# 鐵鋼の加工又は使用に際して生じた種々の缺點と其の原因(A)

（日本鐵鋼協會　第７回講演大會講演）

橋本宇一

## ON VARIOUS DEFECTS AND THEIR CAUSES IN IRON OR STEEL OCCURRING IN THE COURSE OF THEIR MANUFACTURE OR USE (A):

*By Uichi Haschimoto.*

*SYNOPSIS:* It is imperative that one should observe, how various defects in iron and steel occur while manufacturing or using them. The present writer, taking 15 cases, tested and explained in a metallographical and mechanical way. The causes of breaks or cracks, as they were observed, were mainly due to the poor chemical composition of the materials, the un-uniformity of its distribution, the crystalsegregation, the segregation of blowholes or slags. the incompetency of working or treating temperature, the un-uniform distribution of internal stress, the overworking, etc. Therefore, test should always be made of each individual case, considering the property and employment of each material.

實際鐵又は鋼を以て、機械器具又は其等の部分品を製造製作するに當つて、經驗を得た物以外は種々の困難に遭ふものであつて、之を經たものに於てすら、間々同様の事がある。即ち鋼製品の加工に當つて、表面硬度大にして加工出來ぬ場合、又は加工に際して、龜裂を生ずる等種々の缺點に直面する事が多い。尙之等の生成品と雖も亦その使用中に加工に際して發見し得なかつた缺點を見出し、又は之等が主因となつて、其の生成品の破壞の原因となると云ふ樣な例は、屢々生ずるものである。良好な製品が出來たならば、之等不良品の其の缺點の原因は顧慮せぬ場合が多いのであつて、之は遺憾な事と考へられる。製品が恒に良好なものとして生産される爲めには、缺點の根本的探究と云ふ事が重要な要素の一となるべきを信ずる。即ち此處に系統は別に追はぬが、實例を以て述べて見たいと思ふので、多少とも、讀者の御參考になつたならば幸福と考へる。

### A. 軟鋼棒よりボルトを作る際に於ける軟鋼棒の壓延の程度、加熱等の生成品に及ぼす影響。

| 試料番號 | 處理 | 破面 | 顯微鏡寫眞 |
|---|---|---|---|
| 1. | 直徑 13·25 mm の燒鈍された壓延棒：良品。 | 細微粒 | 1 及 7 |
| 2. | 徑 13·25 mm から徑 12·7 mm 迄引拔かれた後に燒鈍されたもの。 | 粗粒 | 2 及 8 |
| 3. | 徑 13·25 mm から徑 11·95 mm 迄引拔かれた後に燒鈍されたもの | 微粒 | 1 及 9 |
| 4. | 徑 12·75 mm の燒鈍された壓延棒。 | 細微粒 | 1 及 10 |
| 5. | 徑 12·75 mm から徑 11·7 mm 迄引拔かれた後に燒鈍されたもの。 | 微粒 | 2 及 11 |
| 6. | 徑 12·75 mm から徑 11 mm 迄引拔かれた後に燒鈍されたもの。 | 微粒 | 2 及 12 |
| 7. | 徑 12·75 mm から徑 11·7 迄引拔かれた後に 500°C の鉛槽中にて燒鈍されたもの。 | 微粒 | 2 及 13 |
| 8. | 燒鈍されぬボルト。：良品 | | 3 及 14 |
| 9. | 開放された鍛錬爐中にて燒鈍され急冷されたボルト。：良品 | | 4. 15. 16 |
| 10. | 500°C に於て鉛槽中にて燒鈍されたボルト。：良品 | | 5. 17. 18 |
| 11. | 800～850°C に於て燒壺中で燒鈍されたボルト。 | 粗粒 | 6. 19. 20 |

本文中のボルトを作るに當つては、試料1及4の如き寸法を持つた壓延棒より試料2及5の如き寸法まで僅か引抜かれ、斯くして之よりボルトに鍛錬され、然る後に螺絲を切られる前に、800～850°C にて燒鈍を施されたものである。之に依つてボルトは破面粗粒となり、破れ易くなる傾向がある。猶高い溫度の燒鈍にては細微な破面を有つ良好なボルトが、作られる。又比較的低溫の 500°C にて鉛槽中にて行つたものも、微粒の破面を得られた。若し壓延棒がより高く引拔かれた時には（試料3及6)、加熱されても粗粒とはならぬ。

之等を説明する上からは、低溫引拔き又は之に類した加工を施された錬鐵の加熱に際しての行程について知る必要がある。衆知の如くに現在の智識に依れば、燒鈍に當つて唯單に加熱溫度の高さと、加熱時間のみが其の品物の性質に影響するのみでなく、之に加へられた低溫加工の程度の如何が次に加へられる加熱と、因果關係を以つて影響するのである。例へば、炭素含有量の少い錬鐵を取り之に 5, 10, 15, 20% 等々の低溫加工を施し、然る後に、普通工場にて適用されて居る 600～900°C にて、加熱する時に於ては、之等の試料の 8～16% の斷面の減少をさせられたものに於ては恰も過熱されたものゝ如く、著しく其の粒の成長して粗粒となるものを見るものである。然るに、之より大か又は少なる程度の加工を施されたものは、此の現象は觀察されぬ。此の様な結晶粒の粗となる事は、一般に機械的の性質には悪影響を及ぼすものである。降伏點、抗張强及硬さが減少するのみならず、衝撃に對する强さは、著しく不良となる。即ち粗粒の組織を持ち來たす原因は、二つある事となる。

1)　熱處理の前に加へられた低溫加工が約 8～16%と云ふ様な、或る定まつた範圍即ち“critical”な範圍にある場合。

2)　低溫加工に次いで行はれる加熱が 6?0～900°C の範圍に於て行はれた場合。

但し、之は炭素含有量の極く低い錬鐵に於てのみ適用されるものである。炭素含有量が增加する時に於ては、此の明瞭さは失はれるものであつて、0·2%$C$ 以上になれば、實際上全く之はなくなる。之を規準として、1～20 圖に揭げた組織を觀察すれば、次の様な解釋を下し得。

燒鈍した壓延棒（第1圖、試料 1）全斷面に渡つて、一様一律な結晶粒を示す：第7圖に擴大度を大にして個々の結晶粒を示した。燒鈍した壓延棒の一様な而して細粒の結晶からして、之が充分に高い溫度で、壓延された事が解る。

第2圖は試料2を示すものであるが、徑 13·25 mm、仕上り 12·7 mmまでの加工は、8%の斷面減少に相當するものであつて、之は前記の“critical”な範圍の最下の限界にある。其の様な關係上、唯單に少部分のみ組粒となつて、大部分は第8圖に示す如き普通の大さの粒を示す。

試料 3 の場合は、丁度 18·5%の斷面減少に相當するもので第9圖に示す様に、粒は細粒である。此の場合には、“critical”な範圍を越してゐる。

試料4の場合も、第10圖に示す如くに、細粒であつて、前記同様充分に高い溫度で壓延され終つた事が明である。結晶粒が非常に粗となつた場合は試料5及第2圖に見る事の出來る様なもので、之は 15·7%の斷面縮少されたものであつて、“critical”な範圍にあるものである。第 11 圖に

示す如く、非常な粗粒の内には細粒もあるが、之は多分結晶凝離の影響を受けて居るものと考へられる。

試料6は第2圖に示す様に、燒鈍され細微な粒を示す。此の場合には 25·4% の斷面縮少に相當し、"critical" な範圍以外である。第 12 圖に示される様に、之にも拘らず其の粒は端に近い處で部分的に粗である。卽ち壓延度大なる時には、全部一樣に其の度合で壓延されずに、部分的に "critical" な範圍の上の限界に相當する程度の加工を受けたものより漸次に變つて居る事が解る。

試料7の場合には、第 13 圖に示す如き、一樣な細微な粒を示すものであつて、此の場合には、加熱溫度が粗粒に發達する程度の溫度に到達して居らぬ。

興味のあるものは、鍛錬されたボルトに於ける結晶粒の狀態であつて、第3圖は試料8の燒鈍されぬ物を示す。之に於ては、暗い凝離した帶狀の部分を除けば、何等特殊の粒の變化はない。第14圖は非常に細い顯微鏡組織を示す。第4圖は試料9の直接爐の焰に當つて燒鈍されたもの丶、長さの方向の斷面を示す。ボルトの頭部と軸の部分の大部分は第 15 圖の如く微粒である。然るに粗大な粒の組織は、頭部の直下の少部分と軸の下部に錐形に現はれ又軸の側も部分的に、第 16 圖に示す樣に粗粒である。之れより見れば、此のボルトは 900°C 以下の加熱溫度で燒鈍された事が、明かである。

第5圖に示されたボルトは、鉛槽中に於て 500°C で燒鈍されたものであつて、打擊彎曲試驗の結果、粘い事を證されたものである。第5圖に見る如く、彎曲が偶然細粒を持つた組織の部分で行はれた爲めに粘かつたのであつて、若し之が多少高い粒の粗な部分で行はれたとしたならば、第6圖の試料 11 の場合の如くに僅かの彎曲の後に、破壞した筈である。頭部及軸の粗粒の部分の組織を第 17 圖及第 18 圖に示した。之は加熱溫度が 500°C ではなくて、疑ひもなく、500°C 以上に加熱されて居つた事を示して居るものであつて、若し500°C 又は其れ以下であつたならば、此の成長はなかつた筈である。

第6圖は、試料 11 を示すものであつて、軸の部分に於ては第20圖の如く非常に粗大な粒を、頭部に於ては細微な粒(第19圖)を持つものである。

斯の樣にして、粗大な粒は加熱の後に始めて出來上つて來る事を、顯微鏡組織が明瞭に示して居る。加熱しない試料は、第3圖の如く、細微な粒を示し、加工され加熱されたボルトは、若し、その加工された部分が、最初の壓延度又は後の鍛錬の度合が、丁度 "critical" な範圍に相當する部分を含めば、其の部は、粒の生長を伴ひ粗粒となる。鍛錬の度の大な頭部は常に細粒を示すものである。

此の樣な理由で、加熱の後に、細粒を得ん事を望む場合には次の樣にする事が必要な一つである。

1) "critical" な變形の範圍を避ける事。之は最初の壓延棒が "critical" な加工度の範圍を越す程度の大きな壓延を受けて居る樣にする。斯くすれば、特別に燒鈍溫度に注意する必要はない。

2) 若し、技術上の立場からして、此の樣な高い程度の壓延が不可能な場合には、600°～900°C の "critical" な溫度を避ける必要がある。600°C 以下の溫度に於ての加熱は第5圖試料 10 に見る如く、部分的に溫度が昇り過ぎる恐れがある故、

900°C以上の加熱をした方がよろしいので、斯くして約 900°C にある $A_3$ 變態點を通過し、之に依つて細粒になることが出來る。

**B. 低温鍛冶加工を施された際に、鋲頭に生じた破れ目に就いて。**

第21圖乃至第23圖に示すは、16 mm の鐵鋲である。之が常溫に於てプレスされる際に、其の頭部の二つの相對した2個所に破れ目が入つたものであつて、一つは扁平な、他は圓形の頭部を持つた鋲である。

第21圖の向つて左に示した軸部及鋲頭部を壓延の方向に直角に切斷し、之を研磨して、ピクリン酸で腐蝕して、2·5倍の倍率で示したのが第24圖及第25圖である。第24圖に示す軸の切斷面の有樣を見る時には、之に現はれた破れ目は、一方は圓周より內部に向つて全く圓弧形をなして入り、他は其れ程規則的ではないが、同樣な有樣を示して居り、此の2者は全く相對して生じて居る。第26圖及第27圖は、之等を25倍に擴大して示したものであるが、之等の顯微鏡寫眞に依れば、此の樣な缺點の入つた事は、明かに過壓延に依る事が解る。破れ目の兩側の重なり合つた部分は、一部は全く熔接して了つて居る如く見える。又他の部分には、酸化物が集つて材料は緊密でなくゆるんでゐる。

此の缺陷のある部分を持てば、鋲頭の低溫壓縮の樣な大きな歪を受ける時には、其の部に容易に破れ目が這入る事は明らかである。

第28圖及第29圖は、鋲頭の部を25倍に擴大したものであつて、鋲頭の壓縮の爲め、材料に及ぼされた低溫加工に依つて、結晶粒が著しく變形を受けて居る事は明瞭である。

**C. 輕い打擊を加へた爲めに生じた自轉車用フレームの龜裂に就いて。**

試驗に使用された自轉車のフレームは、非常に脆く、輕い槌打ちに依つて容易に破壞したものである。此のフレームは、燒鈍され、後に僅か壓延された帶鐵から作つたものであつて、此の帶金は、楕圓形に曲げられ、酸水素吹管にて熔接されたものである。然る後に、眞直な管は目的の、適當な形狀に曲げられたのであるが、此の際第30圖に示す如く龜裂が入つた。同樣に端を扁平にたゝいた際にも龜裂を生じた。龜裂は熔接部に對した部に入つたものであつて、この龜裂は、使用された帶金のある定つた種類のものゝみであつて、他の物は之等の缺點を伴はずに容易に、完全に加工出來た。

1）化學分析の結果。化學分析は次の樣な値を示した。即ち $C=0{\cdot}08\%$；$Si=$ 痕跡；$Mn=0{\cdot}58\%$；$P=0{\cdot}089\%$；$S=0{\cdot}051\%$ であつて、燐含有量が、多少多いと考へられるが、之のみでフレームの製造が不能とは云ひ得ない。

2）顯微鏡的試驗。フレームの長さの方向の研磨面の100倍に擴大した組織を、第31圖に揭げた。地鐵結晶粒は、一樣で且つ細い。脆さを材料に誘導した徵候は、顯微鏡組織上には、いさゝかも見出し得ぬ。

此の樣なフレームの彎曲に當つて生ずる龜裂は文獻と經驗に從へば、次の樣な場合が、問題になるものと考へられる。燒鈍した帶金を其の後、壓延する事に依り、極く僅かではあるが、或る定つた量の低溫の變形を加へられたことゝなる。此の帶金を曲げて管とする際に猶低溫變形を受けるもので、特に熔接部の反對側で著しい。熔接をする

際に、熔接部の反對側は、酸化着色の色に依つて約 200°C～300°C に加熱された事が解る。低溫加工を施された軟い錬鐵を 200 乃至 300°C に加熱する事は、所謂時効と稱される可き現象が生じて、經驗に依れば脆さを伴つて來るものである。此の樣な時効効果に對しての材料の感度は、材料に依つて異るものであつて、或る一熔解のものは感度大であつても、他の場合は然らずと云ふ事がある。此の場合に於ては、丁度時効効果に對する感度の大なるものに、遭遇したものらしい。時効の悪影響を防ぐためには、市場で普通販賣されて居る、成る可く之に不敏感な錬鐵を選べば良いのであるが、之が低溫加工をして然る後に、200～300°C に加熱した際、果して時効効果に不敏感なものであるかを知る要がある。此の爲めには、20～30% 低溫壓延し、然る後に 200°C に約 1 時間加熱し、之に約 180 度の彎曲を加へた時に龜裂の入らぬものであつたならば、使用出來ると考へられる。又此の際必ず試驗をなした材料と同一熔解のものゝみを使用すべきで、熔解の異つた場合には、猶前記の試驗を施す必要がある。

次に時効に伴はれた悪影響（脆い事）を除いて再び使用出來るものとする爲めには、低溫加工の後に、約 500°C で半時間以下の短時間で熱すればよろしい。500°C は成る可く越さぬ樣に注意し、特に、論文"A"中に依つて、明らかな如くに 600 乃至 900°C の溫度は粗粒の再結晶を伴ふものであつて、反つて脆くなる。

即ち、此の樣な材料は、時効効果によつて脆くなつたものであつて、之は約 500°C に短時間加熱する事に依り、此の悪影響を防ぎ得る。

**D. 鐵皿が彎曲加工を受けた時に生じた龜裂に就いて。**

鐵皿を作る爲めに側部が彎曲され、其の爲めに其の部に非常な粗粒の組織を持つた爲め龜裂の入つたものである。

1) 化學分析。化學分析の結果は、$C=0.04\%$；$Si=$ 痕跡；$Mn=0.38\%$；$P=0.029\%$；$S=0.018\%$ 及 $Cu=0.20\%$ である。化學分析の結果は何等特別の解釋を此の破れに下すものでなく、特に燐と硫黄とは、量は少い。

2) 顯微鏡的試驗。第 32 圖が試驗される品物である。龜裂は緣の處に約 60 mm の長さに入つて來たもので、第 32 圖に之を 1/2 倍大にして示した。緣の龜裂の入つた部及之に近い龜裂の無い部分を徑の方向に切り、研磨して、鹽化銅アムモニア水溶液を以て腐蝕したものが、第 33 圖及第 34 圖である。龜裂の入つた物も、其の底部は細粒の結晶組織を示すが、彎曲部は著しく粗粒結晶を示す事が明瞭である。第 33 圖の *a*, *b*, *c* を以て示した部分をピクリン酸にて腐蝕し 50 倍に擴大したものを第 35 圖乃至 37 圖に揭げた。緣の部分に於ては、結晶粒は著しく粗大であつて且所々滑り面の存在を示してゐる。第 37 圖は、粗粒より細粒に移る境界を示すもので、第 33 圖の C の部分である。第 38 圖は、底部の 1 個所より採取したものであつて、細い結晶粒を示してゐる。同樣の事が、第 34 圖に於ても適用される。

此の樣な粗粒になり、脆くなる原因は、"A"中に述べた如くに、炭素含有量の少ない錬鐵に"critical"な範圍の加工を加へ、又は"critical"な範圍の溫度にて燒鈍した時に起るものであるが、又 1,000°C 以上の高溫に過熱した時にも生ずるものである。此の皿の粗大な結晶粒の有樣から

見れば寧ろ最後の場合に相當する場合と考へられる。

**E. 罐底に生じた龜裂に就いて。**

罐の形及龜裂を生じた部分は、第40圖に見る通りである。又同時に如何なる部分を取つて檢査したかも、圖に依つて明らかであらう。

此の罐は試驗期日に至る迄約20年經過してゐるものであつて、之に加はる壓力は14氣壓、寸法は圖に示した通りのものである。龜裂は建造後14年後に底の部に入れるを見、之は所に依つては、28 mm の厚みの所へ25 mm の深さまで入つた。19年後に、龜裂が全く入つた。此の様な龜裂は、接合せ金を上に熔接して間に合せて置いた。併し、20年後には全く龜裂が甚しく、交換されねばならなくなつた、使用會社は此の龜裂の入つた原因が、龜裂の入る以前に、仕事の關係上壓力及溫度が交互的に非常に變化せられた爲め疲勞に依つたものであると考へてゐた。

此の底は、その緣の半徑 $r=85\text{ mm}=0{\cdot}042\times\text{D}$, その高さは、$\text{H}=280\text{ mm}=0{\cdot}14\times\text{D}$ である。新しい罐に對し許容し得る壓力に就て Dr. Siebel は次の式で與へて居る。即ち、壓力 $p$ は、

$$p=200.\frac{\text{K}_2}{x}\cdot\frac{\text{S}-\text{C}}{\text{D}.y}$$

此處に於て、$\text{K}_2=34\ \text{kg/mm}^2$；$\text{S}=28\text{ mm}$、$\text{D}=2{,}000\text{ mm}$；$\text{C}=2\text{ mm}$；$x=3{\cdot}5\text{ mm}$；$y=5$（安全率）とすれば、

$$p=200.\frac{34}{3{\cdot}5}\cdot\frac{28-2}{2{,}000{\cdot}5}\quad\therefore\quad p\doteqdot5{\cdot}5$$

即ち、14氣壓と云ふ高壓は、降伏點を遙に越して居る事が解る。

1）化學分析の結果。底の板金の、化學分析の結果に依れば、$C=0{\cdot}06\%$；$Si=$ 痕跡；$Mn=0{\cdot}44\%$；$P=0{\cdot}025\%$；$S=0{\cdot}053\%$；$Cu=0{\cdot}17\%$ であつて、別に龜裂の入るのに何等の原因ともなつて居らぬ。

2）械機的試驗の結果。機械的試驗としては、抗張試驗及衝擊試驗を適用し、材料は第41圖4より取つた。猶ほ普通の燒鈍せるものも同様に檢査した。之の結果は次の如し。

| 試驗番號 | 試驗の處理 | 降伏點 kg/mm² | 抗張强 kg/mm² | 伸張 % | 斷面收縮率% | 衝擊强 mkg/cm² |
|---|---|---|---|---|---|---|
| 1 | 供給された儘 | 16·8 | 33·5 | 28·0 | 14·0 | 1·6 |
| 2 | 供給された儘 | 16·2 | 33 8 | 28·4 | 66·0 | 1·3 |
| 平均 | | 16 5 | 33·7 | 28·2 | 65·0 | 1·5 |
| 1 | 930°C に於て1時間 | 18·2 | 33·5 | 28·5 | 64·8 | 8·4 |
| 2 | 930°C に於て1時間 | 18·3 | 33·8 | 27·9 | 64·8 | 8·8 |
| 平均 | 燒鈍 | 18·3 | 33·7 | 28·2 | 64·8 | 8·6 |

之等の試料は、底の部が曲れる爲め、試驗前か加熱前に眞直にされた。

供給された儘の狀態での抗張强及降伏點は比較的少であつて、之は加熱によつて、大して影響されぬ。衝擊强は非常に、少であつたものが、燒鈍に依つて、約6倍と云ふ著しい增加を示して居る。此の抗張强及降伏點低く、衝擊强の著しく低い事は、壓力及溫度の變化に依つて、罐底が生長しなかつた事を意味して居る。

3）顯微鏡的試驗。第42圖は、第40圖の斷面2の、即ち、龜裂の新しく入つた部の破面を示す。龜裂は可成りの奧迄入つて居り、且つ破面の粒は餘り細くない。此處には示さないが、此の部を研磨して Baumann の硫黃貼寫をなせるに、板金の中央に明らかに凝離せる部分あるを見たり。同様の結果は、燐及炭素の凝離を見る爲めの鹽化銅アムモニアにて腐蝕した時にも、見受けた。猶、此の部を Fry の腐蝕液を用ひて檢査した結果は、第41圖及第42圖に示した。之に依れば、外面に對して約45°の角度をなせる黑い線の

走つて居るのを見るが、之は材料の滑り面又流動面の切斷面に相當する。即ち、之は部分的に降伏點を通過して荷重が加へられ、永久變形をなせる事を示して居る。即ち、之れが物理的性質例へば、衝擊强を減少させられた事、即ち滑り面の在る部分が脆い事を意味する。即ち第42圖に見る如くに、龜裂の入つた部分は滑り面に相當する線が外緣に來た處に當つてゐる。

龜裂の近くの顯微鏡組織を第43圖に示した。組織は均一でなく、細い地鐵の粒と比較的粗いものとが混じて存在する。

前記の實驗の結果に依つて、龜裂の入つた原因を次の如くに論ずる事が出來る。

1) 底部の彎曲の半徑が少であつた爲めに、此の部に大なる張力を生じた事。

2) 材料は抗張强、降伏點及衝擊强の少なる、即ち物理的に見て不利な性質を持つて居る。此の様な材料としての缺點は、此の底部に加へられた不規則な荷重を、單に彈性的なものとして受け入れる事が出來ずに、特に歪の大であつた彎曲部に於ては降伏點を通過して加へられ、之は滑り面を生ずる原因となつた。

蒸汽汽罐に於て普通である 100～300°C の溫度に、之が熱せられる時に於ては、此の様な軟い錬鐵に於ては時効の現象を伴ひ、前記論文中にて述べた様な脆性を伴つて來るものである。之等から原因される材料の變化は、彎曲部に遂に龜裂を生ぜしめる事となるのである。

**F. 壓延後に、多數の龜裂及破れ目を生じた鐵管に就いて。**(マンネスマン法に依る壓延)

此の鐵管は、鐵管の接手に用ひたものであつて、圓形の斷面を持つた鋼塊を Mannesmann 鋼管壓延法に依つて壓し延ばされたものである。此の鋼塊は此の壓延後に、表面に著しく多くの龜裂及破れ目を示した。此の塊は壓延に當つて、たまたま爐の火床の上を轉じて最も溫度の高い部に偶然可成りの間置かれ加熱に用ひた微粉炭に接觸して居たのである。

1) 化學分析の結果。化學分析の結果、$C=0.07$%; $Si=0.19$%; $Mn=0.51$%; $P=0.059$%; $S=0.044$%; であつて、炭素含有量は可成り低く燐及硫黃含有量は相當大きい。然し乍ら、此の様な缺點の入つた管は一熔解の物全部ではなくて、その中で偶然高い溫度に過熱されたものゝみであるので、化學分析の結果とは云はれない。普通の場合には、鋼塊は約 1,300°C の溫度に加熱されて爐を出て行くのであつて、此の場合には殆んど熔解點に近くまで加熱されたものと考へられる。

2) 顯微鏡的試驗。第44圖は管の徑の方向の斷面を腐蝕したものであつて、第45圖乃至第47圖に示す25倍に擴大せるものと對照すれば、第44圖の黑色の部は熔滓の含まれて居る部分である事が分る。此の熔滓は管の表面より內部に向つて殆んど中央まで入つて居る。

管壁の中央及び內壁の組織は、明らかに過熱と共に鑄造組織を示すが、外壁の組織は、丁度此の部分で著しい加工を加へられた爲めに、細粒の結晶組織を示してゐる。(第50,第51圖及び第53圖)

酸化物が入つて來て居る事は、前記の試料に依つては、如何にして入つて來たか、確かな判斷を下す事は出來ない。此の場合に於ては、多分、此の鋼塊が過熱された爲めに、非常に軟くなり、寧ろ部分的に、熔融狀態に至りたものと考へられ

る。此の様な高い過熱をする事は、特にその鋼塊の表面に近い處に氣泡の存在する時には有害であつて、之に依つて容易に外氣と結びつく。此の結果として、氣泡の壁面は酸化し、同時に瓦斯の無くなつた孔の部には熔滓が充満し、此の後に壓延が加へられたとしても一つの密な塊として熔接し合つて行かなくなる。顯微鏡試驗特に第 45 圖、第 50 圖及第 53 圖は、鐵管の緣の處に存する氣泡を示してゐる。

### G. 自轉車用フレームに眞鍮鑞を以て、鑞附けを施す際に、彎曲部に入つた龜裂に就いて。

此の際に入つた龜裂は、凡ての場合に、フレームの曲り込んだ角の場所卽ち、彎曲に際して壓力を受くる場所に生じた。此の龜裂には眞鍮鑞の充滿してゐたのを見れば、熔解した眞鍮の中に浸ける時に出來た筈である。管の龜裂の周圍の場所を顯微鏡的に試驗して見ると、眞鍮鑞が結晶粒の境界に沿ふて鐵中に入り込んで居るのが明らかである。(第 55 圖及第 56 圖參照) 此等の圖の結晶粒の內の明るい挾雜物は、眞鍮である。

第 57 圖及第 58 圖は、龜裂の周圍に於ける試驗の顯微鏡寫眞を示す。結晶粒は兩者の場合共に粗大である。此の鑞附けをした部分から約 100 mm 隔つた場所の組織を見るに第 59 圖に見る如く同様に粗大な結晶粒を示す。之より見れば此の材料は鑞附せぬ以前から粗粒を持つて居た事は明らかである。猶他の材料を採つて、其の位置より 300 mm 隔つた個所の顯微鏡的組織を見た處、同様の現象のあるのを見た。

之等から見る時には、錬鐵製鐵管を曲げる様な低溫加工を施した後に、熔解した眞鍮又は銅の中に浸したものと考へられ、之に依つて龜裂を生じたものと思はれる。猶再結晶に依つて粗粒となつた錬鐵は、破壞し易くなるものである。此の様な理由からして、鑞附けをする際に於ける龜裂の入るのを防ぐ爲めには、フレームに加工を施した後に豫め燒鈍をすると宜しい。猶此の際前述の論文中に書かれた様な注意を拂へば、粗粒となる事を避ける事が出來同時に龜裂を防ぐ事となる。

### H. 部分的に脹れを生じた自轉車用鐵管に就いて。

自轉車用鐵管が第 60 及第 61 圖に示される様に、部分的に脹れを生じたものあるを、未だ常用せぬ前に發見されたと云はれて居る。試驗の目的としては、此の管が果して相當の强さを持つて缺點のない自轉車用鐵管として適して居るか否か又特に脹れを生じた部分の材料が特別な注意を要する變性をして居るか否かを檢するにあつた。

1) 化學分析の結果、分析の結果に依れば、$C=0{\cdot}16\%$; $Si=0{\cdot}04\%$; $Mn=0{\cdot}22\%$; $P=0{\cdot}006\%$; $S=0{\cdot}036\%$ であつて、自轉車用鐵管として全く適して居るものである事は明瞭である。惡影響を及ぼす燐及硫黃の含有量は非常に少い。

2) 機械的試驗。ラツク塗料を除去した管より 5 mm の幅の抗張試驗片を採り、之に依つて次の値を定めた。

| 試　料 | 降伏點 kg/mm² | 抗張强 kg/mm² | 伸張%(標點距離 25mm) |
|---|---|---|---|
| 1 | 34·4 | 40·6 | 28·0 |
| 2 | 34·9 | 40·7 | 25·0 |
| 3 | — | 42·5 | 28·0 |
| 4 | 35·8 | 42·5 | 33·4 |
| 5 | 34·6 | 39·8 | 24·0 |
| 平　均 | 34·9 | 41·2 | 27·7 |

抗張强は普通に此の目的に使用されて居る範圍である。降伏點は割合に高く、之は變形例へば壓縮に對する抵抗の大なる事を意味してゐる。

試驗個所の性質が鑞附けに依つて特別に變化し

て居るか否かを檢出する爲めに、此の部を、長さの方向に切斷して Herbert の振子硬度計に依つて、其の硬度を測定した。此の値は第62圖に揭げた、鐵管の切斷面の側に記した通りである。向つて左の滿足な管の硬度は、丁度抗張試驗をなされたと同じ部分で鑞附けの個所から約 35cm 隔つた位置で行つたものである。向つて右の管の脹れを生じて居る部分は硬度高くなつて、其の部分の材質が緊つて居る事が此の値より直ちに解る。卽ち缺點のない場所では 14～15 の硬度數のものが、脹れの部分では、16～17 である事が明らかである。鑞附けをした部分は別に軟かくはなつて居らぬ。此の脹れの部分の硬度の高いのは、壓縮の際に加へられた低溫加工に依る。

3） 顯微鏡的試驗。鐵管の第62圖に示した位置に於ける組織を第63圖乃至第66圖に揭げた。管の組織は非常に細粒であつて、且つ均一である。擴大度の大なるもの卽ち第67圖に見る如く之はフェライトとパーライトよりなる事明らかである。鑞附けした板金は稍大きな結晶粒を持つて居る。何れにせよ之等に依れば、鐵管が凝離とか熔解滓などと云つた樣な缺點を持たぬ物である事がよく解る。卽ち之等の實驗の結果に依れば試驗さるべき鐵管は、化學的にも、物理的にも、缺點のない申分ない性質を有つて居る事が解る。管の脹れたのは、此の材料の抗壓强を越して外力が加はつた事、卽ち走行中に加はつた衝擊的外力に依り段々生長したのではないかと考へられる。

前述の試驗によつて、實驗の目的を次の樣に結論出來る。

1） 鐵管の化學的配合及物理的性質は、申分なく、自轉車用として適する。抗張强は普通の値である。降伏點の比較的高い事は、衝擊等の變形に對する抵抗が强い。

2） 炭素量は、0·16% である。

3） 脹れた位置は、低溫變形に依つて他の部分よりも硬い。鑞附した部分は、別に軟かくなつて居ない。

## I. 軸に生じた割れ目に就いて。

第 68 圖に示される軸が、圖に示す位置にて、使用期間幾何もなくして破壞するに至つた。此の原因が那邊に存するか檢査するのが此の本題の目的である。

1） 化學分析の結果。化學分析の結果 $C$=0·27%；$Si$=0·09%；$Mn$=0·90%；$P$=0·050%；$S$=0·042%；$Cu$=0·16% と云ふ配合を持つて居る事が分明した。之は破壞の原因とは別に考へられぬ。

2） 機械的試驗。軸の方向に採取した抗張試驗片の試驗の結果は、次の樣な値を示してゐる。

| | 試料 1 | 試料 2 | 試料 3 |
|---|---|---|---|
| 降伏點 kg/mm² | 25·3 | 24·4 | 24·9 |
| 抗張强 kg/mm² | 53·9 | 54·7 | 54·3 |
| 伸張 % | 20·4 | 22·1 | 21·3 |
| 斷面收縮率 % | 50·9 | 48·0 | 49·5 |

此の試驗の結果は、上記の配合に對しては普通の値である。次ぎに上記の軸より衝擊試驗片を採り、之を一つは其の儘の狀態で、他は 850°C にて1時間燒鈍を行つた後に、衝擊値をとつた。

卽ち

| 處理 | 衝擊値 kg/cm² | | | 平均 |
|---|---|---|---|---|
| 燒鈍しせぬもの | 1·9 | 2·1 | 2·8 | 2·3 |
| 850°C にて、1時間燒鈍しせるもの | 4·4 | 4·8 | 4·0 | 4·4 |

燒鈍せぬものゝ衝擊値は割合に低く之は衝擊に對して可成り敏感な材料である。又、850°C に於ての燒鈍に依つても、此の衝擊値は其れ程に良くなつて居らぬ。然し乍ら之は縱斷面の試料を採つ

た事に依るものであつて、それで鍛錬に依つて生じた纖維組織を通して破れが入つて居つた。(第69圖)

3) 顯微鏡的試驗。第69圖は、破面を通して軸の方向の顯微鏡組織を示すものであつて、之に依れば破れは纖維組織を横切つて入つてゐる。之は此の破れの原因を纖維組織に歸する事の出來ぬ事を意味してゐる。龜裂の近くより試料を採取して100倍に擴大した顯微鏡組織を第70圖に示す。之には何等異常を認め得ない。

此の破面を檢するに、其の形が所謂疲勞に依る破壞に基因する事が明らかである。且つ此の場合、龜裂の最初に入つた部分は、キー溝の個所である。圖に示す最後の輪の軸と接する部は8 mmの半徑で丸めてあつた筈にも拘らず、破壞後に測つたのに6 mmしか無かつた。

強い衝撃とか、震動とかを受ける樣な構造用の部分は、特にその形狀の變化する場所が急に變らぬ樣にすべきであつて、之に依つて、特に危險を伴ふ溝の部分を成るべく避ける樣にしなければならぬ。此の場合に於ては設計に當つて此の點に注意が拂はれて居なかつたらしい。

**J. 扭りに對する强さが比較的少であつて、廻轉に際して、長さの方向に破れ目を生じたケーブル用鐵線に就いて。**

試驗しやうとする壓延鐵線は、上記の如くにして、破れ目を生じて使用不能になつたものである。猶鐵線の製造に當つては、次の樣な行程を取られた。即ち鋼は鹽基性マルテイン爐で製造され、一熔解約30 瓲のものから、550 mm² で約3,000 kgの大さに夫々鑄込まれた。此の鋼塊は加熱狀態で、鋼塊壓延機で2〜3時間の溫度の調整後150 mm² 迄豫壓された。此の鋼塊は再加熱された後に150 mm² の鋼塊から、35 mm² の鋼棒に壓延され、然る後に、之は約1,150°Cに瓦斯爐で加熱され線壓延機に依つて12段階を經て6 mmの太さの鋼線に壓延されたものである。

1) 化學分析の結果。化學分析の結果に依れば

| 種類 | *C* | *Si* | *Mn* | *P* | *S* | *Cu* |
|---|---|---|---|---|---|---|
| | % | % | % | % | % | % |
| A | 0·78 | 0·10 | 0·42 | 0·027 | 0·061 | 0·13 |
| B | 0·76 | 0·11 | 0·33 | 0·015 | 0·027 | 0·11 |

この結果より見れば、A線に於ての硫黃含有量(0·061%)が高いのを除けば、特別に注意する事はない。

2) 機械的試驗 抗張試驗及扭り試驗の結果は次の如くである。

| 種類 | 抗張强 kg/mm² | 伸張 $L=60$ mm | 斷面收縮率 % | 廻轉數(扭り) $L=250$mm |
|---|---|---|---|---|
| A | 84·4 | 12·0% | 14·9 | 6 |
| | 86·8 | ※ | 28·5 | 9 |
| | 84·4 | ※ | 20·5 | 8 |
| B | 85·3 | 15·0 | 38·0 | 14 |
| | 86·4 | 15·7 | 30·5 | 10 |
| | 86·8 | 15·7 | 32·8 | 13 |

※)の記號を附したものは、標點外にて切れたものである。Aは多少伸張、斷面收縮率、扭り數等が少いが、何れにしても差違は甚だ僅少である。

3) 顯微鏡的試驗。斷面を採つて、Baumannの硫黃貼寫及鹽化銅アムモニア腐蝕を共々行へるに硫黃、燐、炭素に關する分布は全斷面に渉り甚だ均一であつた。兩鐵線の長さの方向及直斷面の腐蝕せぬ狀態の組織を第71, 72, 79, 80圖に示した。之に依れば、A線はB線に比して遙かに餘計の非金屬不純物を含めるを見る。腐蝕せぬ狀態の兩線の緣の位置の寫眞を第73及74圖と第81及82圖に掲げた。之等の物は多くの缺點が緣の部に存し、且その一部のものには、壓延の際に軟化した挾雜物が充滿して居る。腐蝕した狀態の長さの方向及縱斷面の組織は、第75乃至78圖及83及

84 圖に示す通りである。缺點のある部分の近くは鋼の脫炭せるを見る。之は壓延に際して入り込んだ燃燒物の影響に依る可きである。

此の樣な理由からして、ケーゲル用鐵線に於て觀察された捩り試驗に對する不充分な捩りの數は要するに此の線に生じた缺陷に依るものである。延伸に際して、此の缺陷の部は、その方向に伸ばされる。之に依つて、捩りを受けた際に線が破れるのであつて、又捩の回數が少いのである。

缺點を持つた部分の近くに於ける鋼線の脫炭は、過壓延の後に、猶加熱された事を意味して居る。それ故過壓延は棒から線に壓延される時になされたものではなくて、既に、第1段又は第2段の棒迄に至る壓延に於てなされたものである事が明らかである。

**K.　ミリング、マシンを以て鑢を成形する際に於けるカツターの刄の潰れに就いて。**

カツターの刄が部分的に潰え、又鑢の方では、其の材料が所々カツターに依つて、側の方に押し出された。此の原因を檢査して見る。

1)　化學分析の結果。鑢の化學分析の結果は、$C=1{\cdot}52\%$；$Si=0{\cdot}11\%$；$Mn=0{\cdot}25\%$；$P=0{\cdot}018\%$；$S=0{\cdot}020\%$；$Cr=1{\cdot}55\%$；$Ni=0{\cdot}03\%$；であつて、比較的炭素含有量の多いクローム鋼である。ミリングマシン用刄物の分析の結果は、$C=0{\cdot}82\%$；$Si=0{\cdot}25\%$；$Mn=0{\cdot}13\%$；$P=0{\cdot}012\%$；$S=0{\cdot}014\%$；$Cr=4{\cdot}76\%$；$Ni=0{\cdot}07\%$；$W=17{\cdot}63\%$；$V=0{\cdot}63\%$ であつて、之は普通に市場に使用されて居る高速度鋼である。

2)　機械的試驗。鑢と共にミリングマシン用刄物に對し Herbert 振子硬度計に依つて、其の硬度を檢査した。鑢 1 は 22·6 乃至 24·8 の間に 10 個所の試驗結果横はり平均 23·3；鑢 2 は 22·0 乃至 24·8 の間に横たはり、同様 10 個所の試驗結果平均は、23·7 であつて甚だ均一である。之をブリンネル硬度に換算すれば、約 180 であつて、約 65 kg/mm² の抗張强に相當する。但し、此の試驗結果は燒鈍した狀態での値である。ミリングカツターの硬度は、個所に依つて割合に變化著しく 36·1 乃至 48·8 の間に横たはる。此の最高値 48·8 も一般に燒入された工具鋼より少いが、鑢の硬度に比べれば、最も軟い部分 (36·1) に於ても、遙かに硬い。

3)　顯微鏡的試驗。第 85 及 86 圖は、鑢の組織を示したものである。炭化物は非常に不均等に散布してゐて、細い粒が粗大な結晶粒と交互になつて居る樣な狀態にある。此の樣な不均一さは、ハーバートの硬度計に依つても區別出來ない程細く散布してゐるものではあるが、切削を加へる加工には不利である。

ミリングカツターの顯微鏡寫眞を第 87 及 88 圖に揭げた。第 87 圖は外緣の部、第 88 圖は刄の中心に近い部の組織を示して居る。第 87 圖に見る白い地鐵の部分は、此の部で脫炭作用が伴はれた事を意味して居る。此の爲めに、刄物の硬度試驗の際に部分的に大なる硬度の差があつたのである。比較的深い部分の組織は、マルテンサイト的トルースタイト的の地に比較的多量の不均一に散布した炭化物を見る。

即ち之等の實驗の結果からして次の結論を下し得る。鑢は可成りに粗大な炭化物凝離の現象を伴つて居り、又ミリングカツターは、其の表面脫炭して其の硬度が少である。此の二つの缺點が重なつてミリングカツターの刄が平になつてしまつ

たのである。

**L. 磁石に生じた龜裂に就いて。**

試驗に供しやうとする磁石の一つは、表面を腐蝕し之に金屬鍍金を施した後に、大きな龜裂が其の股の部分に入つたのを發見されたものである。第1の磁石から組織を檢査する爲めに試料を取り出し、之の腐蝕せぬ狀態での寫眞を第89圖に示した。之に依れば此の組織は長く伸びた併し倍率の大なるに比して細い硫化物の挾雜物を含有して居るのが分る。ピクリン酸で腐蝕して見た處、第90圖に見る樣に、組織は非常に微細な炭化物の分離均一なマルテンサイト的の地を示して居る。500倍に擴大した圖で明瞭に分る樣に、長く伸びた硫化挾雜物が、核の作用をして大な炭化物は長く列になつて居る。之は第91圖に示すピクリン酸ナトリウムを以て腐蝕したものに尙明らかに判る。

第2の磁石に依つて次の實驗をして見た。即ちその半片は稀薄にした鹽酸中で腐蝕した。他のものでは板金を附けた棒を鑽孔機で孔をあけてとりつけてあり、之に依つて龜裂の入る時の音を聽取して、それ迄の時間を檢した。第1の股の部分は30分の長い腐蝕にも拘らず龜裂は入らなかつた。他の物を檢したのに、此の際は20分後に破れの入つた音を聞いた。磁石には大きなひ龜裂が入り、腐蝕直後に磁石は破壞して了つた。此の際發見された事は、緣から1〜2mmの位置の處までは、古い龜裂と一致して居る事であつて、此の古い部分は酸化物でおほはれてゐた。特に第92, 93圖に見る樣に、鑽孔した孔の近くに古い傷の有るのを通して割れてゐるのを見る。

此の樣な結果に依つて、龜裂は腐蝕せぬ以前に入つて居つた事が明らかである。即ち龜裂の原因は燒割れと考へられる。之が腐蝕に際して生ずる水素に依つて猶擴げられたのである。猶此の圖に示される樣に、炭化物が部分的に集つて居る事は、燒入れに際して內部應力が出來易いものである。

**M. 破壞した空冷內燃機關用瓣に就いて。**

內燃機關用瓣傘の部の半分が、使用後幾何もなくして、共の軸より破壞し去つた原因を檢せんとす。試驗に使用し得る材料が少量な關係上、最も大切な成分の分析と、ブリンネル硬度及顯微鏡試驗に止めねばならなかつた。

1) 化學分析の結果。化學分析の結果に依れば $C=0{\cdot}75\%$; $Si=1{\cdot}71\%$; $Cr=14{\cdot}85\%$; $Ni=12{\cdot}20\%$; $W_0=1{\cdot}99\%$ を含有する。即ち $Cr-Ni-W_0$ 鋼である。Werkstoffhandbuch „Stahl und Eisen" の Q1 に依れば、900°C の高溫に耐える高級瓣用鋼は、$C=0{\cdot}4\sim0{\cdot}5\%$; $Si=$約$1{\cdot}0\%$; $Mn=1{\cdot}0\%$; $Cr=12\sim15\%$; $Ni=12\sim15\%$; $W_0=2\sim3\%$ の配合を持つ可きであると書かれて居るが、此の試驗に供されたものは、此の配合に含まるゝものではあるが、特に高級なものと云へぬ。

2) 硬度の測定。之に適用されたものは、直徑5mmの鋼球に750kgの荷重をかけたものであつて硬度數平均201であつた。正確に云へば、炭素鋼に適用されるものではあるが、換算係數0·36を掛ければ、之の抗張强は約72kg/mm²となる。此の値は普通瓣用鋼として用ひられて居る配合の鋼に調質作業を（1,000°C にて水中に燒入れし800°C に再加熱して空冷せるもの。）施したものゝ持つ强さより若干低い値である。

3) 顯微鏡的試驗。此の瓣用材料は、1個所（第

95圖)を除けば、全體に渉つて非金屬的挾雜物は非常に少量である。(第94圖)腐蝕した試料の組織は、第96圖に示した通りであるが、地はオーステナイトであつて、可成り多量の複炭化物を含んでゐる。

一般から云へば、標準的配合の物に適當な處理を施したものは、試驗に供した試料に比して、遙に少量の複炭化物を含むものである。之は一部は此の材料が可成り多量の炭素を含有して居る事に因し、一部は燒入れするに當つて燒入れ溫度が充分高くなかつたか、然らずんば燒入れ溫度に保たれる時間が充分に長くなかつた事に因するものと考へられる。試みに 1,000°C に充分な時間保つて、燒入れせるに、此の場合には含有される複炭化物の量は、第96圖に比し遙かに少くなつて居た。亦硬度が比較的に低い事も燒入れ溫度が適當でなかつたか、或は此の溫度に充分な時間保たれなかつたかに依ると考へられる。複炭化物が非常に多く一部に集つて居る事が、之が早く破壞した原因であらうと考へられる。

**N. 或るパツドル錬鐵の製造に際して、屑鐵を使用せしや否や。**

此の實驗に就ては、此の錬鐵の化學的配合と顯微鏡的組織と共に、此の錬鐵製造に際して果して屑鐵を使用したか否かを檢しやうと考へる。化學的配合は $C=0{\cdot}03\%$; $Si=0{\cdot}09\%$; $Mn=0{\cdot}22\%$; $P=0{\cdot}21\%$; $S=0{\cdot}033\%$ であつて、之に依つては、屑鐵使用如何は特に摘出出來ぬ。一般屑鐵の燐含有量に比して此の場合著しく多いとは云へぬ。第97圖は、鹽化銅アンモニアで腐蝕したものであつて、炭素、燐の凝離の有樣を檢するに用ひた。第98, 99圖は、2個所を100倍に擴大したものである。此の兩圖に依れば熔滓が明瞭に解る2層の錬鐵の間に殆んど熔滓を含有せぬ多分低炭素鋼に相當すると考へられる純な材料の薄層のある事を見る事が出來る。此の樣な薄層が餘り到る處にない事を見れば、錬鐵の製造に當つて極く少量の軟鋼が使用されたものと考へられる。然し乍ら之に依つて其の材料の性質が惡くなるとは殆んど考へられぬ。

**O. 酸水素吹管にて熔接せる不良及良好な鐵管に就いて。**

2種類の鐵管ありて、1種類の物は良好に熔接出來るに反し、他の物は其の熔接不良なるが爲め其の原因を檢せんとす。第100圖は兩者の熔接部を示したものである。

1) 化學分析の結果。

| 試料 | 熔接性 | C% | Si% | Mn% | P% | S% | Cu% |
|---|---|---|---|---|---|---|---|
| 管 1 | 良 | 0·06 | 痕跡 | 0·41 | 0·023 | 0·038 | 0·14 |
| 〃 2 | | 0·06 | 〃 | 0·41 | 0·022 | 0·034 | 0·15 |
| 〃 3 | 不良 | 0·15 | 〃 | 0·42 | 0·027 | 0·048 | 0·23 |
| 〃 4 | | 0·15 | 〃 | 0·42 | 0·028 | 0·051 | 0·24 |

良好な管1及2に於ては、特別な點は見出し得ぬが、不良な管に於ては、炭素含有量が比較的多いのが氣附かれる點である。

2) 顯微鏡的試驗。

a) マクロ的試驗。此の試驗の爲めに、4管の斷面を採りて之を Baumann の硫黃貼寫法に依つて硫黃の凝離を檢した。第101圖は其の結果を示す。1及2管に於ては熔接部及其の周圍では、硫黃を含有して居らぬに反して、3及4管に於ては特に3管に於ては、硫黃凝離が熔接部に浸入して居る。同樣の結果は、炭素及燐に關する鹽化銅アンモニア腐蝕の時にも、適用されるものである。

b) ミクロ的試驗。第102圖乃至105圖は、1管及2管の熔接部及之れより離れた一部の顯微鏡寫

眞を示すものである。熔接部の比較的に、粗な稜角のある組織は、高溫に加熱されて、次に急冷された低炭素の鋼に對する普通のものである。其の他、熔接部には缺點ない。此の管の製造された帶鐵は、處々に粗粒な表面を示して居つたが、之は低溫壓延に際しての加工に缺點のあつたのを物語るものである。

3管、4管よりは次の様な位置の試料を作つた。卽ち、(1)熔接部、(2)熔接部に接した部分、(3)之より離れた部分の3種である。此の組織を、第106圖乃至111圖に示した。第106圖及109圖の熔接部の寫眞に見得る暗黑部は、3管4管で其の熔接に際して、含有されて居た比較的多量の炭素が燒鈍した爲めに生じた中空部である。

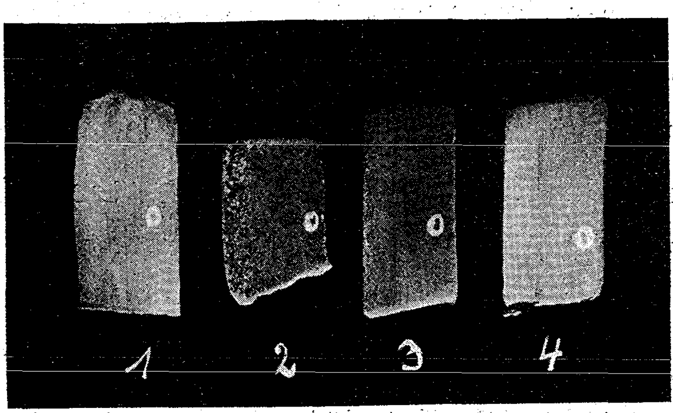
3管及4管の不良な熔接の原因は、熔接作用中に、適用された瓦斯が、材料の比較的高炭素であつた爲めに悪影響を及ぼしたと思はれる。熔接部に於て、瓦斯が凝固の際に逃出した爲めに、第100圖に示した不良品の様な表面を持ち來たしたものである。

第101圖に掲げた硫黄砧寫寫眞を見るに、良好な熔接部を持つた管は、單一な幅に壓延された帶鐵から製造されて居る。此の場合には、炭素の含有量の少い凝離の無い緣の部分が熔接部に相當して居る。然るに不良な熔接部を持つた管に於ては、必要以上に廣い幅に壓延されて、然る後に分切された帶鐵を使用されたか、然らずんば緣の部が壓延に依つて、綺麗に行かなかつた爲めに、比較的炭素含有量の多い中央部が熔接部に當つたと考へられる。之に依れば、3及4管の場合に於ても、譬へ炭素量は多少多量であつても、若し單一な必要な丈けの幅に壓延された帶鐵が使用されたとしたならば、良好な熔接部を得られたのではないかと考へられる。

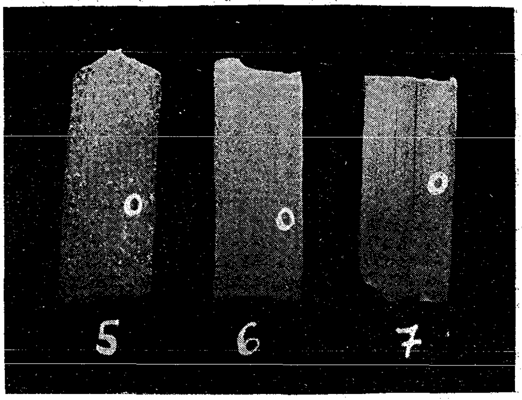
斯くして鐵鋼の加工又は使用中に生じた各種の缺點の原因に就いて15の場合が論ぜられた。本邦金属材料製造技術は異常な進歩を示して近來優良な材料が生産される様になつたが殘念な事は之等生產品にむらのある事である。之等の缺點を除く爲めに必要な事の少くとも一は材料の製造、加工中に於ける缺點の探究にある。此の缺點の探究も大工場に於ては其の研究所に依り容易な事と思はれるが缺點を公にする事を望まぬ爲め多くは門外不出の結果である。然るに小工場に於ても機械的試驗、化學分析等の結果は何れかの研究所に依賴する事に依り容易に得らるゝものである故　若し顯微鏡1個を持ち適當な人さへ得らるれば缺點の因は或る程度迄の解決を得られるものである。又筆者年來の希望である研究所；設立せられて各工場の相談相手となり直接間接指導の任に當つたならば此の方面發達を助長する事大であると信ずる。之に類した研究所の設立を切望すると共に工場實地指導の爲め先輩諸氏が當論文に類した結果を續々發表されん事を望んで止まぬものである。

終りに臨み、一部の材料の提供を快くして下さつた、ドイツ國デュツセルドルフ市カイザー、ヴヰルヘルム鐵鋼研究所長ケルバー教授及筆者を常に勵まし下さる竹屋、伊東兩教授に心から感謝の意を表すると共に多數の顯微鏡寫眞を採るに當つて親切に世話して下さつたフェルヂナンド・スピース氏及び尙ほ、此の論文を草するに當つて、種々御補助下さつた山ノ內一次助教授、新井孝彥兩君に深謝する。(完)

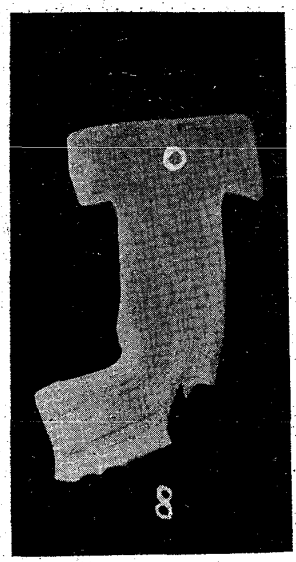
注意：當論文附圖は、印刷の都合上原圖の $\frac{8}{10}$ 乃至 $\frac{9}{10}$ 倍に縮小されたものである。



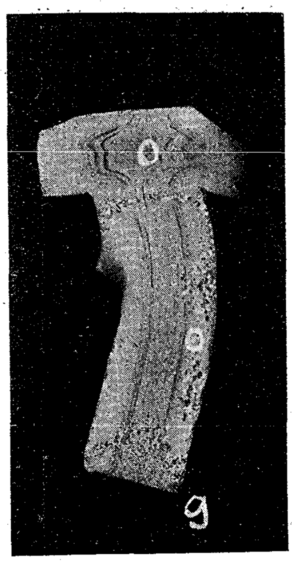

第　1　圖　　×1



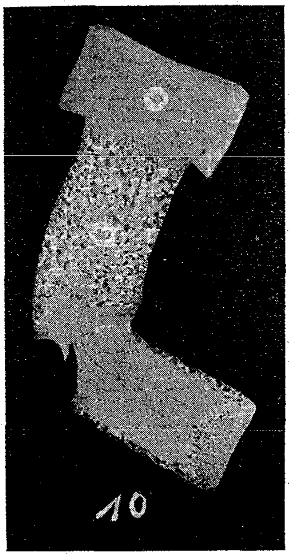

第　2　圖　　×1



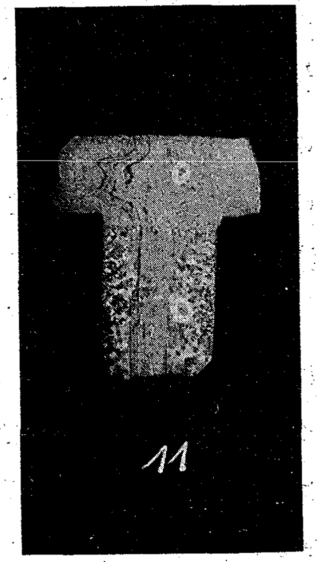

第 3 圖　×1




第 4 圖　×1

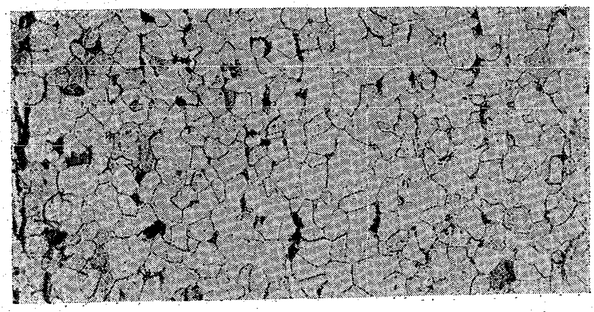



第 5 圖　×1

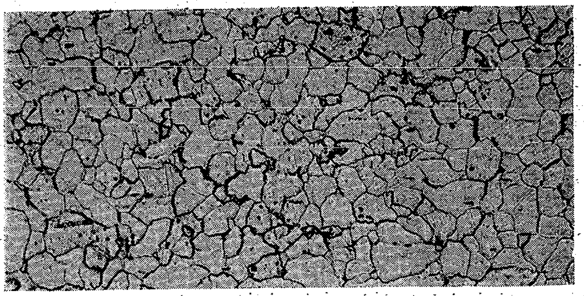



第 6 圖　×1

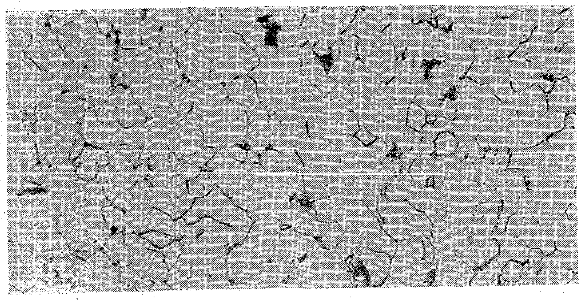
注意：白圓は第七圖乃至第二十圖に示した顯微鏡寫眞を採取せる位置を示す



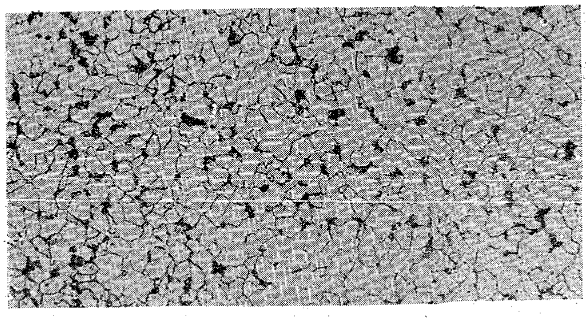
第 7 圖　試料 1　×100



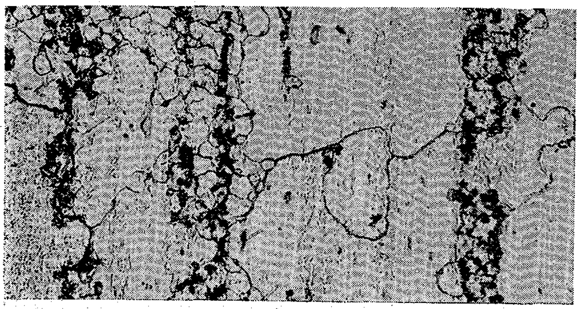
第 8 圖　試料 2　×100



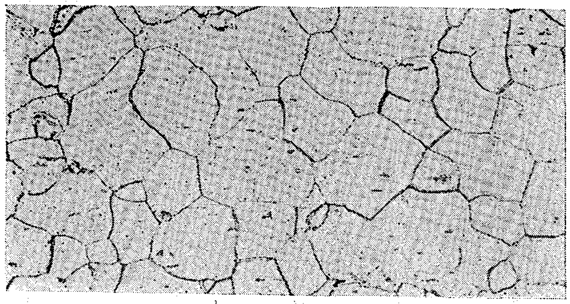
第 9 圖　試料 2　×100



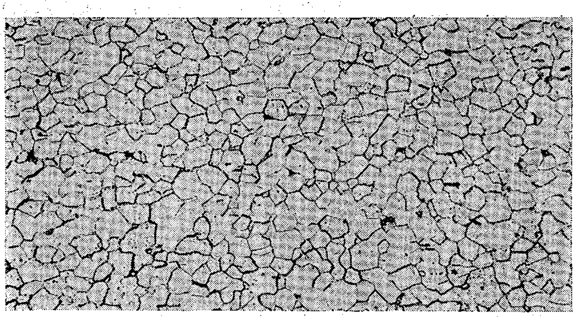
第 10 圖　試料 3　×100



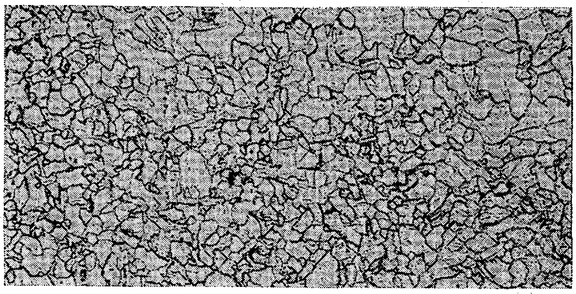
第 11 圖　試 料 5　×100



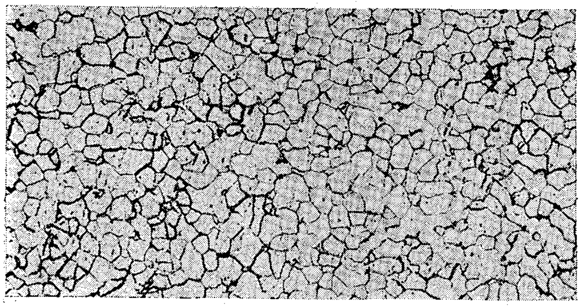
第 12 圖　試 料 6　×100



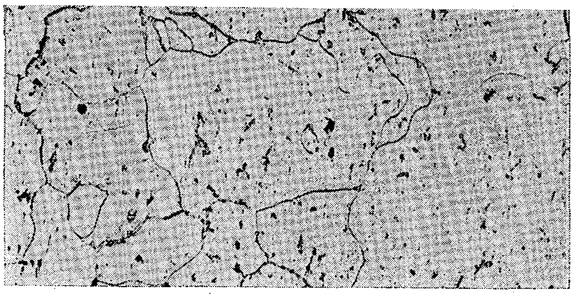
第 13 圖　試 料 7　×100



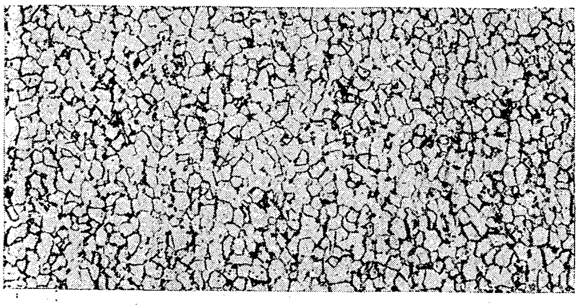
第 14 圖　試 料 8　×100



第 15 圖　試 料 9　×100

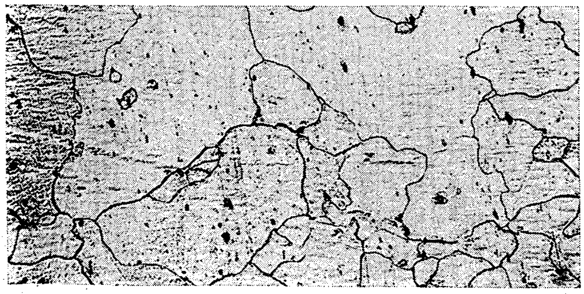


第 16 圖　試 料 9　×100

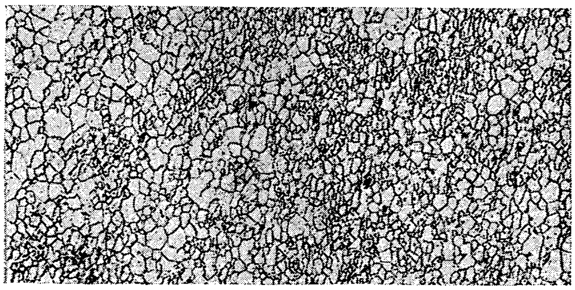


第 17 圖　試 料 10　×100

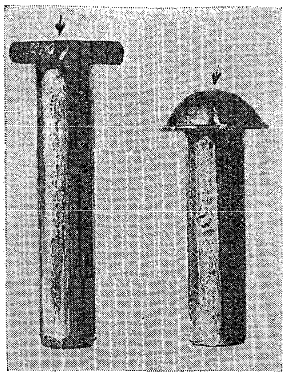
第 18 圖　試 料 10　×100



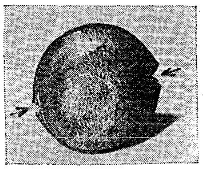
第 19 圖　試 料 11　×100



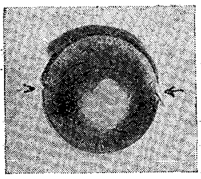
第 20 圖　試 料 11　×100



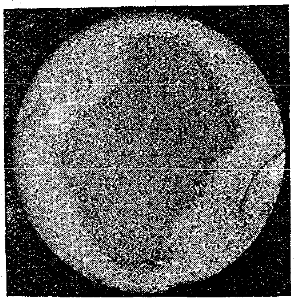
第 21 圖
矢は龜裂の位置を示す
×½



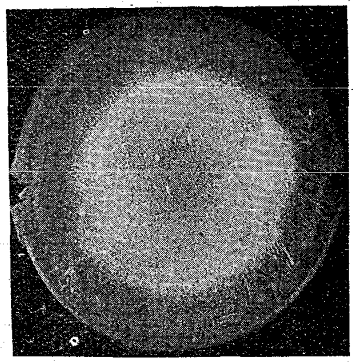
第 22 圖
頭部扁平のもの
×½



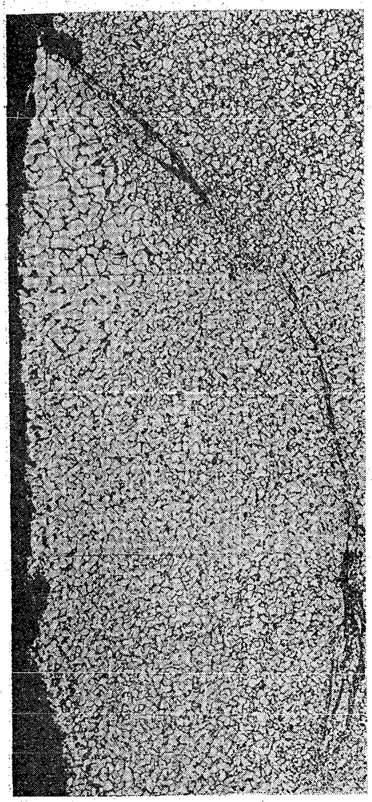
第 23 圖
頭部圓形のもの
×½



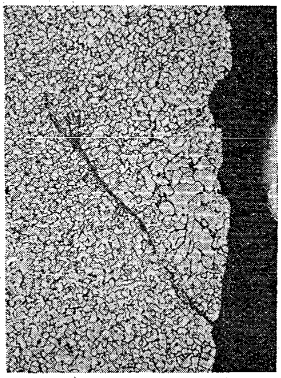
第 24 圖　鋲頭の斷面
×2.5



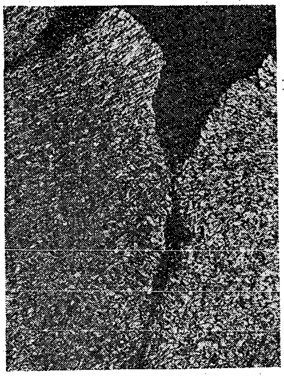
第 25 圖　鋲頭の斷面
×1.5



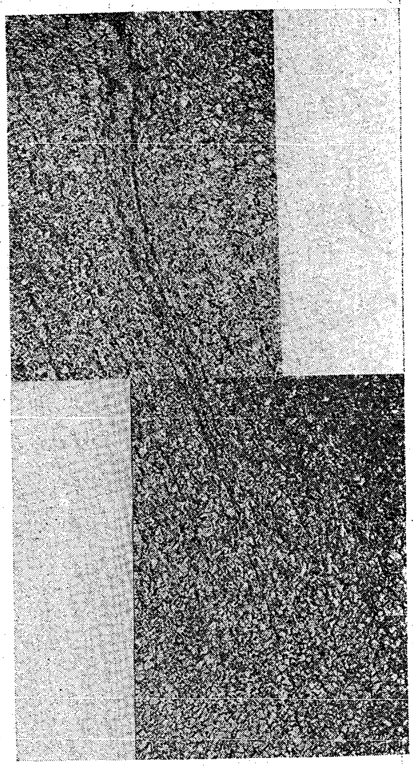
第 26 圖　鋲軸の龜裂の部
×25



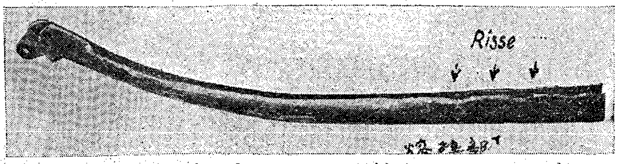
第 27 圖　鋲軸の龜裂
×25



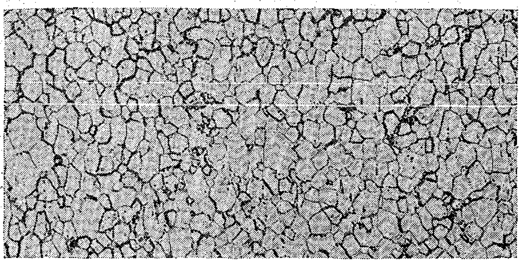
第 29 圖　鋲頭の龜裂の部分
×25



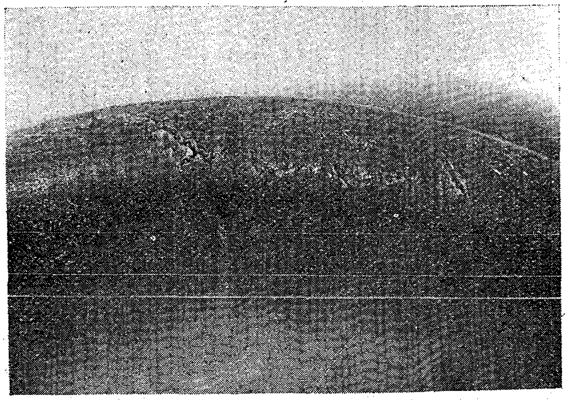
第 28 圖
鋲頭の龜裂の入つた部分
×25



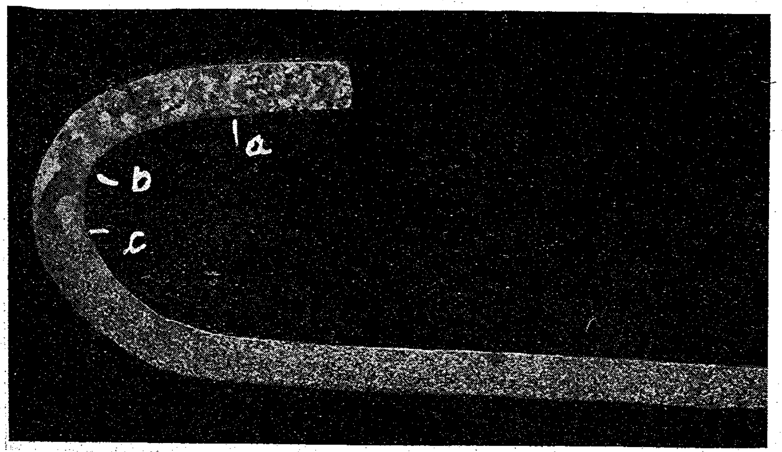

第 30 圖　曲げる時に生じた自轉車フレームの破れ



第 31 圖　軸の方向　×100

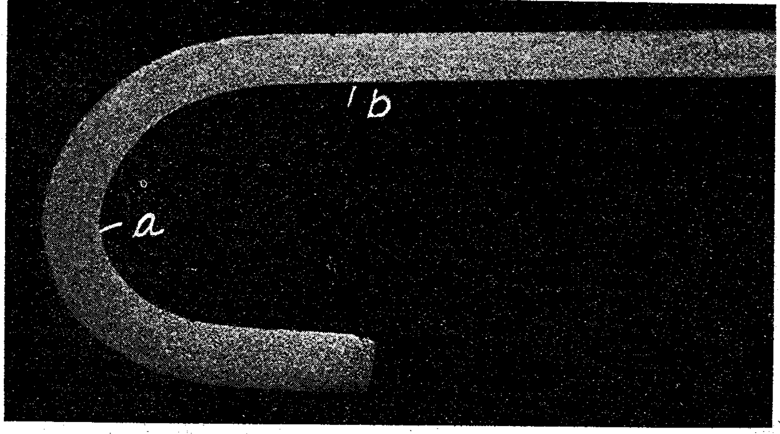


第 32 圖
鐵皿の龜裂の入つた部分　×½

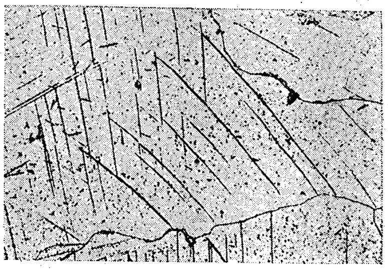


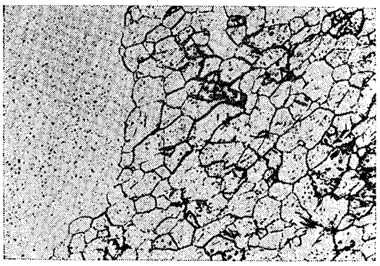
第 33 圖　第 32 圖の龜裂の部　腐蝕液: 鹽化銅アンモニア ×2

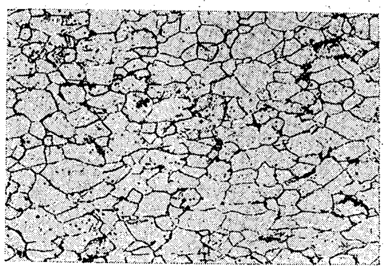
第 35 圖
第 33 圖の „a'' の部　×50

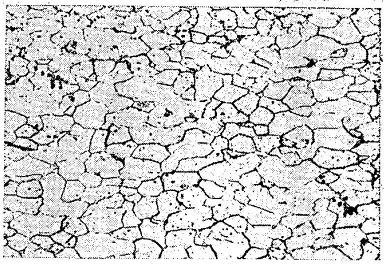


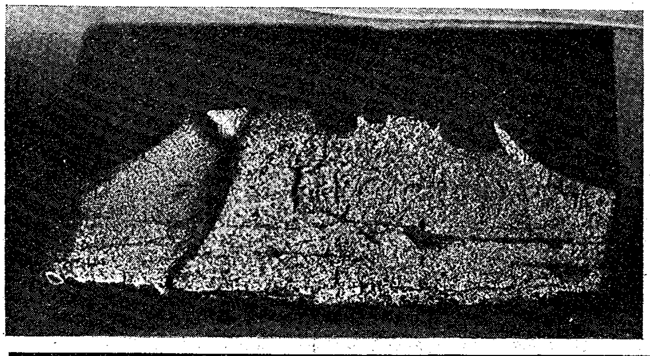
第 34 圖　龜裂の生じた部分の附近　鹽化銅アンモニア腐蝕 ×2

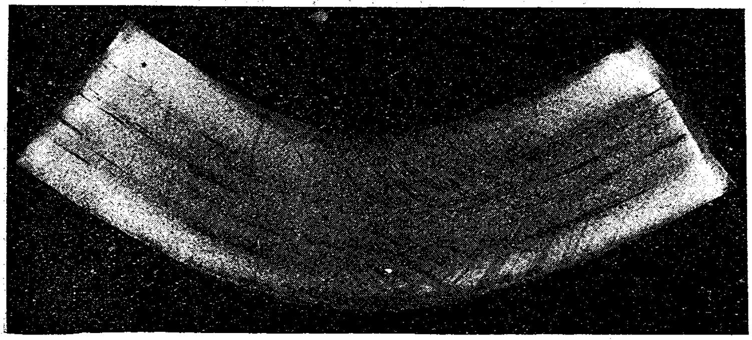

第 36 圖
第 33 圖の „b" の部　×50


第 37 圖
第 33 圖の „c" の部　×50

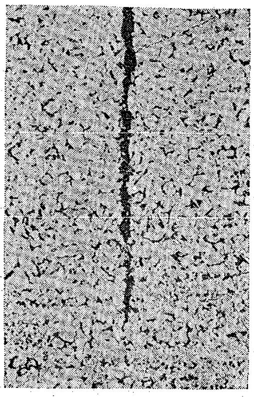

第 38 圖
第 33 圖の鐵皿の底部より採る。×50


第 39 圖
第 34 圖の „a" の部


第 40 圖
龜裂ある部の破面
×½

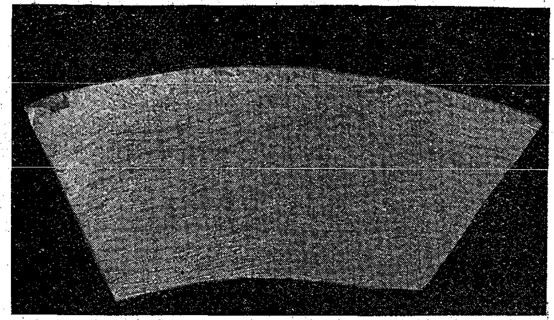

第 41 圖　Fry 氏腐蝕　×½

第 42 圖　Fry 氏腐蝕　×½

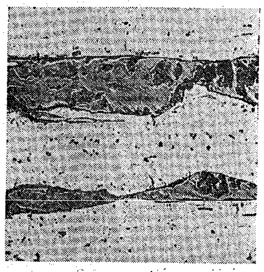


第 43 圖
龜裂の部の顯微鏡組織
×50

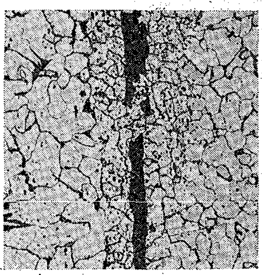
第 45 圖
直角切斷面外側
×25



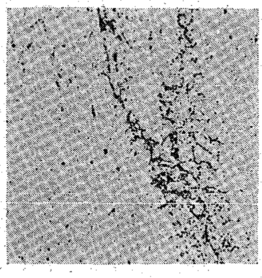
第 44 圖 直角切斷面 ×1



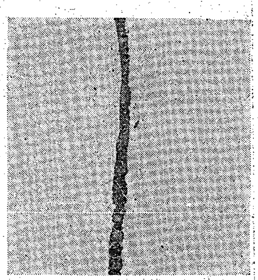
第 46 圖
直角斷面腐蝕せず
×50



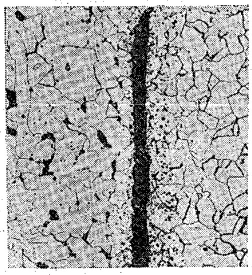
第 47 圖
外側より約 7 粍離れた場所
×50



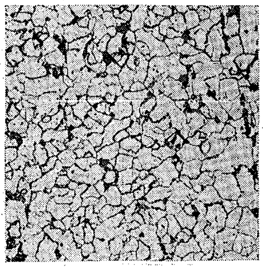
第 48 圖
直角斷面腐蝕せず
×50

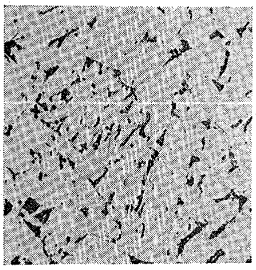


第 49 圖
長さの方向の斷面
×50

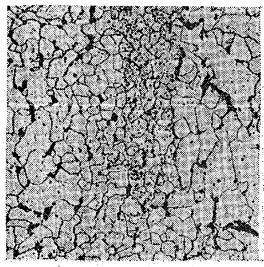


第 50 圖
長さの方向斷面
×50





第 51 圖 外側　第 52 圖 中央と內側
直角斷面
×50　×50

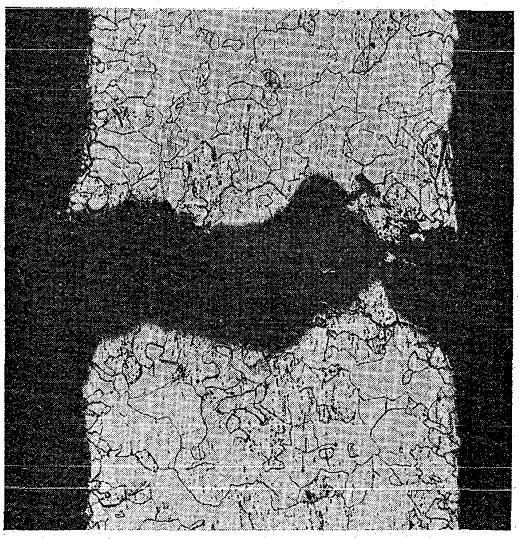


第 53 圖
外側長さの方向の斷面
×50

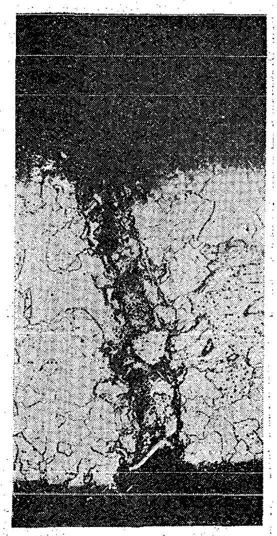
第 54 圖
前圖同樣で
內側
×50

第 55 圖
鐵管 A
×250

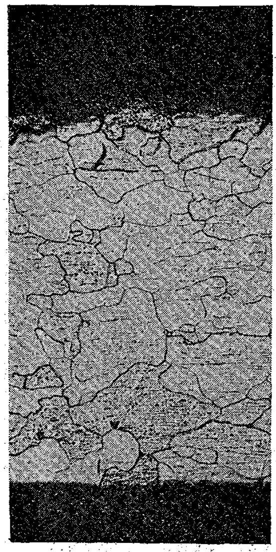
第 56 圖
鐵管 B
×250



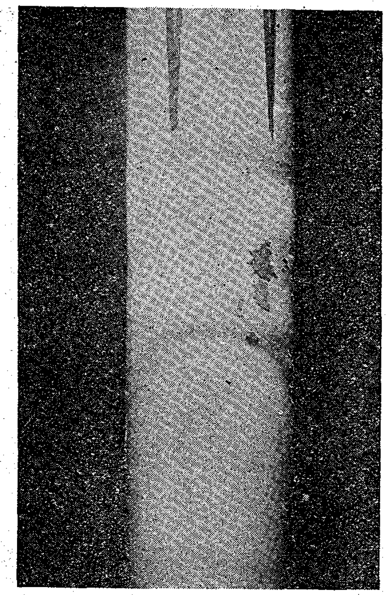
第 57 圖 鐵管 A ×50



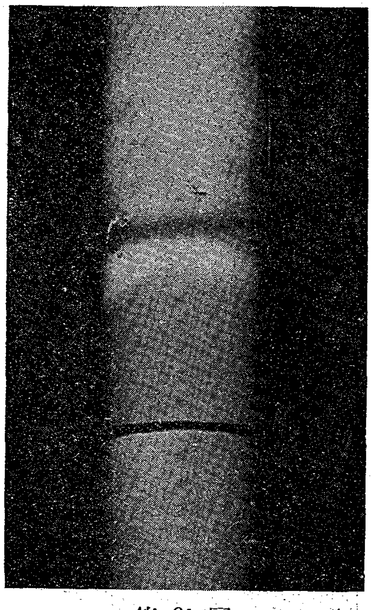
第 58 圖 鐵管 B
×50



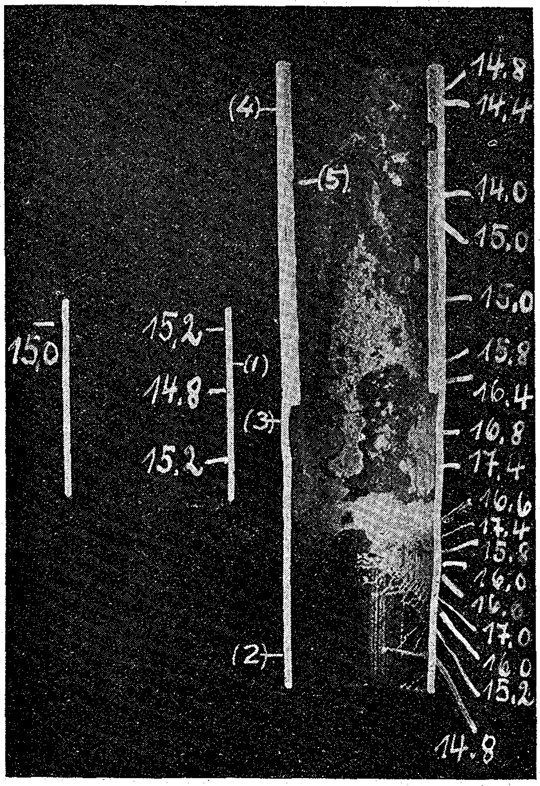
第 59 圖　鑞附した場所より約 10 cm 離れた所　×50



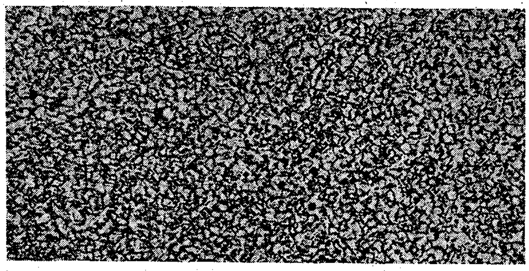
第 60 圖　×1



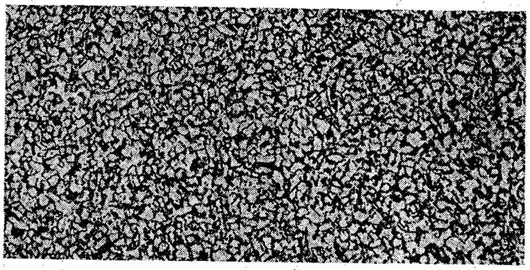
第 61 圖　×1



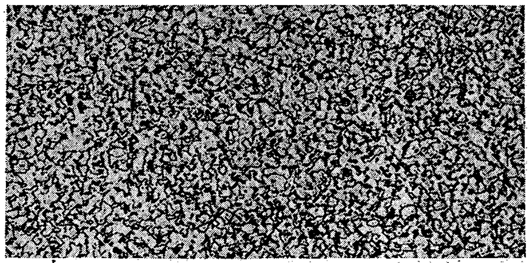

第 62 圖　鑞附の部左、之より約 35 cm 離れた所、數字は顯微鏡試料を採れる位置と、ハーバート硬度を示す　×1



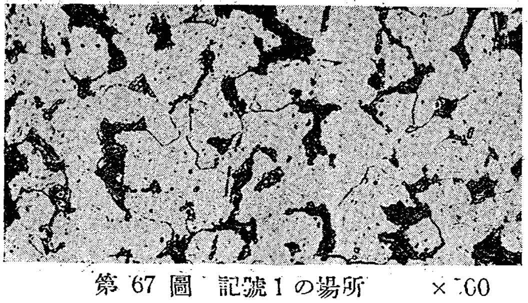
第 63 圖　記號 1 の場所　×100



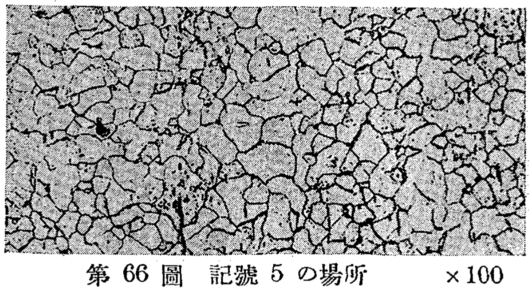
第 64 圖　記號 3 の場所　×100



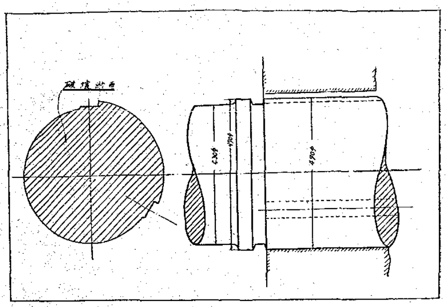
第 65 圖　記號 4 の場所　×100



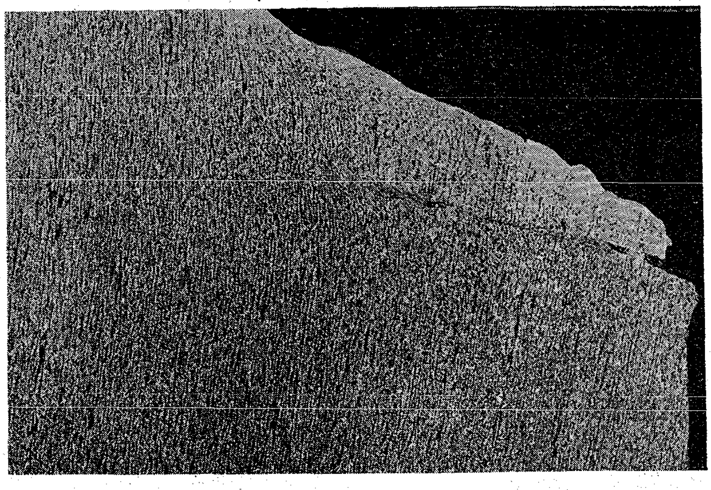
第 67 圖　記號 1 の場所　×100



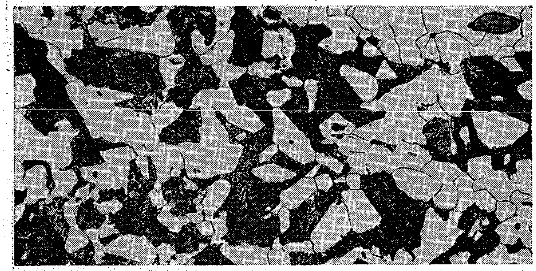
第 66 圖　記號 5 の場所　×100



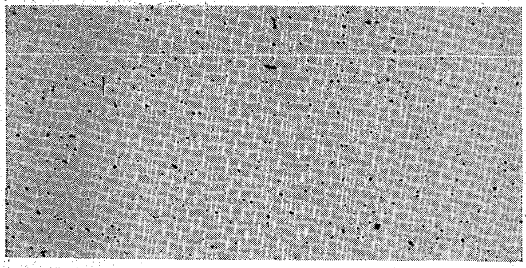
第 68 圖 軸の概觀



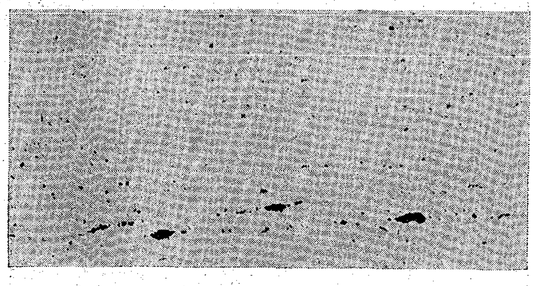
第 69 圖 龜裂の部 ×3



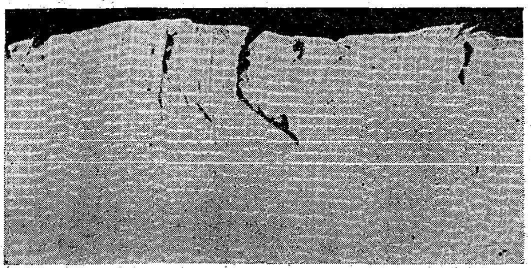
第 70 圖 ×100



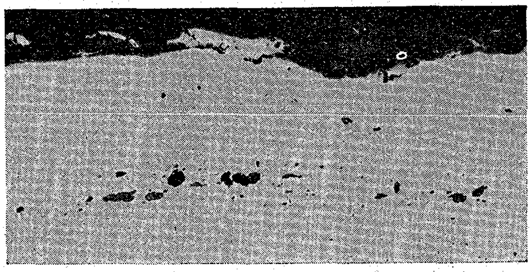
第 71 圖 直斷面(鋼線A) ×100



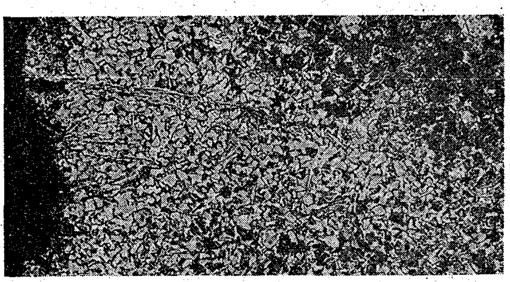
第 72 圖 長さの方向の斷面(A) ×100



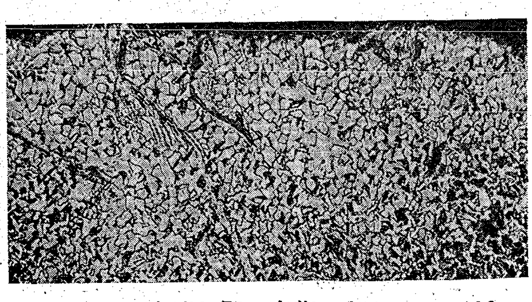
第 73 圖 直斷面(A) ×100



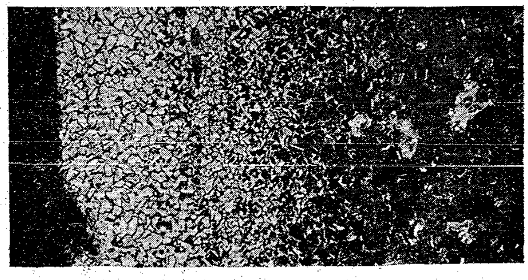
第 74 圖 長さの方向の斷面(A) ×100



第 75 圖 直斷面 (A) ×100

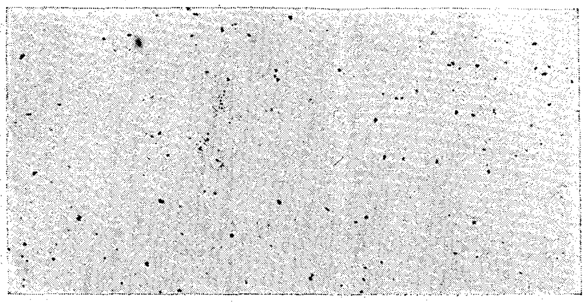


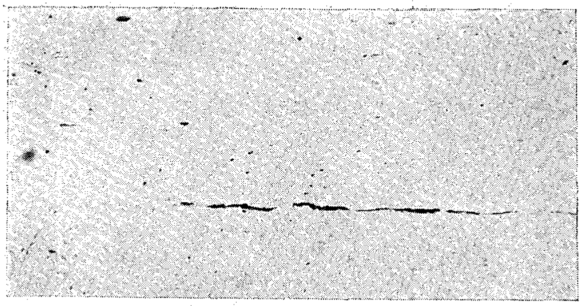
第 76 圖 直斷面(A) ×100

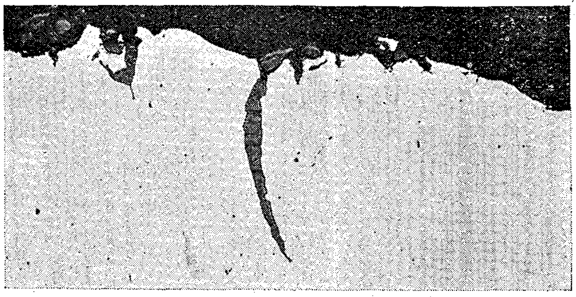


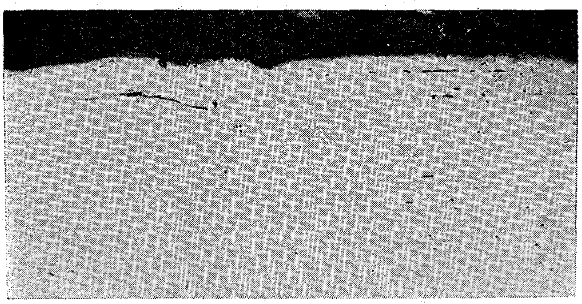
第 77 圖 長さの方向の斷面 ×100

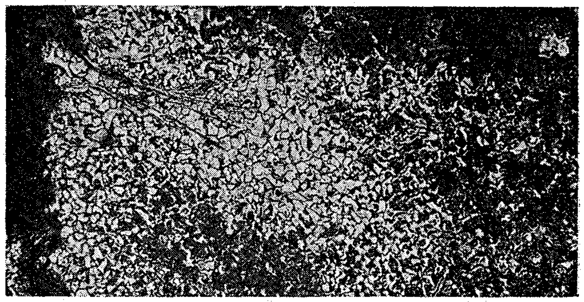
第 78 圖 直斷面(Aの中央部) ×100

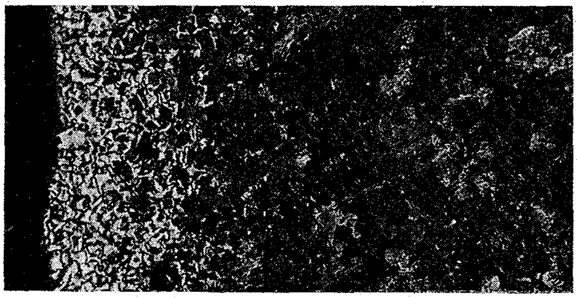

第 79 圖 直斷面(鋼線B) ×100

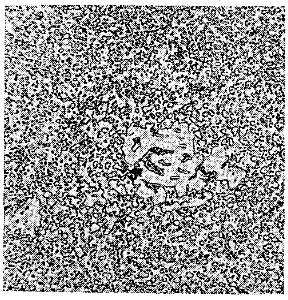

第 80 圖 長さの方向の斷面(B) ×100

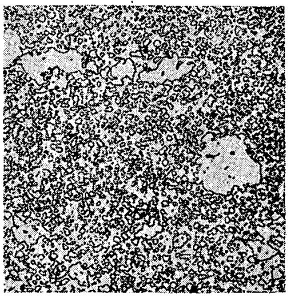

第 81 圖 斷面 (B) ×100


第 82 圖 長さの方向の斷面(B) ×100

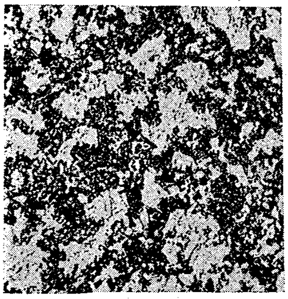

第 83 圖 直斷面(B) ×100


第 84 圖 長さの方向の斷面
緣の部(B)
×100

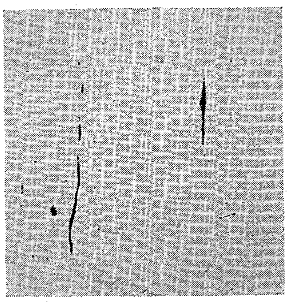

第 85 圖
×250

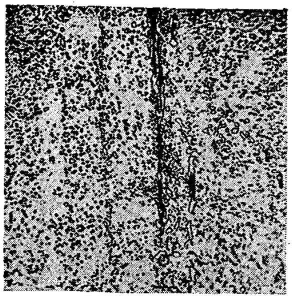

第 86 圖
×250

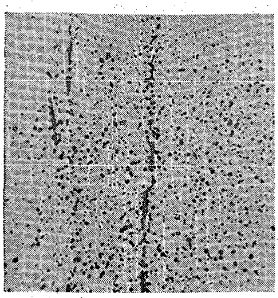
鑛の組織


第 87 圖 ミリングカッターの組織
外側 ×250

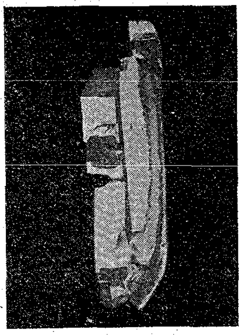
第 88 圖
刄の中央
×250


第 89 圖
腐蝕せず
×250

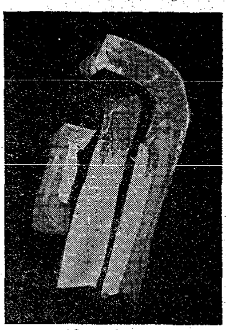

第 90 圖
腐蝕液: ピクリン酸
×500



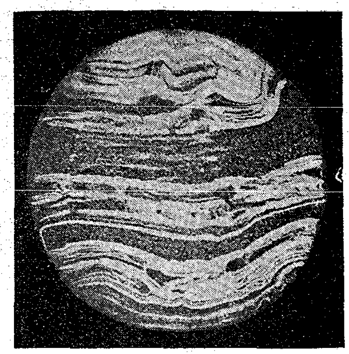
第 91 圖
腐蝕液: ピクリン酸曹達
×500



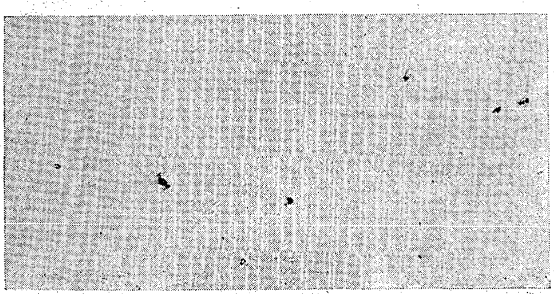
第 92 圖
×½



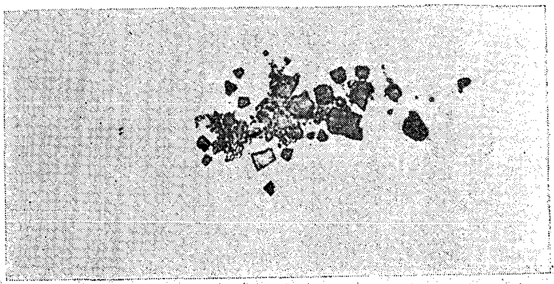
第 93 圖
×½



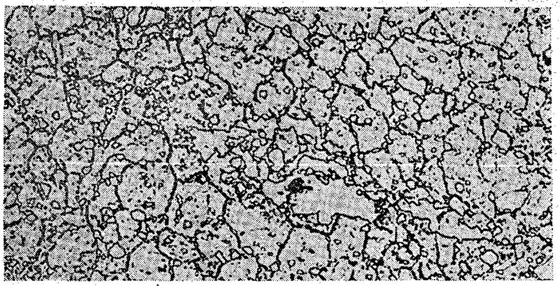
第 97 圖
腐蝕液: 鹽化銅アンモニア
×1



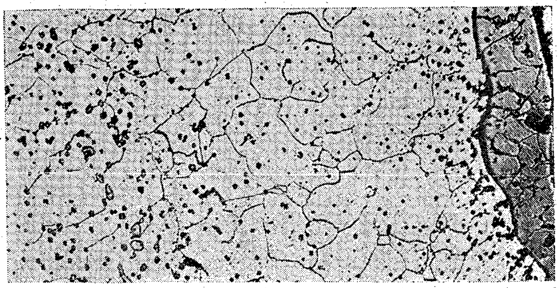
第 94 圖 腐蝕せず ×500



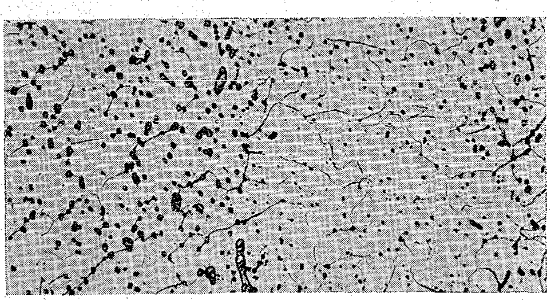
第 95 圖 唯一箇所のみ 腐蝕せず ×500



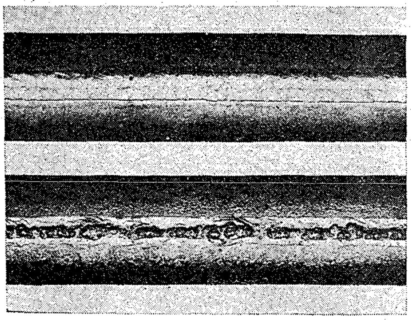
第 96 圖
腐蝕液: オーバーホッファー氏試液 ×500



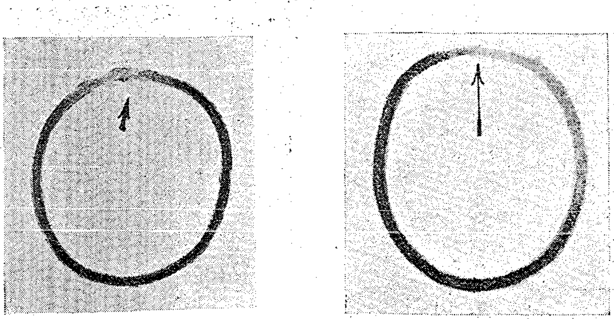
第 98 圖
腐蝕液: ピクリン酸 ×100



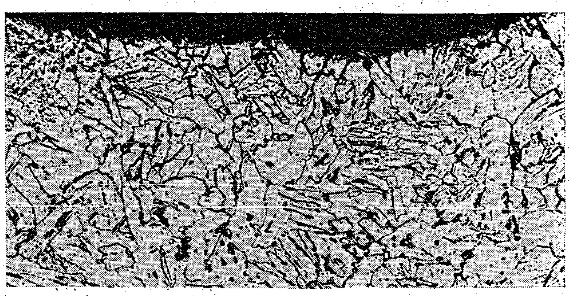
第 99 圖 ×100



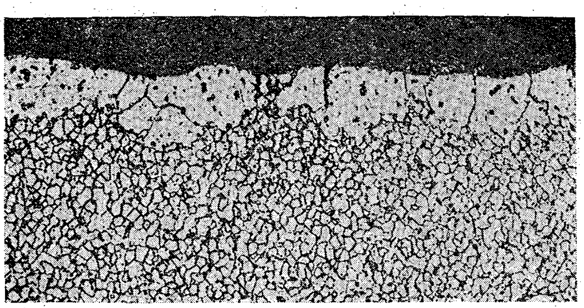
第 100 圖 熔接部: 上 良　下 不良



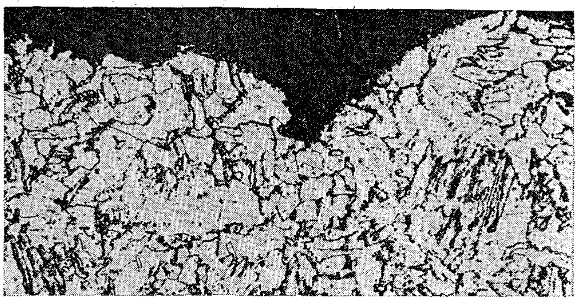
第 101 圖 硫黃貼寫
良好な熔接部　　不良な熔接部



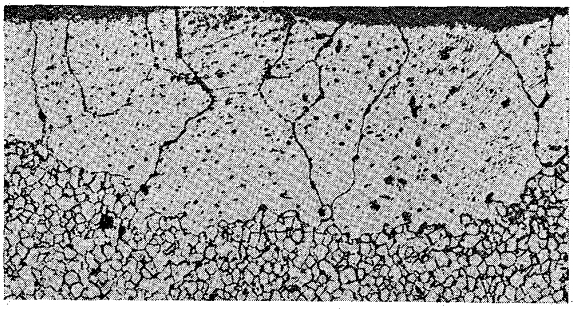
第 102 圖 熔接部(第 1 管) ×100



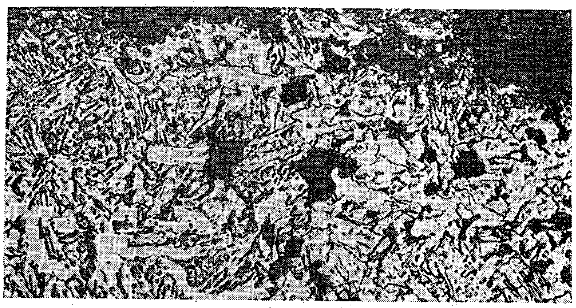
第103圖　熔接部より離れた部分(第1管)　×100



第104圖　熔接部(第2管)　×100

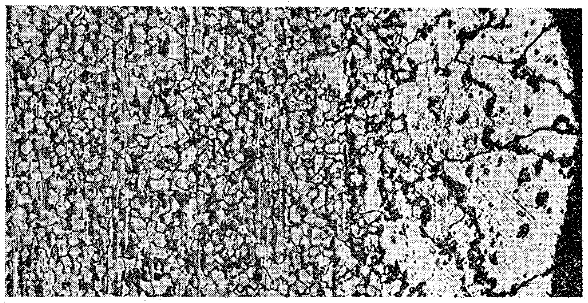


第105圖　熔接部より離れた部分(第2管)　×100

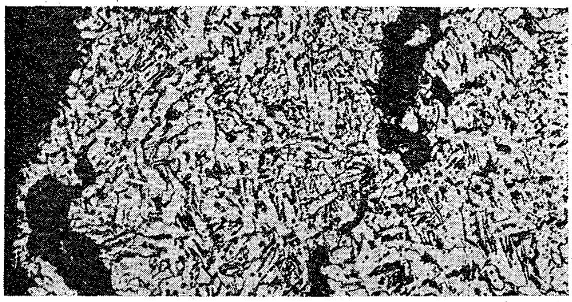


第106圖　熔接部(第3管)　×100

第107圖　熔接部近くの部分(第3管)　×100

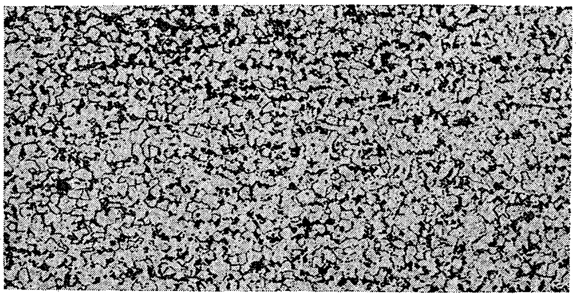


第108圖　熔接部より離れた部分(第3管)　×100



第109圖　熔接部(第4管)　×100

第110圖　熔接部近くの部分(第4管)　×100



第111圖　熔接部より離れた部分(第4管)　×100