

ものであるが其の重點は ガス スラグ メタル 三相間の平衡關係を基礎とする熔鋼法でガスの種類も酸素の外に水素窒素等をも同時に考究する點に於て現在考へられる最高水準の實用的精鍊法と認め之を推稱した

(2) 無氣泡鑄物製造と同主義で専ら Sound ingot を求めて却て白點を發生して混迷に陥て居るのが製鋼界の現状である 此對策としては酸化沸騰精鍊で固溶化水素を除去し適度の還元精鍊で脱酸して稍完全でない鎮靜鋼塊を造り鍛鍊後に於て擴散精鍊を非集中且梯段的に進行せしむる如き製鋼法を例示により求め之を推稱した

(3) 白點の成因は質量効果に基くものと推定出来るが發生期は鋼材の冷却時 A_{r_3} 點で集中發生する固溶化水素の積極的破壊力に由ることを例示により推論し其の防止策としては前項方法の採用を結論した

(4) $Ni Cr Mo$ 鋼がガス少なき清淨鋼を造るに好都合

であることは主要元素である Ni 及 Mo が湯の中で湯脱ガス或は造滓力なき爲であることを明かにした 尙 Mo が白點發生に敏感である事實を認め要すれば 0.3% 位の含有量に低減使用することを提案した

(5) 學術振興會に於て研究中の湯の溫度及ガス分析法の進展は例示を基調とする本論文を批判すべき大切な研究であつて一日も早く其の完成を望んでやまぬ次第である

終りに臨み本文は三年前の舊稿を温めて發表するのであるが其の後の機會に於て所説を覆す如き論文に接しなかつたので大體其儘を記載した 而して此信念を深めさせた唯一の文献は次記に盡きて居るが鋼鑄物の氣泡を鋼塊に適用して考察したに過ぎず著者に敬意を表するものである

文 獻

著 者	論 文	誌 名
C.E.Sims.	The preparation of Steel to avoid porosity in Casting.	Foundry Trade Journal May. 30 1935.

鋼の瓦斯通氣性より觀たる青熱脆性の本性に就て (第2報)

田 所 芳 秋*

ON THE THEORY OF BLUE-SHORTNESS OF STEEL, FROM AN INVESTIGATION ON THE BEHAVIOR OF THE GAS-PERMEABILITY UP TO 600°C.

Yosiaki Tadokoro.

SYNOPSIS:—From an investigation of the gas permeability of steel up to 600°C, it is shown that Steel is capable to pass various gases easily through the grain boundary, and further the space amounts to about 0.02 mm² in the area of 1 m². The specimens treated with are 13-pieces of common carbon steel and 3-stainless pieces. The gas permeability of steel up to 600°C subjects to the logarithmic decreament against the temperature rise owing to the space diminution around the grains from the grain expansion caused when heated, and there exist five points in the temperature range up to 600°C where gas is almost unable to pass through, the points were shown to be 150°C, 220°C, 300°C, 410°C and 570°C thereabout respectively for all specimens of various carbon content.

Now, it is brought to light that these gas stoppages, except at 220°C and 570°C, due to the space diminution being produced among grain boundary as both the stresses given before to the grains and the stresses caused from the grain expansion by heating, relieve in results mutually acted at these points, thus giving a dense and compact structure at these variation points. The variation point of gas passage at about 220°C and 570°C is shown to be the space diminution produced from the grain expansion at A_0 -point of steel and the recrystallization of grains respectively.

By what the gas stoppage caused, were well explained from the results obtained by this work. For an example, the blue-shortness of steel is well understood as an crack or a lack of freedom in the grain deformation when a hard external force applied to it at about 300°C, because it is put in the non space state at this temperature as above described. Further, as the effect of cold drawing, it is concluded that the space is extremely diminished especially at about 150°C, and twisting stress affords generally a space increase though it produces a gas stoppage at about 410°C where the twisting stress relieves. Next, the cause of self hardening of a springmaterial worked hard at room temperature when it is cooled from about 200°C, the nature of hardening is not yet clear up to date, can be well explained as the result of retaining yet the dense structure at 150°C when cooled down to the room temperature, and further a increament of strength at 150°C in shock and drop-hardness test can also be well cleared with this consideration. Now, from the results obtained the object of the annealing process of steel will be so understood as it is nothing but to relieve the stresses by passing through these relieving points at 150°C, 300°C, 410°C, and completed by passing these points repeatedly.

Further, in the cooling period a gas passes more easily than in the heating as well as gas stoppage in the cooling is also little, because stresses have been relieved at most part by heating through these variation points at first. Thus, after the relieving of stresses it accompanies the space increament and consequently let the gas pass easily after relieving, but the gas stoppage always occurs of cause during each relieving period.

The behavior on the gas permeability of Stainless steel up to 600°C in both the heating and cooling in well similar to that of common steel described above, for the number of gas variation points and those occuring temperatures. The permeability for stainless steel simore or less smaller than common steel.

* 八幡製鐵所

内 容 目 次

- I 緒 言
- II 金屬の熱間通氣率測定装置と試料に就て
- III 固體が熱間に於て有する瓦斯通氣率の性状に就て
- IV 鋼の熱間に於ける通氣の性状と粒子間隙の計算に就て
- V 數種の鋼に就て測定せる熱間通氣の性状と青熱脆性に就て
- VI 結 言

I 緒 言

著者は曩に第1報に於て鋼並に鑄鐵が青熱脆性の變化に際して隨伴する各種物性に關し測定せる結果を報告せり 即ち青熱脆性點に於ける從來既知の變化たる(1)耐伸強度の増加 衝擊抵抗の變化(降伏點強度の變化)(2)熱間硬度の増大(3)延伸率並に斷面收縮率の減少(4)著しく歪を受けたるものの焼鈍後の強度の増加等の性質の外に著者の測定結果よりして更に(5)熱的傳導性の増大(6)膨脹率の増加(7)眞比熱の増大等の現象を伴ふ事を報告せり 尙ほ(5)の熱的傳導性の増加現象は菊田博士の鑄鐵及び鋼の熱傳導率測定報告に於ても明かに此の現象を有せるも同博士の測定點僅少尙ほ且つ試料寡少なりし爲め注意を惹かれざりしかと推思せらる 更に(7)の眞比熱に於ても既報の如く海野博士の各種鐵鋼の比熱測定報告に明瞭に此の變化の存するを發見せり 唯だ同博士の報告に於ては此の變化に論及せざるのみ 要するに前記の如く異なる實驗者によつて然も異なる装置の使用結果に於て斯の如く一致せる變異を見出すは明かに青熱脆性に際しては同一素因の許に(5)傳導率の増加(7)眞比熱の増大及び(6)膨脹率の増加等の新現象を隨伴するを實證するものなり

青熱脆性に伴ふ前述の既知並に新事實の物性を基礎として著者は第1報に於て青熱脆現象の本質に關する説明を與へたり 尙ほ著者の説明に於ては多少假定的條項を含有せり 即ち歪を受けたる或は加熱冷却によつて生ずる熱應力の爲めに結晶體粒子は加熱 冷却に際し粒子の膨脹或は收縮の爲め相互的位置の變化を生ずべく略ぼ或る一定の溫度範圍に於ては粒子間隙の總和が最少状態を現出し其の瞬間に於ては粒子の相互的變移の自由度が從て減殺さるものと推定せらる 今若し斯の如き状態に於て外的應力を加ふれば此處に所謂青熱脆性現象を呈する事を説明せり 然らば青熱脆性變異の素因は何より來るか 著者の見解は是れ主として熱應力による金屬自體の膨脹率の多少と結晶粒子の受けたる歪の大小 歪の素因等に因るものにして從て完全に均一なる等方性結晶粒子にして完全に均一なる加熱 冷

却を受け尙ほ且完全に歪を受けざる理想的状態に於ては青熱變異は現出せざる事を意味するものなり 然れ共斯の如き状態は事實に於て達成し得ざる事に屬し現在の冶金過程に於ては必ず多少の既存歪と並に加熱 冷却に際し不均一粒子の互に異なる膨脹收縮より來るべき歪の發生は必然の事實と認めらる 以上の説明よりして青熱脆性變異は相の變化には非ずして受けたる歪の多少 粒子の形狀 大小等によつて支配せらるべき性質たるは明かにして從て青熱變異は一定溫度に於て起らず反て相當廣範圍に亘る從來の事實を實證し得るものなり 要するに金屬の青熱脆性現象は相の變化に非らざる事は勿論從來明かにして從て化學分析顯微鏡試驗 X—線分析 等の各種檢定に仍ては充分に其の性質を闡明し得ざるものなり 是れ從來の説明に歪説 或は含有水素分離説等の存する所以にして著者は茲に歪説を更に具體的に説明せるものなり 即ち金屬の受歪状態を加熱する際結晶粒子が熱應力の爲め位置的關係に變異を生ずる事に青熱脆性の素因を發生するものとす 從て此の説明の正否を判定する秘鑰は (1) 結晶粒子間の間隙の有無 (2) 加熱 冷却に際し熱應力による間隙變化が青熱脆性溫度に於て異常變異を有するか否やを闡明するに在り (1)の問題に就ては從來各種實驗並に日常遭遇する事實に徴し一般に是認せらる所なり 假令へば鐵鋼の窒化實驗に於ける窒化物の成生が必ず結晶粒子間に胚胎し或は鍍力板の酸洗に於て水素瓦斯の侵透性や或は又含銅鋼の加工に於ける銅の浸出が粒子間隙に發見せらるる等或は又各種の加壓水素取扱の導管や同密閉筒等より水素の浸透する現象は時々見聞さるる事實にして(1)に關しては性質的には既知の事實に屬す唯だ數量的に明確には判明せざるのみなり 次に(2)の問題に關しては熱間に於ける粒子間隙の變化を數量的に測定する事によつて決定せらるべし 著者は曩に各種鐵鑛石並に煉瓦類の¹⁾熱間通氣率測定の結果を報告せり 今此の装置を應用して鐵鋼の熱間通氣率を測定し以て前記(1)及び(2)の問題の解決に資せんと欲す

以下章を別ちて説述せん

II 金屬の熱間通氣率測定装置と 試 料 に 就 て

先づ測定装置に就て述べんに曩に各種鐵鑛石の熱間通氣率測定装置(前記文獻¹⁾)に多少の變改を加へ此の目的に

¹⁾ 製鐵研究雜誌 No. 126 (昭7.9月); No. 130(昭8.4月)

使用せんとす Fig.1 及 Fig.2 は是れを圖示す 圖に於て ④は溢水タンクにして目盛附密閉筒③中の瓦斯に所定の一定壓力を與ふるものなり 其の壓力 h は指示マンメーター⑥に表示さる 液は水に赤色着色液の少量を添加せるものなり Fig.1 に於て⑤は實驗用試料にして又 Fig.2 に於て⑤は試料本體⑤は冷却水筒にして⑭より通過用瓦斯が試料加熱用電氣爐④ (Fig.1 及 Fig.2) によって加熱せらるるを防止す 冷却水は入口①より流入し隔壁に沿ひて矢の方向に冷却筒を一循環して出口②に送出す

次に試料製作並に寸法等に就て略記せんに Fig.2 及 Fig.3 に見る如く試料の本體⑤は初め徑 24mm ×高 25mm の實體圓壙にして是れを機械電氣錐その錐の徑 16mm を以て一端より穿孔し底の厚さ約 1mm を残す 更に細目鑿を以て底の外面に精密なる鑿掛けを行ひ底の厚さ約 0.5mm 内外の薄さとす

更に金剛砂布を以て丁寧なる磨き仕上げを施し底面の厚さ約 $0.25\sim 0.30\text{mm}$ となす 而て瓦斯をして此の薄き底面を通過せしむるものなり 次の操作としては本試體⑤は水冷却筒⑤と熔接せらる 次に Fig.2 に於て⑯は此の接點部分を示すものなり 此處に注意すべきは熔接の際本試體⑤をして餘り受熱せしめざる様是を水中に底面を浸漬しつゝ熔接するを要す 全試料の詳細なる寸法は Fig.3 に示さる又 Fig.2 に見る如く瓦斯通過の試料底面溫度を測定する爲め外套⑮を試料に嵌め是れによって熱電對⑩を底面の中心に垂直なる位置に保持せしむ 而て溫度は Fig.1 のパイロメーター⑧なる指示器にて讀まる

今底面を通過せる瓦斯は更に外套⑮ (Fig.2) に在る6個の小孔を通じて同圖に示す如く爐内に散逸す 又石綿を以て爐内に侵入する空氣を遮斷する事 Fig.2 に示すが如し

次て實驗操作を概記せん Fig.1 は前述せし如く實驗に供せし通過用瓦斯に一定値の壓力 h を發生せしむると同時に單位時間に通過せし瓦斯の量を測定せしむる全裝置にして又 Fig.2 は試料を加熱實驗する際に於ける試料挿入の状態並に注意事項を圖示するものなり 實驗者手前充分に乾燥せる實驗用瓦斯を目盛附測定硝子筒③ (Fig.1) [容量 100cc 1目盛 1cc] に送入し一定量送入し終れば次に瓦斯給管を遮斷す 次に試料への瓦斯入口閉栓⑭を閉ちて③筒内の加壓 h なる瓦斯壓を加へ瓦斯漏洩の有無を検査保證する事約15分乃至20分間なるべし此の際瓦斯の漏洩なく

瓦斯壓 h の減少無ければ更に閉栓⑭を開き試料⑤に瓦斯を通過せしめ試料内の缺點有無を驗す 斯の如くして約30分間豫備的實驗の後試料並に連結ゴム管系に洩漏異常なきかを保證す 以上は豫備的操作にして是れより本實驗に着手す 即ち電氣爐に通電して試料の加熱と同時に併行して瓦斯通氣量を測定す 試料の加熱は豫備的實驗結果より知られたる適當の加熱速度 $10^\circ\text{C}/3\text{min}$ の直線の上昇速度を以てす 試料は何れも約3hrsを以て 600°C 迄加熱測定し尙ほ冷却には何れの實驗に於ても 600°C より 250°C 迄は $10^\circ\text{C}/3\text{min}$ の速度を以てし即ち1時間45分を要し又 250°C より以下 150°C 迄は緩徐なる冷却曲線に沿ひ1hrsを要し 150°C を以て實驗を終了す 實驗は時間を標準とし3min毎に試料の溫度を熱電對⑩ (Fig.2) 及び溫度指示器⑧によって讀まる 同時に3min間の通過瓦斯量は③筒に目盛られたる水準の變化より容易に測定せられる此の時③筒の瓦斯壓は水準移動と共に多少變化するを以て h によって其の變化を求め通氣量の計算に考慮さるるを要す

以上三操作を同時に施行せば是れによって各溫度に於ける通氣率を計算より求むる事を得べし (文獻¹⁾参照) 然る處本實驗の主要なる目的は通氣率の絶體數値を求むるよりも各溫度に於て通氣状態が如何に變化するか即ち溫度と通氣變化状態の關係を求むるに在るが爲め瓦斯壓變化は考慮に入れずして單位時間に通過せし瓦斯量と溫度との關係を求めたり 尙ほ参考の爲め記さん 瓦斯壓は實驗開始前は何れも約 $860\sim 870\text{mm}$ となし 600°C 迄加熱冷却中に通過せし減少瓦斯の爲めの壓力低下は實驗終了後約 $790\sim 800\text{mm}$ となれり即ち約7%の減少なり

以上の裝置並に操作を以て著者は炭素含有量を異にせる6種の普通鋼及び不銹鋼1種計7種の鋼に就て溫度 600°C 迄の加熱冷却中の瓦斯通氣變化を測定せり 其の測定結果に就ては次に是れを述べん

III 固體が熱間に於て有する瓦斯通氣率の性状に就て

著者は曩に文獻¹⁾に於て各種鐵礦石並に各種耐火煉瓦類の熱間通氣率を 800°C 迄測定して次の結論を得たり 加熱に對し膨脹性を示すものは溫度上昇につれ通氣率は反て減少す 然も溫度に對して直線的膨脹性を示すものは溫度上昇につれ通氣率は反て減少す 然も溫度に對して直線的膨脹性を示すものは通氣は略ぼ對數的に減少するものな

り 逆に加熱に際し収縮性を有するものは通氣は増加す
是れ一見奇異の現象の様なれ共蓋し膨脹性は組成各粒子の
相互的熱膨脹の爲め各粒子間の相互壓縮の結果として示現
せらるるものにして固體の膨脹性示現と同時に必ず粒子間
隙の減少を來たし従て通氣率の減少を示すは必然の結果な
りと云ふべし 是れに反して加熱に際し収縮性を有する固
體にありては収縮示現と同時に粒子間には已に空隙の總和
的増大を招來するは明かにして従て通氣率増加の事實を示
すべし 例へば珪酸は 573°C 附近に於て長さの急激なる
變化を有す即ち加熱時には膨脹性を示し又冷却時には収縮
性を有する事は周知の事實にして通氣率測定の結果は此の
點に於て加熱時には通氣減少し逆に冷却時は急激なる増加
を示すものなり 又各種物質の結晶水分解による通氣率の
變化は加熱速度及び材質の硬軟によって影響せらるる事甚
大なり 即ち結晶水の分解散逸する 難易 速度に支配せら
れて決定せらる 要するに通氣率は結晶水の分解に際して
は矢張り加熱の際の膨脹 収縮の原則性によって支配せら
る 又附着水分の加熱蒸發に對する通氣率の變化に於ても
結晶水の際と同様の性状を示す 即ち一般には加熱時の膨
脹 収縮性によって通氣率は減少或は増加するものなり今
二三の試料に就て測定せる實例を示さん

(イ) 上坡産赤鐵礦に就て Fig. 4₁ は(文獻¹⁾ 参照)
上坡赤鐵礦石に就て 800°C 迄の熱間の空氣通氣率測定結
果にして2個の上坡鐵礦石に就て測定せる結果は Fig. 4₁ に
見る如く略ぼ温度に對して同様の性状を示せり 即ち同圖
(I) 變化は吸着水分の蒸發の爲め粒子間隙が阻止せられ通
氣率が著しく減少せらるるを示す 又同圖に於て (II) 及
び (III) の通氣率減少變化は明かに結晶水の分解發散す
際の間隙間の通氣率減少に因るものにして供試上坡鐵礦石は
2個共に分解温度を異にする従て成因を異にせるものと考
へらるる2種の褐鐵礦をも多少含有せるものたるを示すも
のなり 次に今前記の結晶水及び濕分による通氣率の異常
變異を除去して温度と通氣率との關係を考ふれば Fig. 4に
點線を以て示すが如し 従て結晶水及水分なき冷却時の測
定に於ては該點線曲線の通氣率變化を有するものなり 即
ち多集結晶よりなる鐵礦石の熱間に於ける粒子間隙の通氣
に對する性状は温度上昇に對して大凡そ對數的減少を示せ
り 是れ鐵礦石の熱膨脹性が前記の變化點を除去されるれば
温度上昇と共に略ぼ直線的に膨脹變化する性質を有するが
爲めなり

(ロ) 粘土質耐火煉瓦(シヤモット質煉瓦)に就て 次
に粘土質耐火煉瓦に就て 800°C 迄空氣通氣率を測定せる
結果(文獻¹⁾ 参照)を引用し Fig. 4₂ に是れを示す 粘
土質耐火煉瓦は一般に汎く使用さるる耐火煉瓦にして熱間
に於ける膨脹性は温度に對して殆ど直線的に²⁾ 膨脹するも
のなり 従て熱間に於ける通氣率は一般原則として温度上
昇と共に略ぼ對數的減少を示すものにして Fig. 4₂ に見る
如し

(ハ) 熔融アルミナ管の瓦斯漏洩實驗に就て 次にアル
ミナ熔融管の $1,200^{\circ}\text{C}$ 迄の真空漏洩度即ち通氣度の實驗
に就て述べんに Fig. 4₃ に示す如く一端を封じたる試験用
熔融アルミナ管を電氣爐中に於て水平に挿入し $1,200^{\circ}\text{C}$
迄 100°C 毎の各試験温度に 30 分間保定後真空ポンプに
連結して約 $750\sim 755\text{mm}$ の真空度を得たり 一定真空
度に達せる後ポンプを中止して真空漏洩度を讀む 今真空
ポンプの吸引中止後各 1 分間後に於ける水銀壓力計の降下
による漏洩度と温度との關係を求むるに Fig. 4₃ に示すが
如し

次に熔融アルミナ管の熱間膨脹を測定するに Fig. 5 に
於て曲線 (I) は温度に對する全膨脹を示し又曲線 (II) は
加熱冷却時の膨脹 収縮率を示すものなり 即ち温度とは
殆ど直線的關係の膨脹 収縮性を有するを知る従て通氣性
に對する原則よりすれば温度上昇につれて對數的減少を示
すべきを豫想せらる 而て其の結果は Fig. 4₃ に示す如く
事實是れを證明するものなり

以上の實驗的事實に基き固體然も多數粒子の集合よりな
る固體の熱間に於ける粒子間隙の通氣性は若し其の固體が
熱に對して膨脹性を有する場合は粒子自體が膨脹接近する
が爲め従て多集粒子間隙の總和は減少し茲に通氣率の
減少性を示すものにして又是れと逆に加熱収縮性を有する
物は粒子自體が収縮するが爲めにして粒子の相互の間隙總
和は増加し茲に通氣率の増大性を示す事を實證し得べし
従て今若し熱間膨脹か温度に對して直線的なる固體ありて
其の通氣率が温度に對して略ぼ對數的に減少するの結果を
示せば前記の實驗的事實よりして瓦斯は正しく粒子間隙を
通じて逆出通過せる事を判證するものなり

IV 鋼の熱間に於ける通氣の性状と 粒子間隙の計算に就て

²⁾ 各種耐火煉瓦の熱的諸性質に就て

鋼が一般に瓦斯に對して透過性を有する事は從來各方面の事實に徴し一般に認知せらる現象なり。例へば鉄力板の酸洗作業に於て或は又高壓水素工業に於て或は又鋼の窒化現象や含銅鋼の銅の浸出現象が何れも粒子間隙に沿ひて其の胚胎をなすが如きは何れも是れ等の粒子間隙が瓦斯に對して通過性を有する事を判證するものなり。

次に鋼は多集結晶粒子の集合よりなり且つ溫度上昇に對しては略ぼ直線的膨脹性を有するが爲め若し粒子間隙を通じて瓦斯の通過現象を有するものとせば前述の固體の原則的通氣性状に順應すべきや明かにして又逆に此の原則に合致せば鋼の通氣現象は粒子間隙を通じて行はる事も判證さるべきなり。今炭素含有量 0.04% の鋼に就て溫度 600°C 迄の通氣測定結果を示さん Fig.6 に示すが如し曲線 (I) は各溫度に於ける通氣總量を示す。又曲線 (II) は通氣率の各溫度に於ける計算結果を圖示するなり。以上の結果を見るに 600°C 迄に通氣に對し數ヶ所の變異溫度あるを知るべし。是れに關しては尙ほ後述せんと欲するも特に溫度 240~340°C の範圍に於て殆ど瓦斯の通氣し得ざる状態を呈示するは注意すべき現象なり。

是れ蓋し粒子間隙間に存する歪の僭勢力が加熱の爲め機械的勢力に變化し位置の變移による粒子間隙の減少結果に歸すべきか。今假りに前述數ヶ所の溫度に於ける瓦斯通氣の變異を除けば曲線 (I) の點線に示す如く圓滑なる通氣曲線を得べし。然る時は該點線曲線は即ち粒子間隙間に歪を受けざる粒子集合の鋼が加熱せられたる場合の熱間通氣性状を表示するものと考へ得べく今其の際の通氣率を計算するに Fig.6 の曲線 (III) に示すが如し。曲線 (III) の結果を見るに加熱に對する通氣率の變化は溫度に對して略ぼ對數的減少を示すものにして此の事實は即ち鋼の通氣は一般固體の通氣原則に従ふ事を判證するものにして従て瓦斯は又鋼の粒子間隙を通じて透過する事を示すものなり。是れは鋼の熱間通氣の性状は一般固體の原則に従ふ實證の一つなり。尙ほ著者は更に空氣及び CO 瓦斯に對し鋼が熱間に於て如何なる通氣性状を有するかを實驗せり Fig.7 は $C=0.04\%$ の鋼を冷間に於て 2% 引き延ばしたる試料に就て 600°C 迄加熱冷却せる際の空氣、CO 瓦斯及び水素瓦斯の各溫度に於ける通氣量測定の結果なり。此の結果を見るに 600°C より大氣溫度迄の冷却時の平均通氣割合は空氣の通氣を 1 とせば CO 瓦斯は 1.10 倍又水素は 2.43 倍の通氣性を有するを知る。Tab.1 参照すべし。更に著者は此等3種

瓦斯が鋼に對する通氣の大小割合の性状が他の固體に就ても同様の關係性を保持するや否やを検せんが爲め各種耐火煉瓦に就て是等瓦斯の通氣率を測定せり。Tab.1 に 9 種煉瓦に就ての測定結果を表示す。同表の測定數値は大氣溫度に於ける結果なり。今測定の平均値を求むるに空氣の通過率を 1 とせば CO 瓦斯は 1.04 倍又水素は 1.91 倍の通氣率を示せり。

是の結果は空氣、CO 瓦斯、水素が鋼を通過するの際の前記の割合と殆ど合致するものにして是れ鋼の通氣性が耐火材を構成する粒子間隙のそれと通氣に處する性状が全く同一たるを實證するものなり。然るに耐火材の通氣は是れ等 3 種の瓦斯に對して吸着等の變化の行はれざるは明かにして従て鋼の通氣に際しても瓦斯の通過は主として鋼の粒子間隙を通じての通過に外ならざるを示すものなり。即ち鋼は粒子間に瓦斯を通過せしむる粒子間隙を有し然も瓦斯は是れを通じて通過し他固體の熱間に於ける瓦斯通過の原則に従ふ事を示す第 2 の實證なり。次に瓦斯通氣性を與ふる鋼の粒子間隙の數量的推算を必要とせらるべし。前述の如く空氣、CO 瓦斯、水素の鋼と耐火材に對する通氣結果よりして此等 3 瓦斯の通氣割合が鋼と耐火材に對して略ぼ同様の結果を示す事は通氣量に於ては著しき差違こそあれ通氣に處する性状に於て合致するは通氣を與ふる間隙の數字的推定に於て兩者互に利用せしめ得るものと考へ得べし。今著者は數種の鐵鑛石及煉瓦に就て著者の實測せる通氣率と粒子間の間隙率(氣孔率)の關係を利用して鋼の粒子間隙を推算せんに Tab.2 に示す如くシヤモット煉瓦の 5 種に就て測定せる水素瓦斯に對する通氣率を \textcircled{a} とせば大氣溫度に於ける \textcircled{a} は Tab.1 よりその平均値 1.21×10^{-1} にして同時に同 5 種煉瓦の有する粒子間隙度(氣孔率) \textcircled{b} は Tab.1 よりその平均値 21.54% にして通氣率 1.21×10^{-1} のものは約 2 割の氣孔を有す。即ち通氣率 \textcircled{a} の價が -1 乘單位のものは通氣を與ふる粒子間隙全面積の約 2 割を占有するを示すものにして是れに對し鋼の水素に對する通氣率 \textcircled{a} の價は Fig.6 に於て回線 (II) 及び (III) に示す如く -8 乘單位なり。

従てその氣孔率 \textcircled{b} 即ち通氣を與ふる粒子間隙は全面積を 1 とせば 0.2×10^{-7} を占有すべし。即ち $1 m^2$ の鋼の面積中には $0.02 mm^2$ の通氣間隙を有する事を示すものなり。猶ほ文獻 (1) に示す如く著者は各種鐵鑛石に就て空氣に對する通氣率 \textcircled{a} を測定せり。

今是れを利用し各種鐵鑛石の粒子間隙の面積を計算せんに Tab.2 に抜記する如く(文獻¹⁾より)磁鐵鑛は最も質緻密にして従てその値 -5 乃至 -6 乘に位し通氣率の値最も僅少なり。次に通氣僅少なるは赤鐵鑛とす。其値 -4 乃至 -5 乘に位す。又質最も粗鬆なるは褐鐵鑛にして通氣率の値は -2 乃至 -3 乘に位す。従て此等3種鐵鑛石の粒子間隙 ϕ は夫々次の如し。磁鐵鑛は全面積1單位中には $0.2 \times (10^{-4} \sim 10^{-5})$ の間隙を有し赤鐵鑛は $0.2 \times (10^{-3} \sim 10^{-4})$ の間隙を又褐鐵鑛は $0.2(10^{-2} \sim 10^{-3})$ の間隙を占有す。今 $1m^2$ の面積中に就ては此れ等の間隙面積夫々次の如し。磁鐵鑛 $0.02 \sim 0.2 cm^2$ 赤鐵鑛 $0.2 \sim 2 cm^2$ 褐鐵鑛 $2 \sim 20 cm^2$ なり。以上の結果を總括して比較表示するに Tab.2 に示すが如し。

以上の實驗並に計算に於て鋼の水素瓦斯通氣に處する性状は普通一般の固體の通氣原則に従ひ通氣は正しく粒子間隙を通じて通過し著者の施行せる實驗の如く極薄の皮膜を通じては殆ど吸着並に化學的作用には關與する事なく容易に通過流出するを知れり。尙ほ鋼の粒子間隙を數量的に推算し得たり。

V 數種の鋼に就て測定せる熱間通氣の性状と青熱脆性に就て

前章に於て鋼の水素に對する通氣實驗を施行し水素瓦斯は熱間に於て鋼の粒子間隙を通過し溫度 $600^\circ C$ 迄は殆ど吸着並に化學作用を惹起する事なく鋼の粒子間隙を通じて容易に透過する事を知れり。従て加熱中に於ける水素瓦斯の通氣に處する鋼の性状は各溫度に於ける粒子間隙の變化狀況を推定せしめ得るものにして歪説に立脚せる鋼の青熱脆性現象の説明に關し好個の一段たるを豫想せしむるものなり。仍て著者は炭素含有量を異にする6種の鋼と不銹鋼1種に就て溫度 $600^\circ C$ 迄の加熱冷却時に於ける通氣の狀況を測定し更に冷間に於て機械的に粒子間隙状態に各種の變化を與へ是れによつて通氣と密接なる關係を生ずるに到ると考へられる前記數種の鋼に就て又通氣變化を測定せり。其の結果を次に報告せん。

(イ) 實驗試料 測定に供せし鋼6種の炭素含有量は $0.04, 0.06, 0.11, 0.47, 0.65, 0.72\%$ にして不銹鋼の炭素量は 0.17% なり。分析結果を Tab.3 に總括表示す。以上6種は當所坩堝工場に於て特に實驗の爲め配合製作せるものにして小型工場にて何れも徑 $25mm$ 丸棒に壓延せ

るものをマッフル瓦斯爐中にて $800 \sim 900^\circ C$ に約 12 時間焼鈍し試料に供せり。次に測定實驗の目的よりして高溫度に及ばずして $600^\circ C$ 迄の加熱冷却時の通氣性状を測定せり。試料の寸法 加熱冷却の速度 其他實驗操作等は前(II)章に記述せり。尙ほ試料として前記6種の普通鋼中の二三種に就て壓延後焼鈍せる試料の外に彎曲 捻廻引き延し等の各種機械的歪を加へたる物に就て併せて同様の測定を施行せり。是れ青熱脆性變化の素因並に粒子間隙の變化による通氣状態が歪の大小並に歪の種類に如何に關係變化せらるるものなるかを窺知闡明せんが爲めなり。

(ロ) 實驗結果に就て 前記(II)章に説明せる鋼の熱間水素通氣量測定裝置並に方法を以て實驗せる6種の普通鋼及び1種の特種鋼の試料總計 16 個に就ての結果を次に順記せん。

(A) $C=0.04\%$ の焼鈍鋼に就て(第1試料) $600^\circ C$ 迄の加熱時の通氣實驗 炭素含有量 0.04% の普通鋼に就て測定せる通氣量と溫度との關係結果を Fig.8₁₋₄ に圖示す。尙ほ試料は Fig.8₁₋₂ 迄の 2 個は $800 \sim 900^\circ C$ に約 10 hrs 焼鈍せる棒狀試料より採取し又 Fig.8₃₋₄ の 2 個の試料は長さ 8% 丈け冷間(大氣中)にて引き延したるものなり。

Fig.8₁ の説明(A 試料) Fig.8₁ に於て曲線(I₁)は各溫度 $10^\circ C$ 毎に於ける通氣全量を示し又點線にて示せる圓滑曲線(I₂)は實測せる通氣曲線(I₁)を基礎にして圓滑に引きたるものにして若し試料が完全に歪より除かれたるものと考へ従て單に粒子の熱的膨脹のみによる間隙變化を呈する際には斯くあるべしと想定せらるべき所謂加熱膨脹性無歪固體の通氣原則に従へる狀況を圖示するものなり。又曲線(III)或は(u)を以て是れを示すは各溫度 $10^\circ C$ 毎に就ての試料實測の通氣率を(I₁)曲線より計算して(計算法は文獻¹⁾参照)圖示するものなり。又曲線(IV)或は(u)を以て是れを示すは前述せる如く曲線(I₂)の理想的無歪鋼の通氣量より計算せる瓦斯通氣率の値を $10^\circ C$ 毎に計算し圖示せるものなり。従て溫度に對する通氣率の減少は固體の通氣原則に従ひ殆ど對數的に減少せるを示せり。又曲線(V)は $600^\circ C$ 迄の加熱に要せし時間と溫度との關係を示すものなり。

次に Fig.8₁ の $C=0.04\%$ なる鋼の通氣全量曲線(I₁)及び通氣率曲線(III)即ち(u)曲線より $600^\circ C$ 迄の加熱中に於ける通氣の變化状態を見るに次の如く異りたる3部

分に區分せられ得る事が概觀せらるべし 即ち縦線(A)を以て示せる溫度(大凡 220°C)迄の範圍今是れを假りにⅠと名づけん 此の範圍は割合に溫度上昇に對し通氣の減少割合は大にして且つ瓦斯可通性の相當大なる部分なり 更に溫度上昇して通氣性頗に他の部分より減少し尙ほ且減少の割合も僅少なる範圍即ち縦線AとB(溫度範圍大凡そ 220~460°C)範圍の有するを認めらるべし 今假りに是の部分Ⅱの範圍と名づけん 該Ⅱには通氣閉塞して通氣率零となる相當廣き溫度範圍の存在するものを見るべし 尙ほ又此のⅡ溫度範圍には青熱脆性の溫度に合致して通氣閉塞の結果を示せる範圍あるを見らるべし 縦線(A)(220°C)及(C)(360°C)の範圍是れに屬す 今此れを細分してⅡ₁の範圍とし他をⅡ₂の範圍と名づけん(Fig.8₁参照)更に溫度上昇してB縦線(溫度 460°C)に於ては通氣の頗に増加するを見るべし 此の範圍をⅢ範圍と名づけん

今更に Fig.8₁ の結果を精細に觀察すれば前記通氣性状を異にせる三範圍内に於て夫々又小なる通氣變化の存するを見るべし 即ち各範圍に存する變化を列記せば次の如し

- 同様
- Ⅰ 範圍中に⑥(100°C 前後)及①(150°C 前後)を以て示せる通氣率減少の二變化あるを見るべし
 - Ⅱ₁ 範圍中に③(300°C 前後)を以て示せる通氣率零なる廣き溫度範圍あるを見るべし
 - Ⅱ₂ 範圍中に④(410°C 前後)を以て示せる通氣率殆ど零なる相當廣き溫度範圍の存するを見るべし
 - Ⅲ 範圍中に⑤(570°C)を以て示せる通氣率の多少減少する部分あるを見るべし

以上前後數回の通氣率變化は後述の如く炭素含有量を異にする數多の實驗結果に徴して何れも殆ど相近き溫度範圍に於て發見せらるものにして該試料に就ての特有の結果に非らざる事を前言して是等の通氣率變化の由來する素因の説明に及ばん 勿論屢言する如く是等通氣率の變化はその粒子間の歪或は粒子自體の膨脹變形等に基因する所謂歪説を以てその基礎とする以上相の變化溫度の如く實驗毎に合致せる確定的一定溫度を有するものに非らずして歪の附與或は加熱による歪の除去等の爲め前記通氣率變化の溫度範圍も加工並に操作の程度に従ひ相當變異する性質のものたるや明かなる事を附言す

然るに此等の變化の説明にはその素因に考へ從來の手段を以ては充分に其の補助的效果の求めらるべきものなきが如し 今 X-線の研究によつても粒子間隙の變化状態を適確に窺知し得ざるの感あり 従て著者は是等通氣率變化の因に關しては第1報に於て得たる鋼の青熱脆性點に於て隨伴する各種物理的性質の測定結果並に直接に鋼の熱間通氣性を測定せる數種の試料に就ての後述の結果等を綜合考慮し前記⑥、⑥①③④⑤の前後5回の通氣率變化の因素に關し先づ次の如く説明せんとす

⑥變化 ⑥の通氣減少の變化溫度は 100°C 前後に範圍し尙ほ且つ鋼の粒子間隙の存否は第4章に於て説明せる如く是の事實並に冷却時に於て(後述)此の變化の殆ど認められざる點よりして此の變化は粒子間隙或は材質中に介在する各種瓦斯より來る粒子間隙に於ける瓦斯通氣に對する阻止作用に因ると推定せらる

①變化 ①の通氣減少變化の溫度範圍は 150°C 前後に位し 尙ほ實驗の結果によれば後述する如く該變化溫度に於て次の二つの事實を有す (一)冷間加工の此の變化に與る影響は通氣減少の度を著しく増加せしむ (二)炭素の含有量の多寡が此の溫度範圍の通氣に對する影響は炭素の尠なきものに於て通氣減少が高炭素のものよりも却て大なる結果を來たす 以上の事實を照合考慮するに當り今日一般に認知せられたる事實として②鋼に存する歪の加熱による變化は其の量大なるものが歪の少なるものより低溫度に於て現はるるを知る (谷口博士の各種鋼の熱間衝擊硬度測定結果)②尙ほ又從來周知の事實にして未だ其の説明充分に與へられざる鋼の一性質として溫度 100~150°C 内外に於て熱間衝擊強度並に熱間衝擊硬度の増大するを知る (著者第1報告 鐵と鋼 第22年第6號 Fig.15₁及 Fig.15₂並に島津製作所型錄 科學 325 號 谷口 上田氏 高溫衝擊硬度試驗機附圖 第3圖即ち Fig.8₁ 参照)

以上②③の實驗事實と從來周知の事實たる②①の鋼の性質を對照考察するに該①變化の原因は粒子周縁に出來する受歪異變層即ち鋼とは其の膨脹性其他強度等の物性に於て著しき差違を有すると考へられる所の受歪層によると推定せらる 今假りに此の受歪層を説明に便せんが爲めに介在物と假稱せん 即ち該層は鐵本質の外に瓦斯の吸着並に鐵以外の不純分の含有もあり得べく且受歪の爲めに鐵本質とは差違ある物性を有する部分と考へたる假想帶なり 尙炭素、マンガ、等の増硬元素含有に際しては此の受歪異性

帶たる介在物の發生量即ち周縁より内部への深度は硬度に應じて減少することと考へらるる。但し硬度増加するにつれ歪の程度は増大すべし。

今是の推定に従へば前記數項の事實は容易に説明せらるべし。即ち(一)の事實たる冷間加工の影響として鋼と介在物の兩者に著しき膨脹性強度等の差違の存すると考ふる以上粒子間隙部の著しき歪下に置かるるは容易に考へられ得べく従て加熱に際しては強歪の此の状態より安定なる位置に變形せんとすると同時に間隙減少し通氣の閉止せらるるは明かなり。次に鋼自體(本質)の粒子間同志の歪よりも膨脹性、彈性其他強度等に於て差違ある事により強歪の許に存する介在物と粒子本質間との歪が大なる爲めに割合に低温度に於ても歪勢力の變化し得る事は想定せられ得べく茲に(b)の事實を説明するものなり。更に又質硬強の介在物即ち受歪層が除去せらるるに從て鋼の粒子間隙間に密に抱合嵌入して通氣減少の原因たる粒子間隙の減少するが爲め衝擊強度の増大するは當然の結果たるべく茲に(c)の事實たる150°C附近に於ける熱間衝擊強度並に熱間衝擊硬度の増大を容易に闡明せらるべし(Fig.8'1 参照)。更に谷口博士測定の結果に於て炭素含有量増加するに従ひ150°C附近の硬度増大現象の消失するは是れ炭素含有量増加せば鋼本質の硬度も増加し介在物間との間に於て膨脹率(高炭素鋼は膨脹率少)其他強度等の差違減少し兩者間の歪變化即ち密化作用僅少となるが爲めなり。此の事實は(Fig.8'1)に於ても大體認められ又同博士未發表の詳細なる實驗結果に徴しても明かなり。是れに關しては何れ發表の豫定なりと更に又濱住博士の研究は此の事實を證明する實驗結果を報告せらる(鐵と鋼昭38號669頁 金屬の研究昭311月號387頁以上)①變化の説明を更に進むれば從來知られたる事實なるに拘らず未だ充分の説明を得ざる冷間加工を施したる強歪下の鋼を100~200°Cに加熱し是を更に冷却すれば強度増大すると云ふ鋼の一特性は容易に解説せらるべし。(1)の實驗事實に従へば冷間加工を加へたる鋼を加熱せば150°C附近即ち①變化温度に於て通氣量著しく減少する事より粒子間隙は又著しく減少す。即ち相互粒子は密に抱合連繫するを示すものにして今此の状態をして徐々に冷却状態に移せば強度も又増加するは明かなり。

尚ほ此れに關しては後述の Fig.8. 参照すべし。

③及④變化と青熱脆性 鋼の600°C迄の瓦斯通氣の

状態には三つの主要範圍ありて其中にて最も通氣し難く通氣率殆ど零なるはⅢ範圍にして温度にては220~460°Cの廣範圍に亘る事は前言せり。尚ほ更に細説すればⅢ₁範圍(温度220~360°C)には③變化(300°C前後)を以て示せる通氣せざる部分を有し又Ⅲ₂範圍(温度360~460°C)には④變化(410°C前後)を以て示せる通氣量殆どなき部分の存する事も已に説述せり。

先づ③變化に就て述べん。該温度の變化に關しては著者は既に第1報に於て鋼の有する各種物理的生質の測定結果よりの推論として③變化温度に於て鋼は其の粒子間隙状態が最小となるべしと豫想せし所にして今茲に著者は實驗的に正しく立證するを得たり(著者第1報 鐵と鋼 昭116號 Fig.2 Fig.3 Fig.7~Fig.10 Fig.13 Fig.15 Fig.15'~Fig.15. 参照せよ)。他方鋼の熱間に於ける數多の實驗結果によれば〔例へば研究報告 No.IV(3) 大正13年12月〕耐伸強度は該温度附近に於て増加し尚ほ硬度に於ても250°C附近の硬度値と同様なり。即ち該③變化温度附近に於ては鋼は加熱状態にあるとは雖も質尙堅硬の状態に存し機械的應力に對しても容易には變形し得ざるの状態に在り。即ち粒子の可變性未だ發現せざる剛性状態にあり。鋼に熱を加ふれば互に粒子は夫々異なる太さ、形及温度傳導率の固有性に從ひ各粒子は又夫々に固有なる粒子の膨脹を來し茲に粒子間に於ける歪の變化となり繼いて既存歪との協力合體により間隙の變化を招來するものにして其の600°C迄の状況は Fig.8₁ に示す如く通氣量(通氣率)の測定より容易に推察せらる。即ち該③變化温度附近に於ては鋼の固有膨脹性、強度等の複雑なる物理關係の許に歪の變化より來る粒子間隙は零となるを示すものにして粒子間隙には些少の融通性なく従て各粒子自體も又質未だ堅硬に屬し可變性僅少なるが爲め外部よりの應力によりては融通最も困難なる状態に置かれ在るは容易に窺知せられ得べく斯の如き状態下にあるものを今相當強甚なる機械的外力と與ふるならば組織中に存する弱點を沿ひ容易に龜裂或は折損の現象となるべし。該温度附近に於ける龜裂或は折損即ち青熱脆性なり。即ち青熱脆性の因をなすものは③變化附近に於ての剛性状態を持する粒子の通氣閉塞に歸せらる。

④變化は通氣量僅少なるⅢ₂範圍に屬し温度は約110°Cを前後として相當廣範圍に亘り通氣阻止の部分なり。他方從來知られたる事實としては該温度範圍に於ける鋼の物理

的性質としては大凡そ 400°C を限界として耐伸強度の激減と硬度の急増を有す (研究報告 No. IV (3) 大正 13 年 12 月 鐵と鋼 Vol. 22 No. 6 Fig. 15) 是れ即ち鋼は 400°C 以上に於ては内質の軟性を生じ爲めに強度の急減となり一方硬度の急増變化は主として該溫度に於ける鋼の可變性より來る壓縮效果に因るものと考へらる 要するに 400°C を限界として鋼の粒子は半軟化並に可變性を發現するを示すものなり 更に著者の實驗 (後述) に仍れば捻廻歪を加へたる試料に於て此の④變化に對する影響大なる點を照合すれば該變化の主因としては次の如く考へられ得べきか 該溫度附近に於て半軟質となれる關係上粒子は多少變位移動の自由度を増加せる際に於て粒子の膨脹の爲め歪の有する勢力は粒子間の移動變位となり 粒子間に滑動 (Slip) 及び轉動 (Rotation) 等の現象を惹起し其の際勿論粒子は最少仕事に於て變位する事が豫想せられる 而て粒子間隙が最少状態となる場合が前記の條件を満たすものと考へ得べく從て④變化に於ける通氣阻止の現象は主として粒子の滑動及び轉動によるものと説明せられ得べし 故に通氣閉塞せられたる點より見れば Ⅲ₁ と同様なれ共④變化附近に於ては前述の如く粒子自體は多少可變性を有する状態に存するが爲め今外部より相當強甚なる外力を加ふると是れに順應變移し得るが爲め容易には龜裂折損を惹起するものにあらず 即ち青熱脆性の現象は Ⅲ₁ 範圍の③變化たる 300°C 附近に於て惹起するの事實を證明し得るものなり

⑤變化 Fig. 8₁ に見る如く⑤線 (大凡そ 460°C) 以上に於ての所謂前記 Ⅳ 範圍は通氣頃に増加する範圍に屬す 鋼の耐伸強度が 460~500°C 附近に於て急減する事及び落衝硬度の増加する事等の結果 (製鐵研究 No. IV (3) 及び鐵と鋼 Vol. 22 No. 6) より考へ該 460~500°C 附近の溫度に於て鋼は相當に質の軟化状態に入れるを推察せしめらる 即ち粒子自體は Ⅲ₂ 範圍の溫度に於けるよりも更に機械的應力に對し容易に形態の可變性に富む事は明かなり 從て該溫度範圍に於ては粒子は既存の歪並に加熱膨脹より來る歪の爲め粒子自體は安定なる形即ち方向に容易に變移し得るものにして此の間粒子間隙の増加あるものと考へらる 更に Fig. 8₁ に於て見る如く Ⅳ 範圍に於ける通氣の實測値は (I)₂ の表はす無歪鋼たる所謂加熱膨脹固體 (粒子自體には軟化變形を伴はずして單に膨脹による粒子間隙の變化のみを起す場合の) の示す通氣率曲線より著く通氣量の價が少ななるに係らず Ⅳ に於ては通氣量が頃に前記

(I)₂ の無歪固體通氣量曲線より著しく増加せるは是 Ⅳ 範圍に於ては純剛體の示す通氣量曲線に非らずして必ずや粒子自體の軟化變形より來る通氣量急増の變化たるを物語るものなり 即ち Ⅳ 範圍の通氣増加は溫度上昇による鋼粒子の軟化可變性を伴ふ粒子間隙増加によるものなりと推定せらる 斯の如く Ⅳ 範圍に於ては粒子は容易に可變性に富む状態に存するが爲め状態を同じくする粒子は互に同化結合作用を惹起し得るは明かにして粒子の結合即ち再結晶作用にして⑤變化 (溫度約 570°C) は此の再結晶作用によるものなり 從て再結晶は粒子間隙の減少にして即ち通氣減少の結果を示すは明かなり (Fig. 8₁) 尙ほ且つ著者の實驗 (後述) に徴し歪を加ふれば此の⑤變化に對する影響益々大なるは從來の事實たる冷間加工せる鋼は 500~600°C に於て再結晶の顯著なる結果と良く符合するものなり 例へば Fig. 9 は當製鐵所森寺技師の實驗 (製鐵所 研究所 自發研究第 20 號 昭 8 3 17) 結果にして $C=0.02\%$ の鋼に就て種々冷間壓延率を變えその焼鈍溫度と耐伸強度及び延伸率の關係を求めたるものなり 結果として 500~600°C の間に於て強度急減するを見るべし 更に顯微鏡組織により該溫度に於て再結晶作用を惹起する事を知るが爲め該強度の減少は再結晶に因るとせり 是れを要するに⑤變化に於ける通氣の減少は粒子の再結晶作用により粒子間隙の減少即ち歪より來る密化作用に因るものなり 尙ほ Fig. 9 の實驗結果に於て冷間加工の歪を多く受けたる試料程耐伸強度益々大なるは是れ加工歪による粒子間隙の密化作用に因り (後著者の實驗結果 Fig. 8₂ 参照) 耐伸強度に對して弱點多き粒子間隙の減少せるが爲めなるべし 尙ほ又 500~600°C の範圍に於ける耐伸強度の急減現象に關しては著者の見界に於ては再結晶に因るには非らずして冷間加工歪を多く受けたる鋼程粒子間隙の密化作用も又大なるは強度の増大が加工歪に比例する點より見ても明かにして (Fig. 9 参照せよ) 從て又溫度 460°C 以上の Ⅳ 範圍に加熱せらるるに於ては粒子間隙に對する歪の疎化作用も亦歪に比例して大なるべく強度の減少も亦從て大なる事は明かなり (Fig. 8₂ 及 Fig. 8₃ を比較せよ) 今 Fig. 8₂ 及 Fig. 8₃ を比較對照するに Ⅳ 範圍の通氣と Ⅲ 範圍に於ける通氣の割合が歪を加へられたる Fig. 8₃ の方遙かに大なり 從て今是れを緩冷 (焼鈍) せば此の状態を冷間 (大氣溫度) に於て保留すべきが故に強度も亦激減せらるるは明かにして此の Ⅳ 溫度範圍に於て偶々再結晶の現象は在るも焼鈍による強

度減少の原因は再結晶には非らざるや又明かなり 寧ろ再結晶に際しては通氣減少の密化作用を併發する事實より考ふれば再結晶作用自體は強度の増大を招來すべき性質のものなり 以上鋼の通氣量測定結果に於て 600°C 迄に前後 4 回の通氣減少變化ある事を知れり 尙ほ且つ其中①③④は鋼が有する歪及び各溫度に於て發生する歪の爲め其の全歪の一部分が位置變化の勢力に轉移せらるると同時に安定なる方向に除去せられ其の際密化作用となりて通氣減少する事を説明せり 尙更に①③④の歪除去の本質並に是れに附隨する鋼の各種性質に關しても説述せり 尙ほ熱間衝擊硬度の谷口博士測定結果たる Fig. 8₁ を参照せん同圖中曲線 (I) は何れも實測硬度を表はし今曲線 (II) を引けば①③④の通氣減少の變化點 150 300°C 及 410°C 附近に於て明かに硬度の増大あるを見るべし 是れ即ち歪除去の際に於ける粒子の密化作用に因るを證明するものにして通氣量測定とは全く別途の測定結果に於て然も測定者も異にせる兩者の實驗に於て如斯符合せる結果を示せるは上記變化點の存在並に其の發生する溫度の正鵠なるを保證するものなり 圖に於て①③④は夫々通氣量測定結果の素因と同様の原因により招來されたる硬度増大の變化點を示すものなり 従て無歪理想的の鋼の衝擊硬度は溫度上昇によりては曲線 (II) に示す如く殆ど圓滑に漸減する性質なりと云ひ得べし 次に高溫度に於ける鋼の衝擊強度試験の從來の結果 (例へば Fig. 8₁' 及 Fig. 8₁'' 参照) に關し本研究結果の推論として次の如く其の性状を説明する事を得べし 即ち前述の如く鋼は 450~460°C より熱間の鋼粒子は半軟化變形性發現の爲めと此の溫度附近より急激に發生する粒子間の増大性の爲め強度は溫度と共に益々減少するが當然なり 抗張力試験に於ても然り (①製鐵所研究所報告 大正 13 年 第 4 號ノ 3 ④金屬之研究 第 2 卷 第 11 號 大正 14 年 ⑤ 製鐵研究雜誌 大正 15 年 9 月號 ⑥ I&S Institute 1930 No. II : 同 1928 No. I. ⑦製鐵研究雜誌 昭和 4 年 11 月號) 又衝擊強度に於ても然り (Fig. 8₁' 及び Fig. 8₁'' 参照) 即ち Fig. 8₁' 及び Fig. 8₁'' に於て ③點溫度より強度は益々減少しつつあるを見るべし

然るに③點溫度 (約 500°C) よりは強度は②の方向に急激なる増大性を示すを以て衝擊強度試験より見たる場合鋼本質の青熱脆性點は 500°C 附近に變偏すと説明せられ居れり 著者の考へに従へば前述の如く 500°C 附近は鋼粒子の異常なる間隙増大性の爲め衝擊強度試験に於ても或は

又熱間衝擊硬度試験に於ても無限に靜かに押すとか打つとかせば粒子の加工壓縮効果殆ど無く従て間隙減少の密化作用も行はれざるが故に④方向の如き強度増大性は無く抗張力試験の場合と同様の経過即ち①曲線に沿ひて強度の減少を示すべきが鋼の本性なるべし

従て③點溫度は何も鋼の本性上の最低強度點には非らず溫度と共に強度減少する途中の一點に過ぎず 故に龜裂を起す事もなくして即ち何も衝擊の脆性を示すものに非らず 唯だ單に③點溫度は急激なる加工壓縮に際し其の効果發現の始發溫度を示すに外ならず 従て加工の速度や壓縮器の形太さ等に因て多少の溫度高低を生ずるや豫想に難からずして熱間硬度の際は壓縮加工器が球狀にして且つ垂直衝擊なる爲め衝擊試験の際よりも其の鋼粒子の壓縮効果の顯れが多少早く即ち 400°C 前後に於て其の壓縮効果を已に示顯せるものなり (Fig. 8₁' 参照) と云ひ得べし

此の意味に於て③點 600°C は加工壓縮し得る (衝擊試験方法による壓縮の場合なり 又熱間硬度試験の壓縮方法によれば 500°C なり) 最後の溫度にして③點を越せば高溫度の爲め材質の軟化度甚だしく即ち鋼の流動性増加の爲め壓縮効果最早や發現せられず強度 急激に減少し其の経過は③~④曲線に沿ひて減少するを見るべし 即ち③~④曲線に平行にして溫度による減少経過は抗張力試験結果に酷似せり 是等の事實を考察せば赤熱溫度に於ける機械的加工の龜裂折損現象は青熱脆性發現の理と同様に壓縮効果の發現し得る最後の溫度即ち粒子間隙の最少なる即ち粒子移動の自由度最少にして従て今若し急激なる外的應力を加ふれば自然機械的折損の原因を誘發し得べき状態に存する③點溫度にて發現せらるべく従て寧ろ③點を以て赤熱脆性溫度と稱すべきなり 然れ共該③點溫度に於ては鋼自體の粒子は已に相當軟化状態に存するは屢述する處にして餘程急激強甚なる外力を加へざれば折損等の現象の顯れざる事を容易に想定せらる 又以上の説明よりして③點溫度より③點迄の強度増加は急激なる打撃槌の爲め鋼粒子が受くる壓縮効果延ひては粒子間隙の密化作用を惹起する爲めに粒子自體に吸収せられたる仕事勢力を示すものなりと云ひ得べし 又 400°C 附近の硬度増加は通氣現象 ④ 變化の粒子密化作用と該溫度に於ける粒子自體の半軟可變形性の發現により衝擊の爲めの壓縮効果たる密化作用とに因る二つの原因の合體に因るものなり 又白銑試料に於ける①變化の顯著に認められざるは前述説明せる理由に因る (①變化

の項参照せよ) 白鉄の 220°C 附近に於ける硬度の増大は後述する如く 鋼 或は 鑄鐵の A₀ 變態の際に於ける粒子間隙の密化作用に因るものなり

(B) C=0.04% の焼鈍鋼に就て (第二試料) 600°C 迄の加熱並に冷却時の通気實驗 (B 試料 Fig. 8₂) 次に炭素含有量 0.04% の焼鈍鋼に就て 600°C 迄の加熱並に冷却の際の水素瓦斯通気實驗を施行せり 試料は前回の (A) 試料 (Fig. 8₁) と同様 800~900°C に約 10 hrs 焼鈍せるものなり Fig. 8₂ は此の結果を圖示するものなり 曲線 (I)₁ は温度とその温度に於ける通気全量との關係を示せる實測値にして又曲線 (I)₂ は (A) 試料の場合と同様に試料が全々歪を受けざる場合の所謂無歪状態に於て加熱膨脹を受けた際の温度と間隙減少の關係を示すべき曲線にして従て大體に於ては通気率としては温度に對して對數的減少経過を採るべき筈にして (III 章参照) 曲線 (I)₂ は又是の關係に従へる事を略ぼ明示せり 更に又 600°C 迄の通気概況は (A) 試料と同様に三つの異なる部分に區分せられ Ⅲ Ⅳ Ⅴ の範圍が明かに認められ尙ほ且つその温度範圍略ぼ (A) 試料 (Fig. 8₁) と一致するを見るべし 更に精細に觀察すれば 600°C 迄に於て ⑥ ① ③ ④ ⑤ の通気變化の存するを認めらる 但し其の温度範圍に於て多少の上下あるは前に屢言せる如く此等の變化の原因が相的變化に屬するに非ずして粒子の受けたる又は加熱中受くる機械的歪應力に基因する關係上當然の結果なるべし 但し大體に於て兩者合致せる結果を示せる事が認めらる 例へば ③ の青熱脆性變化に就て見るに (A) 試料 (Fig. 8₁) に於ては大凡そ 300°C を中心とし (B) 試料 (Fig. 8₂) に於ては大凡そ 280°C を中心とせるが如し 又 600°C に於ける通気的全量に就て見るに (A) 試料に大凡そ 12 cc なるに對し (B) 試料は大凡そ 8 cc の少量なるは試験前に於て受けし (B) 試料の歪が (A) 試料よりも大なりしを示すものなり 従て低温度に於て青熱變化の發生せるを首肯せらる (Fig. 8₁~Fig. 8₂ 参照)

次に 600°C より冷却せし際の通気實測結果は Fig. 8₂ の曲線 (I)₃ に是れを表はす 又 (I)₄ 曲線は前記 (I)₂ 曲線と同様理想的無歪鋼の冷却に際して有すべき通気量曲線にして (I)₂ と同様温度に對しては略ぼ對數的關係を有するものなり

尙ほ更に通氣の變化に就て見れば加熱時と同様に略ぼ Ⅲ Ⅳ Ⅴ の三部分に區分せらるるを知る 然も其の變化の性

質に就ても加熱時と同様なり 即ち Ⅲ 範圍は (I)₄ なる理想無歪剛體の通氣量曲線より遙かに其の數値大なるは該 Ⅲ 範圍温度に於ては粒子自體の軟化變形を伴ふ通氣現象なるに對し Ⅳ Ⅴ の温度範圍は通氣量の變化は單に粒子間隙間に生ずる歪應力變化より來る通氣の變化に屬し従て (I)₄ なる無歪鋼の通氣量曲線よりも通氣量の値は著しく少なり 是れ歪の招來する間隙密化作用より見ても當然の結果なり 尙ほ又 Ⅲ 範圍に於ては通氣率の値が他の Ⅳ Ⅴ 温度範圍より僅少なるを示せるは加熱時と同様にして従て青熱脆性現象は矢張り此の Ⅲ 範圍内然も粒子自體は尙ほ外力に對して剛性を有し従て容易に變形融通し得ざる Ⅳ Ⅴ 範圍の變化附近に於て惹起せらるる理由を有するや明かにして事實の示す所に合致す 又 Ⅲ 範圍の温度に Fig. 8₂ 示す如く A' 線 (約 280°C) と B' 線 (約 490°C) の間に在り 即ち加熱時よりも大凡そ 30~50°C 高きを示せるは Fig. 2 に示せる如く熱電對が試料の内部に有するが爲め冷却時に於ては實際温度よりも多少高き温度を示すが爲めなり 更に冷却時に於ける通氣變化を詳細に檢する Ⅲ 範圍に屬する ③ 變化及び ④ 變化は明かに認められ然も ④ 變化の方遙かに其の温度範圍長きに互れり ⑥ 變化 ① 變化 ⑤ 變化に到ては多少の痕跡あるも判然せず 即ち冷却時に於ても矢張り瓦斯通氣に對する閉塞現象は Ⅲ 範圍に於て最も顯著にして青熱脆性の因を有するは矢張り該温度範圍に屬するを知る 但し青熱脆性の因を爲す ③ 變化の温度範圍に到ては加熱時に比すれば遙かに狭く尙ほ且つ通氣閉塞の程度に於ても加熱時よりも遙かに僅少なるの點は鋼取扱の作業上注目し値す

次に加熱時と冷却時の通氣量の多寡に就て Fig. 8₂ を檢討せん 圖に見る如く尙ほ前記説明せる如く温度に對する通氣の變化状態は兩者略ぼ相似たりと雖も大氣温度と 600°C 間の通氣全量に於ては冷却の際は 13 cc にして加熱時の 8 cc に比し約 2 倍弱の通氣性を有するを見るべし 是れ加熱時に際しては鋼の粒子はその膨脹性より來る歪並に既存歪等の爲め粒子間隙に於ける密化作用を惹起し自然通氣減少せらるるは當然なり 反之冷却に際しては粒子自體は收縮性により體積は縮少せられ従て粒子間隙は結局に於て増大性を有する關係上間隙變化は主として 600°C に於て有する既存歪より來るものと考へられ得べく従て冷却に際しては外的に歪應力を加えて以て間隙減少を來たす原因を與へざる以上通氣性に富むは明かにして今加熱時の無歪理想の通氣曲線 (I)₂ に平行なる曲線 (I)₃ を引けば (Ⅲ 範

圍に於ては (I)₄ 曲線に合致する様) 然る時は (I)₂' 曲線と (I)₄ 曲線との表はす通氣量の差即ち Fig. 8₂ に於て影線を以て示せる通氣量は加熱に際し鋼の膨脹性より主として由來する歪の爲めに閉塞さるる瓦斯の量を表示するものなり

(C) C=0.04% の焼鈍鋼に冷間加工 (8% の引延し) を加えし試料に就て (第一試料) 600°C 迄の加熱並に冷却時の通氣實驗 (Fig. 8₃) 引延し冷間加工が鋼の通氣に及ぼす性状を求めんが爲め C=0.04% の焼鈍鋼を 8% 引延しせる試料に就て 600°C 迄の加熱並に冷却時の通氣實驗を施行し其の結果を Fig. 8₃ に圖示す 順序として加熱時の通氣状態を概観するに Fig. 8₁ Fig. 8₂ の焼鈍試料の夫れとは多少異ると雖も然も ①③④⑤等の通氣變化を存し夫等の溫度範圍も略ぼ前記焼鈍二試料と合致するを見る 従て I, II, III の三範圍に區分して通氣状態を概説し得る事 Fig. 8₃ に見るが如し 而て夫等の溫度範圍も前記二試料と殆ど一致するを知る 即ち前後 5 回の通氣變化の存する事及び三大範圍に區別概観し得る點 更に夫等の溫度範圍 (A B C の溫度参照せよ) 此等三條項に於ては前記焼鈍試料の夫れと殆ど合致し何等異る點を見ず唯だ異る點としては冷間加工を受けたる此の試料の通氣量が前記 Fig. 8₁ Fig. 8₂ に示せる焼鈍鋼に比し其の値非常に僅少ななる事なり 殊に I, II 範圍の 460°C 迄は通氣零に等しく III 範圍に於て漸く通氣の性状が展示せらる然も其の量は僅少ななるを見るべし 即ち冷間加工操作は粒子間隙を減少せしむる所謂粒子密化作用を惹起する効果著大なりと云ひ得べし 従て冷間加工操作は粒子間隙を減少即ち密化するものにして冷間加工は一般に強度の増大を招來す 但し又他面に於て粒子間隙には複雑なる歪の發生を惹起せしめ通氣に對し不規則なる變化を生ずるや又明かなり 更に各通氣變化點に就て順次説明せん

⑥ 變化 (Fig. 8₃) 顯著ならざれば其の變化の存するを見るべし

① 變化 (Fig. 8₃) I 範圍中に存する ① 變化溫度は Fig. 8₃ に見る如く 150°C 附近を中心として顯著なる通氣阻止作用を惹起せるを知る 後述する如く他の ③④の通氣阻止に比し遙かに其の程度著大にして従て冷間加工を施せし鋼は 150°C 附近に於ては粒子間隙の密化作用の著しく然も 300°C 附近の青熱脆性の發現する溫度附近よりも更に大なるを物語るものなり ① 變化の本質に關しては敘上

の如く冷間加工による歪の爲めに斯の如き顯著なる通氣變化を附與せしむる點より考察するに加工の爲め粒子間隙に異常なる變異を惹起せしむるもの作用ならざるべからず即ち鋼の粒子本質に對比して 膨脹率 強度等を異にする事甚だしき受歪層即ち介在物の作用に因るものと解すべきものなり 尙ほ且つ熱間衝擊試驗に於て 100~150°C 附近の強度の増加する事實 (鐵と鋼 Vol. 22 No. 6 Fig. 15) は衝擊強度に顯著なる關係を有すると認めらるべき然も尙ほ鋼に比すれば質割合に硬強なる受歪變異層たる介在物の作用より來る間隙の密化作用に因るものと考へらる 何れにせよ冷間加工による ① 變化の通氣減少度の頗りに増大する此の事實よりして従來周知なること然も其の本質の適切なる説明を得ざる鋼の下記性質を充分に闡明し得るものなり 即ち冷間に於て加工受歪せる鋼を 100°~200°C 内外に於て加熱冷却せば強度著しく増大せらるる例へば螺旋用鋼等に於て平素應用實施せらるる事實なり 是れは冷間加工に於て受けし歪が溫度上昇につれ該溫度附近に於て位置變化勢力に轉移すると同時に鋼自體の粒子膨脹變化の爲め粒子間隙が此の溫度附近に於て減少即ち密化作用を惹起するが爲めにして従て該状態を徐々に緩冷せば大氣溫度に於ても前記の状態を其の儘保留するものと考へらるるは當然にして仍て機械的強度に於て最も關係を有する粒子間隙が互に連繫嵌結の状態に存するが爲め強度の増大をも招致するものと説明し得べし

② 變化 (Fig. 8₃) Fig. 8₃ 及 Fig. 8₄ (後述) の冷間加工せる試料に就て見るに冷間加工により ① 變化の爲めに著しく阻止せられたる通氣は 200°C 附近より又通氣の發生を示し以後大體に於て固體の通氣原則たる對數的減少の通氣率に類似せる (I)₂ 曲線に従ふを見るべし 次に溫度上昇に沿ひ通氣の詳細なる變化を見るに溫度 220°C 内外より初まる通氣阻止の變化が其の程度甚しからざるも明かに認めらる 是れ其の溫度及び通氣阻止の性質よりして該溫度に於て膨脹變化を惹起する A₀ 變態に因るものと考へらる 然るに前述 Fig. 8₁ 及 Fig. 8₂ の冷間加工せざる試料に於ては多少其の形跡あるも判然せざるは通氣量測定結果に見る如く冷間加工せる Fig. 8₃ 及び Fig. 8₄ の試料に較ぶれば間隙相當大にして A₀ 變態の膨脹性による間隙の減少影響が充分ならざりしに因るものにして冷間加工せば全體に間隙の密化行はれあるが爲め今些少の膨脹による間隙の減少も其の及ぼす影響従て大なるが爲めなり

③及び④變化 (Fig. 8₂) 温度大凡 330°C 附近を中心として通氣阻止の相當廣範圍に亙る變化あるを見るべし是れ即ち青熱脆性變化の素因をなすものにして冷間加工せざる Fig. 8₁ 及び Fig. 8₂ の試料よりは通氣阻止の温度範圍は狭きも冷間加工による粒子間隙の密化を來たせる試料に對しては間隙減少の影響は更に甚だしかるべく該③變化は又青熱脆性を招來するの基を成すや明かなり

更に温度上昇せば 400°C 附近より又④變化に因る通氣の阻止あるを見るべし 其の温度範圍狭きは冷間加工による粒子間隙の密化大にして加熱による歪應力の變化に對し抵抗又大にして1回の加熱速度に於ては充分に歪力の回復行はれざるべし然れ共冷間加工の該試料は通氣量全體に於て僅少なる點よりして粒子間隙の密なるは明かにして通氣阻止の影響は相當大なるべし 但し④變化の温度に上昇せば鋼の粒子自體既に強度減少する點より考へ(前述)外界より應力を加ふるも是れに對し割合に自由に變移し龜裂折損の因を爲さず 即ち④變化の温度に於ては最早や青熱脆性の域を脱する事前述の如し

⑤變化 (Fig. 8₃) Ⅲ範圍の温度に加熱上昇せられ 550°C 以上に於ては (I)₂ 曲線の無歪理想の通氣量曲線より遙かに通氣頓に増加し Ⅲ範圍の變化迄の歪應力の解除による粒子間隙の密化作用とは全々反對の現象たる疎化作用を呈するを知る 是れ即ち 550°C 以上に於ては歪應力の密化作用以外に反對に間隙を増加せしむる疎化作用あるを示すものなり 即ち温度 550°C 以上に於ては強度急減の事實より粒子自體は已に軟化容易の状態にあるが爲め茲に粒子は應力の爲め安定なる位置方向を採り割合に自由に移動變位する事により粒子間隙の疎化作用が惹起せられ従て通氣の急増を招來するに至れりと解すべきにして已に粒子の變位自由に到らば好適の状態に屬する粒子は互に同化合體の變化が招來せらるゝや明かにして粒子の合體結合即ち再結晶作用にして 570°C よりの通氣減少は即ち此の變化に因るものなり 又冷間加工により歪應力を餘分に與へられたる粒子は加工せざるものよりも合體結合の機會多きは豫想せらるゝ所にして Fig. 8₃ の該試料に於ては Fig. 8₁ 及び Fig. 8₂ 試料よりも此の現象顯著なるを見るべし

冷却時の通氣性状に就て述べん (Fig. 8₃) に加熱時に比して著しき差違は先づ冷間加工の歪應力を受けたる鋼も冷却時に於ては其影響殆ど認められず 是れ冷却に際しては粒自體の收縮性の爲め粒子間隙は加熱膨脹性に因る應力よ

り來る密化作用が勿論生ぜず却て收縮性より來る間隙の疎化作用の爲め通氣は著しく大なるを知る 唯だ⑤④③②①の通氣變化温度に於ては残留歪應力の除去による通氣阻止の變化あるも膨脹性歪の混和協同作用なき爲め其の程度は僅少なるを見るべし

尙ほ冷却時に於ける此等變化温度は加熱時の夫れより何れも 50~60°C 遅れたるは温度測定用熱電對の挿入位置の關係による事は已に前述せり 又冷却時の通氣性状は燒鈍せる試料と殆ど同量且つ同状態の通氣性を示す事よりして冷間加工の既存歪は1回の 600°C 迄の加熱によつて殆ど除去せられしを示すものにして従て Fig. 8₁ 及び Fig. 8₂ の夫れと同様大氣温度迄の通氣性状は Ⅰ Ⅱ Ⅲ の三大範圍に區分せらるゝを見る 且 Ⅲ範圍に於ける通氣状態は Ⅰ Ⅱ の兩範圍の夫れよりも通氣僅少なる傾向を有し矢張り③及び②變化附近に於ては通氣は又急に減少せらるゝものにして多少は青熱脆性化への示性を表示するも其の程度や微々たるものなり 尙ほ又 Fig. 8₁ 及び Fig. 8₂ の燒鈍試料に比すれば①變化だけは明かに殘存せるを見る但し加熱時に比し其の量たるや僅少のものなり

以上の事實により燒鈍の合法的なる温度の上昇は大凡そ 460°C を以て理論的に充分なりと云ひ得べし 尙ほ燒鈍の本質が①②③④變化點に於ける④種の歪應力除去にある事よりして合法的燒鈍法たるや是等各變化温度に於て相當長時間保留するか或は又 460°C 迄の温度を反覆加熱するに在るや明かなり 尙ほ又前述せる如く青熱脆性の本質よりして其の現象回避の合理的手段としては初回の加熱時に於ては加工を用ひずして少くも 460°C 迄の前記合理的歪應力除去の加熱を應用し然後冷却時に於て加工鍛鍊するにあるべし

(D) C=0.04% 鋼 (燒鈍せる) に冷間加工 (長さ 8% の引延し) せし試料 (第二試料) に就て 60°C 迄の加熱並に冷却時の通氣實驗 (Fig. 8₄) Fig. 8₄ は Fig. 8₃ と同様に長さ 8% だけ引延しの冷間加工せし試料に就て 600°C 迄の加熱並に冷却時の通氣實驗結果を圖示せるものなり 圖中記入の符號は Fig. 8₁~8₃ に於けると同様なり 先づ加熱時の通氣状態を見るに前記 Fig. 8₃ と量に於て又性状に於て殆ど同様なり 矢張り三つの通氣状態に大別概觀せられ尙ほ 440°C 附近迄即ち Ⅲ範圍迄は通氣殆どなく Ⅳ範圍温度即ち 440°C を越して初めて通氣發生するを見る 又①②③④及び⑤變化の通氣阻止ありて夫等の温度も

殆ど前記 Fig. 8₃ 試料と同様なり 就中①變化温度に於ける冷間加工による通氣閉塞の影響甚大なる事も前試料と同様なり 冷却時に於ては前述の理由により通氣良好にして粒子自體の軟化による變位自由なるⅢ範圍温度以下に於ては所謂無歪理想的固體の通氣狀況即ち對數的法則に従ふ事圖中 (I)₄ 曲線に示すが如し 尙ほ③及び④變化の存するⅢ範圍温度は他範圍に比し通氣の割合僅少なる事も明かに認めらる 又冷間加工を受けたる該試料として冷却時に於ても尙ほ①變化點に於ける歪應力は全くは除去せられず残留する事 Fig. 8₃ 試料と同様なり 即ち一つの冷間加工引延し棒より採取せし試料に就ての通氣狀況は Fig. 8₃ 及 Fig. 8₄ に見る如く殆ど同様の結果を示せり

(E) $C=0.11\%$ 鋼の焼鈍試料に就て 600°C 迄の加熱並に冷却時の通氣實驗 (Fig. 10₁) 試料に就ては V 章に於て前述せる如く $800\sim 900^{\circ}\text{C}$ に 10 時間焼鈍せるものを使用せり 600°C 迄の加熱並に冷却時に於ける水素瓦斯の通氣狀況 Fig. 10₁ に示す如し 圖中に示せる符號及び示す其の曲線の意味に就ては前記説述せる所に同じ 先づ加熱時の通氣曲線 (I)₁ 及び夫れの無歪理想的の通氣曲線 (I)₂ によりて見るに $C=0.04\%$ の鋼に比すれば大體に於て通氣量は僅少なり即ち粒子間隙僅少にして通氣し難し 尙ほ無歪理想通氣曲線 (I)₂ は矢張り固體膨脹性の夫れに従ひ其の間①②③④及び⑤變化の存する事 Fig. 10₁ に示すが如し 又通氣し難きⅢ₁ 及Ⅲ₂ 範圍には②③及び④變化の通氣阻止温度ある事及びⅠ範圍には (1) 變化Ⅳ範圍には⑤變化の存する事前述來の各實驗結果と同様なり 唯だ $C=0.04\%$ 鋼の前記實驗結果と異なる點は①②③④及⑤の各變化點に於ける瓦斯の阻止狀況が割合に不整にして規則正しき變化を作さず 是れ該試料は炭素含有量多少多き點に於て試料出來の工程中に既存の歪應力も亦從て複雑不整なるに因るものと思はせらる 含有炭素量の増加する試料丈け後述の如く此の傾向大なる點より見て推定せらる 其の他の性状に就ては前記の試料と同様なり 次に冷却時の通氣狀況を見るに炭素含有量増加による殘存歪應力の不整傾向は加熱時と同様に認めらるべし 然れ共大體的に於ける通氣は矢張り (I)₄ 曲線に見る如く略ほ固體收縮の理想通氣狀態に従ふを知るべし 尙ほ且ⅠⅢⅣの三大通氣性状範圍に概観せらるる事及びⅢ範圍に於て通氣減少性を有する事尙ほ又⑤④③②及び①變化等の起る温度等も大凡そ前記試料と合致する等の事實を認め得

(F) $C=0.11\%$ 鋼 (焼鈍後捻廻歪力を與へし) 600°C 迄の加熱並に冷却時に於ける通氣實驗 (Fig. 10₂₋₄) Fig. 10₂ 及 Fig. 10₃ は前記の焼鈍せる 2 個の $C=0.11\%$ 鋼に夫々 45° の捻廻歪力を加へし 2 個の試料に就て 600°C 迄の加熱並に冷却時の通氣狀況測定結果を圖示せるものにして捻廻歪の通氣性状に及ぼす影響を求めんが爲めなり

先づ加熱時に於ける測定の結果を見るに焼鈍試料 Fig. 10₁ と殆ど同様の通氣狀況を示し唯だ焼鈍試料に比すれば 600°C 迄の通氣量多少増加する事によって (即ち無歪理想曲線 (I)₂ の温度に對する増加大なり) 間隙の増大し通氣容易となれる結果を示せり即ち捻廻歪力は間隙の一般的疎化作用を惹起する事を示す 尙ほ④變化の通氣阻止作用が早く發生し其の範圍も廣く且其の及ぼす影響も亦大なるを見る 是れ捻廻歪力を附與する事は④變化に密接不離の歪力變化より來る通氣阻止作用に外ならざるに因るなり 即ち④變化の本質は鋼の粒子が該温度附近に於ては強度減少の結果より見ても多少粒子自體半軟滑動の性質を發揮せらるるより起るものと推定せらるべきなり 是れ④變化たるや歪應力の除去時に於ける粒子の廻轉滑動に歸因する通氣阻止作用なりとする所以なり

尙ほ更に茲に注意すべきは引き延し試料たる Fig. 8₃ 及び Fig. 8₄ に於けるが如く捻廻力は①變化には其の影響が殆ど認められざる事なり 從てスプリング鋼の如く $150\sim 200^{\circ}\text{C}$ の焼鈍硬化作用は冷間引延しの歪力によって惹起せらるべきも捻廻歪力によっては求め得ざる事を知る

次に冷却時に於ける通氣狀況を觀るに其の性状殆ど焼鈍試料 Fig. 10₁ の夫れと同様なり 唯だ (加熱時も同様) 捻廻歪力は一般に粒子間隙を増大して通氣を容易ならしめるものなりと云ふ事實を示せし

(G) $C=0.47\%$ の焼鈍鋼に就て 600°C 迄の加熱並に冷却時に於ける通氣實驗 (Fig. 11₁) Fig. 11₁ は $C=0.47\%$ の鋼を $800\sim 900^{\circ}\text{C}$ に 10 時間焼鈍せる試料に就ての加熱並に冷却時の通氣實驗結果にして記入の符號に就ての説明は前述來と同様なり 各變化の存する事及び温度と通氣狀態の變化等前述來と大差なき事充分に認めらる 又冷却時に於ては $600\sim 460^{\circ}\text{C}$ 迄粒子の變位自由なる温度範圍に於ては加熱並に冷却時共に通氣量の變化割合即ち通氣率殆ど同様なる事 (即ち平行的變化) 前述來の實驗結果に同じ

(H) $C=0.47\%$ の鋼(焼鈍せる)を冷間加工(長さ8%の引延し)せし試料に就て 600°C 迄の加熱並に冷却時の通氣實驗 (Fig.11₂) Fig.11₂ は $C=0.47\%$ の焼鈍試料を冷間に於て8%引延し加工せるものに就て 600°C 迄の加熱並に冷却時の通氣實驗結果にして冷間加工の通氣に及ぼす影響を知る事を得べし

先づ加熱時の通氣状態に就て見んに前述 Fig.8₃及 Fig.8₄の冷間加工試料の夫れと大差なき變化をなす事を知るべし 唯だ含有炭素量多く質堅硬なる爲の殘存歪應力の存在分布が不整なる爲め從て加工の影響より來る通氣の變化狀況が自然前記試料の夫れに比較せば不規則亂雜の變化を示すを見る 尙ほ又加工効果による粒子間隙の減少即ち密化作用の發現として通氣量減少する事 Fig.8₃及 Fig.8₄の試料と同一なり 尙ほ更に 460°C 附近よりは通氣頗みに増加する事が試料と同様なり

冷却時に於ては前述來説明の如く粒子收縮變化の爲め歪は單に已存殘留歪のみとなり從て通氣量は加熱時に比較して著大なる事從來の實驗結果と異なる事なし 更に④③②及び①の各變化温度に於ける通氣減少作用僅少なる事により加熱に際し冷間加工の存歪は殆ど除去されしを示す

(I) $C=0.65\%$ 鋼の焼鈍試料に就て 600°C 迄の加熱並に冷却時の通氣實驗 (Fig.12₁) Fig.12₁ は $C=0.65\%$ 鋼の焼鈍試料に就て 600°C 迄の加熱並に冷却時の通氣測定結果なり 同圖に見る如く加熱時に於ては通氣量多く且各變化點に於ける通氣阻止の状態即ち粒子間隙の減少密化作用が含有炭素量の大なる割合には規則正しく甚だ整備せる點等より考へて該試料は餘り殘存歪を持たざるものなりと云ひ得べし 又冷却時に於ても從て通氣量の點より云へば甚だ多く炭素の量多き堅硬なる試料としては割合に既存歪なき材料なりしを示すものなり

(J) $C=0.65\%$ の鋼(焼鈍せる)を冷間加工(長さ8%の引延し)せし試料に就て 600°C 迄の加熱並に冷却時の通氣實驗 (Fig.12₂₋₃) Fig.12₂及 Fig.12₃ は $C=0.65\%$ の焼鈍鋼を長さ8%の冷間引延し加工を與へし場合の通氣量狀況に及ぼす冷間加工の影響を求めたるものなり 今加熱時の通氣状態より見るに兩試材共に焼鈍試料の夫れに比すれば通氣量著しく減少せるは矢張り加工に因る粒子間隙の密化作用たるや明かなり 尙ほ又⑤變化の再結晶作用相當顯著なる事實を示せり 茲に最も注意すべき點は冷間加工に因る①變化への影響が炭素含有量多き該試料に於て其の程度が Fig.8₃及び Fig.8₄の炭素少なき $C=0.04\%$ の場合よりも却て僅少なる事なり 是れ①變化の本性が鋼自體の粒子と粒子周縁に於ける故歪異性帶たる介在物との兩者の膨脹率及び其の他強度等の差違より歸因招來さるものなりとの考に從へば介在物は質堅硬に屬するものなるべく從て炭素含有量の大なるもの程兩者間の前記物理的恒數の差違も僅少なるべく茲に①變化による影響が該試料に於て割合に顯著ならざる事實を證明し得べし 此の結果は谷口博士測定 of 熱間硬度の結果 Fig.8'₁に就ても好く認めらるる所なり 更に濱住博士の研究結果に於ても此の事實を認めらる(金屬研究 昭3 11月號 387頁及 鐵と鋼 昭3 8號 669頁) 冷却時に於ても兩試料共に大差なし唯だ Fig.13₃ 試料は加熱時に於ても①③及④の變化何れも

推察すれば Fig.12₃ 試料は冷間加工による歪の發生が割合に僅少なりしを示すものなり

冷却時に於ては全通氣量と兩者略ぼ同様にして兩試料共に1回の加熱により既存歪は同様に除去されしを示すものなり 多少 Fig.12₂ 試料の方が歪の殘存大なるを思はしむるは⑤の再結晶變化が比較的大なる結果にあり

(K) $C=0.72\%$ 鋼(焼鈍せる)に就て 600°C 迄の加熱並に冷却時の通氣實驗 (Fig.13₁) Fig.13₁ は $C=0.72\%$ の焼鈍鋼に就て 600°C 迄の加熱並に冷却時の通氣測定結果なり 加熱時の通氣狀況を見るに Fig.12₁ ($C=0.65\%$) 試料よりも通氣量は全體に於て僅少なり 是れ含有炭素量多き堅硬なる試料として既存歪量の多き點より見て當然なり 從て⑤變化の再結晶による通氣減少作用も相當大なり 次に冷却時の通氣状態を見るに該試料は質堅硬なる歪性による爲めか前述來の各試料に比すれば1回の加熱により充分には歪除去されず冷却時に於ても尙ほ④及び③の變化による通氣阻止作用大なる事實を示せり

(L) $C=0.72\%$ の焼鈍鋼を冷間加工せし(長さ8%引延し)試料に就て 600°C 迄の加熱並に冷却時の通氣實驗 (Fig.13₂₋₃) Fig.13₂及び Fig.13₃ は $C=0.72\%$ の焼鈍鋼に長さ8%の冷間引延し加工を與へし場合の通氣量狀況に及ぼす冷間加工の影響を求めたるものなり 今加熱時の通氣状態より見るに兩試材共に焼鈍試料の夫れに比すれば通氣量著しく減少せるは矢張り加工に因る粒子間隙の密化作用たるや明かなり 尙ほ又⑤變化の再結晶作用相當顯著なる事實を示せり 茲に最も注意すべき點は冷間加工に因る①變化への影響が炭素含有量多き該試料に於て其の程度が Fig.8₃及び Fig.8₄の炭素少なき $C=0.04\%$ の場合よりも却て僅少なる事なり 是れ①變化の本性が鋼自體の粒子と粒子周縁に於ける故歪異性帶たる介在物との兩者の膨脹率及び其の他強度等の差違より歸因招來さるものなりとの考に從へば介在物は質堅硬に屬するものなるべく從て炭素含有量の大なるもの程兩者間の前記物理的恒數の差違も僅少なるべく茲に①變化による影響が該試料に於て割合に顯著ならざる事實を證明し得べし 此の結果は谷口博士測定 of 熱間硬度の結果 Fig.8'₁に就ても好く認めらるる所なり 更に濱住博士の研究結果に於ても此の事實を認めらる(金屬研究 昭3 11月號 387頁及 鐵と鋼 昭3 8號 669頁) 冷却時に於ても兩試料共に大差なし唯だ Fig.13₃ 試料は加熱時に於ても①③及④の變化何れも

其の程度 Fig. 13₂ に比すれば大なる如く冷却時の通氣量は多少僅少にして従て最初よりの既存歪量も多かりし事は推定せられ得べき所にして冷却時に於て尙ほ殘存歪による此等の變化も亦多少大なる結果を示せり

(M) $C=0.17\%$ の不銹鋼の焼鈍試料に就て 600°C 迄の加熱並に冷却時の通氣實驗 (Fig. 14₁) Fig. 14₁ は $C=0.17\%$ 其の他の分析成分は Tab. 3 に表示する不銹鋼の焼鈍試料に就て 600°C 迄の加熱並に冷却時の通氣状態を測定せる結果なり

加熱時の通氣状態を見るに不銹鋼も普通鋼と同様にⅠ及びⅡ範圍溫度迄は (I)₂ 曲線たる無歪理想の通氣曲線よりは遙かに下位に位し即ち通氣減少にして是れ不銹鋼は焼鈍を受くるも堅硬の材質に屬するが爲め既存歪の相當大なるもの存するを見る 尙ほ此間 ① ② ③ 及び ④ 變化の存する事並に其の溫度に於ても普通鋼と大差なきを見る 唯だ ① 變化の溫度が普通鋼に於ては 150°C 附近を中心とするに對し不銹鋼に於ては 100°C 附近を中心として變化あるを見る 又固體としての膨脹率が普通鋼よりも大なる點より加熱中の歪の發生も大にして粒子間隙の減少率も普通鋼よりは大にして従て通氣量は尠少なり 更に 460°C 以上の Ⅲ 範圍溫度に到れば通氣量頗る増加する事並に無歪曲線 (I)₂ より遙かに通氣上昇して 460°C 迄の通氣状態とは全々別個の理由に基づく事が推定せられ得べく是れ V 章實驗結果 (A) 試料の (5) に於て説明せる所なり

次に冷却時の通氣状態を見るに Ⅲ 範圍の通氣減少は加熱の夫れに殆ど平行に變化し以後は無歪理想固體の收縮による通氣増加曲線 (I)₄ に沿ひ其の間 ④ ③ 及び ② 變化溫度附近に於て殘留歪の除去の爲めの蜜化作用より起る通氣減少變化あるを見る即ち大體に於て冷却時の通氣状態は普通鋼の際の夫れと同様なり

(N) 同一試料繰返し通氣實驗 (Fig. 14₂) Fig. 14₂ は前記不銹鋼の 600°C 迄加熱並に冷却時の通氣實驗 Fig. 14₁ の試料を更に繰返して 600°C 迄加熱並に冷却せる際の通氣實驗結果なり 先づ加熱時の通氣状態を見るに歪變化による通氣状況の影響せらるべき Ⅲ 範圍迄の通氣量は再度加熱の爲め通氣 2 倍強となれるを見る即ち 1 回の加熱並に冷却の爲め歪除去結果により粒子間隙の増大の爲め通氣量増大せるを知る 即ち繰返し加熱効果は歪を除去し通氣量の増大を來たすを示すものにして他方粒子間隙も亦増大せるを知るべし 焼鈍操作の本質は茲に存するを知る尙

ほ且つ合法的操作に従へば其の溫度も 460°C を以て充分なる事前述せり ((E) 試料 Fig. 8₂ の説明)

尙ほ加熱並に冷却を反覆するに従ひ加熱時の通氣状態を推測するに (冷却時も同様なり) (I)₂ の無歪理想の固體膨脹に因る通氣曲線が溫度に對して縦に高く (I)₁ の實際試料の通氣曲線も反覆加熱により歪除去の進むに従ひ兩者相接近し最後に於て全く無歪状態に達すれば兩者通氣曲線は合致するを示すものなり

次に冷却時に於ける通氣状況を見るに是れの通氣は主として粒子自體の收縮より來る間隙の増加が因となるを知るものにして大凡そ 1 回冷却の際と同様なり 繰返し加熱冷却の影響としては殘存歪の僅少となれる爲め各 ④ 及び ③ の變化溫度に於ける歪除去の蜜化作用が僅少となれる事實實驗結果に見るが如し

(O) $C=0.17\%$ の不銹鋼の焼鈍試料に就て 600°C 迄の加熱並に冷却時の通氣實驗 (第二試料) (Fig. 14₃) Fig. 14₃ は Tab. 3 に示す化學成分を有する Fig. 14₂ 試料と同一不銹鋼の第二試料にして是れを $800\sim 900^{\circ}\text{C}$ に 10hrs 焼鈍せるものに就て測定せる 600°C 迄の加熱並に冷却時の通氣實驗結果なり 先づ加熱時の通氣状態を見るに Fig. 14₁ の第一試料に比すれば通氣量尠少なり 即ち此の第二試料は既存歪も多く粒子間隙の少なかりしを示すものなり 又 ⑤ 變化の再結晶が相當多かりしを見る 又冷却時に於ては第一試料と大差無く ⑤ 變化が割合に著しく又 ③ 變化が特に冷却時の通氣變化としては甚だ大なる結果を示せり 其の他に關しては前述來の數多の試料と殆ど同様にして茲に説明は省略す

以上不銹鋼三種の試料に就ての測定結果より見るに通氣に處する性状は普通鋼の夫れと全く同様の性質を有するを知る 従て著者第 1 報に測定せる不銹鋼の各種物理的性質よりして不銹鋼は矢張り青熱脆性現象を有する事を知る 尙ほ其の原因並に溫度範圍に於ても普通鋼と大差なき事は前記測定に通氣實驗結果より容易に認めらるゝ所なり

VI 結 言

著者は曩に鋼及鑄鐵の高温度に於ける 熱傳導率 溫度傳導率 (及眞比熱の計算) 膨脹率 熱間衝擊硬度 等の測定結果より鋼の青熱脆性の現象を説明せり (鐵と鋼 第 22 年第 6 號) 其の青熱脆性の本質闡明として著者は前記數種の物性測定結果より元來鋼は相當の間隙を有する粒子の

集結より成立せるものにして此の粒子間隙が溫度 200~300°C 附近に於ては異常に減少するが爲めに今若し是れに外力を與ふれば是れに對し變形移動の自由ならざるが爲めに組織中の弱點を沿ひ茲に龜裂折損の現象を生ずるものにして是れ即ち青熱脆性なりと説明せり 本研究は其の第2報として然らば先決問題として鋼は果して粒子間隙を有するものなりや否や更に若し有するならば果して其の數量的決定は如何かを求めんが爲めに該研究を進めしものなり 尙ほ更に粒子間隙の存するとしても溫度に因ての變化並に果して假定の如く鋼の粒子間隙が 200~300°C 附近に於て異常に減少するものなるや否や以上の諸問題を解決せんが爲めに瓦斯の通氣實驗に依て是れを窺せんとせり 今本研究によつて得たる結果を概記せんに

著者考案の新装置によつて鋼は立派に瓦斯を自由に通氣せしむるものなるを確定せり 其の瓦斯は 空氣 CO 瓦斯 水素瓦斯 三種何れも自由に通過せしむ 通氣容易なる順序は水素 (1.91 單位) CO 瓦斯 (1.04 單位) 空氣 (1.0 單位) の順なり此の研究により先づ第1に鋼は粒子間隙を有する事を知れり 尙更に其の粒子間隙は $C=0.04\%$ の鋼に就ては $1m^2$ 内には $0.02mm^2$ 程度のものなるを知れり 更に進んで炭素含有量を異にする 六種の鋼及び 無銹鋼 一種 計七種の鋼に就て其の燒鈍試料並に捻廻又は引延しの冷間加工を施こし是等合計 16 個の試料に就て 600°C 迄の加熱並に冷却時の通氣量と濕度との關係變化を測定せり 其の結果を概記せんに

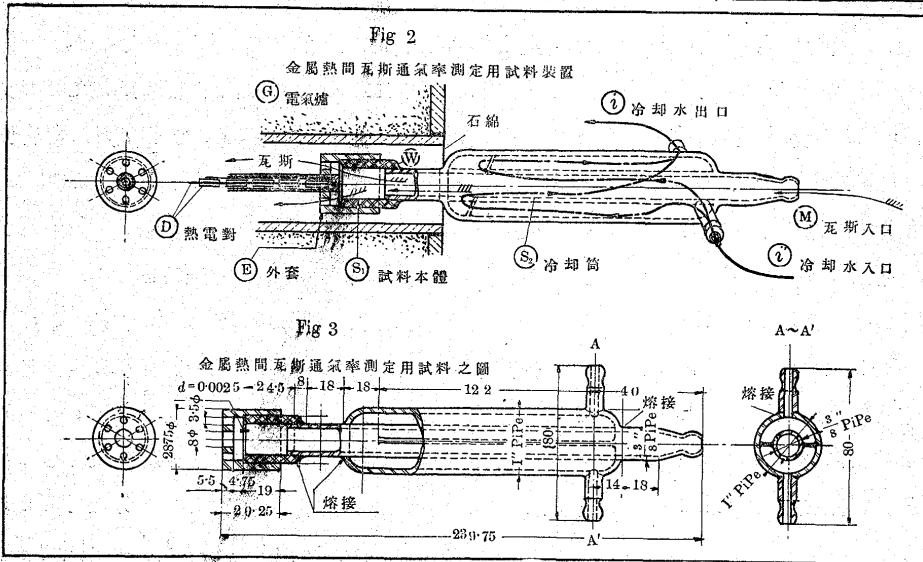
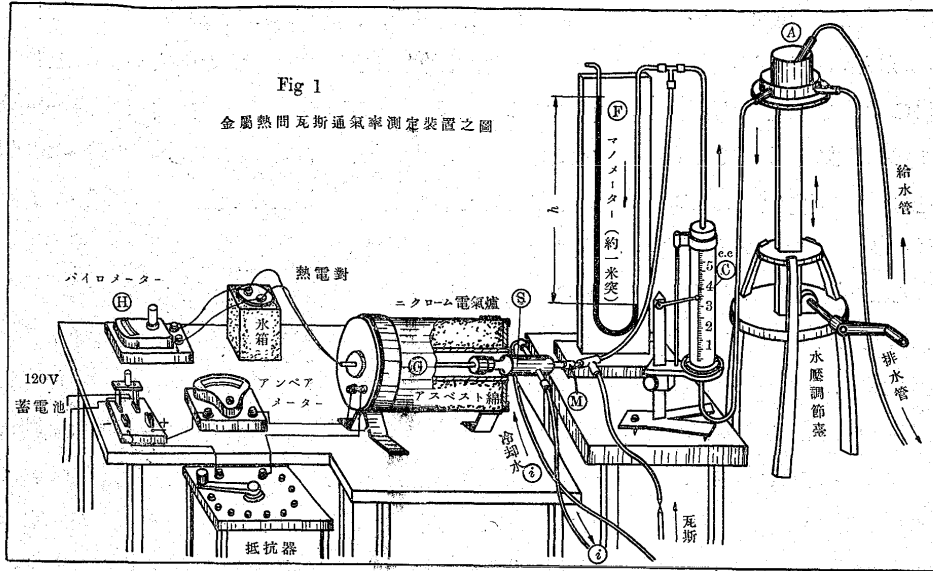
鋼の通氣狀況は溫度に對しては恰も加熱に對し膨脹する固體の夫れに準據し即ち溫度上昇に對して通氣率は略ぼ對數的に減少する事即ち粒子間隙は溫度上昇に伴れ對數的に減少するものなるを知れり 然るに完全なる無歪鋼の存在は理想に不過して實際に於ける鋼としては既存歪並に加熱膨脹より發生する附加歪の合力作用の結果として加熱並に冷却に際し歪應力が抵抗最少なる安定なる方向への轉移即ち歪の除去現象が起り而も是れが一定溫度範圍に於て惹起せらるるものなる事を發見せり 更に 600°C 迄には前後 4 回の歪除去變化が行はれ其の時必ず通氣は殆ど阻止せられ即ち粒子間隙殆ど零に近き結果を示せり 即ち歪除去は粒子間隙の密化作用をなす事を知れり 更に 500~600°C の範圍に於ては粒子自體が軟化移動状態に入りて通氣頗る増加し他方核を中心として新に發達する新結晶粒子は好都合の粒子を侵蝕結合し茲に再結晶の現象を惹起すると同時

に其の際又通氣著しく減少する事を知れり 尙ほ 200~450°C の範圍は概括的に他の溫度範圍よりは通氣し難く粒子間隙の密なる状態にある上に更に加えて 200~350°C の間には 2 回の通氣殆ど零なる溫度即ち 200~300°C を中心とする粒子間隙殆ど零となるが如き状態の存する事を確定せられたり 是れ即ち青熱脆性が 200~300°C に惹起せらるる所以にして青熱脆性の本因が茲に存するを證するものなり 尙ほ冷却時に於ては一般に通氣増加する結果を示せり是れ粒子間隙の増大せらるるが爲めにして其の原因たるや粒子自體の收縮により間隙増加と更に加熱時の歪除去後の間隙疎化とに因るものなり 従て冷却時には青熱脆性の現象が惹起せらるる理由尠少なり 前後 5 回の通氣減少變化即ち歪除去は冷却時に於ても同様に同溫度範圍に於て發生す但し加熱時に比し其の量僅少なのみ

次に引延し冷間加工の通氣に及ぼす影響に就ての結果を述べんに冷間加工による歪の附與は粒子間隙の密化作用を増進するものなり 従て通氣量は減少すると同時に青熱脆性發生への素因増加を招來するものなり 引延し冷間加工による歪附與の影響中特に著しき結果としては 150°C を中心とする溫度附近に於て歪除去が招來する粒子間隙の密化作用著大なる事なり 特に炭素含有量の少量なる程此の影響甚大なり 是の現象は冷間引延し加工せる螺旋を 200°C 内外に加熱冷却せる際の硬度並に強度自強の原因を説明するものなり 又更に従來說明不充分なる 150°C 附近に於ける衝擊強度並に衝擊硬度の増大の原因をも容易に釋明し得るものなり

次に冷間に於て捻廻加工を施せし試料に就ての通氣への影響は鋼の有する前後 4 回の歪除去變化の中にて溫度 410°C 附近に於ける第④變化の通氣減少を増大せしむるものなり即ち此の溫度附近に於て歪除去作用を催進増大するの作用を惹起す

次に著者の實驗結果よりの推定として前述通氣變化の溫度は主として粒子自體の 剛性率 彈性率 並に 膨脹率の如き物理的恒數によつて支配さるべき性質のものならんと考へらる 従て前記通氣の變化溫度は鋼の内質的相の變化には非らずして鋼の 材質 組成炭素含有量即ち硬軟性組織既存歪 加熱方法 等により多少の溫度差違は認めらるるも鐵 鋼等に於ては略ぼ一定溫度附近に於て惹起せらるる性質のものたるや該研究の結果より觀ても明かなり 鋼の青熱脆性現象が従來精密なる一定不變溫度に於て發生せずし



て却て 200~300°C 内外の範圍に於て生ずるものなりと云ふ從來の事實は又茲に存するを知るべし

終に本研究に直接或は間接に從事せられし第三研究員室の職員 職工 職夫に對し其の勞を多謝し併て本研究遂行に就て種々支援を與へられし當研究所並に製鐵所の各位に對し其の懇意を深謝す

昭12 3 2日 午前11時脱稿

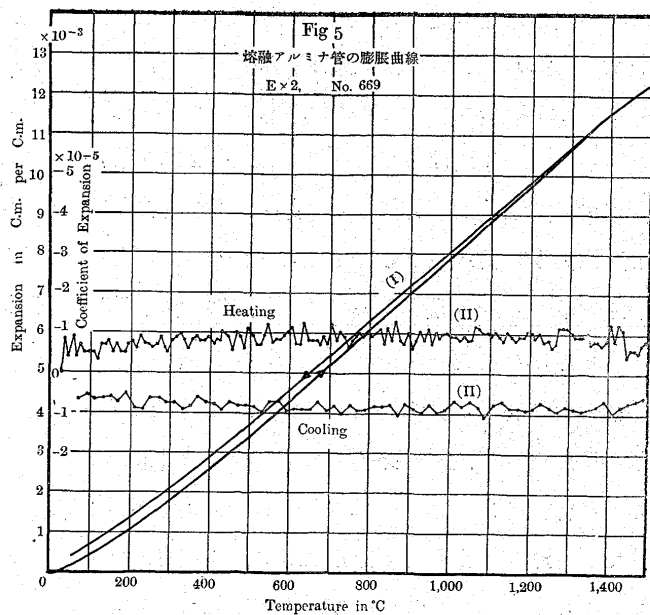
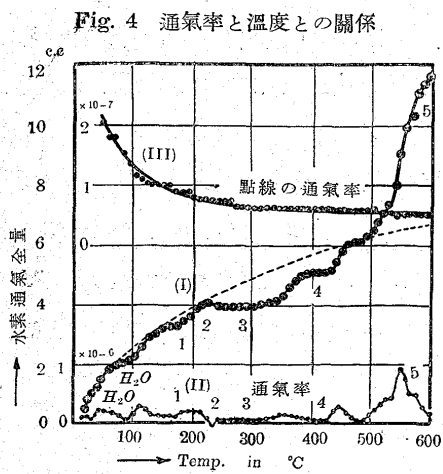


Fig. 6 鋼 (C=0.04%) の通気測定結果

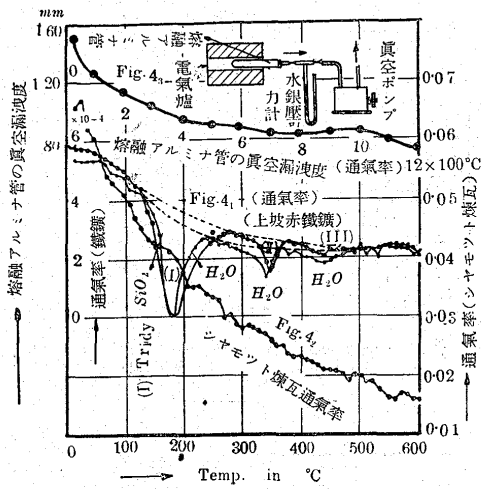


Fig. 7 鋼の空気 水素 CO に対する通気比較測定

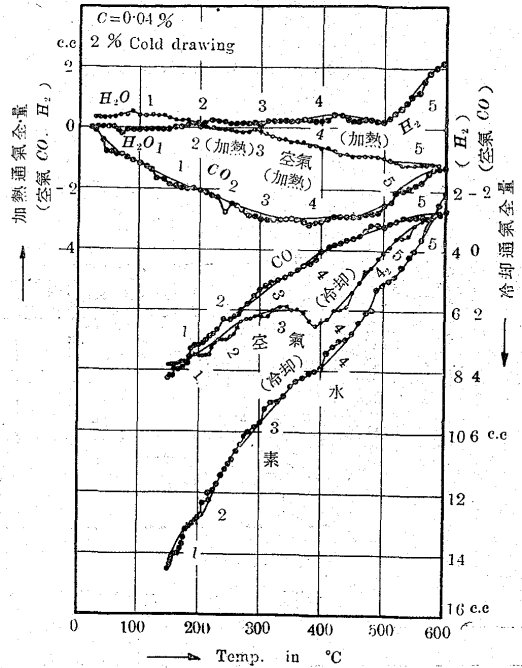
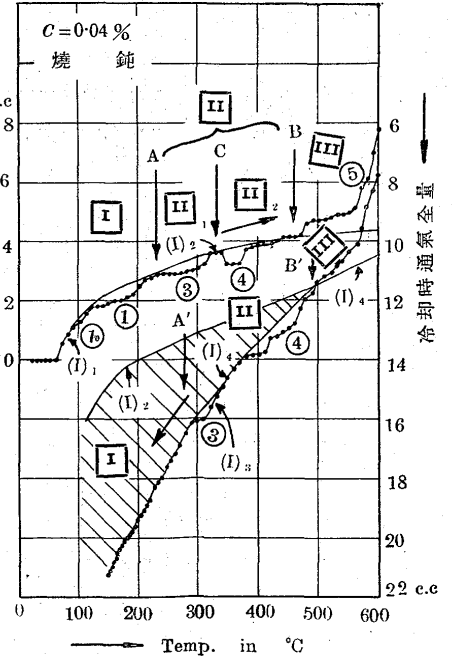
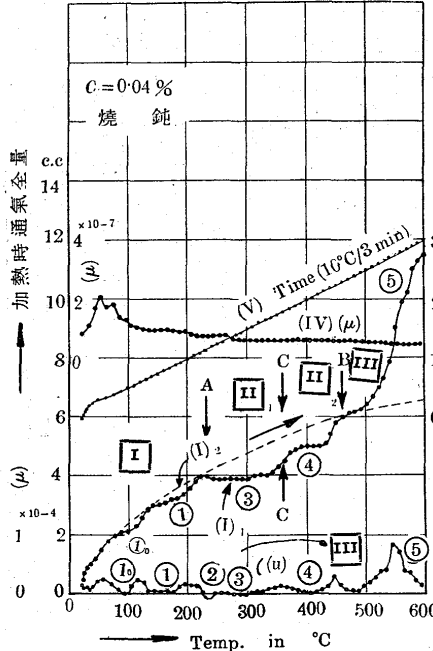
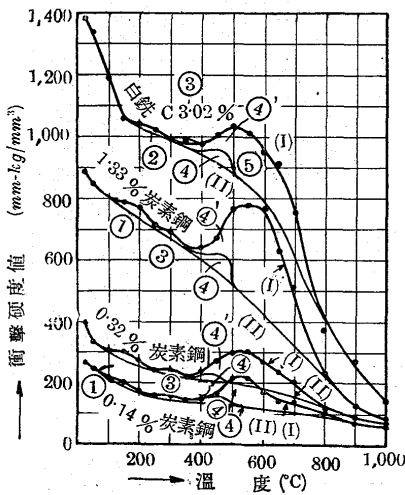


Fig. 8₁ No. 8
昭 10-3-6

Fig. 8₂ No. 35
昭 10-8-31

Fig. 8₁

各種炭素鋼及白鉄の高温衝撃硬度
(各温度に 20 分保定 谷口博士測定)



- ④ 變化：密化作用の硬度増加
- ④' 壓縮効果による質密化作用の硬度増加
- ⑤ 間隙疎化作用並に材質軟化

Fig. 8₃ No. 44
昭 10-9-14

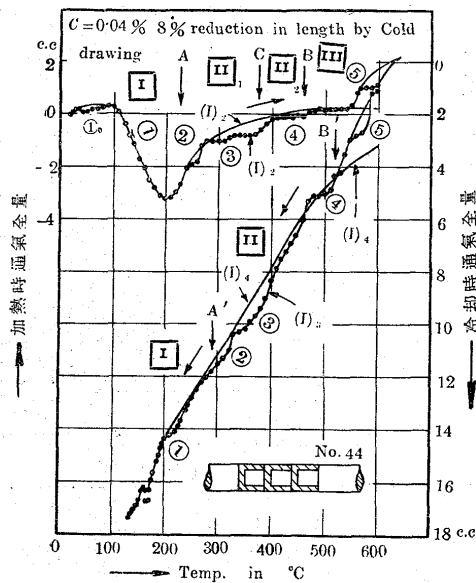


Fig. 8₄ No. 45
昭 10-9-16

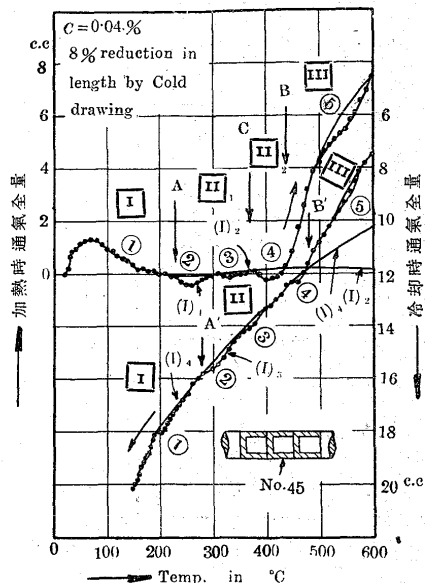


Fig 8₁' 各種温度に於ける衝撃値

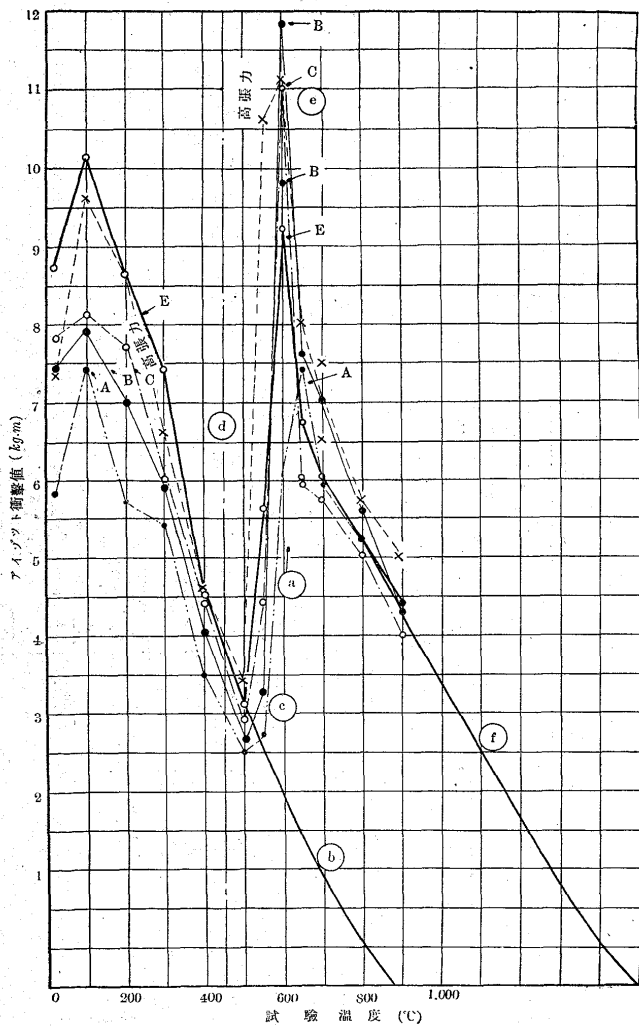
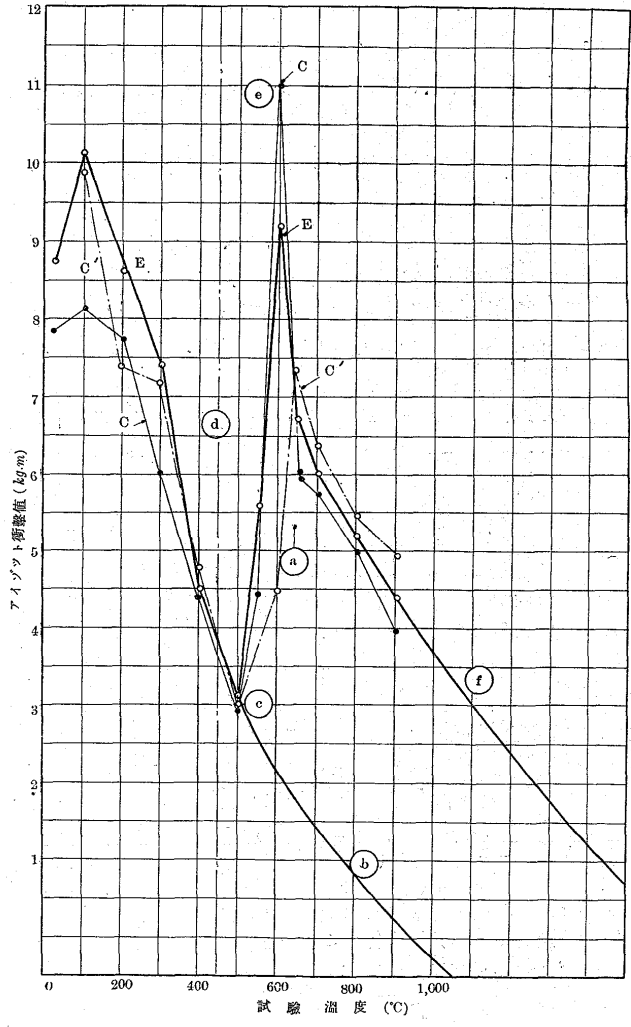


Fig. 8₁'' 各種温度とアイゾット衝撃値



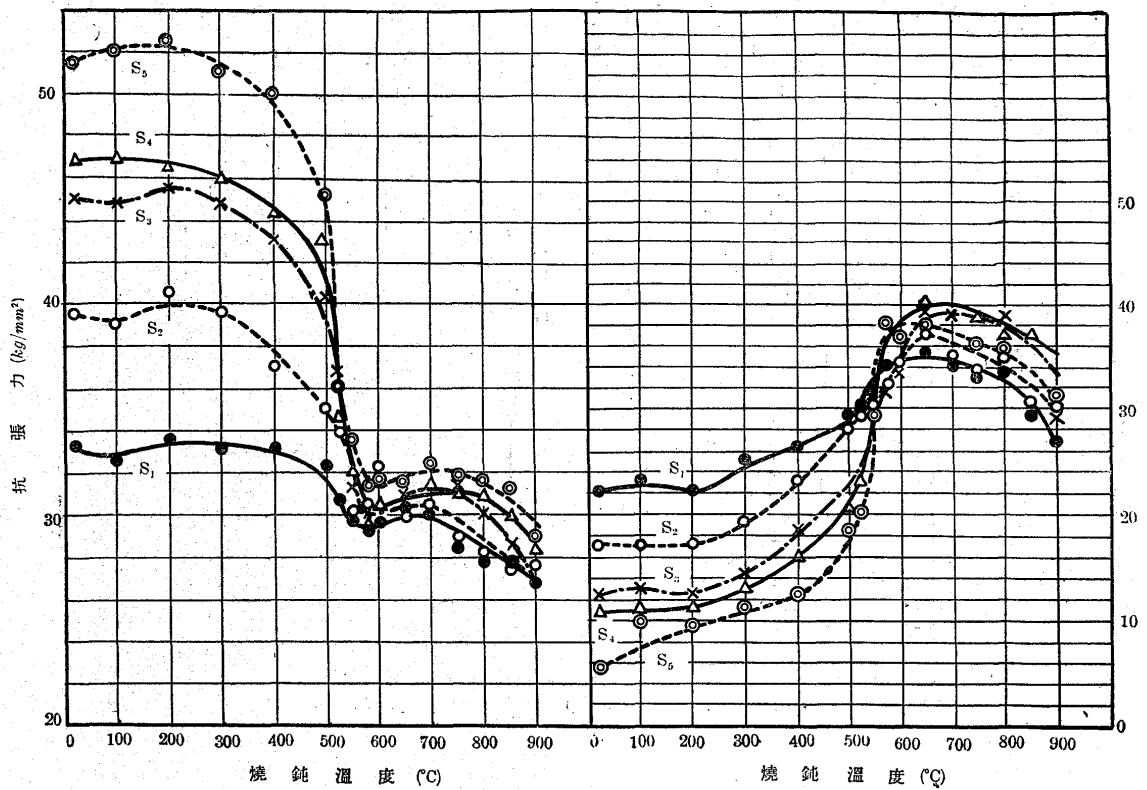
(長崎三菱造船所 材料實驗報告)

	C	P	S	Cu	Mn	Si
F	0.24	0.043	0.025	0.044	1.48	0.141
A	0.28	0.036	0.026	0.133	1.37	0.134
B	0.28	0.052	0.024	0.113	1.13	0.131
C	0.28	0.047	0.018	0.167	1.35	0.160
高張力鋼	0.22	0.036	0.024	0.131	0.86	0.212

(長崎三菱造船所 材料實驗報告)

	C	P	S	Cu	Mn	Si
F	0.24	0.043	0.025	0.044	1.48	0.141
C	0.28	0.047	0.018	0.167	1.35	0.160
C'	0.23	0.033	0.011	0.197	1.36	0.160

Fig. 9 壓延率と其の焼鈍溫度及び機械的性質關係 (森寺技師測定)



成分 %						壓延率					
C	Si	Mn	P	S	Cu	記號	S ₁	S ₂	S ₃	S ₄	S ₅
0.02	0.005	0.16	0.008	0.013	0.11	板厚さ mm	1.5	1.3	1.2	1.1	1.0
焼鈍 30 分保定爐内緩冷						延伸率 %	10	23	28	34	40
試片 標點距離 50mm						元板 1.64mm 中板を焼鈍せるもの					

Fig. 10₁ No. 29
昭 10-8-26

Fig. 10₂ No. 23
昭 10-8-21

Fig. 10₃ No. 24
昭 10-8-22

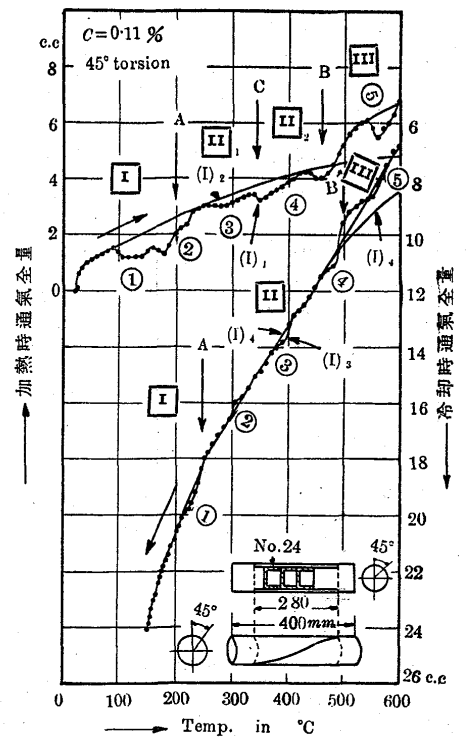
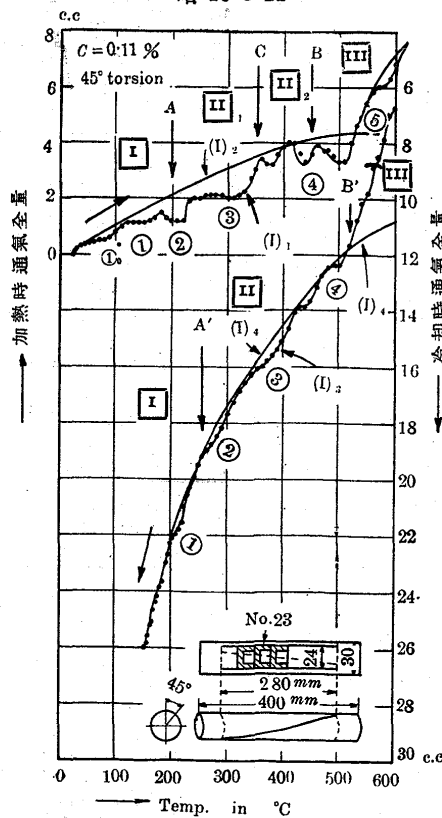
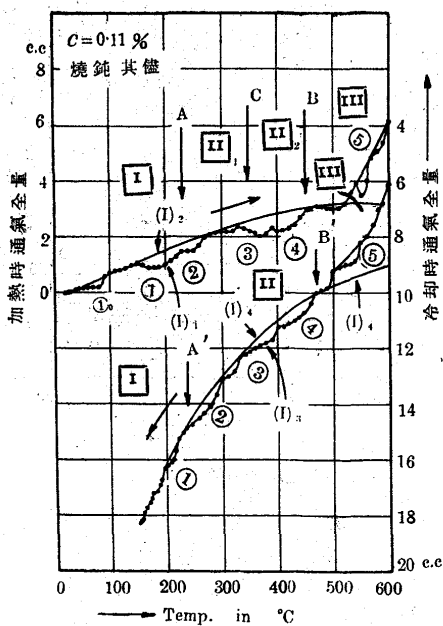


Fig. 11₁ No. 39

昭 10-9-9

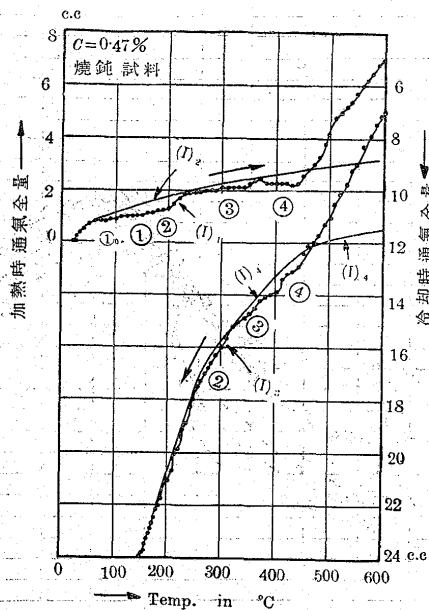


Fig. 11₂ No. 49

昭 10-9-20

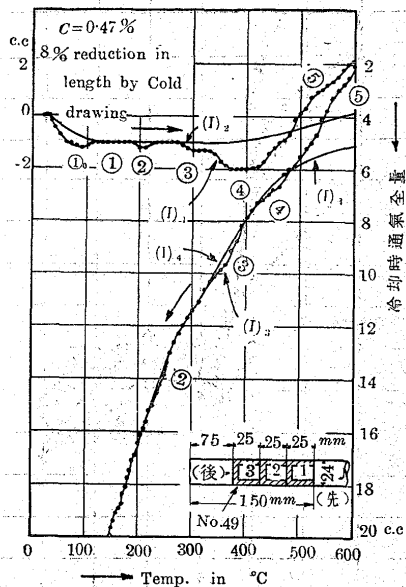


Fig. 12₁ No. 37

昭 10-9-3

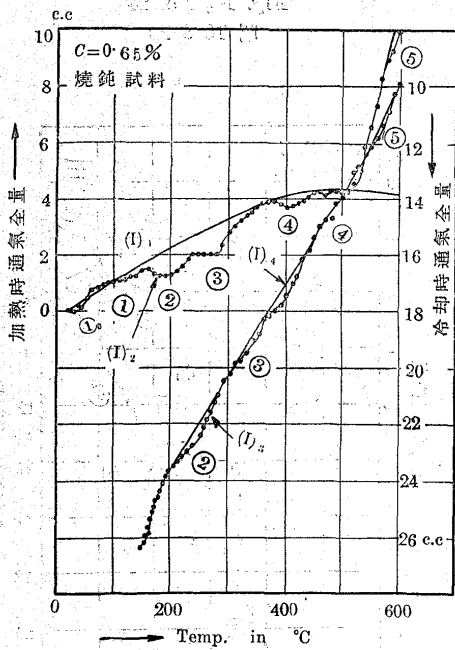


Fig. 12₂ No. 52

昭 10-9-23

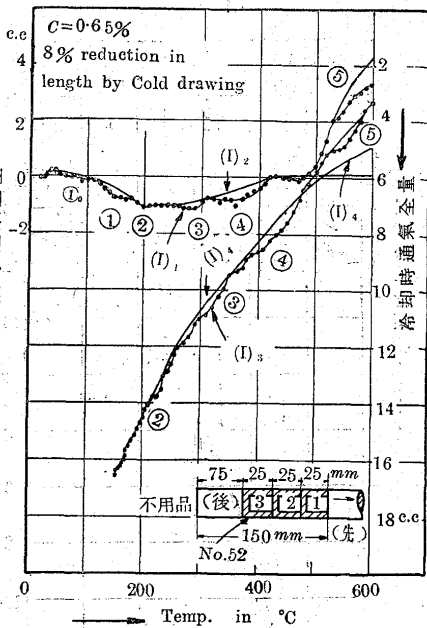


Fig. 12₃ No. 51

昭 10-9-22

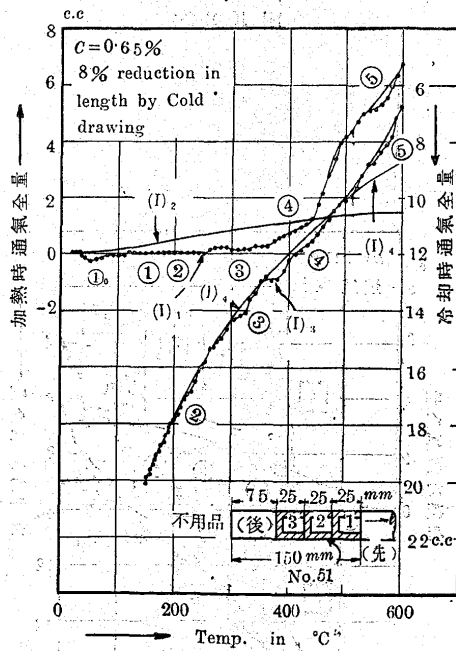


Fig. 13₁ No. 31 昭 10-8-28

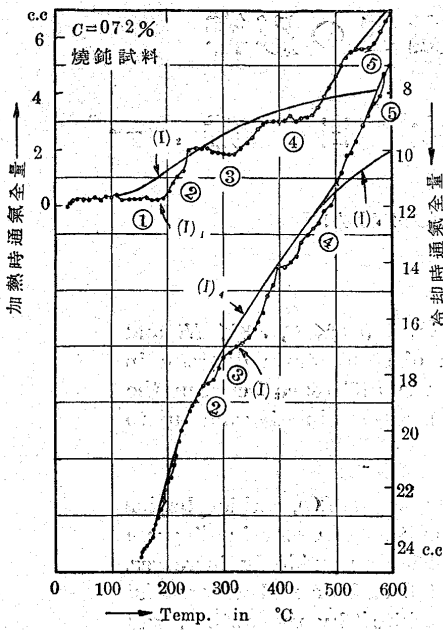


Fig. 13₂ No. 54 昭 10-9-25

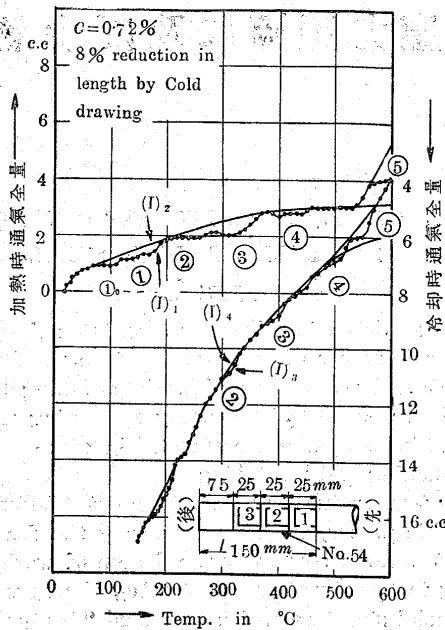


Fig. 13₃ No. 53 昭 10-9-24

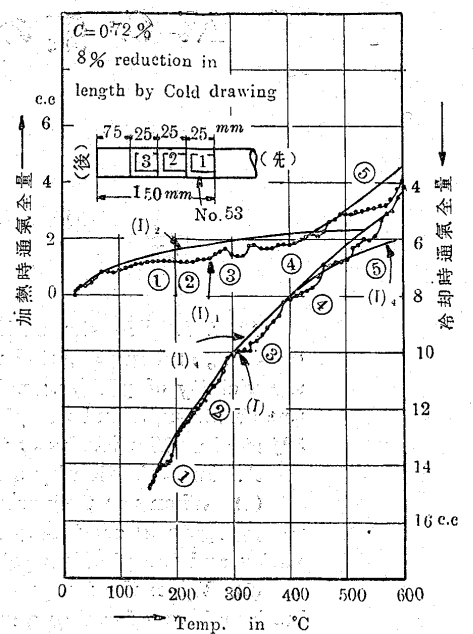


Fig. 14₁ No. 5 昭 10-10-24

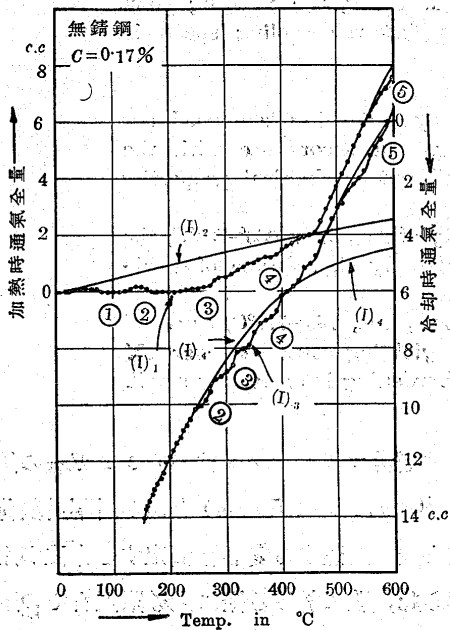


Fig. 14₂ No. 52 圖目の測定

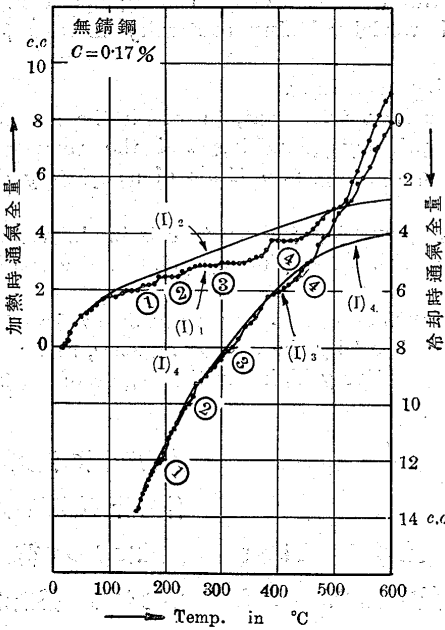
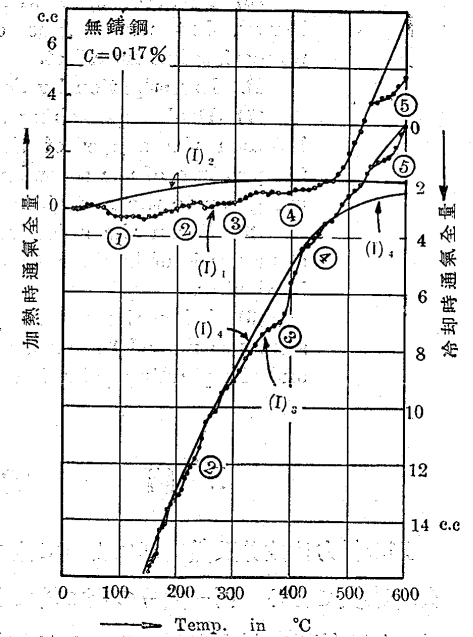


Fig. 14₃ No. 1 昭 10-10-27



Tab. 1

鋼(C=0.04%)の空氣 水素 CO に対する通氣率測定數値比較表

製造所	鋼及各種煉瓦の通氣率								
	通氣率		比		比				
	空氣	H ₂	CO	空氣	H ₂	CO			
P = 21.54%	バーボン	0.77 × 10 ⁻¹	1.16 × 10 ⁻¹	0.74 × 10 ⁻¹	1	1.51	0.95		
	品川白煉瓦	0.23	0.48	0.28	1	2.06	1.22		
	製鐵所	0.14	0.30	0.17	1	1.78	1.02		
	〃	1.51	0.27	0.14	1	1.98	1.05		
	〃 (クロール)	0.37	3.83	1.67	1	2.54	1.10		
	換國 (マクレーン)	0.73	0.66	0.36	1	1.76	0.95		
	製鐵所 (桂ルS)	0.42	1.45	0.76	1	1.98	1.03		
	〃 (鐵イB)	0.07	0.77	0.42	1	1.83	1.01		
	煉瓦の平均						1	1.71	1.00
	炭素鋼(C=0.04% 2% cold drawing)の通氣率(cooling)→						1	2.43	1.10

N.B 試料鋼は 2% Cold drawing を施せるもの

Tab. 2 鋼竝に各種鐵礦石の粒子間隙表

5 種煉瓦の平均値 u (通氣率) P (氣孔度即間隙) 1 m² 中にある (Tab. 1より) 1.21 × 10⁻¹ 21.54% 間隙面積概算

鐵礦石	u	P	間隙面積概算
鋼 (0.04% C)	1 × 10 ⁻⁸	0.2 × 10 ⁻⁷	0.02 mm ² (0.0002 cm ²)
磁鐵礦石	10 ⁻⁵ ~ 10 ⁻⁶	0.2 × (10 ⁻⁴ ~ 10 ⁻⁵)	0.02 ~ 0.2 cm ²
赤鐵礦石	10 ⁻⁴ ~ 10 ⁻⁵	0.2 × (10 ⁻³ ~ 10 ⁻⁴)	0.2 ~ 2 cm ²
褐鐵礦石	10 ⁻³ ~ 10 ⁻⁴	0.2 × (10 ⁻² ~ 10 ⁻³)	2 ~ 20 cm ²

Tab. 3 通氣量測定に用ひし炭素鋼及無錳鋼の化學分析表

試料	成分							
	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr
普通鋼	0.04	0.25	0.14	0.066	0.015	—	—	—
	0.11	0.019	0.50	0.036	0.027	0.222	—	—
	0.47	0.030	0.18	0.007	0.019	—	—	—
	0.65	0.022	0.25	0.016	0.023	—	—	—
無錳鋼	0.72	0.170	0.26	0.014	0.029	—	—	—
	0.17	0.23	0.39	0.012	0.010	—	9.15	17.05