторону другого, при чемъ послѣдній начинаетъ расти за счетъ перваго.

7) При продолжительномъ нагрѣваніи при температурѣ около $640\text{—}670^{\circ}\text{C}$ въ структурѣ углеродистаго желѣза замѣчается явленіе коалесценціи, т. е. взаимное перемѣщеніе и притяженіе частицъ себѣ подобныхъ. Подъ вліяніемъ коалесценціи при продолжительномъ нагрѣваніи и охлажденіи эвтектической стали въ критическомъ интервалѣ происходитъ полное обособленіе структурныхъ элементовъ, и наблюдается, по выраженію Osmond'a, картина структурнаго равновѣсія.

8) При высокомъ сварочномъ нагрѣвѣ механическія усилія прокатки весьма слабо измѣняютъ величину зеренъ желѣза, которая, главнымъ образомъ, зависитъ отъ температуры нагрѣва. При дальнѣйшемъ пониженіи температуры нагрѣва и подъ вліяніемъ механическихъ усилий прокатки, замѣтно сильное измѣненіе формы и величины зерна желѣза; сначала зерна вытягиваются по направленію прокатки, и затѣмъ происходитъ ихъ дѣленіе на части вдоль прокатки подъ дѣйствіемъ боковыхъ давленій, какъ результата дѣйствія прокатныхъ валковъ. Величина зеренъ прокатываемаго желѣза не остается одинаковой по площади сѣченія ручьевъ прокатки, а именно: для первыхъ ручьевъ прокатки при болѣе высокой температурѣ нагрѣва площадь зерна у поверхности ручья меньше таковой у центра сѣченія ручья. Въ послѣднихъ ручьяхъ прокатки наблюдается обратная картина,—зерна желѣза у поверхности ручья крупнѣе, нежели у середины послѣдняго. Причина перваго явленія заключается въ томъ, что подъ вліяніемъ быстрого охлажденія валкомъ горячаго металла съ поверхности зерна металла сохраняютъ ту величину, которую они получили послѣ механической обработки, не успѣвъ дорасти до нормальной величины (по температурѣ) вслѣдствіе быстрого охлажденія. Между тѣмъ зерна середины прокатываемыхъ первыхъ ручьевъ подъ вліяніемъ высокой температуры нагрѣва успѣваютъ увеличить свою величину, слѣдуя ранѣе указанному закону о нормальной величинѣ зерна для каждой температуры. Въ послѣднихъ же ручьяхъ прокатываемаго желѣза при болѣе низкихъ температурахъ

нагрѣва зерна съ поверхности ручья, вслѣдствіе охлажденія валками и механическихъ усилій послѣднихъ, становятся болѣе устойчивыми и сохраняютъ свою ранѣе полученную форму; между тѣмъ какъ зерна съ середины послѣднихъ ручьевъ, имѣя большую температуру нагрѣва по сравненію съ поверхностными, подъ вліяніемъ механической вытяжки валковъ сильно дробятся и измѣняютъ свою величину.

9) Величина зеренъ желѣза не является постоянной для всѣхъ точекъ сѣченія готоваго профиля, а весьма сильно мѣняется съ характеромъ измѣненія рельефа самаго профиля. Въ мѣстахъ наибольшаго сѣченія разсматриваемаго профиля величина зеренъ также имѣетъ большую величину, и, наоборотъ, въ тонкихъ сѣченіяхъ профиля зерна имѣютъ меньшую величину, и на формѣ ихъ весьма сильно замѣтно вліяніе механическихъ усилій прокатки. Быстрое и неравномѣрное охлажденіе металла послѣ прокатки только увеличиваетъ неравномѣрность величины зерна по профилю, и обратно—спокойное и равномѣрное охлажденіе металла послѣ прокатки способствуетъ возстановленію равномѣрности величины зерна.

10) При волоченіи величина зеренъ обрабатываемаго желѣза въ поперечномъ сѣченіи профиля уменьшается. Присутствіе высокаго напряженія при растяженіи вліяетъ на удлиненіе зеренъ. Сильное поперечное сжатіе матеріала вызываетъ раздѣленіе зеренъ по ихъ длинѣ, образуя сначала шейки. Размѣры зеренъ по величинѣ неодинаковы для всего поперечнаго сѣченія. Величина ихъ возрастаетъ отъ средней части къ периферіи, вслѣдствіе различія въ сопротивляемости. Различная сопротивляемость зеренъ и сила тренія о глазокъ вызываетъ скольженіе внутреннихъ волоконъ относительно наружныхъ, служа причиною разслаиванія матеріала.

11) При штампованіи сильное измѣненіе формы и расположенія зеренъ желѣза наблюдается въ обрабатываемомъ концѣ предмета, причѣмъ стержень послѣдняго обычно сохраняетъ ту структуру, которую онъ получилъ при предшествующей обработкѣ (прокаткѣ или волоченіи). Продольное расположеніе волоконъ, свойственное стержню обрабатываемаго предмета въ срединѣ головки, мѣняется на извилистое съ расщепленіемъ зеренъ и съ замѣтнымъ образованіемъ трещинъ. Величина зеренъ сильно мѣняется въ различныхъ мѣстахъ головки, при чемъ въ мѣстѣ окончанія ствола остается нетронутой шаровидная часть, зерна которой по сравненію со стволомъ стержня почти не измѣнились, но отсюда уже наблюдается волокнистый переходъ къ боковымъ частямъ головки. Наружная поверхностная часть головки, какъ верхняя часть, соприкасавшаяся со штампомъ, такъ и опорная плоскость снизу имѣютъ болѣе мелкозернистое строеніе. Часть же между шаровой выпуклостью и поверхностнымъ слоемъ является какъ-бы сплюснутой. На величину зеренъ и на общій характеръ ихъ деформаций имѣетъ громадное вліяніе температура обработки и характеръ самой обработки. Чѣмъ

температура обработки выше, и чѣмъ плавнѣе производится самое деформированіе обрабатываемаго тѣла, тѣмъ однороднѣе структура обработаннаго конца, и меньше трещинъ между отдѣльными зернами въ головкѣ.

12) При кузнечныхъ горячихъ поковкахъ овальныя зерна обрабатываемаго куска желѣза пріобрѣтаютъ клинообразную форму съ направлениемъ продольной оси зерна согласно дѣйствія внѣшнихъ ударныхъ усилій, при чемъ наблюдается и дѣленіе отдѣльныхъ зеренъ на болѣе мелкія части.

13) При рѣзаніи и пробиваніи отверстій наблюдается характерное деформированіе раздѣляемыхъ кромокъ металла, при чемъ при рѣзаніи величина этихъ деформаций бываетъ толщиною около 1 м/м, а при пробивкѣ отверстій около $\frac{1}{10}$ толщины обрабатываемаго предмета. На величину деформаций при пробиваніи отверстій оказываетъ замѣтное вліяніе форма пуансона и величина зазора между послѣднимъ и матрицей, а именно: при величинѣ указаннаго зазора въ предѣлахъ отъ $\frac{1}{2}$ до 1 м/м. деформации обрабатываемаго металла имѣютъ наименьшую величину, но пуансонъ при соблюденіи величины послѣдняго зазора долженъ имѣть средній направляющій конусъ и рѣжущія кромки, съ угломъ близкимъ къ 87° . Дополнительный отжигъ рѣзанныхъ кромокъ или пробитыхъ отверстій способствуетъ восстановленію зеренъ нарушенной структуры, а главное онъ, повидимому, способствуетъ отдѣленію деформированной части металла отъ здоровой.

14) Механическія свойства испытуемаго металла (желѣза) находятся въ тѣсной связи съ химическимъ составомъ и съ его структурой, которые въ свою очередь находятся въ тѣсной связи съ предшествующей термической и механической обработкой металла. По характеру кривой разрыва испытуемаго бруска съ большою долей вѣроятности можно судить о структурномъ строеніи бруска.

15) Послѣдовательная проварка и прокатка желѣза увеличиваютъ коэффициентъ крѣпости послѣдняго до извѣстнаго предѣла, а потомъ онъ начинаетъ уменьшаться. Подобное же вліяніе оказываетъ на крѣпость желѣза и ковка, при чемъ для стали коэффициентъ крѣпости при ковкѣ измѣняется слабѣе, нежели для желѣза. При холодной обработкѣ коэффициентъ крѣпости измѣняется не очень значительно, предѣлъ же упругости повышается очень сильно, но вмѣстѣ съ тѣмъ уменьшается вязкость металла.

16) Наибольшею долговѣчностью службы отличаются тѣ издѣлія изъ углеродистаго желѣза, для которыхъ коэффициентъ механической обработки имѣетъ наибольшую величину (по формулѣ Юптнера).

17) Для полученія мелкозернистаго строенія, а, слѣдовательно, и для полученія углеродистаго желѣза съ хорошими механическими свойствами, необходимо горячую прокатку желѣза оканчивать при темпе-

ратурахъ ниже критическаго интервала (около 700° C) и во всякомъ случаѣ ниже той температуры, при которой происходитъ прекращеніе прямой пропорціональности между величиною зерна и соотвѣтствующей температурой нагрѣва. Для уничтоженія недочетовъ прокатки необходимо правку профилей (полосъ) вести въ горячемъ состояніи.

Краткое описание атласа фототипий.

Таблица I.

Фиг. 1. Магнитный железнякъ съ горы Благодать на Уралѣ. Явно кристаллическія формы магнитнаго железняка найдены въ пустотахъ послѣдняго.

Фиг. 2. Часть наружной корки весьма медленно охлажденнаго сплава углеродистаго желѣза ($C=2,27\%$). Направленіе осей кристаллизаціи рельефно замѣтно у середины куска, причемъ къ периферіи послѣдняго оси кристаллизаціи постепенно пропадаютъ.

Фиг. 3. Концы осей кристаллизаціи на наружной верхней коркѣ углеродистаго сплава желѣза № 1 ($C=1,8\%$, $Si=0,30\%$, $Mn=0,15\%$, $Pb=0,026$, $S=0,022\%$. См. стр. 6).

Фиг. 4. Шлифъ съ сѣченія кристалла Д. К. Чернова, причемъ направление сѣченія шлифа перпендикулярно главной оси кристалла. Содержаніе углерода въ желѣзѣ указаннаго кристалла равно $0,78\%$.

Таблица II.

Фиг. 5. Кристаллы углеродистаго желѣза, полученный Д. К. Черновымъ въ усадочной пустотѣ 100 т болванки мягкой стали. Отливка этой болванки была произведена въ металлическую изложницу, на которой находилась земляная форма для прибыльной части. Вслѣдствіе незначительной теплопроводности земляныхъ стѣнокъ прибыли металлъ застылъ въ ней весьма медленно; въ усадочной пустотѣ прибыли этой болванки были найдены Д. К. Черновымъ отчетливые кристаллы углеродистаго желѣза, и наибольшій изъ нихъ изображенъ на фиг. 5. Кристаллъ двойной, причемъ длина большаго кристалла достигаетъ 39 ст., въсь же— $8\frac{1}{2}$ ф.

Таблица III.

Фиг. 6. Шлифъ изображаетъ сѣченіе одного изъ кристалловъ Д. К. Чернова по направленію перпендикулярному длинной оси кристалла. На полѣ шлифа отчетливо замѣтно выдѣленіе феррита (бѣлыя полосы), окруженнаго перлитомъ. Выдѣленія феррита содержатъ довольно значительное количество шлаковъ, механически въ нихъ замѣшанныхъ (черныя пятна на бѣлыхъ полосахъ феррита).

Фиг. 7. Шлифъ изображаетъ сѣченіе сплава № 5, приготовленнаго Н. Бѣляевымъ на Путиловскомъ заводѣ. Направленіе сѣченія шлифа перпендикулярно наружной коркѣ. На шлифѣ зерна феррита (бѣлыя полосы) окружены зернами перлита. Химическій составъ указаннаго сплава былъ таковъ: 0,62% С; 0,51% Si; 0,14% Mn; 0,024% Ph и 0,019% S. Сплавъ былъ приготовленъ въ шамотномъ тиглѣ и послѣ плавленія охлаждался весьма медленно (приблизительно около 60 час.).

Фиг. 8. Шлифъ изображаетъ сѣченіе сплава № 8, приготовленнаго на Ижевскомъ заводѣ при условіи весьма медленнаго охлажденія (углерода въ сплавѣ 0,55%). Бѣлыя полосы на шлифѣ—ферритъ, а темныя—перлитъ.

Примѣчаніе. Фототипіи фиг. 2, 3, 4, 5, 6, 7 и 8 заимствованы изъ атласа книги Н. Т. Бѣляева „Кристаллизація, структура и свойства стали при медленномъ охлажденіи“.

Фиг. 9 и 10. Видманштетовая структура метеоритовъ. Параллелограммы, прямоугольники и треугольники названной структуры отчетливо видны на приведенныхъ шлифахъ.

Фиг. 11. Шлифъ изображаетъ внутреннее строеніе одного изъ кристалловъ магнитнаго желѣзняка отъ куска, изображеннаго на фиг. 1.

Таблица IV.

Фиг. 12. Чугунъ съ содержаніемъ 3,35% С; 0,28% Si и 0,41% Mn при среднемъ по быстротѣ охлажденіи. Цементитъ (бѣлыя полосы на шлифѣ) выдѣлился въ плоскостяхъ спайности кристалловъ.

Фиг. 13. Шлифъ изображаетъ строеніе аустенита, причемъ бѣлыя поля на шлифѣ—аустенитъ, а темныя полосы на нихъ—мартенситъ,—продуктъ начавшагося распаденія аустенита.

Фиг. 14. Изображаетъ строеніе мартенсита при большомъ увеличеніи. Признаки строенія Видманштетовой структуры на фиг. 11, 12, 13 и 14 отчетливо замѣтны.

Фиг. 15. Изображаетъ строеніе мягкаго ковкаго желѣза. Зерна феррита на шлифѣ имѣютъ овальную форму и цементированы между собою перлитомъ, а черныя полосы представляютъ остатки шлаковъ.

Фиг. 16. Шлифъ изображаетъ строеніе мягкой литой стали, причемъ зерна имѣютъ предыдущую овальную форму, но связующій ихъ элементъ (перлитъ—черная масса на шлифѣ), вслѣдствіе большаго содержанія углерода по сравненію съ предыдущимъ мягкимъ желѣзомъ, занимаетъ на шлифѣ большую площадь.

Фиг. 17. Инструментальная сталь средней твердости. Перлитовая масса шлифа (темныя поля на шлифѣ) равномерно пронизана сѣткою (бѣлою) изъ феррита. Сталь безъ термической обработки, содержитъ углерода около 0,46%.

Таблица V

Фиг. 18. Шлифъ изображаетъ строеніе богатой по содержанію углерода стали томлянки. Зерна перлита имѣютъ явно волокнистое строеніе, и въ качествѣ связующаго ихъ элемента выдѣлился цементитъ, твердая зеркальная (бѣлая) поверхность котораго отчетливо выражена на фототипіи.

Фиг. 19. изображаетъ строеніе томасовскаго чугуна послѣ отжига въ теченіе 108 часовъ въ древесномъ углѣ. Строеніе цементита (бѣлая поля на шлифѣ) отчетливо выдѣляется среди волокнистыхъ зеренъ перлита. Темныя вкрапленія на шлифѣ принадлежатъ углероду отжига. Шлифы фиг. 18 и 19 имѣютъ рельефную полировку.

Фиг. 20 и 21. Оба шлифа представляютъ строеніе котельнаго желѣза, причемъ второй шлифъ изображаетъ строеніе этого желѣза послѣ обработки при „синемъ нагрѣвѣ“, а первый—безъ обработки. На второмъ шлифѣ—рельефно замѣтно увеличеніе зеренъ феррита послѣ обработки котельнаго желѣза при „синемъ нагрѣвѣ“ по сравненію съ строеніемъ того же желѣза въ необработанномъ видѣ.

Фиг. 22 и 23 изображаютъ измѣненіе въ строеніи мягкаго, ковкаго желѣза послѣ продолжительнаго нагрѣва его въ кузнечномъ горнѣ въ теченіе 4 и 5 дней, причемъ ежедневно горнъ работалъ около 8 часовъ. По мѣрѣ увеличенія продолжительности указаннаго нагрѣва овальныя зерна феррита растутъ по величинѣ, на поверхности ихъ и между ними (темныя пятна на шлифѣ) появляются скопленія окисловъ желѣза.

Таблица VI.

Фиг. 24. Шлифъ изображаетъ строеніе предыдущаго мягкаго, ковкаго желѣза послѣ нагрѣва его въ кузнечномъ горнѣ въ продолженіе 7 дней по 8 часовъ ежедневно. Зерна феррита (бѣлыя овальныя пятна на шлифѣ) замѣтно выросли по величинѣ. Окисленіе металла по сравненію съ предыдущимъ сильно увеличилось, и окислы желѣза располагаются въ видѣ мощныхъ (черныхъ) сплошныхъ полосъ. Прямолинейное расположеніе окисловъ желѣза можно объяснить тѣмъ, что окисленіе металла наиболѣе интенсивно распространялось по наиболѣе слабымъ мѣстамъ его,—по слѣдамъ весьма мелкихъ остатковъ отъ шлаковъ, выдавленныхъ изъ металла при ковкѣ по направленію послѣдней.

Фиг. 25, 26, 27 и 28 изображаютъ строеніе инструментальной стали средней твердости (углерода 0,95%) при послѣдовательной термической обработкѣ. У сырой стали (фиг. 25) зерна перлита (темныя пятна на шлифѣ) тѣсно связаны цементитомъ (бѣлая сѣтка на шлифѣ). При нагрѣвѣ до 700° С цементитовая сѣтка начинаетъ постепенно пропадать (фиг. 26), и зерна перлита нѣсколько измѣняютъ свое строеніе;

при дальнѣйшемъ нагрѣвѣ въ концѣ критическаго интервала зерна перлита и цементита совмѣстно образуютъ новую аллотропическую форму—мартенситъ, иглы котораго отчетливо видны на фиг. 27. Наконецъ, фиг. 28 изображаетъ строеніе той же стали при пережогѣ, причемъ сталь явно пріобрѣтаетъ Видманштетову структуру.

Фиг. 29. изображаетъ строеніе мягкаго литейнаго чугуна при обычномъ охлажденіи. Ферритовая эвтектика чугуна (бѣлая масса на шлифѣ) изобилуетъ выдѣленіемъ графита (черныя щели на шлифѣ).

Таблица VII

Фиг. 30. Фототипія даетъ ясную картину измѣненія въ строеніи мягкаго литейнаго чугуна предыдущаго химическаго состава подѣ влияніемъ продолжительнаго отжига. Выдѣленія графита занимаютъ большую площадь на шлифѣ по сравненію съ фиг. 29.

Фиг. 31 относится къ шлифу ковкаго чугуна, у котораго ферритовая эвтектика (бѣлыя поля на шлифѣ) раздѣлилась на самостоятельныя зерна (овальной формы) феррита, а углеродъ въ формѣ углерода отжига является скученнымъ (черныя пятна и кружки на шлифѣ).

Фиг. 32. Фототипія изображаетъ строеніе литейнаго чугуна при процессѣ отбѣливанія его. Направленіе лучей закала отчетливо замѣтно на шлифѣ (прямые бѣлыя полосы) съ зеркальными выдѣленіями на нихъ цементита, причемъ эти лучи закала постепенно пропадаютъ въ оставшейся неотбѣленной массѣ мягкаго литейнаго чугуна (темное пятно на шлифѣ). Указанный чугунъ содержитъ 4,03 % С; 1,13 % Si и 0,60 % Mn.

Фиг. 33 изображаетъ строеніе перлита при большомъ увеличеніи. Бѣлыя нити состоятъ изъ цементита, а промежутки между ними заполнены ферритомъ. Сталь содержитъ 0,45 % С, была нагрѣта до 800° С и медленно охлаждена до 700° С. Рельефная полировка.

Фиг. 34. Зернистый перлитъ при большомъ увеличеніи; овальныя возвышающіяся зерна состоятъ изъ цементита, а заполняющая промежутки между ними масса изъ феррита. Сталь содержитъ 1,24 % С. Рельефная полировка.

Фиг. 35. Троститъ при большомъ увеличеніи. Сплошная масса тростита (бѣлыя поля на шлифѣ) на своей поверхности имѣетъ зачатки гранулъ (иглъ) мартенсита, въ который при дальнѣйшемъ нагрѣваніи троститъ и переходитъ. Сталь содержитъ 0,45 % С, была нагрѣта до 825° С и медленно охлаждена до 690° С, а затѣмъ закалена въ водѣ комнатной температуры.

Таблица VIII.

Фиг. 36—41 изображаютъ послѣдовательное измѣненіе структуры весьма мягкаго желѣза при прокаткѣ проволоки въ первыхъ трехъ ручь-

яхъ, причемъ четные номера фигуръ относятся къ поперечнымъ сѣченіямъ образцовъ, а нечетные—къ сѣченіямъ вдоль прокатки. Зерна феррита наблюдаемыхъ образцовъ имѣютъ типичную овальную форму, и замѣтнаго измѣненія этой формы подъ вліяніемъ прокатки не наблюдается, такъ какъ температура прокатки еще значительно высока.

Таблица IX.

Фиг. 42—47 изображаютъ измѣненіе въ строеніи мягкаго желѣза въ 4, 5 и 6 ручьяхъ прокатки. Характеръ измѣненія зеренъ феррита въ 4 и 5 ручьяхъ прокатки остается предыдущій, но въ 6-мъ ручьѣ, вслѣдствіе замѣтнаго охлажденія металла, овальные зерна феррита начинаютъ вытягиваться вдоль прокатки, что довольно отчетливо замѣтно на шлифѣ фиг. 47.

Таблица X.

Фиг. 48—53 изображаютъ дальнѣйшее измѣненіе въ строеніи мягкаго желѣза при прокаткѣ проволоки въ 7, 8 и 9 ручьяхъ. Зерна феррита продолжаютъ вытягиваться по направленію прокатки; направленіе такого удлиненія зеренъ феррита весьма отчетливо видно на шлифахъ, взятыхъ вдоль прокатки. По мѣрѣ вытягиванія зеренъ феррита происходитъ ихъ дробленіе на части съ предварительнымъ образованіемъ порехватовъ (См. фиг. 51).

Таблица XI.

Фиг. 54—59 представляютъ измѣненіе строенія того же мягкаго желѣза при дальнѣйшей прокаткѣ проволоки въ 10, 11 и 12 ручьяхъ. Общій характеръ измѣненія формы зеренъ феррита вполне напоминаетъ предыдущую картину такого измѣненія въ 8 и 9 ручьяхъ, но только подъ вліяніемъ продольныхъ усилій прокатки волокна не успѣваютъ достаточно вытягиваться и начинаютъ замѣтно рваться съ образованіемъ пустотъ внутри металла. (См. черныя пятна на шлифахъ фиг. 55, 56, 57, 58 и 59).

Таблица XII.

Фиг. 60—65 относятся къ 13, 14 и 15 ручьямъ прокатки желѣза въ вышеозначенную проволоку. Характеръ измѣненія формы зеренъ феррита подъ вліяніемъ прокатки вполне аналогиченъ съ общей картиной предыдущей таблицы, но отличается только тѣмъ, что зерна феррита замѣтно сильнѣе рвутся вдоль прокатки, вслѣдствіе чего пустотъ внутри металла наблюдается больше по сравненію съ предыдущимъ.

Таблица XIII.

Фиг. 66—69 изображаютъ измѣненіе структуры мягкаго желѣза при прокаткѣ проволоки въ двухъ послѣднихъ ручьяхъ, въ 16 и 17-мъ. Температура окончанія прокатки весьма близка къ началу критическаго интервала, вслѣдствіе чего зерна феррита подъ вліяніемъ механическихъ усилій прокатки весьма сильно дробятся и разрушаются по плоскостямъ спайности другъ съ другомъ, что довольно отчетливо замѣтно на фиг. 67. Затѣмъ въ послѣднемъ поперечномъ сѣченіи проволоки (фиг. 68), вслѣдствіе разрыва волоконъ (зеренъ) феррита, замѣтны большія пустоты внутри металла (черныя пятна на шлифѣ).

Фиг. 70 и 71 изображаютъ строеніе проволоки, полученной съ завода послѣ прокатки до волоченія. Проволока предварительно отожжена и затѣмъ протянута черезъ глазокъ для приданія ей круглой формы сѣченія. Форма зеренъ феррита почти одинаковая, какъ въ продольномъ (фиг. 71), такъ и поперечномъ (фиг. 70) сѣченіи.

Таблица XIV.

Фиг. 72 и 73 изображаютъ строеніе проволоки, полученной съ завода послѣ прокатки, но безъ отжига и безъ протягиванія черезъ глазокъ. Зерна феррита, какъ въ поперечномъ сѣченіи (фиг. 72 и въ дальнѣйшемъ четные номера), такъ въ продольномъ (фиг. 73 и въ дальнѣйшемъ нечетные номера) замѣтно меньше по величинѣ по сравненію съ предыдущими фототипіями (фиг. 70 и 71 табл. XIII), что свидѣтельствуетъ о томъ, что температура отжига данной проволоки была весьма значительной. Присутствіе пустотъ внутри металла, вслѣдствіе разрыва зеренъ, весьма замѣтно на полѣ шлифа.

Фиг. 74, 75, 76 и 77 представляютъ строеніе проволоки въ поперечномъ и продольномъ сѣченіи послѣ первыхъ двухъ вытяжекъ. Пустоты между зернами металла подъ вліяніемъ боковыхъ давленій при проходѣ черезъ глазокъ волочильной доски немного уменьшились по сравненію съ таковыми для прокатанной проволоки (фиг. 72 и 73), но вмѣстѣ съ тѣмъ и зерна феррита начинаютъ интенсивно вытягиваться по направленію волоченія проволоки (сравн. фиг. 75 и 77).

Таблица XV.

Фиг. 78—83 изображаютъ общую картину измѣненія формы зеренъ проволоки при дальнѣйшемъ волоченіи. Здѣсь уже рѣзко замѣтно постепенное удлинненіе зеренъ и уменьшеніе ихъ по величинѣ въ поперечномъ сѣченіи. Зерна феррита, какъ видно, не могутъ сохранить свою ранѣе полученную овальную форму, вслѣдствіе сильнаго боковаго давленія при прохожденіи черезъ глазокъ волочильной доски. Кромѣ этого зерна феррита при проходѣ черезъ волочильную доску не успѣваютъ вытяги-

ваться и рвутся, образуя внутри металла пустоты (черныя поля на шлифахъ). Между зернами металла происходитъ замѣтное скользяніе, сопровождающееся нѣкоторымъ разрушеніемъ самихъ зеренъ, что весьма отчетливо замѣтно на шлифахъ по направленію волоченія.

Таблица XVI.

Фиг. 84 по 87, 90 и 91 представляютъ дальнѣйшее измѣненіе зеренъ проволоки въ слѣдующихъ глазкахъ волочильныхъ досокъ. Общая картина измѣненія зеренъ феррита проволоки остается вполнѣ одинаковой съ таковой же предыдущей таблицы, но только ранѣе начавшееся разрушеніе зеренъ замѣтно возрастаетъ съ каждымъ новымъ глазкомъ волочильной доски, вслѣдствіе чего число пустотъ (черныхъ пятенъ на шлифахъ) внутри металла постепенно возрастаетъ.

Таблица XVII.

Фиг. 88 и 89. При разсмотрѣніи сѣченія проволоки послѣ прохожденія ея черезъ глазокъ волочильной доски была обнаружена неравномѣрная величина зеренъ феррита у периферіи и въ центрѣ сѣченія проволоки, а именно: зерна феррита въ срединѣ сѣченія меньше нежели у периферіи. Для болѣе детальной иллюстраціи указанной картины измѣненія зеренъ феррита по сѣченію проволоки изготовлены снимки 88 и 89, причемъ первый взятъ ближе къ поверхности проволоки, а второй съ середины сѣченія ея. Оба послѣдніе снимки относятся къ одному и тому же сѣченію проволоки съ фиг. 86 и 87. На снимкахъ таблицы XVII отчетливо замѣтна общая картина неравномѣрности зеренъ по величинѣ у середины и периферіи проволоки, а кромѣ этого довольно ярко представлена общая картина деформированія и разрушенія самихъ зеренъ феррита проволоки при волоченіи.

Таблица XVIII и XIX.

Фиг. 92—103 изображаютъ дальнѣйшее измѣненіе структуры желѣзной проволоки въ слѣдующихъ глазкахъ волочильныхъ досокъ до послѣдней включительно. Общая картина иллюстрируемыхъ деформаций внутри металла при дальнѣйшемъ волоченіи его будетъ одинаковой съ ранѣе разсмотрѣнной. Отличіемъ будетъ только то, что въ послѣднихъ глазкахъ волочильныхъ досокъ будетъ происходить замѣтное сжатіе ранѣе образовавшихся пустотъ внутри металла (Сравн. послѣдовательно фиг. 95, 97, 99, 101 и 103), хотя полного уплотненія металла не достигается и въ послѣднемъ глазкѣ волочильной доски, на что весьма ясно указываютъ имѣющіяся пустоты въ поперечномъ сѣченіи проволоки изъ послѣдняго глазка волочильной доски (черныя пятна на фиг. 102).

Таблица XX.

Фиг. 104 и 105. Проволока при волоченіи, пройдя черезъ нѣсколько глазковъ волочильныхъ досокъ, приобретаетъ значительную жесткость и хрупкость, и для дальнѣйшаго волоченія ее необходимо предварительно отжечь. Для иллюстраціи картины измѣненія строенія проволоки послѣ такого отжига въ срединѣ волоченія (послѣ 5' глазка волочильной доски) приведемы фиг. 104 и 105, причемъ первая фототипія изображаетъ строеніе проволоки послѣ незначительнаго отжига, а вторая—безъ отжига. Отжигъ вызвалъ увеличеніе зеренъ, но вслѣдствіе незначительности высоты нагружа неравномѣрность въ величинѣ зеренъ центральныхъ и близкихъ къ периферіи сѣченія сохранилась и послѣ отжига, что отчетливо замѣтно на фиг. 104.

Фиг. 106—109 изображаютъ строеніе тѣла заклепки, причемъ фиг. 106 и 108 сняты вдоль оси заклепки: первая въ срединѣ головки самой заклепки, а вторая—въ цилиндрическомъ стержнѣ ея. Фиг. 107 и 109 относятся къ тѣмъ же мѣстамъ заклепки, къ которымъ относятся и фиг. 106 и 108, но сняты въ направленіи перпендикулярномъ длинѣ заклепки. При сравненіи фиг. 108 и 109 съ 106 и 107 замѣтно сильное уменьшеніе величины зеренъ феррита въ головкѣ заклепки, по сравненію со стержнемъ ея, а кромѣ этого въ головкѣ заклепки замѣтно и значительное дробленіе зеренъ металла съ образованіемъ пустотъ внутри послѣдняго (см. на фиг. 106 черныя пятна).

Таблица XXI.

Фиг. 110 и 111 представляютъ строеніе машиннаго желѣзнаго гвоздя въ $\frac{1}{8}$ " въ продольномъ и поперечномъ сѣченіи вблизи головки. Между зернами металла наблюдается значительное количество пустотъ (черныя пятна на шлифахъ).

Фиг. 112 и 113 иллюстрируютъ строеніе машиннаго гвоздя въ $\frac{1}{16}$ " въ продольномъ и поперечномъ сѣченіяхъ вблизи головки гвоздя. Общій характеръ строенія зеренъ металла вполне одинаковъ съ таковымъ же какъ и для гвоздя въ $\frac{1}{8}$ ", но зерна значительно мельче, а затѣмъ на фиг. 112 рельефно замѣтно направленіе измѣненія зеренъ при образованіи шляпки (головки) гвоздя.

Фиг. 114. Макроструктура заклепочнаго шва для заклепки 22m/m и толщины склепываемыхъ листовъ 8m/m при гидравлической клепкѣ.

Фиг. 115. Макроструктура заклепочнаго шва для заклепки 18m/m и толщины склепываемыхъ листовъ 8 m/m при ручной клепкѣ опытными котельщиками одного изъ большихъ заводовъ юга Россіи. При сравненіи двухъ послѣднихъ макроструктуръ замѣтно, что при ручной клепкѣ расслоеніе металла внутри заклепки значительно глубже по сравненію съ гидравлическою клепкою. Общій же характеръ распо-

ложенія зеренъ въ тѣлѣ головки заклепки вполне напоминаетъ строеніе головокъ ранѣе разсмотрѣнныхъ гвоздей.

Таблица XXII.

Шлифъ фиг. 116 изображаетъ строеніе мягкаго желѣза послѣ значительной кузнечнойковки его. Овальныя зерна феррита подѣ влияніемъ ударовъ кувалды приняли клинообразную форму по наибольшему направлению дѣйствія усилій на зерна или по наименьшимъ направленіямъ сопротивленій деформаціямъ зеренъ.

Фиг. 117, 118, 119 и 120 иллюстрируютъ общую картину деформаций желѣзныхъ листовъ при продавливаніи въ нихъ отверстій пуансономъ; причемъ первая—даетъ общую картину такихъ деформаций, а три послѣдующія—при входѣ, среднемъ положеніи и выходѣ пуансона. Величина подобныхъ деформаций, какъ видно, къ выходу пуансона постепенно растетъ, а затѣмъ деформированная часть металла подѣ влияніемъ отжига отдѣляется отъ здоровой, что весьма рельефно замѣтно на фиг. 120.

Фиг. 121 изображаетъ внѣшнюю форму пуансоновъ и ихъ разрушеніе при опытахъ по изученію вопроса о влияніи формъ пуансона на величину деформаций пробиваемаго листа. Правый на фототипіи пуансонъ имѣлъ уголъ заостренія у рѣзающихъ кромокъ 65° и обладалъ среднимъ направляющимъ конусомъ. Дыры, пробиваемыя этимъ пуансономъ, имѣли рваныя кромки, а затѣмъ самъ пуансонъ во время работы сильно разрушился (часть отъ его головки лежитъ въ срединѣ между пуансонами). Слѣдующій налѣво отъ разсмотрѣннаго пуансонъ не имѣлъ направляющаго конуса, уголъ у рѣзающихъ кромокъ его былъ 75° . Пуансонъ давалъ рваныя отверстія и самъ разрушился. Третій налѣво—имѣлъ уголъ у рѣзающихъ кромокъ равнымъ 87° и былъ снабженъ направляющимъ конусомъ; въ работѣ этотъ пуансонъ оказался наилучшимъ,—давалъ меньшія деформаціи металла у кромокъ пробиваемыхъ имъ листовъ. Наконецъ четвертый пуансонъ, крайній налѣво, имѣлъ небольшой направляющій конусъ на гладкомъ торцѣ, снабженномъ кольцевой рѣзающей кромкой на конусъ съ угломъ заостренія 75° и шириною самой кромки у основанія ея около $2,5\text{ м/м}$. Рѣзающая кромка этого пуансона быстро разрушилась.

Примѣчаніе. Условныя обозначенія подѣ фототипіями 100 : 1, 150 : 1 и т. п. обозначаютъ увеличенія въ 100, 150 и т. д. разъ.

ЗАМѢЧЕННЫЯ ОПЕЧАТКИ.

Страницы.	Строки.	Напечатано.	Слѣдуетъ читать.
7	3 снизу	Металлографія	Т. Тихоновъ. Металлографія
18	1 снизу	ферритовая	цементитовая
19	1 сверху	ферритовая	цементитовая
19	8 снизу	измѣняются	измѣняется
20	20 сверху	точкѣ	точкѣ
21	14 снизу	fe b	Fe ₃
25	1 сверху	образца	образцы
26	II снизу	охлажденія	охлажденія
31	7 сверху	вслѣдствіе	вслѣдствіе
"	23 сверху	8 таб. XXIV	8 таб. XXVI
35	14 сверху	зерна	на
46	9 сверху	пуапсона	пуансона
65	18 снизу	употиебляя	употребляя
70	20 сверху	обособленіе	обособленіе
72	22 сверху	способствуетъ	способствуетъ



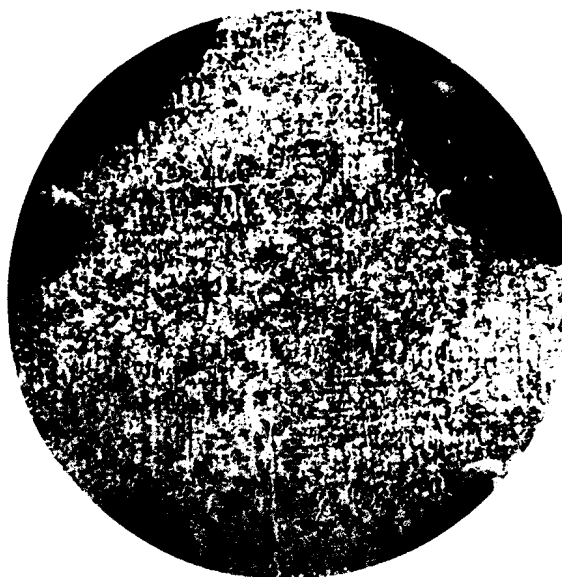
Фиг. 1.



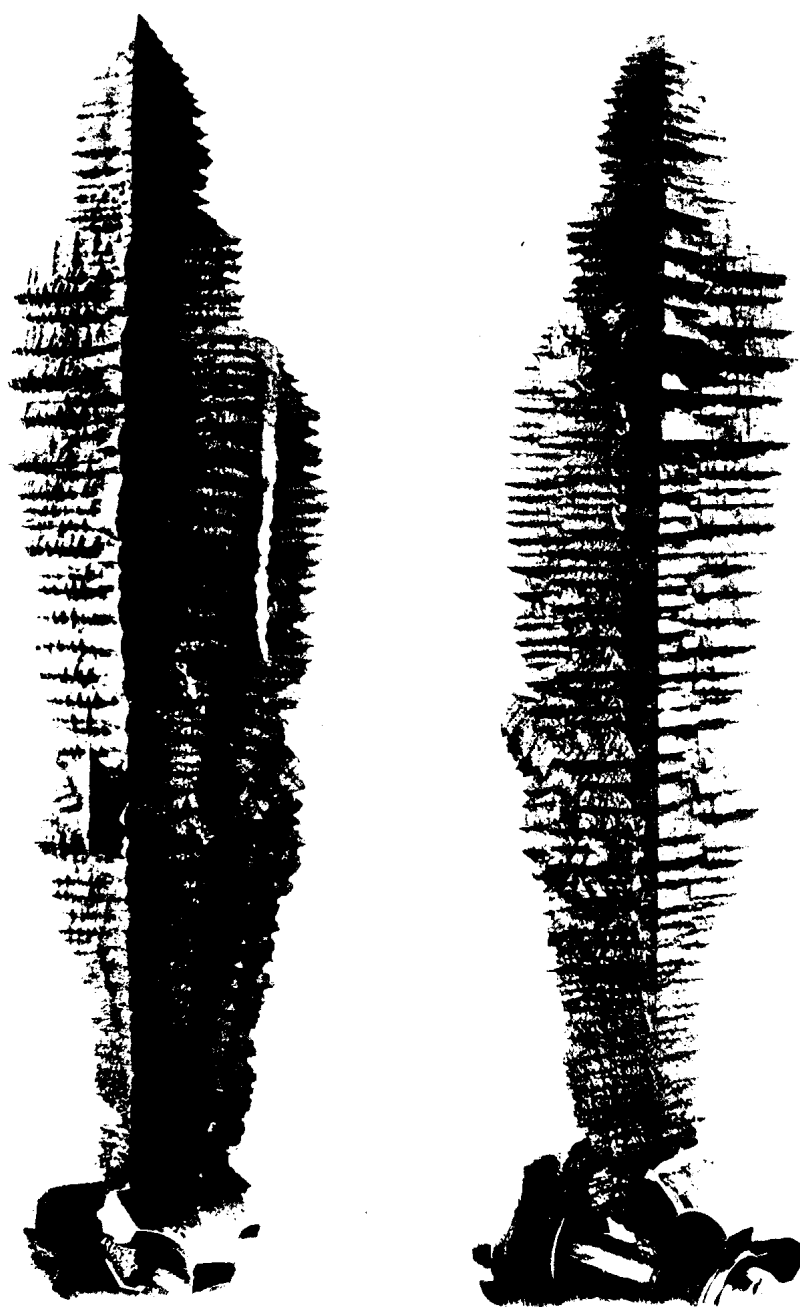
Фиг. 2. 1:1



Фиг. 3. 15:1.

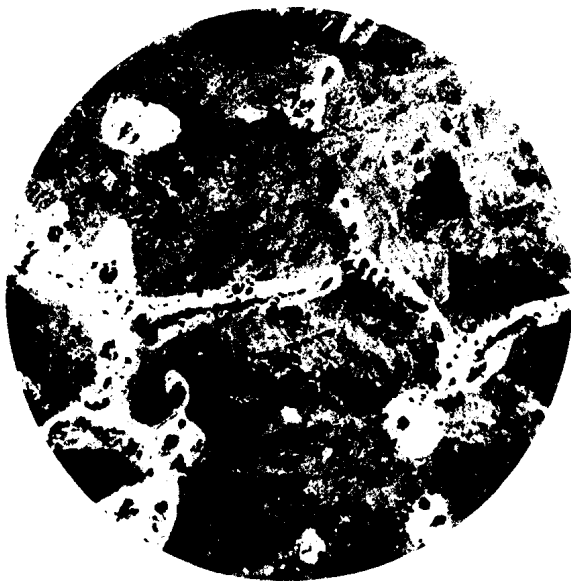


Фиг. 4. 2:1.



Фиг. 5. $\times 1/2$.

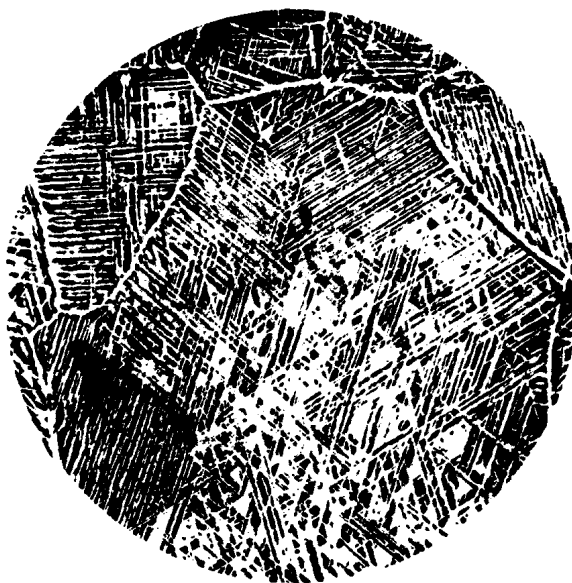
Измѣненіе структуры желѣза при механической
обработкѣ. Т. И. Тихоновъ.



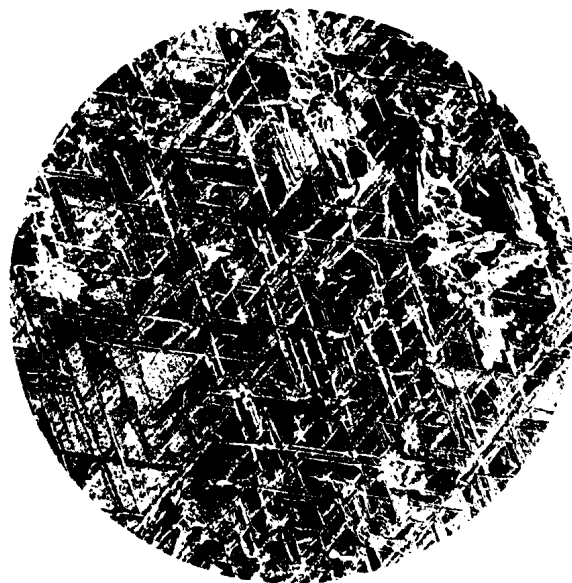
Фиг. 6. 50:1.



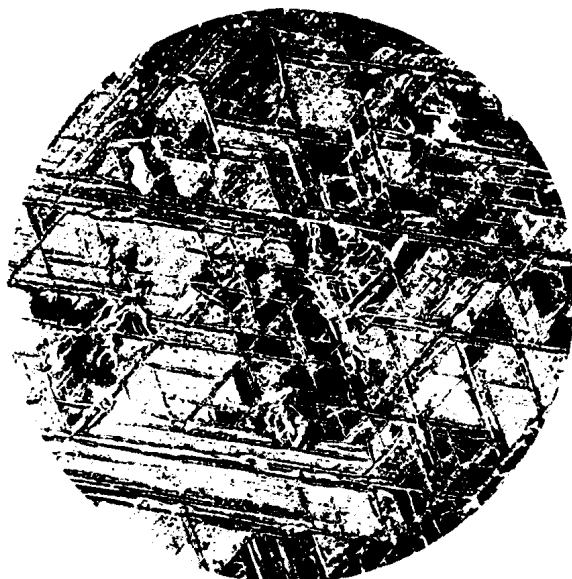
Фиг. 7. 90:1.



Фиг. 8. 6:1.



Фиг. 9. 10:1.



Фиг. 10. 10:1.



Фиг. 11. 100:1.

Изменение структуры железа при механической обработке. Т. И. Тихоновъ.



Фиг. 12. 100:1.



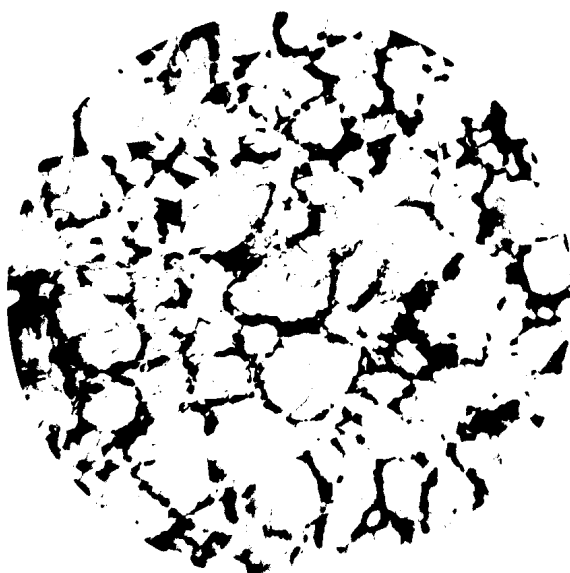
Фиг. 13. 1000:1.



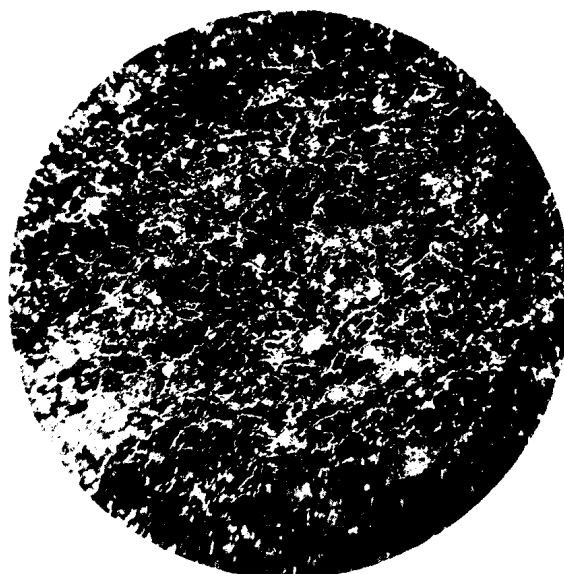
Фиг. 14. 1000:1.



Фиг. 15. 100:1.



Фиг. 16. 100:1.



Фиг. 17. 100:1.

Изменение структуры железа при механической обработке. Т. И. Тихоновъ.



Фиг. 18. 100 : 1



Фиг. 19. 270 : 1.



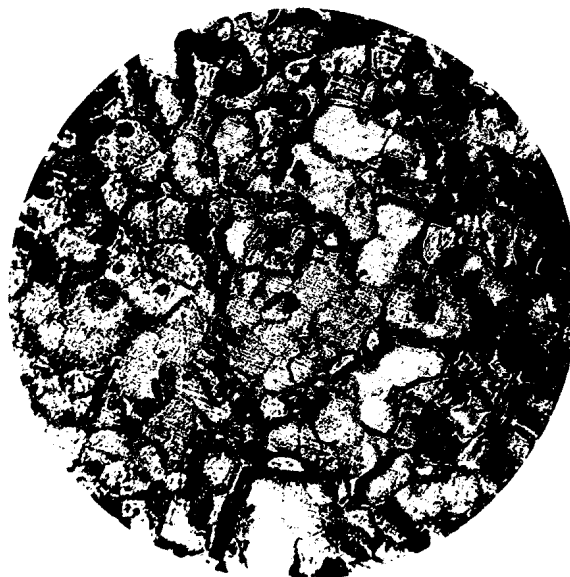
Фиг. 20. 100 : 1.



Фиг. 21. 100 : 1.



Фиг. 22. 100 : 1.

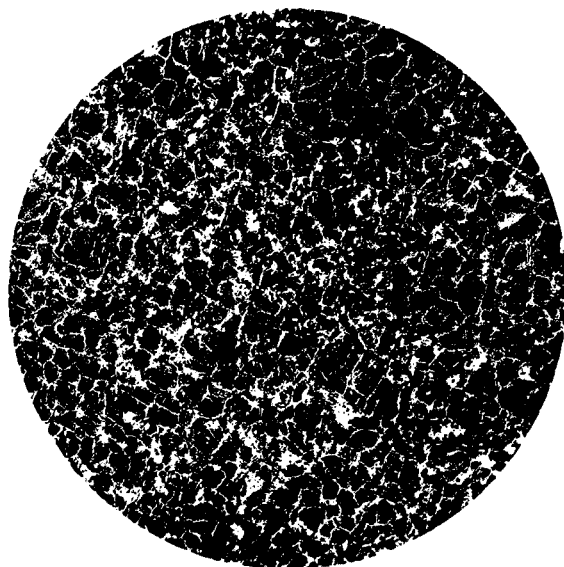


Фиг. 23. 100 : 1.

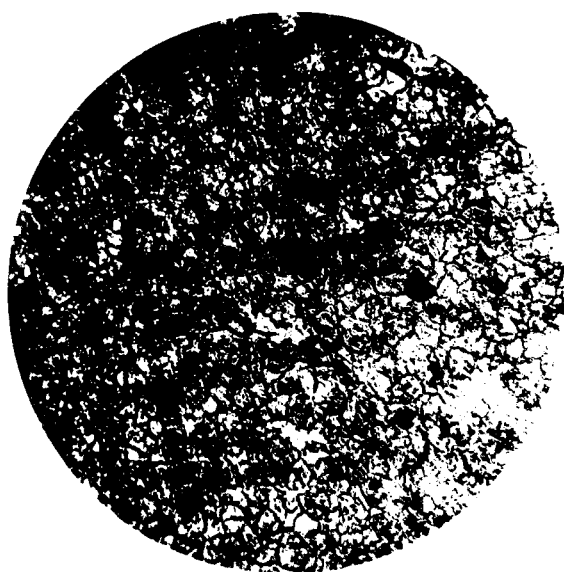
Измѣненіе структуры желѣза при механической
обработкѣ. Т. И. Тихоновъ.



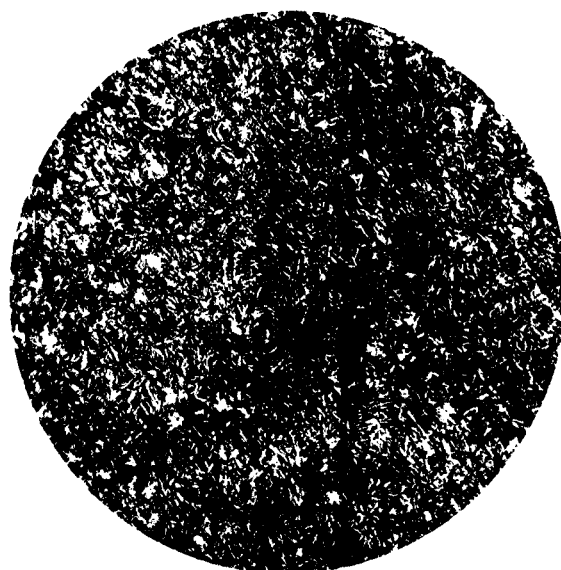
Фиг. 24. 100 : 1.



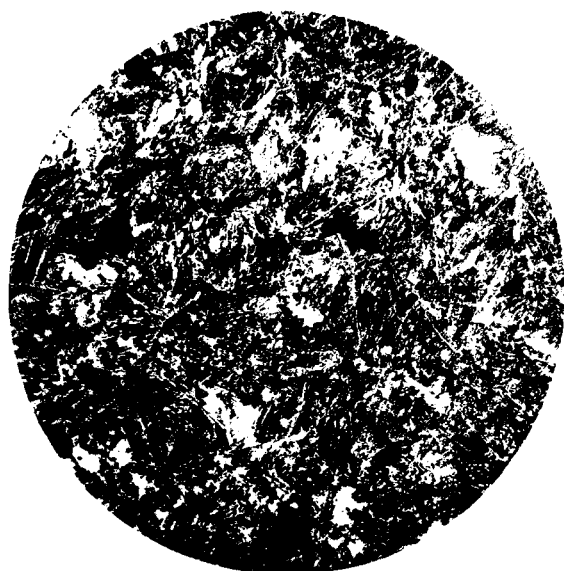
Фиг. 25. 100 : 1.



Фиг. 26. 100 : 1.



Фиг. 27. 100 : 1.



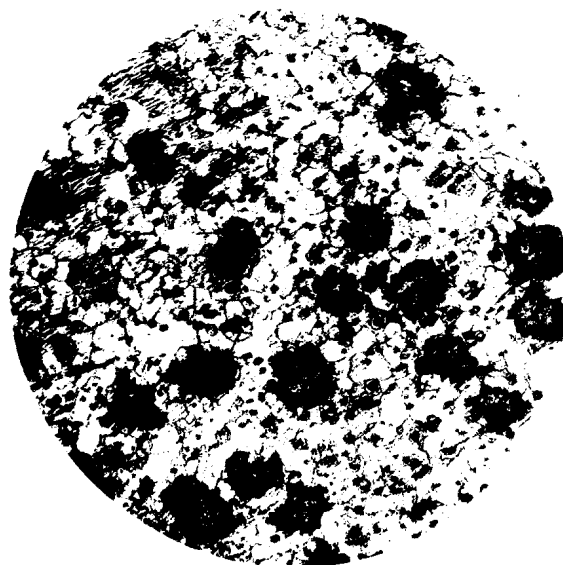
Фиг. 28. 100 : 1.



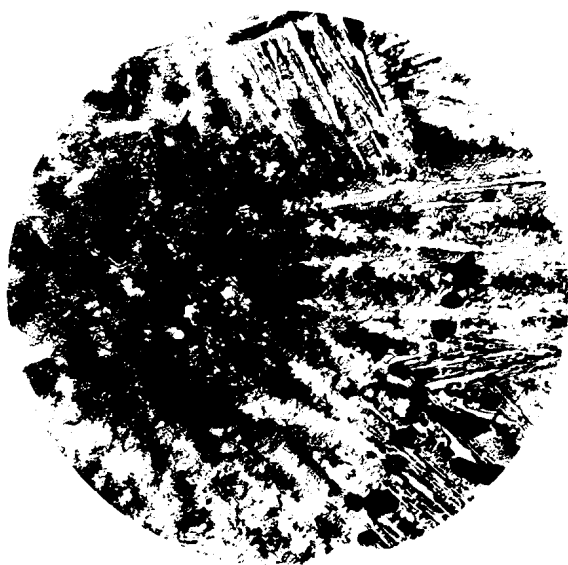
Фиг. 29. 90 : 1.



Фиг. 30. 100:1.



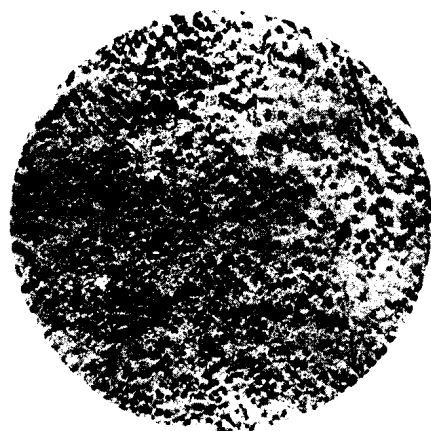
Фиг. 31. 100:1.



Фиг. 32. 100:1.



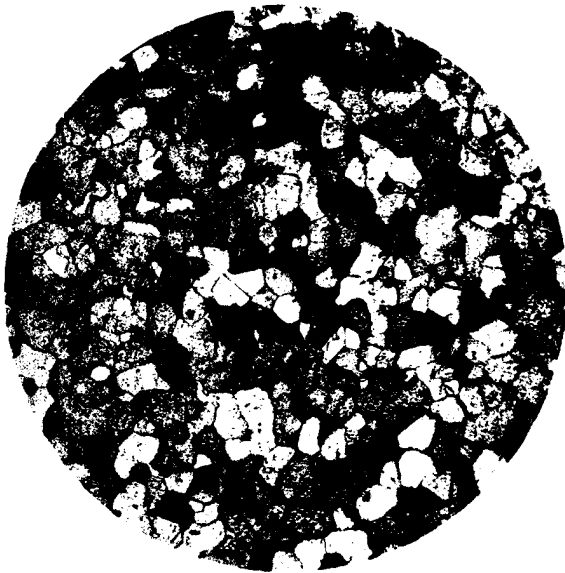
Фиг. 33. 1000:1.



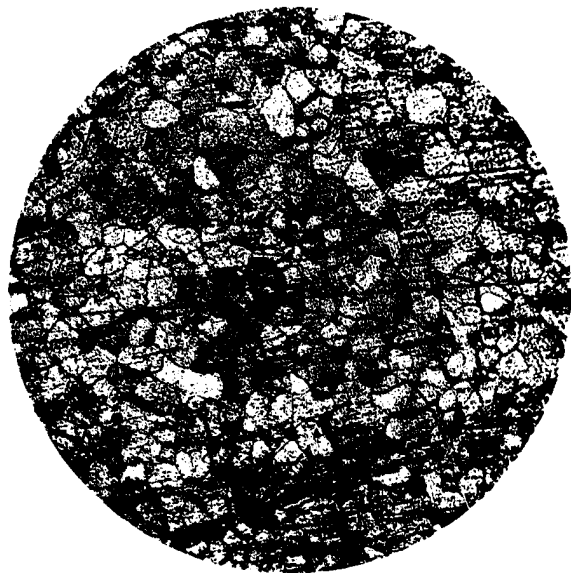
Фиг. 34. 1000:1.



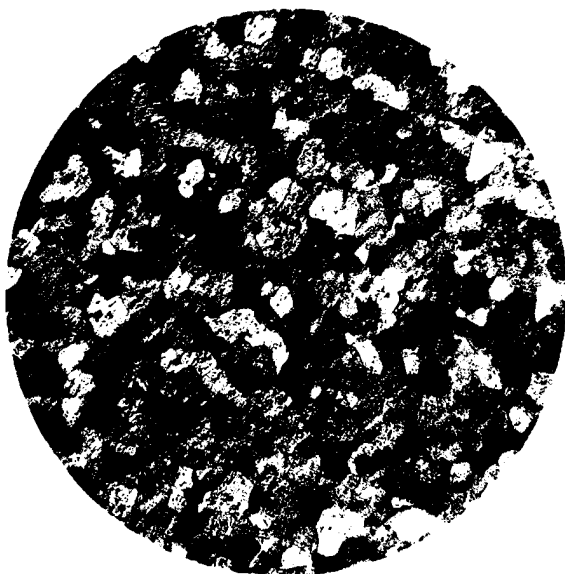
Фиг. 35. 1000:1



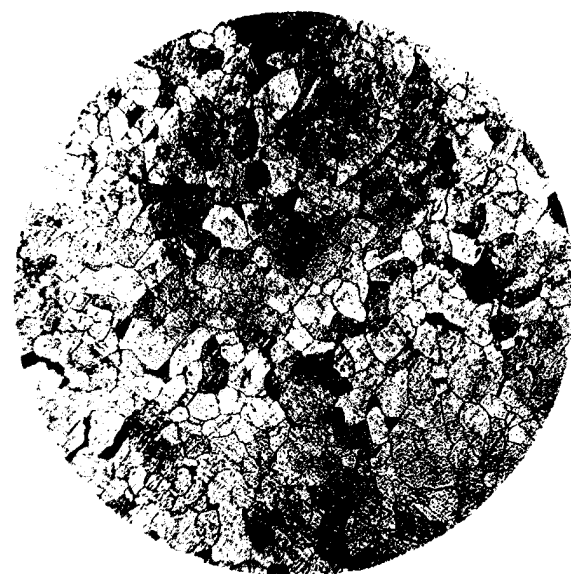
Фиг. 36. 100:1.



Фиг. 37. 100:1.



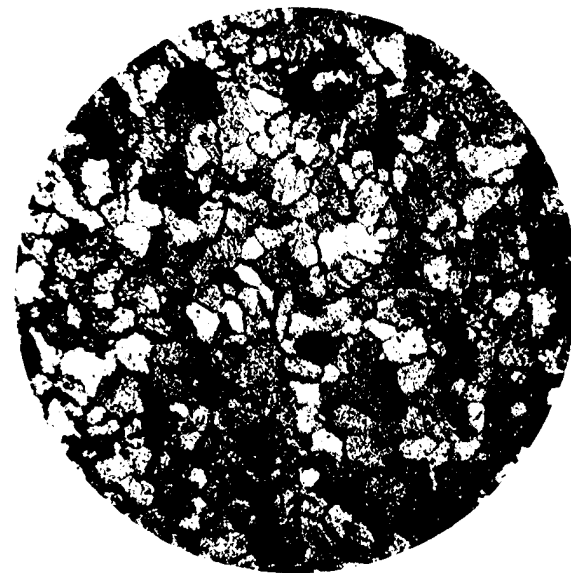
Фиг. 38. 100:1



Фиг. 39. 100:1.

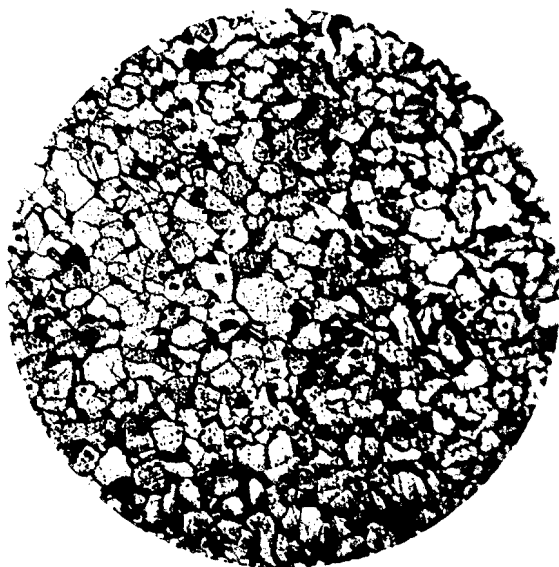


Фиг. 40. 100:1.

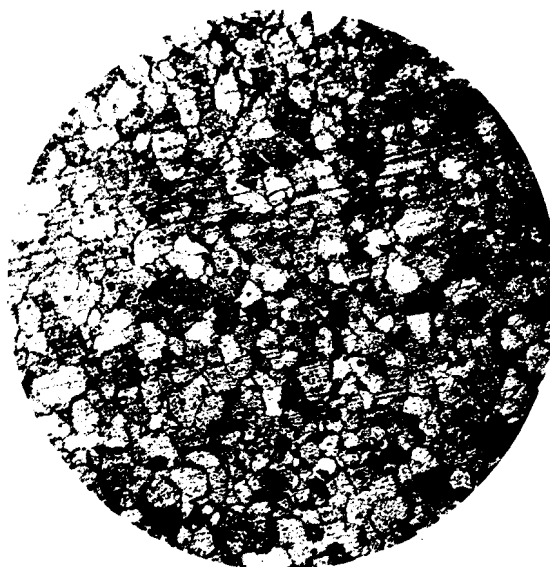


Фиг. 41. 100:1.

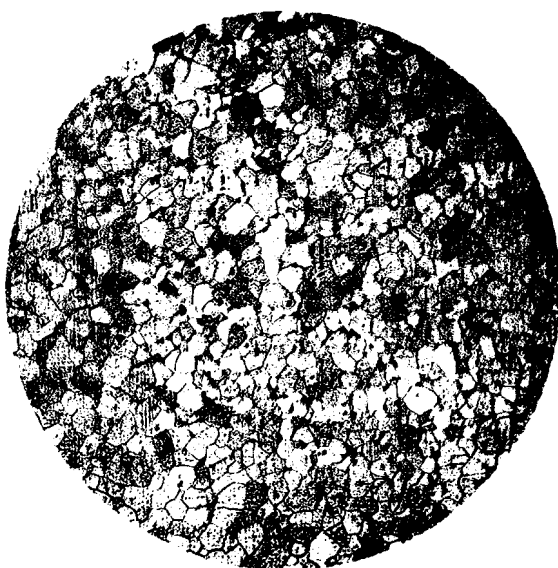
Измѣненіе структуры желѣза при механической
обработкѣ. Т. И. Тихоновъ.



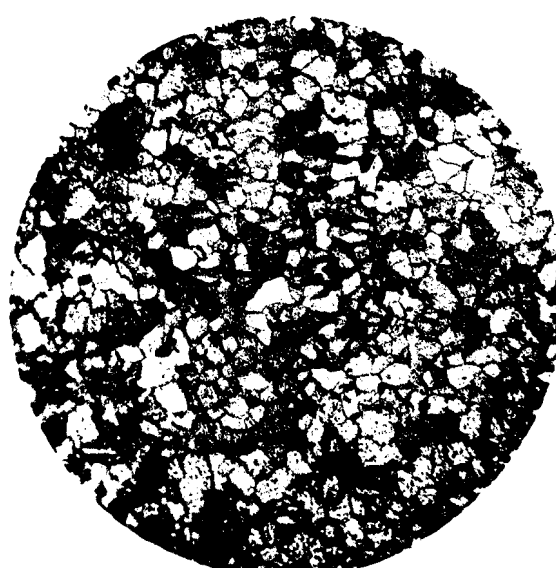
Фиг. 42. 100:1.



Фиг. 43. 100:1.



Фиг. 44. 100:1.



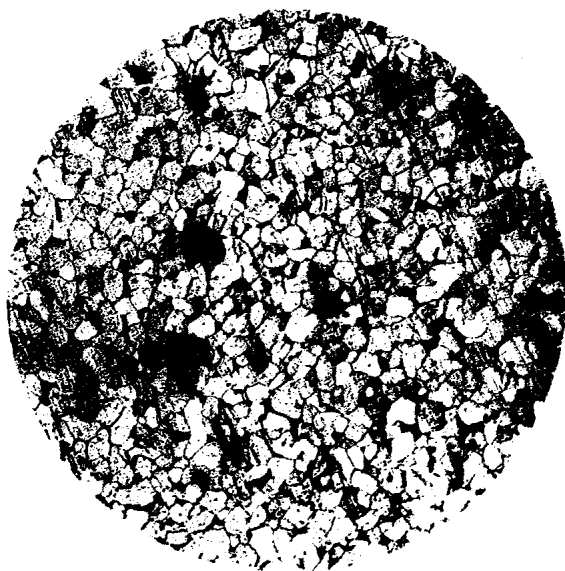
Фиг. 45. 100:1.



Фиг. 46. 100:1.



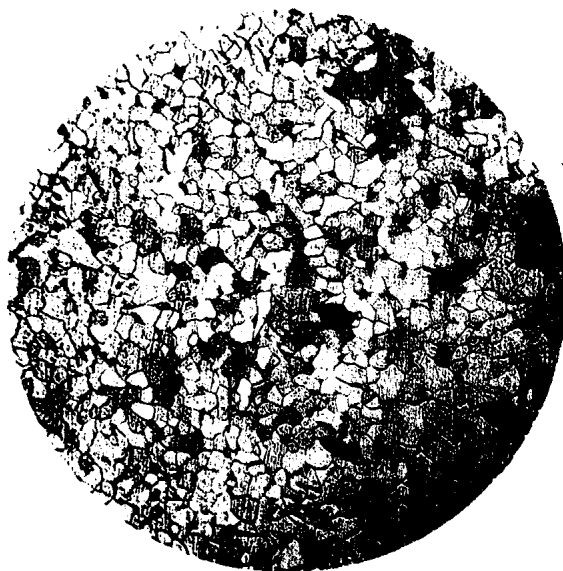
Фиг. 47. 100:1.



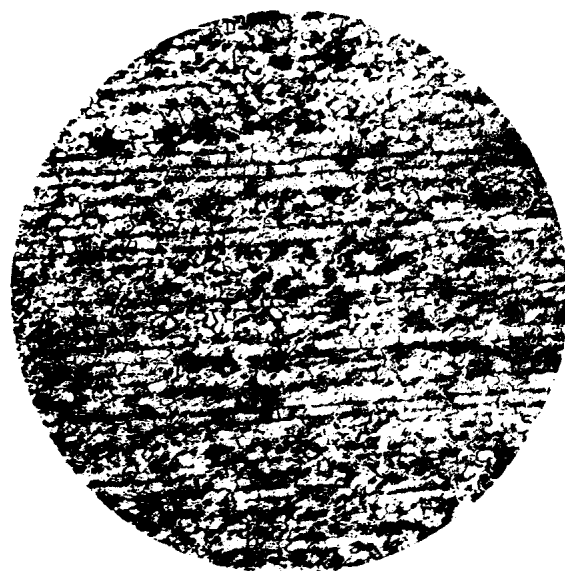
Фиг. 48. 100:1.



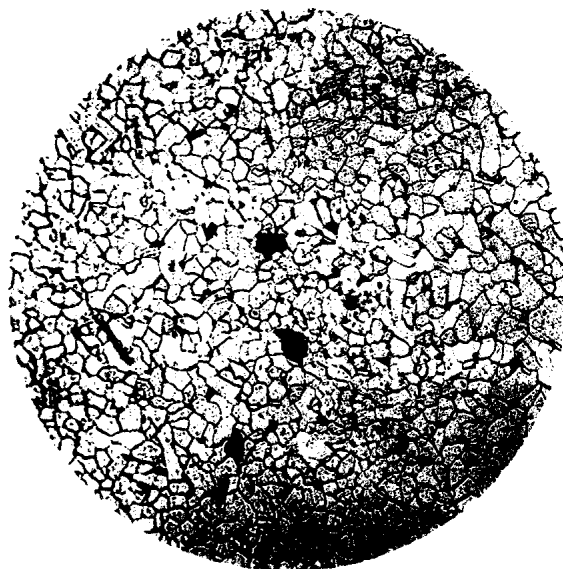
Фиг. 49. 100:1.



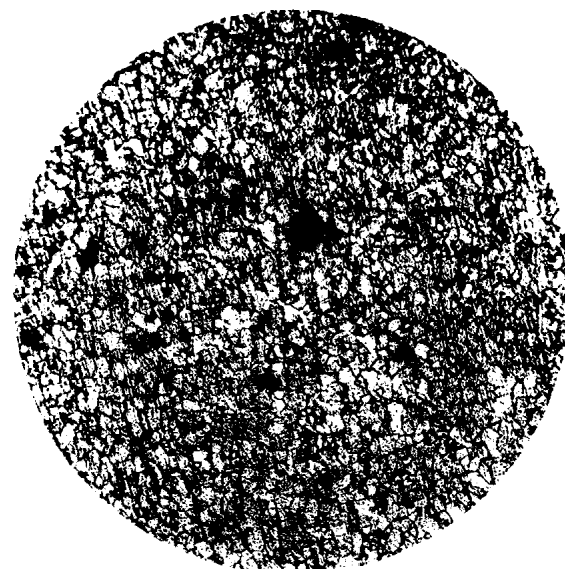
Фиг. 50. 100:1.



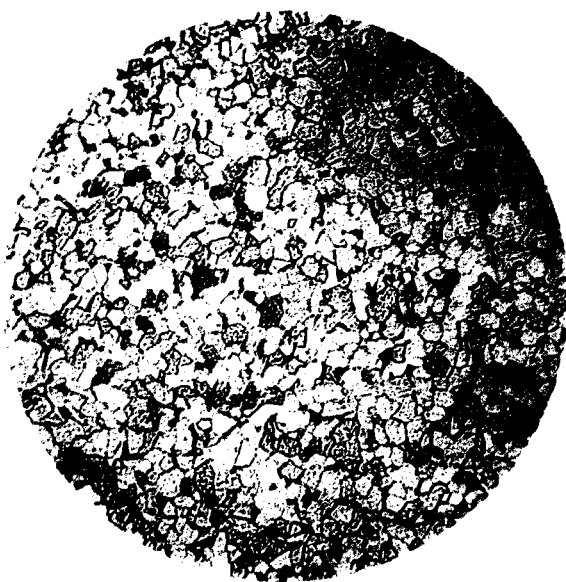
Фиг. 51. 100:1.



Фиг. 52. 100:1.



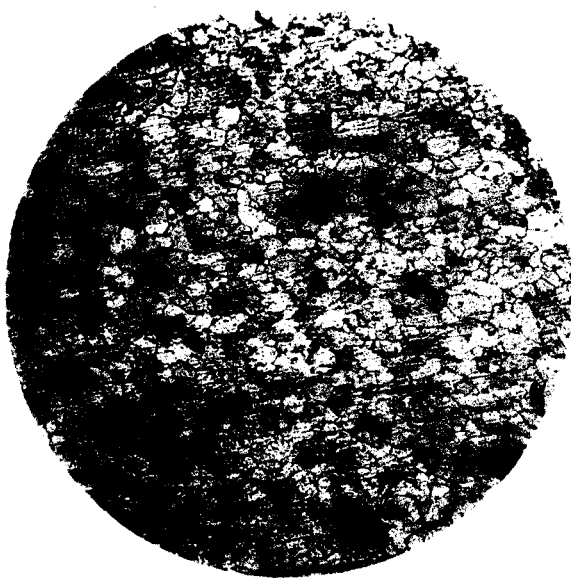
Фиг. 53. 100:1.



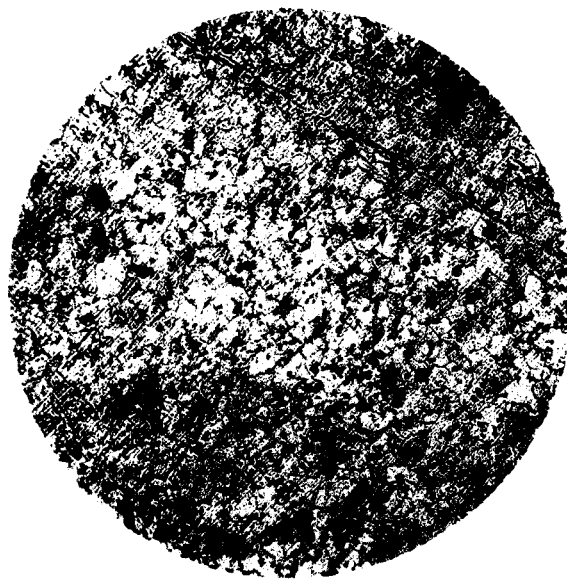
Фиг. 54. 100:1.



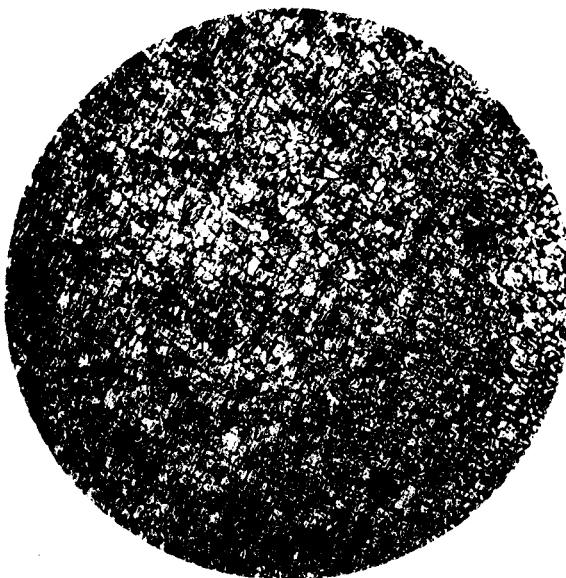
Фиг. 55. 100:1.



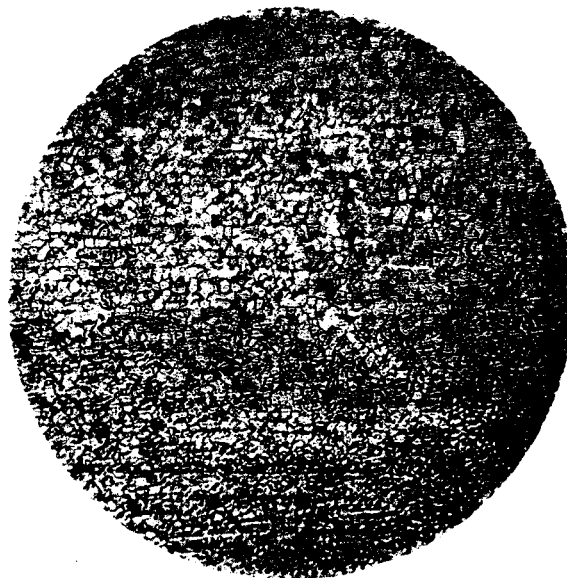
Фиг. 56. 100:1.



Фиг. 57. 100:1.

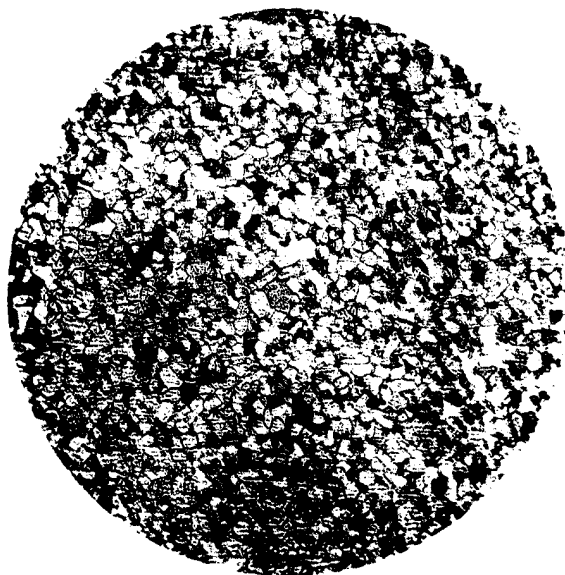


Фиг. 58. 100:1.

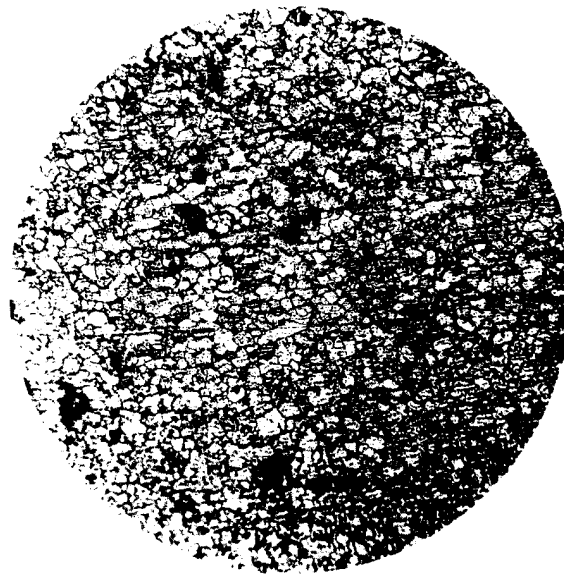


Фиг. 59. 100:1.

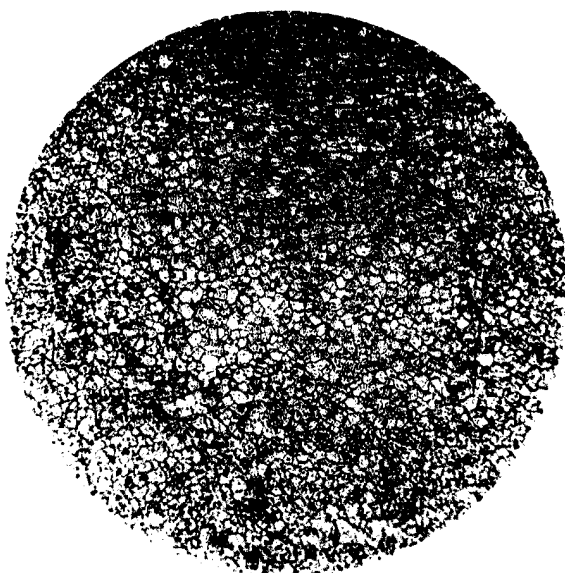
Изменение структуры железа при механической
обработке. Т. И. Тихоновъ.



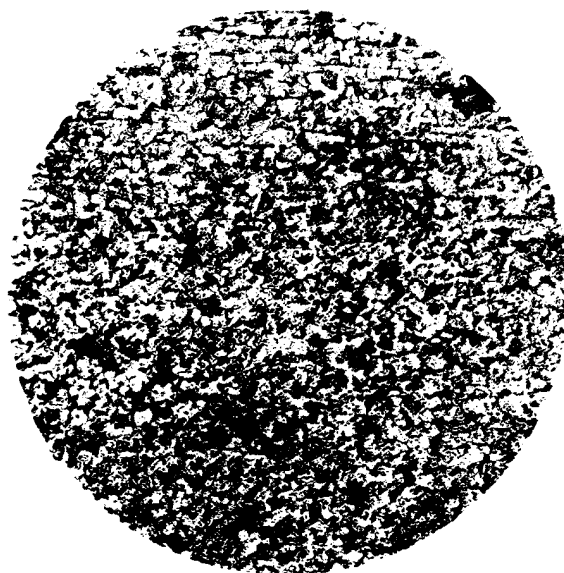
Фиг. 60. 100:1.



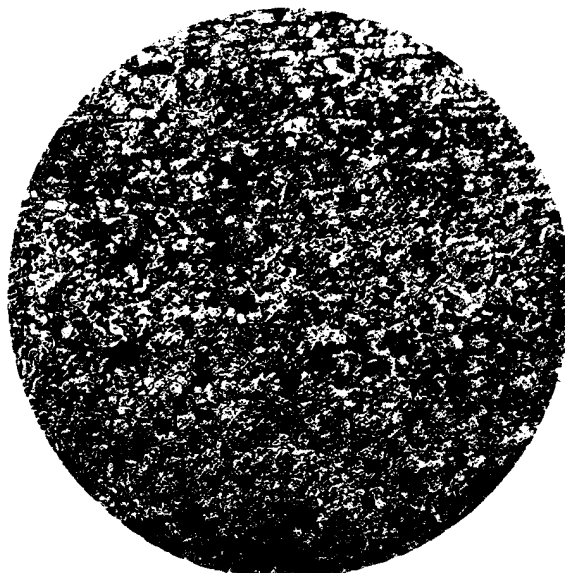
Фиг. 61. 100:1.



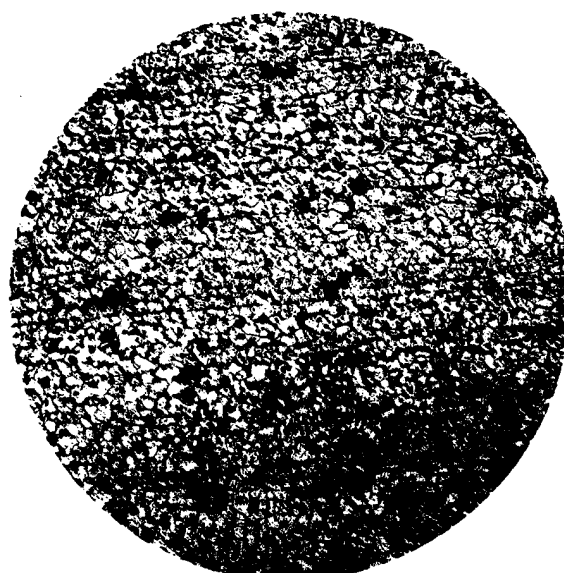
Фиг. 62. 100:1.



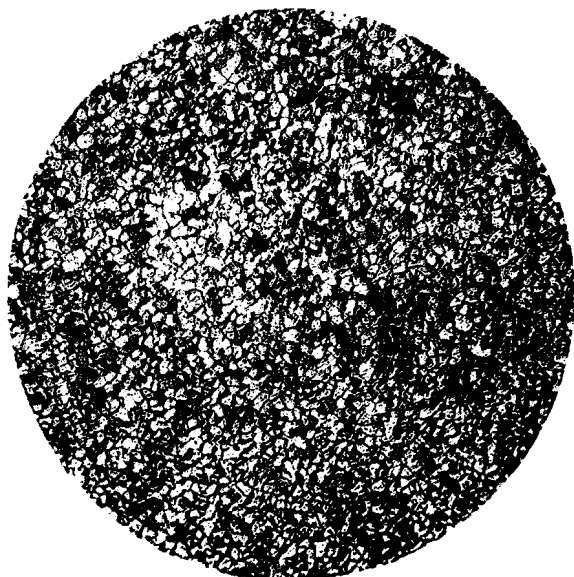
Фиг. 63. 100:1.



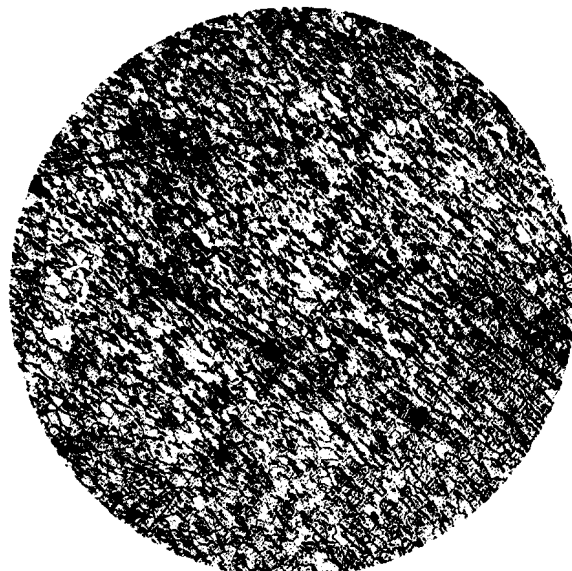
Фиг. 64. 100:1.



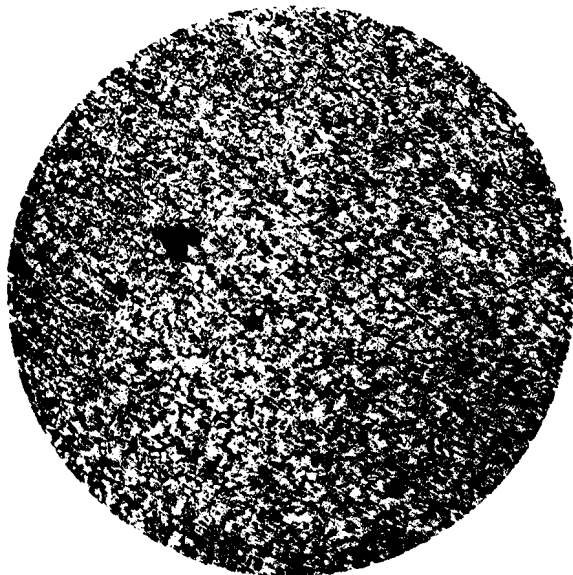
Фиг. 65. 100:1.



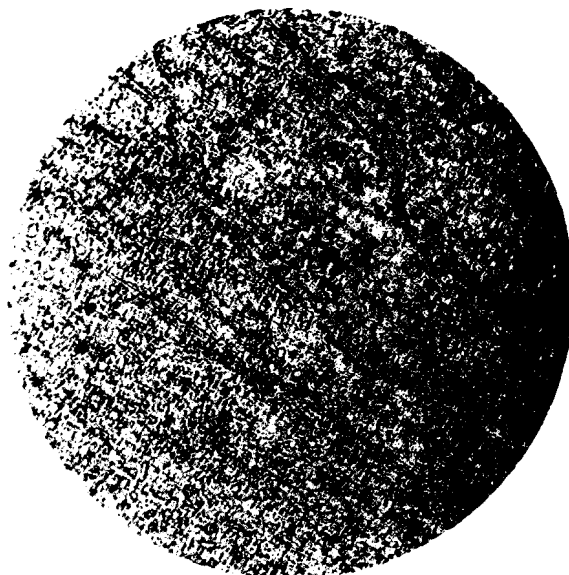
Фиг. 66. 100 : 1



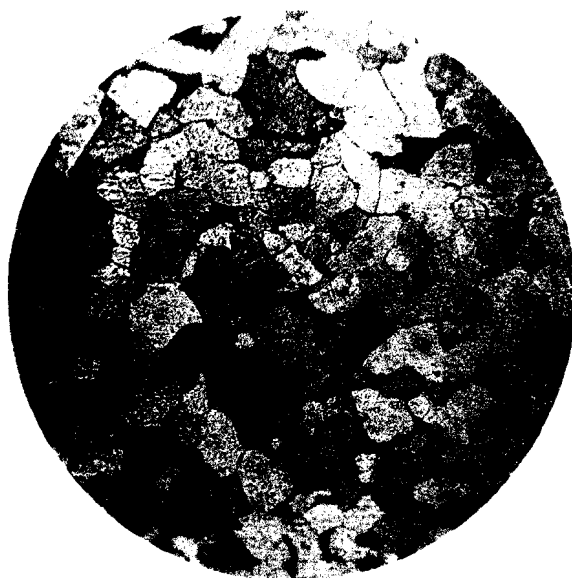
Фиг. 67. 100 : 1.



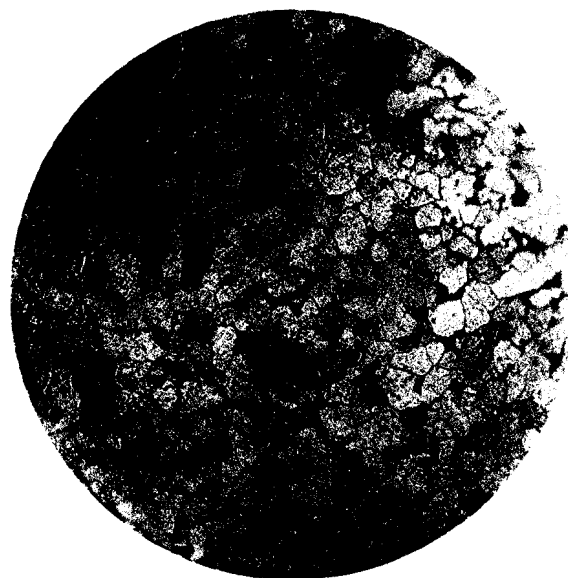
Фиг. 68. 100 : 1.



Фиг. 69. 100 : 1.

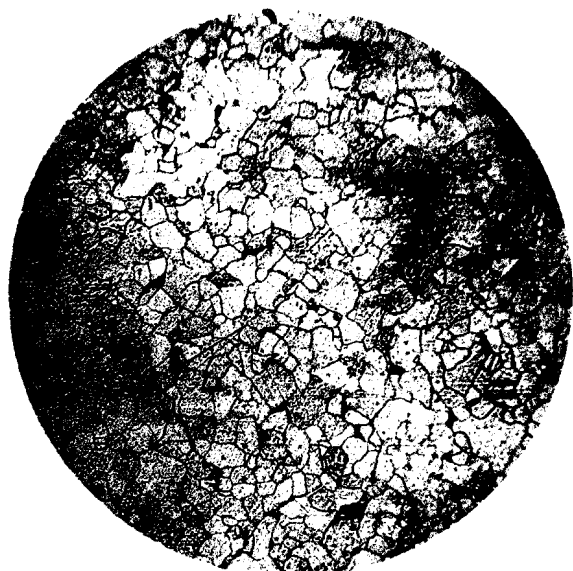


Фиг. 70. 150 : 1.

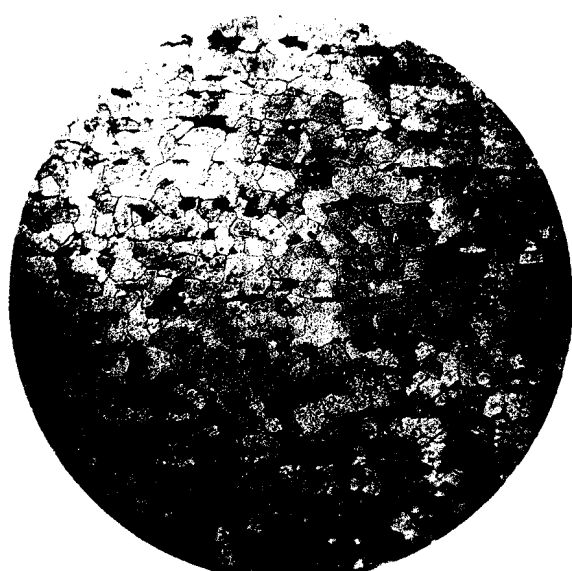


Фиг. 71. 150 : 1.

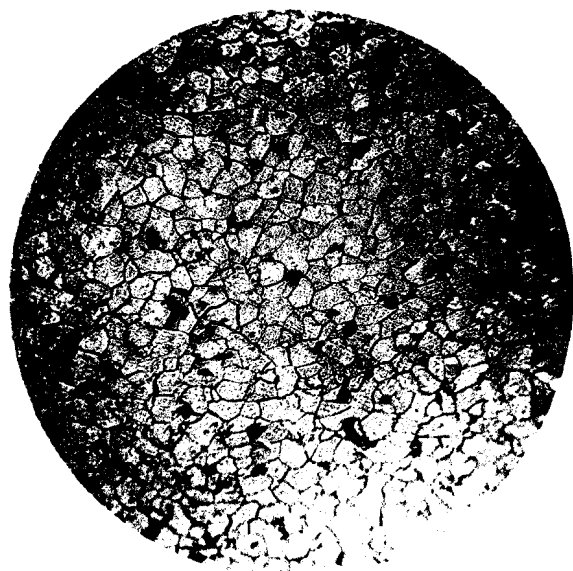
Изменение структуры железа при механической
обработке. Т. И. Тихоновъ.



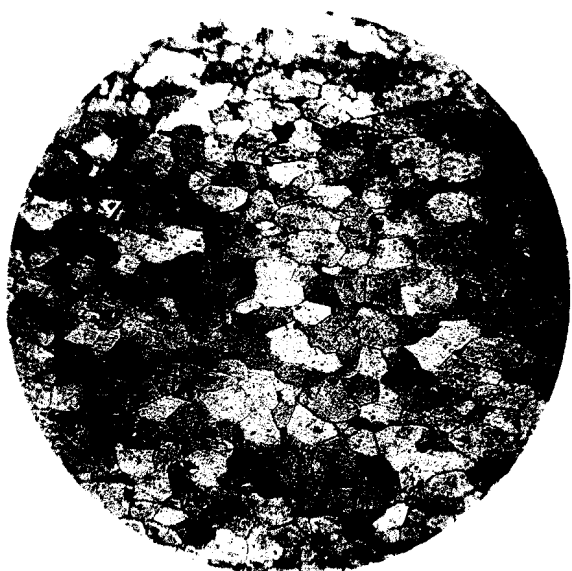
Фиг. 72. 150 : 1.



Фиг. 73. 150 : 1.



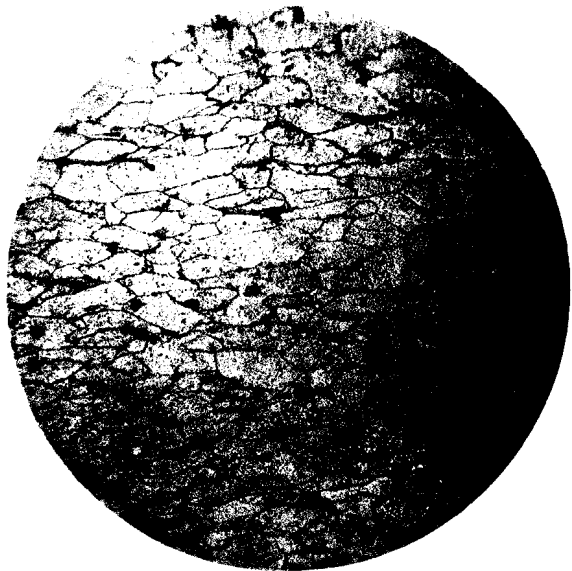
Фиг. 74. 150 : 1.



Фиг. 75. 150 : 1.



Фиг. 76. 150 : 1.

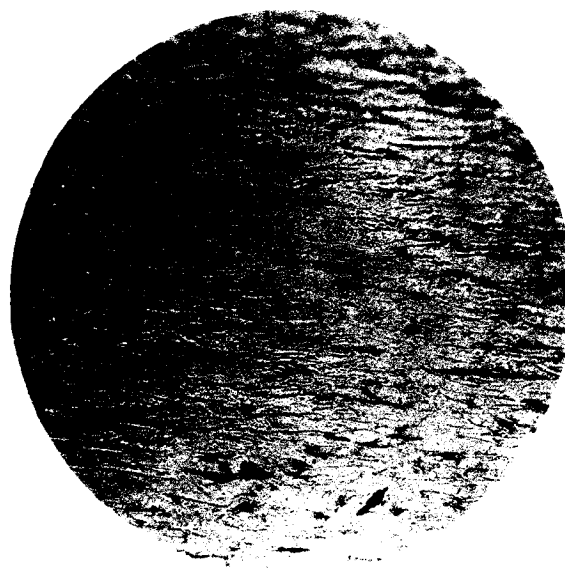


Фиг. 77. 150 : 1.

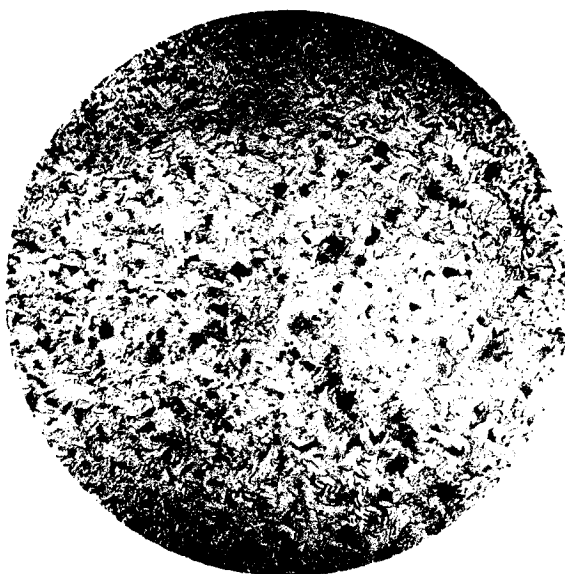
Изменение структуры железа при механической
обработке. Т. И. Тихоновъ.



Фиг. 78. 150 : 1



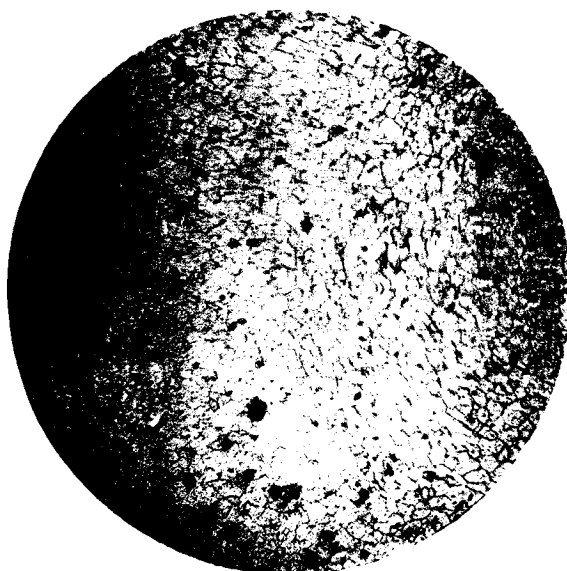
Фиг. 79. 150 : 1.



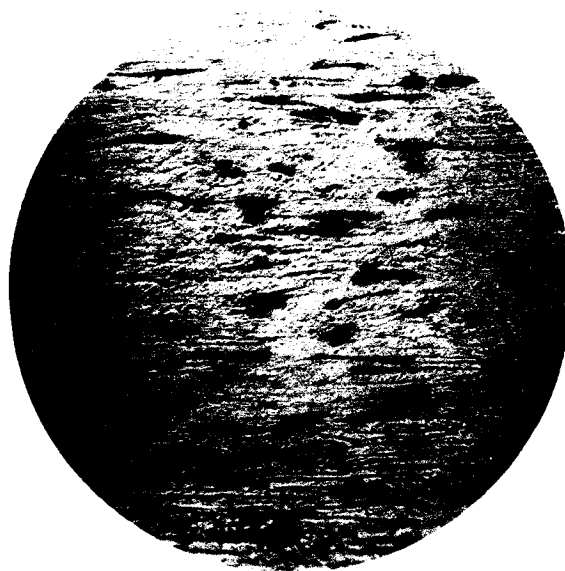
Фиг. 80. 150 : 1.



Фиг. 81. 150 : 1.



Фиг. 82. 150 : 1.

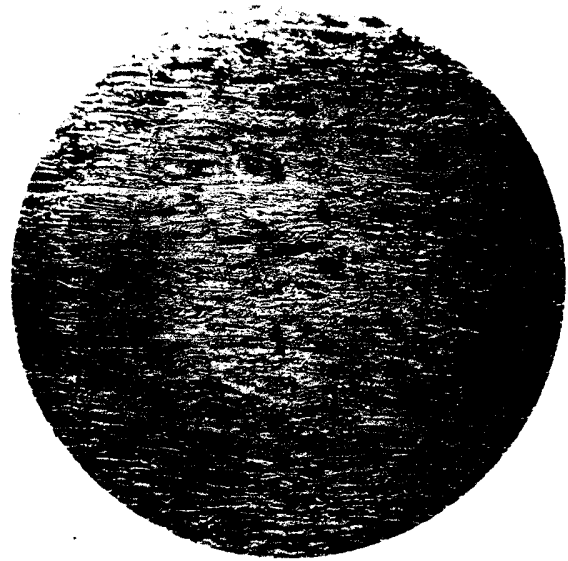


Фиг. 83. 150 : 1.

Измѣненіе структуры желѣза при механической
обработкѣ. Т. И. Тихоновъ.



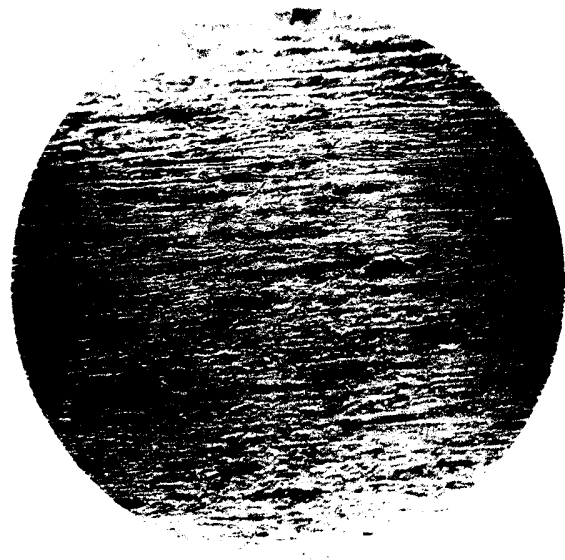
Фиг. 84. 150 : 1



Фиг. 85. 150 : 1.



Фиг. 86. 150 : 1.



Фиг. 87. 150 : 1.



Фиг. 90. 150 : 1.



Фиг. 91. 150 : 1.

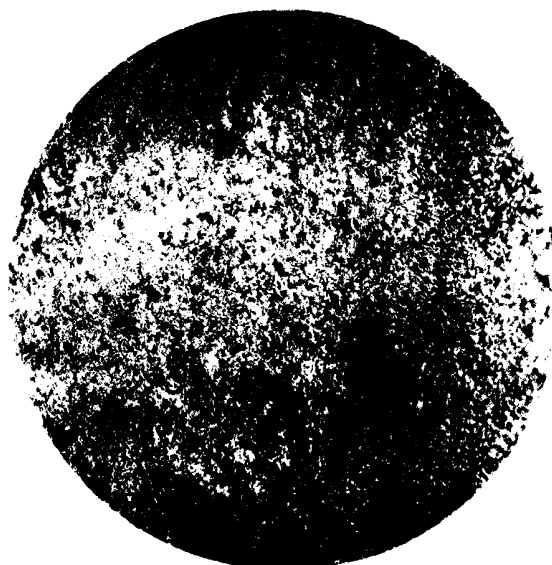


Фиг. 88. 800 : 1.



Фиг. 89. 800 : 1.

Измѣненіе структуры желѣза при механической
обработкѣ. Т. И. Тихоновъ.



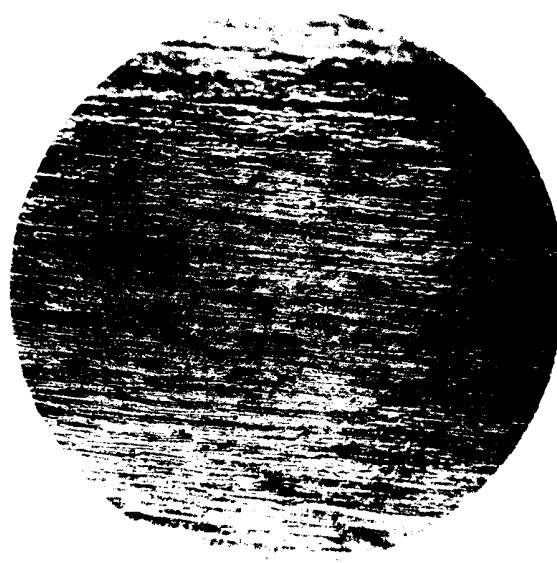
Фиг. 92. 150:1.



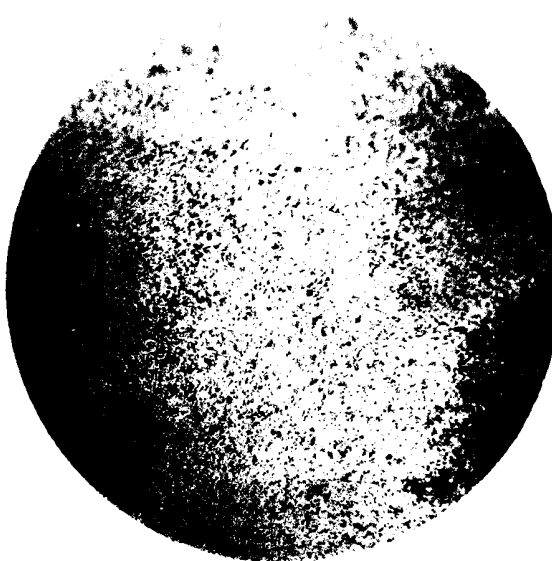
Фиг. 93. 150:1.



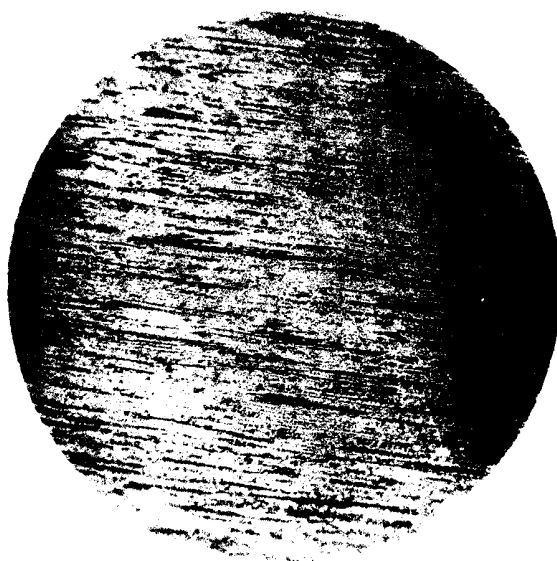
Фиг. 94. 150:1.



Фиг. 95. 150:1.

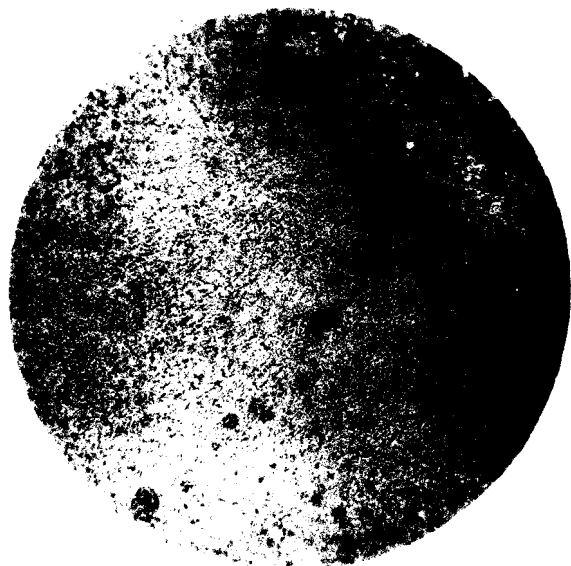


Фиг. 96. 150:1.



Фиг. 97. 150:1.

Измѣненіе структуры желѣза при механической
обработкѣ. Т. И. Тихоновъ.



Фиг. 98. 150:1.



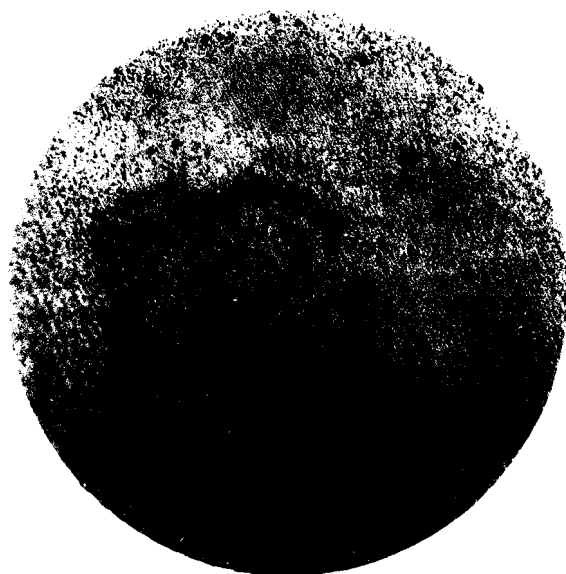
Фиг. 99. 150:1.



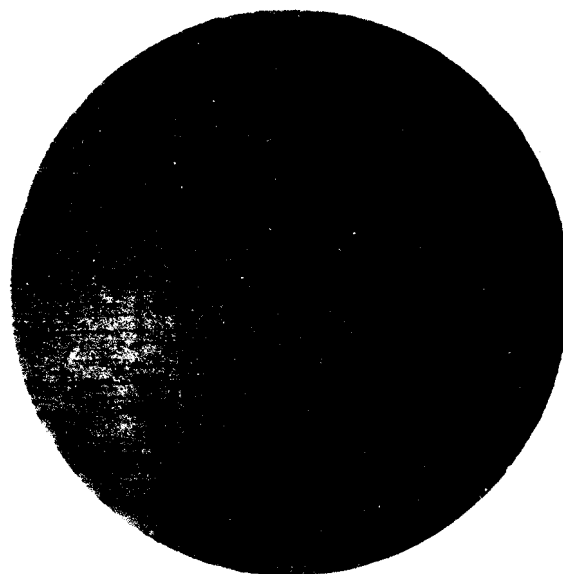
Фиг. 100. 150:1.



Фиг. 101. 150:1.



Фиг. 102. 150:1.



Фиг. 103. 150:1.

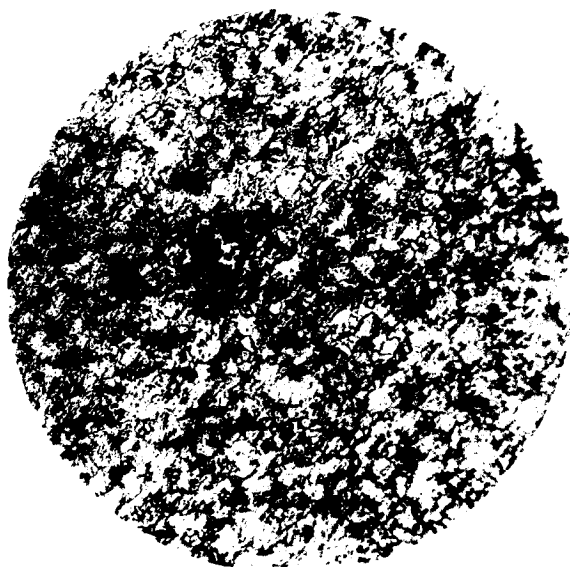
Изменение структуры железа при механической
обработке. Т. И. Тихоновъ.



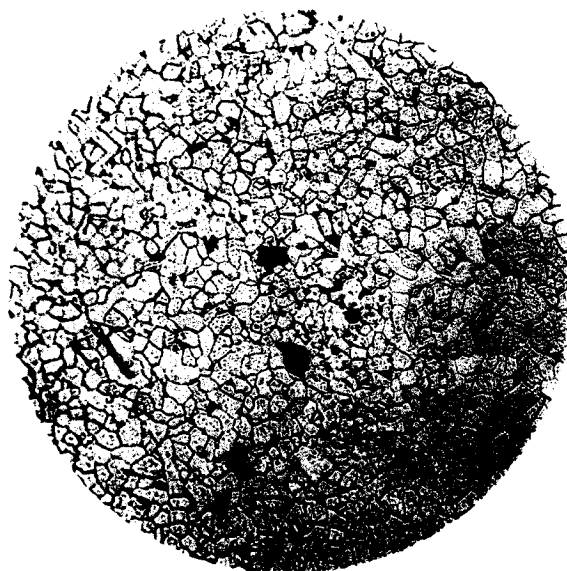
Фиг.104 . 150 : 1



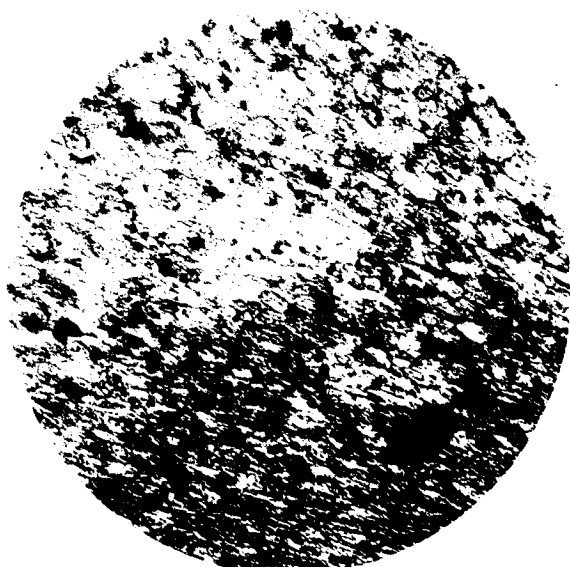
Фиг. 105. 150 : 1.



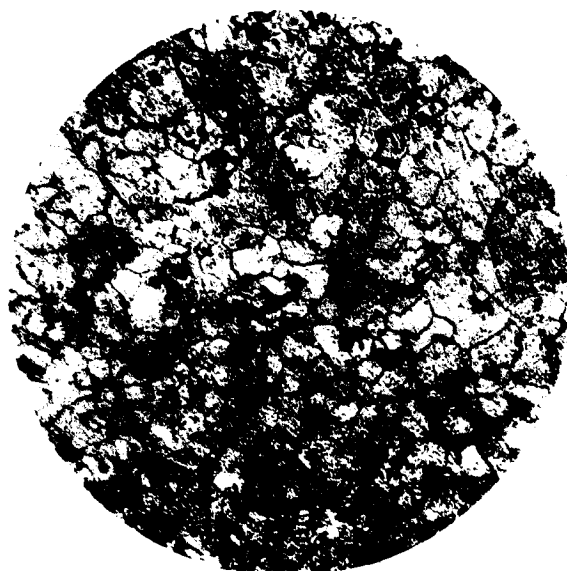
Фиг. 106. 150 : 1.



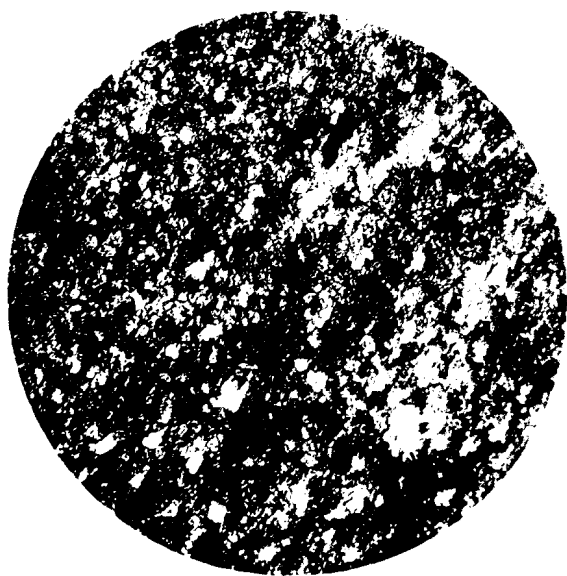
Фиг. 107. 150 : 1.



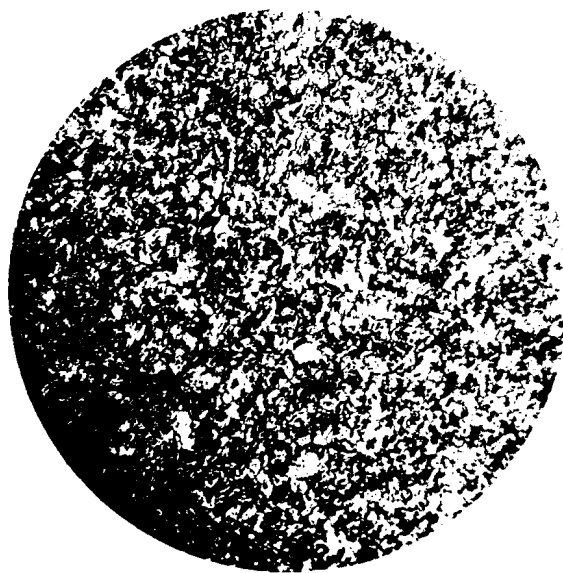
Фиг. 108. 150 : 1.



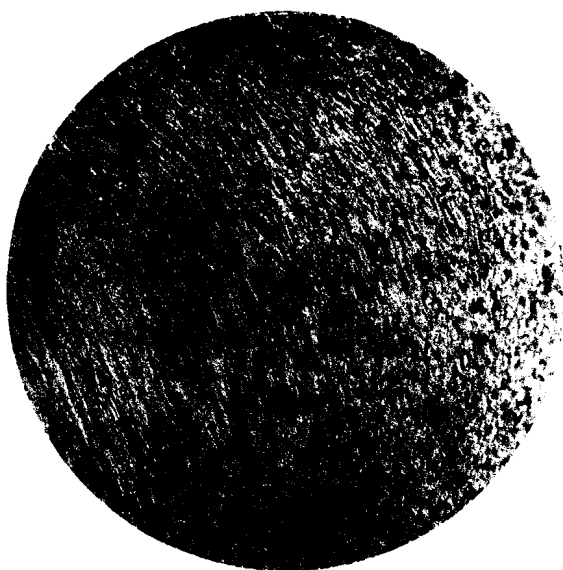
Фиг. 109. 150 : 1.



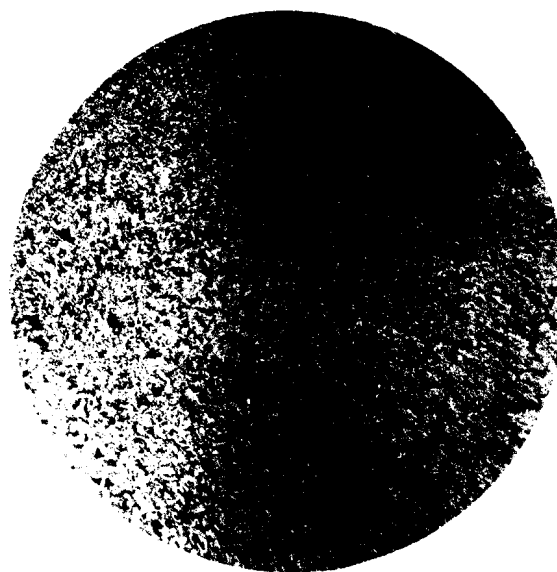
Фиг. 110. 150 : 1.



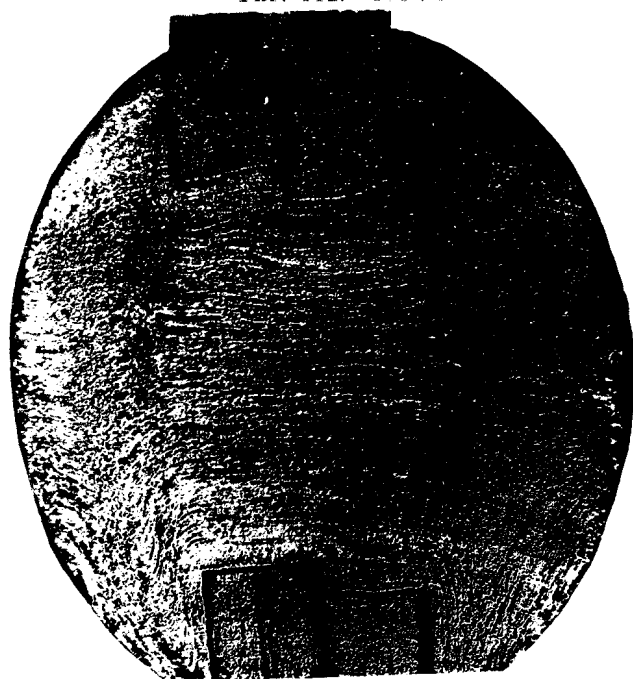
Фиг. 111. 150 : 1.



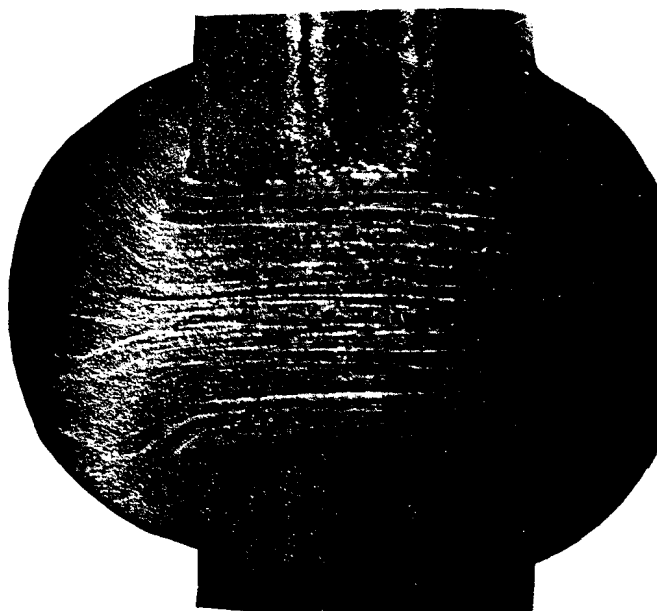
Фиг. 112. 150 : 1.



Фиг. 113. 150 : 1.

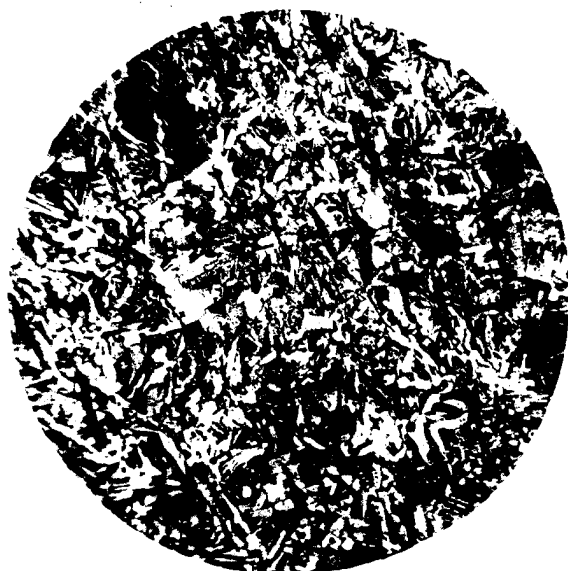


Фиг. 114. 1,75 : 1.

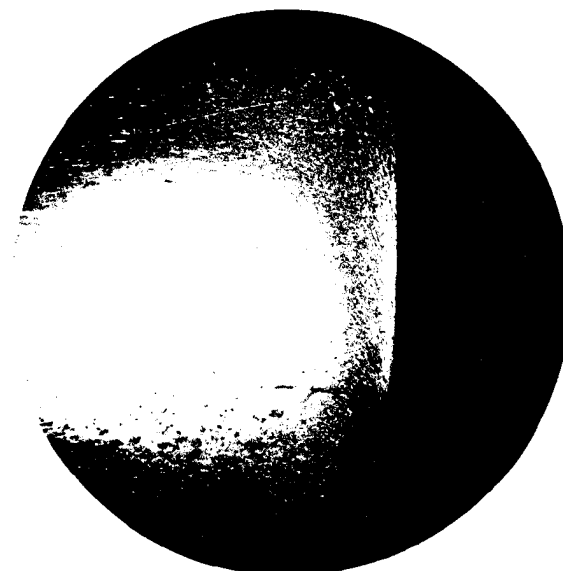


Фиг. 115. 1,75 : 1.

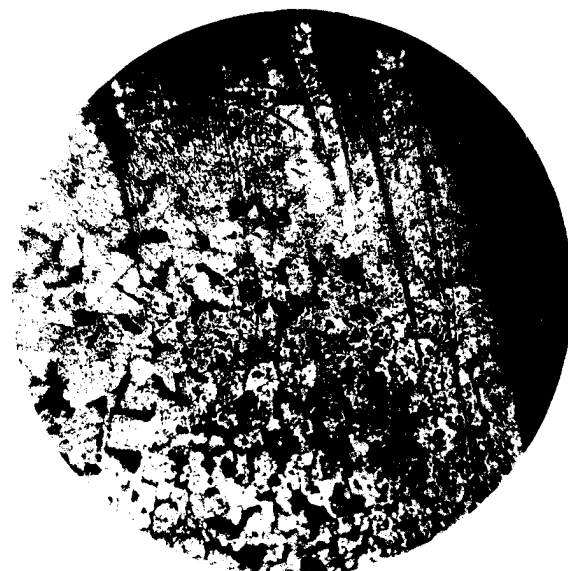
Изменение структуры жести при механической
обработке. Т. Н. Тихоновъ.



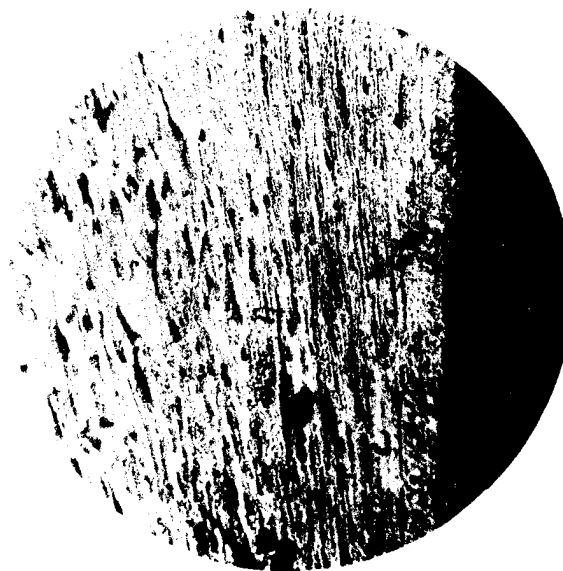
Фиг. 116. 100:1.



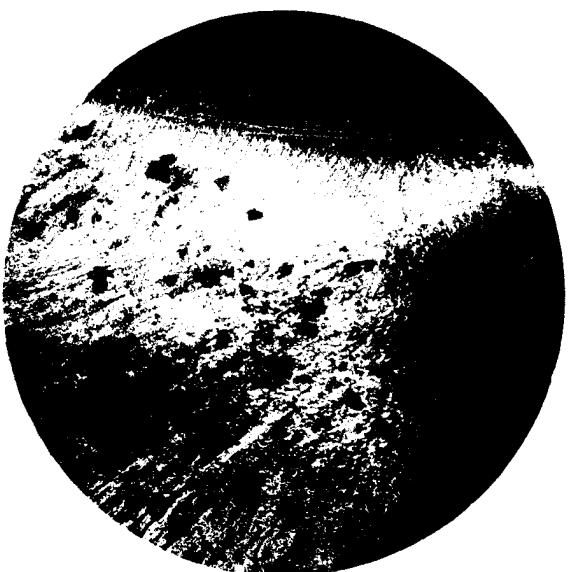
Фиг. 117. 3:1.



Фиг. 118. 100:1



Фиг. 119. 100:1.



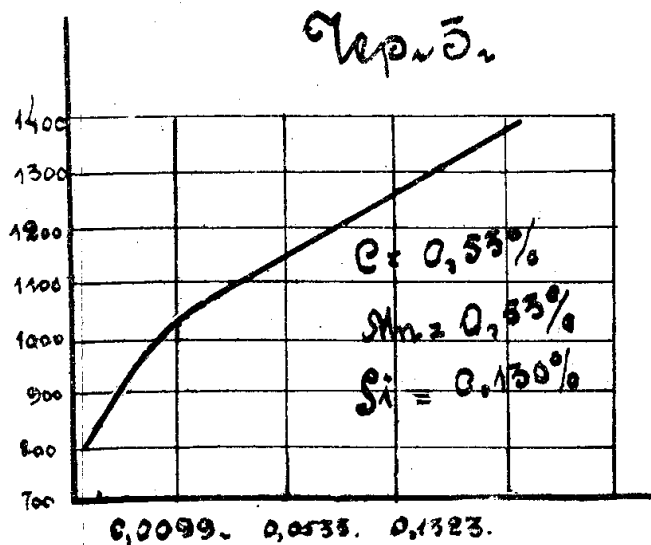
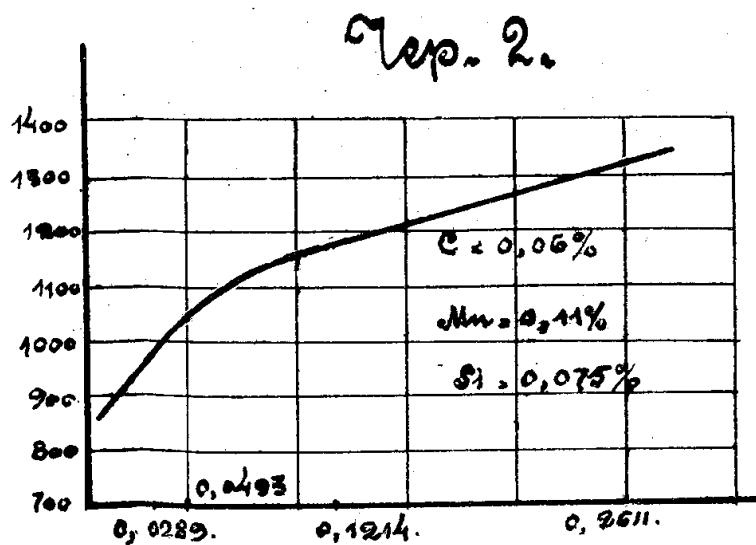
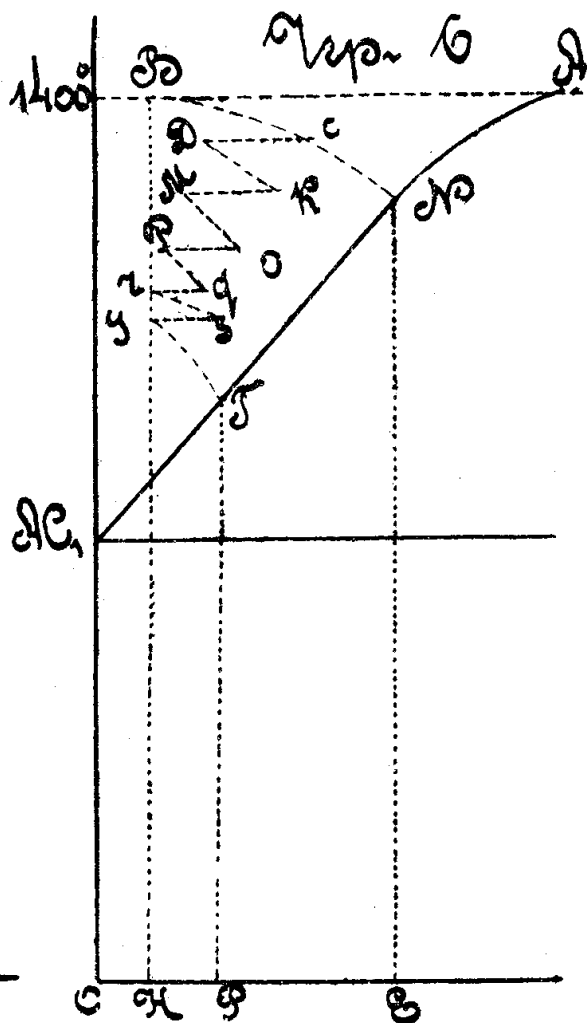
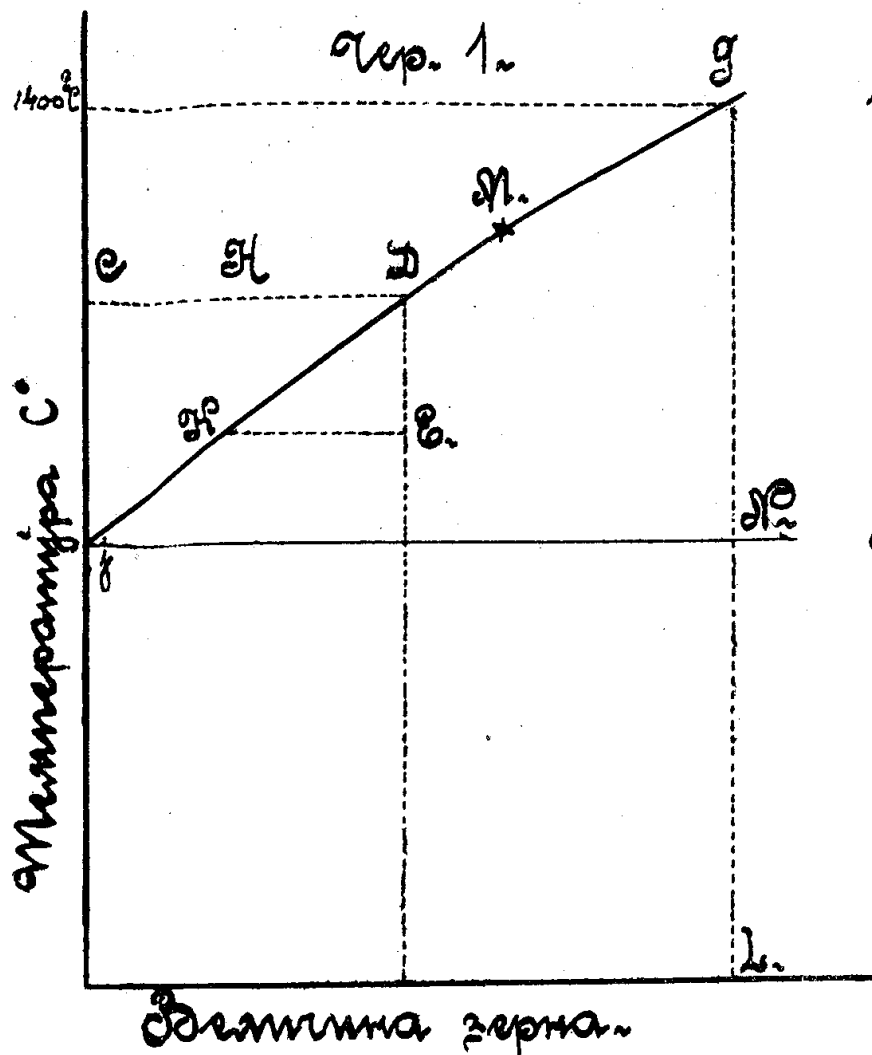
Фиг. 120. 100:1.



Фиг. 121.

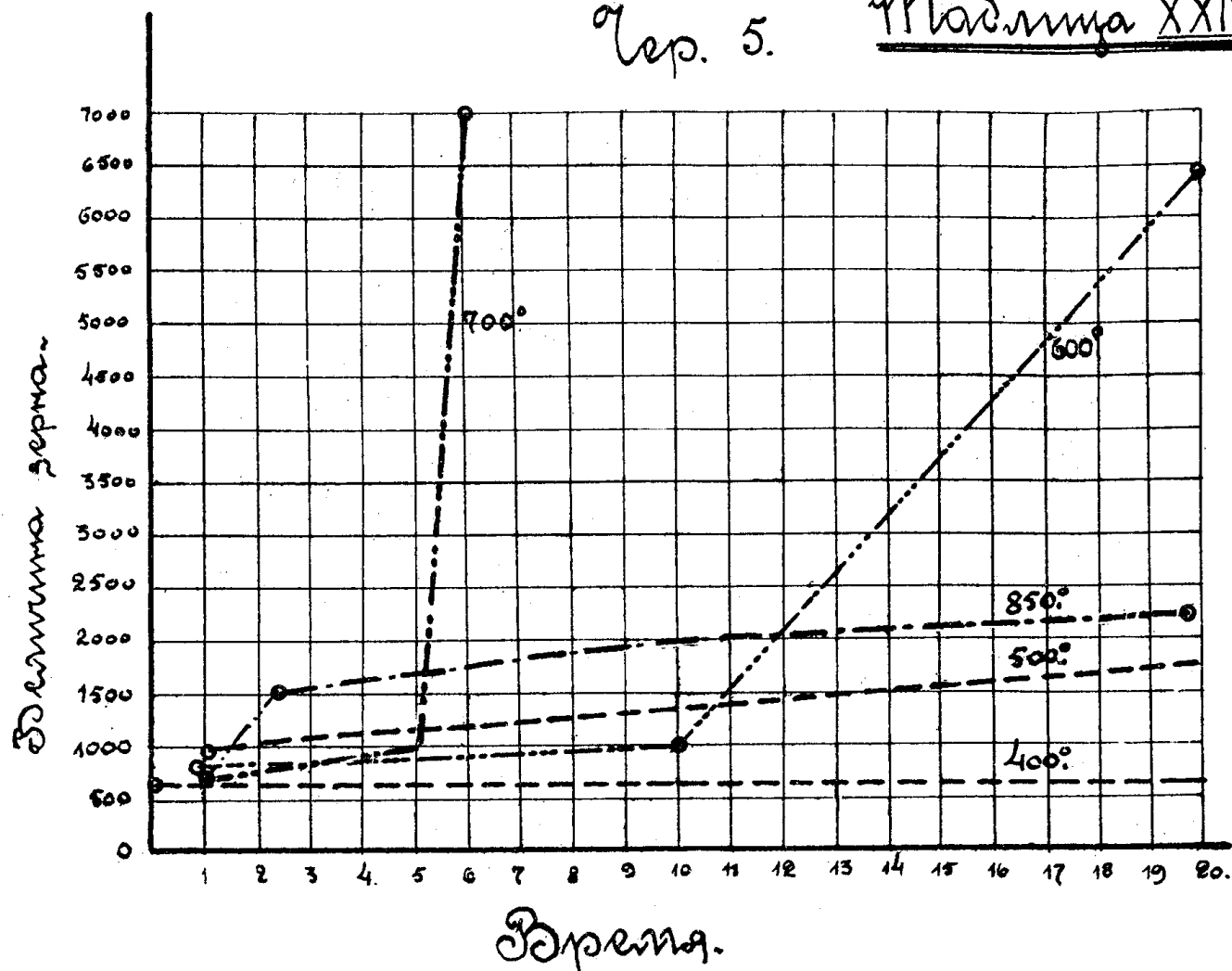
Изотермические структуры железа
при механической обработке.
Ин. Инженер.

Таблица XIII.

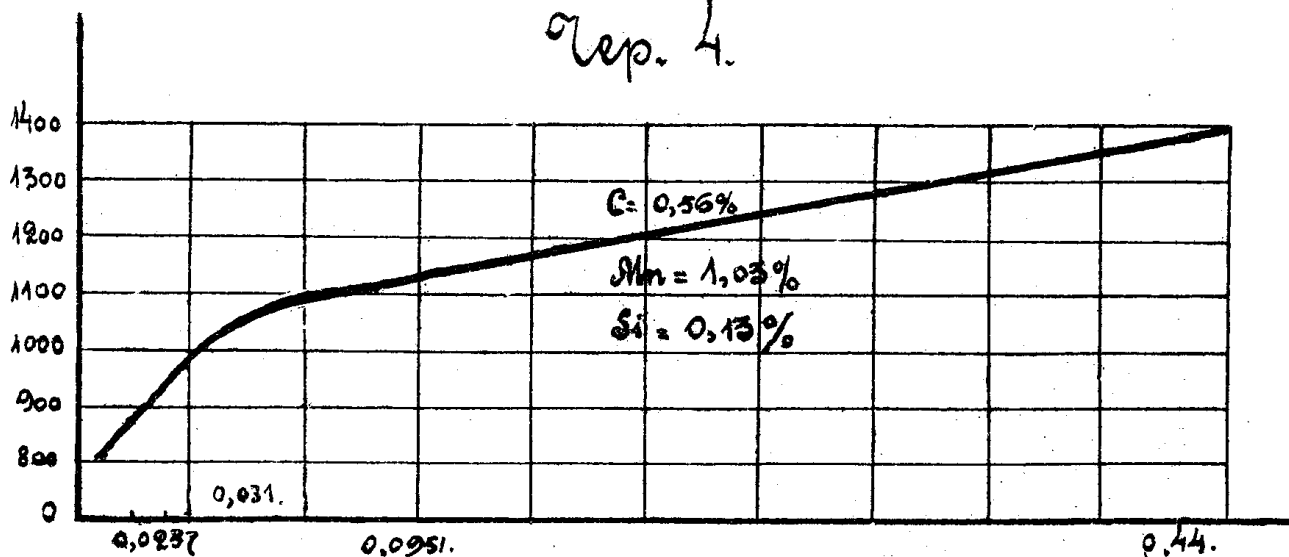


Размер зерна мм^2 .

Сер. 5. Модель XXIV



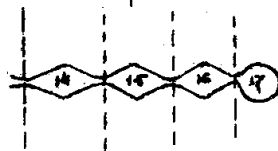
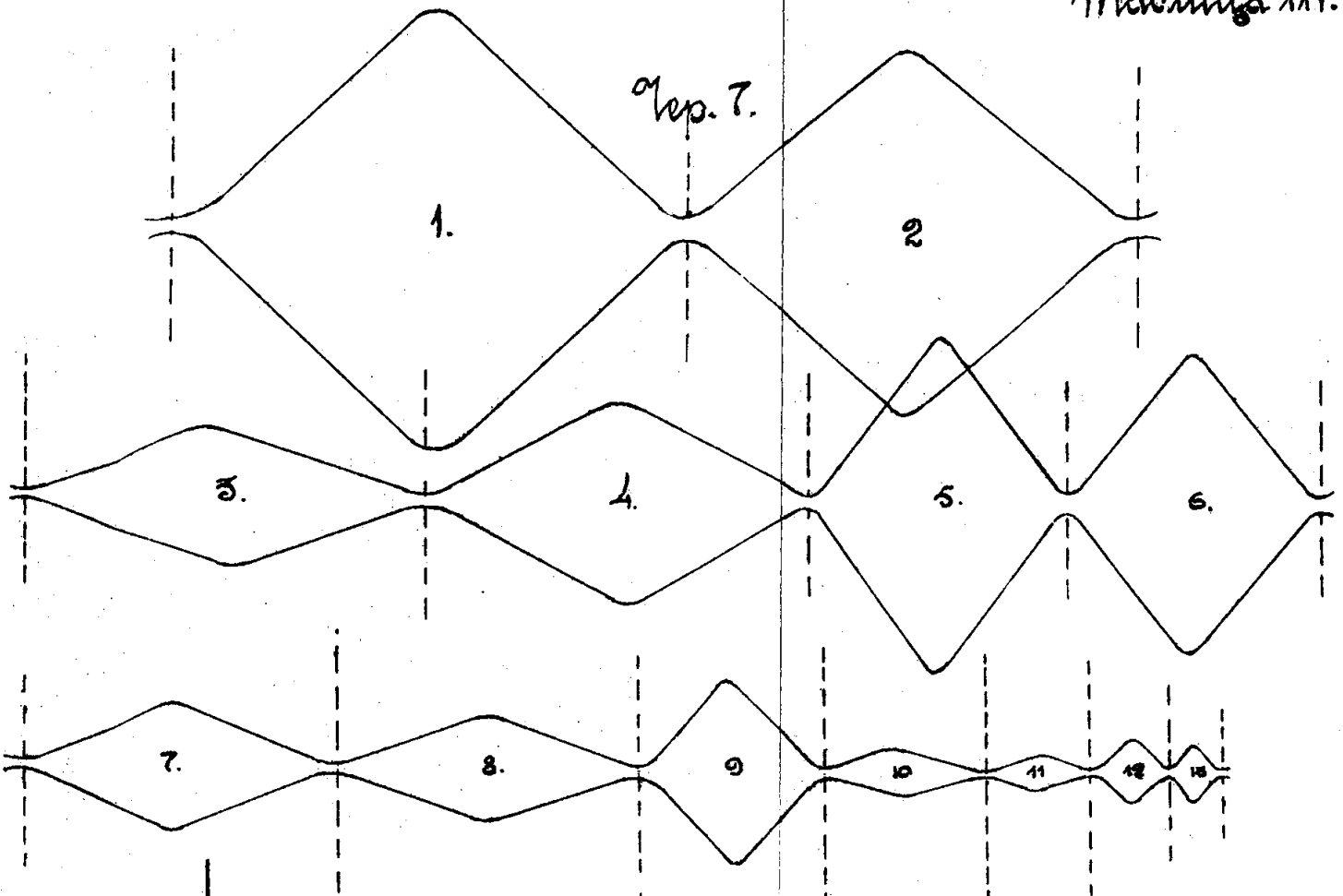
Сер. 4.



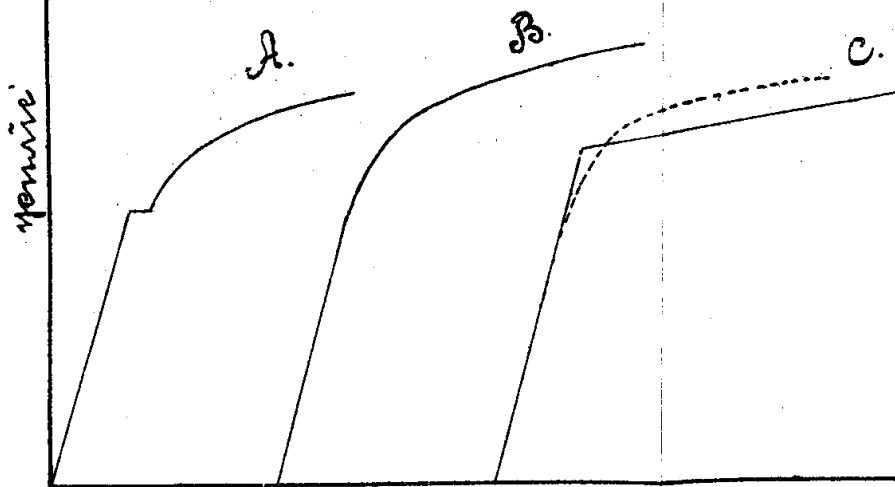
Изменения структуры зерна при механической обработке
Г. П. Михонова.

Модуль XXV.

Чер. 7.

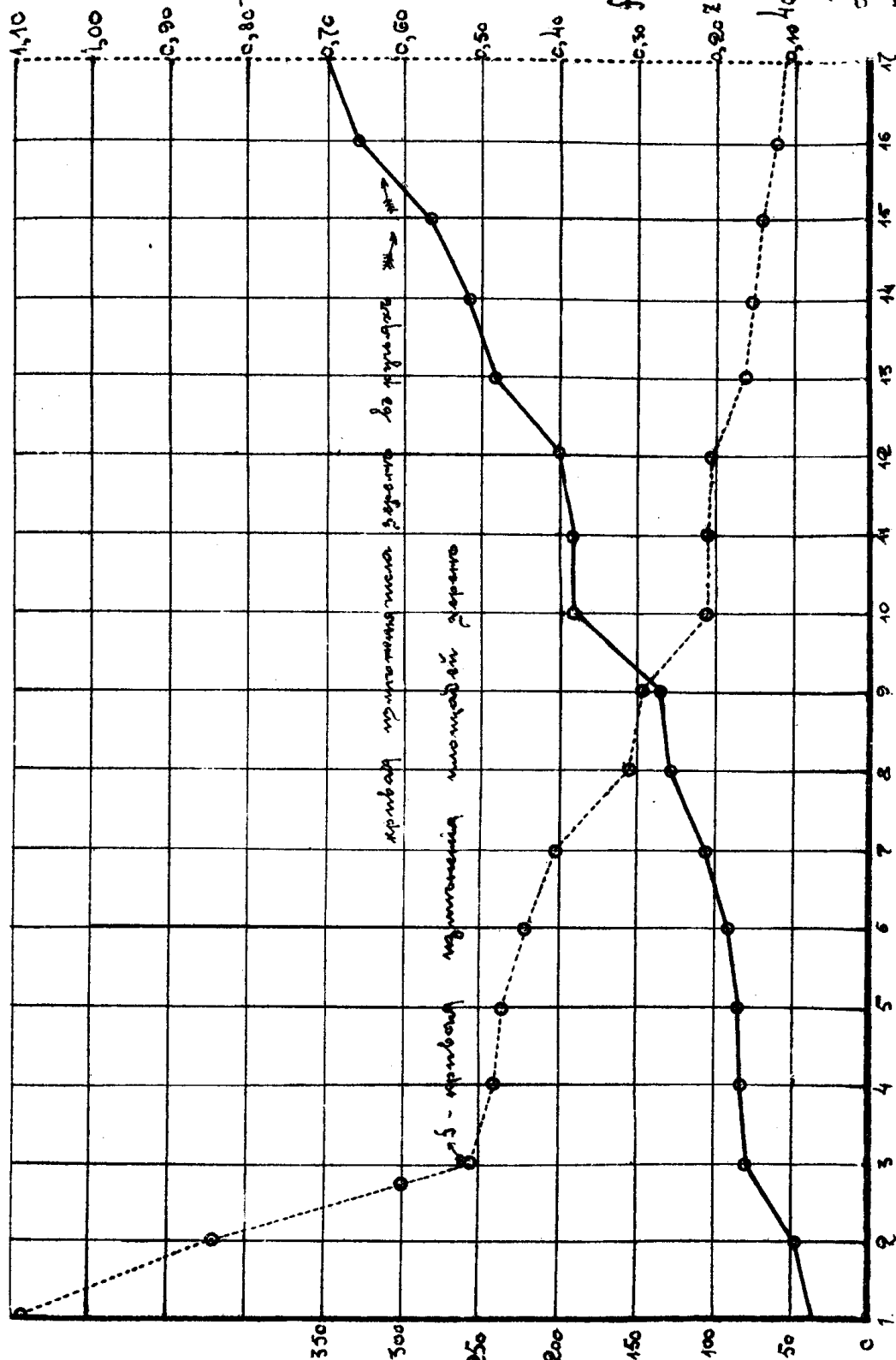


Чер. 15.



Изменение структуры жемчуга при негативной обработке
от мышьяка.

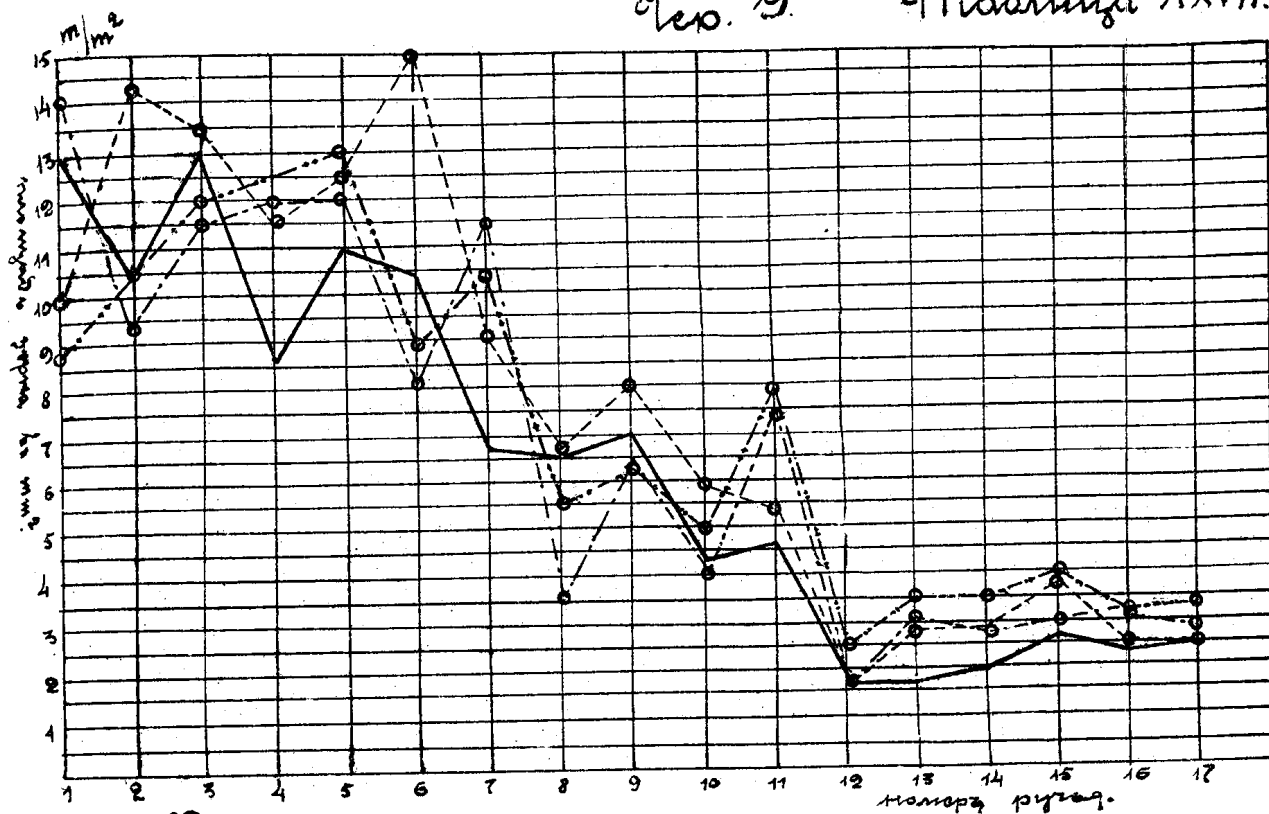
Модель XVI. Первая изотермическая масса и изотермическая зерно- зерно. 8.



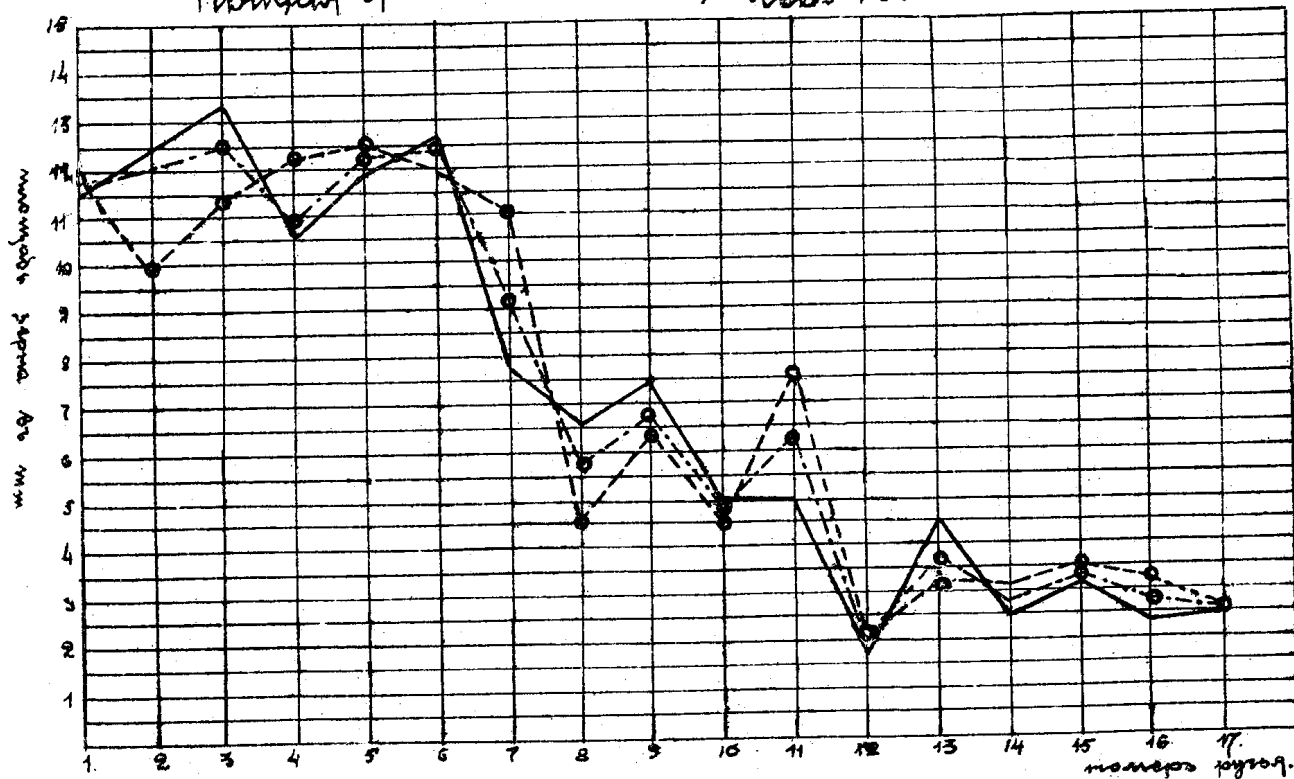
350 325 300 275 250 225 200 175 150 125 100 75 50 25 0

1 2 3 4 5 6 7 8 9 10 11 12 13 14 15 16 17

число зерен на 4 см² площади.
 Изотермическая структура зерна при механической обработке. М. 9. М. 9. М. 9.



Кривая I^0 ————— } для поперечных стенок
 Кривая I^{II} - - - - - }
 Кривая I^{III} - · - - - - } для продольных стенок
 Кривая I^{IV} - · - - - - } чер. 10.



————— кривая суммарн. поперек стенок
 - - - - - продольных ст.

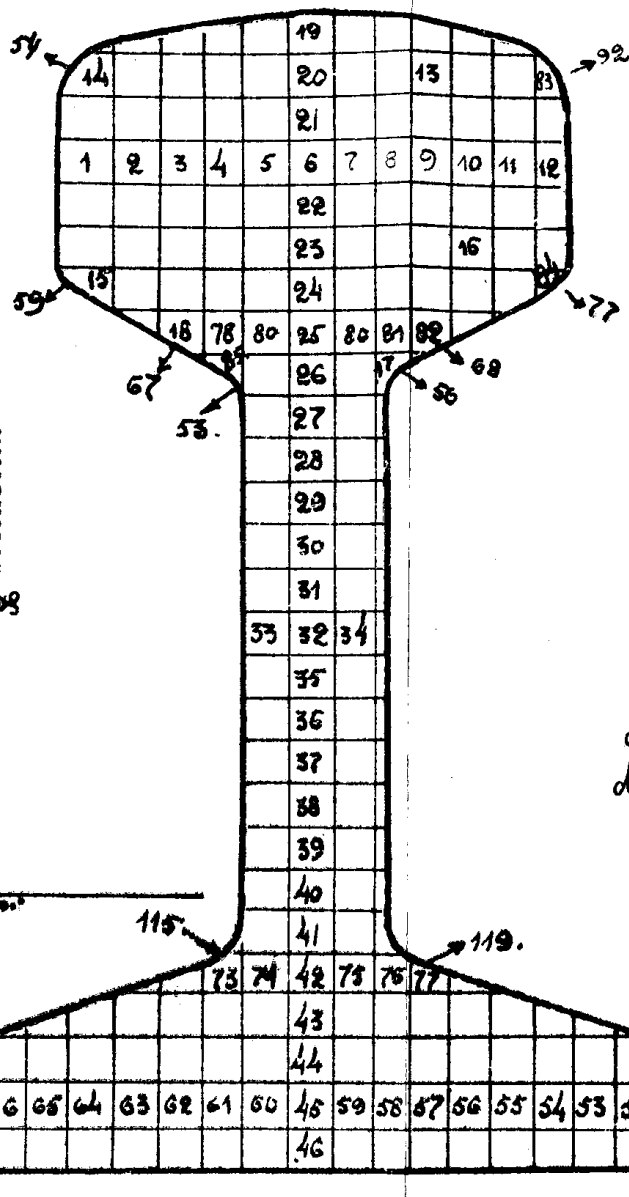
····· суммарная кривая.

Изменение структуры металла при механической обработке.

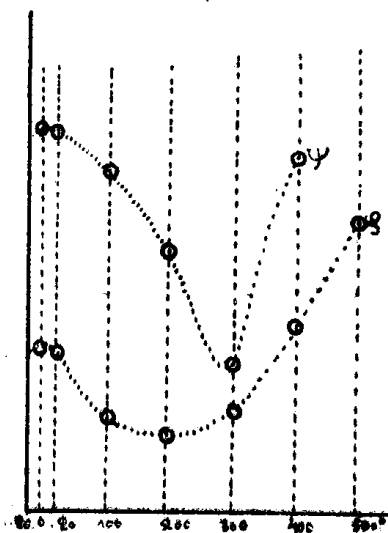
М. Михоноба.

Материалы сшивки Сер. 11.

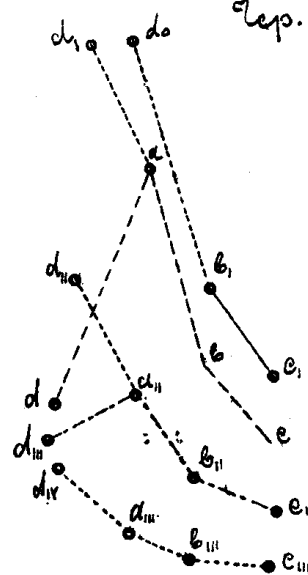
таблица XXVIII



Сер. 14.

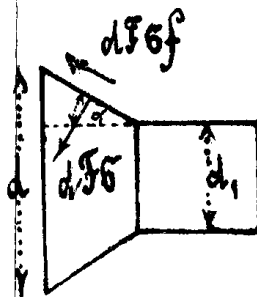


Сер. 14.

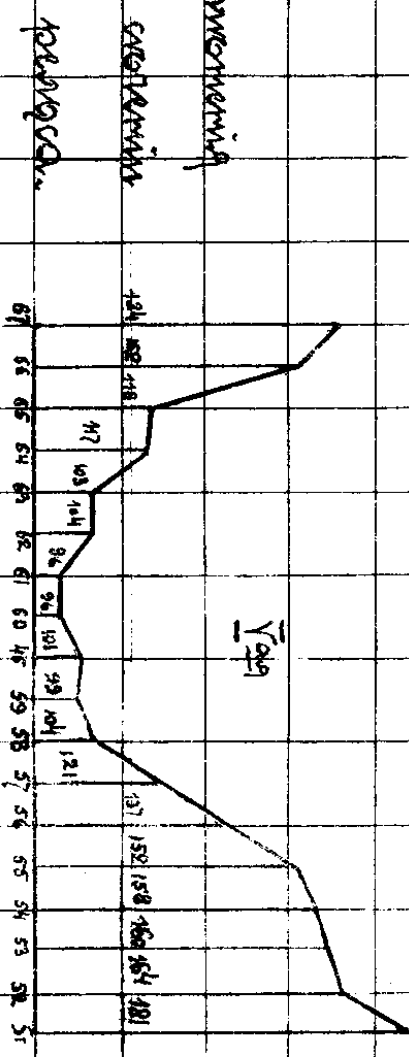
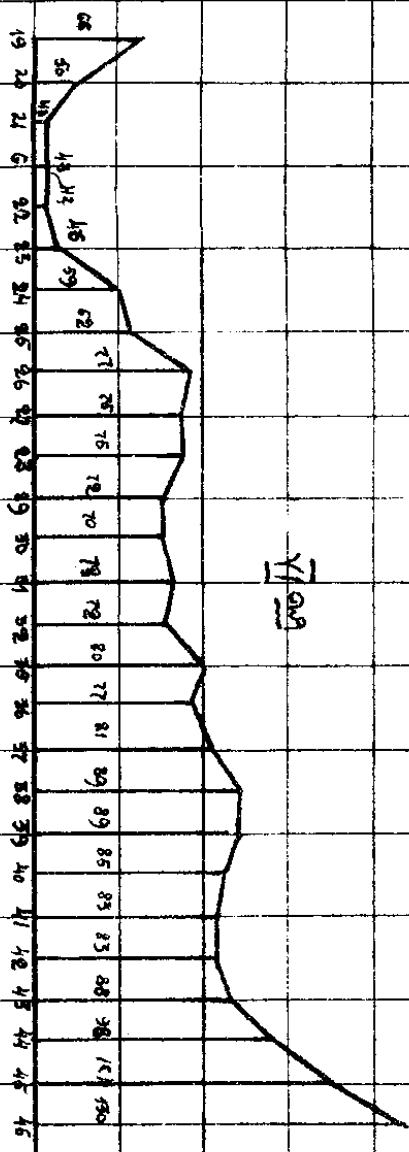
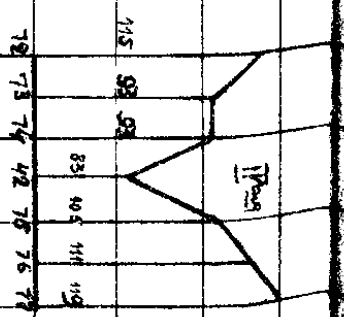
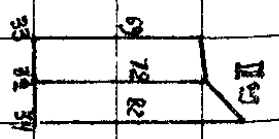
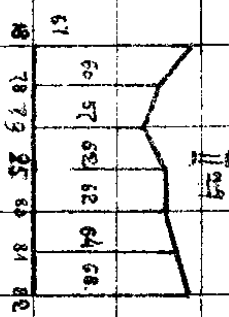
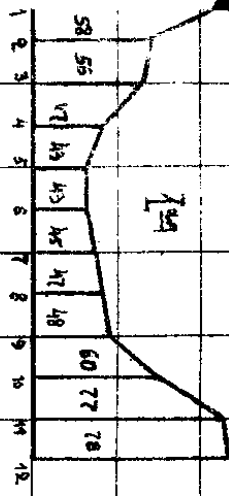


Сер. 12.

Сер. 13.



Изготовление сшивки материала при механической обработке.
м. материалы



поверхность

поверхность

поверхность

поверхность XIX.

поверхность

поверхность

поверхность

поверхность

Изменения структуры металла при механической обработке

П. П. Пихотин.

Таблица XXX.

