

# 鑄造作業と初期晶開始温度との關係 (I)

(昭和二年十一月日本鐵鋼協會第三回講演大會講演)

堀 切 政 康

## 緒 言

著者は兩三年前より鑄鐵材質の改良に關する研究を命ぜられ専ら實際工業の作業上に基き研究を開始し其當初に當り發見した重大事項は鑄鐵の材質は熔解状態に依り同一化學組成に於ても驚く可き程變化を來たし組織學的には材質の良否を決定する有力原因、即ち黒鉛の物理的形狀を始めとし構成組織が著しく變化し依つて製品の價値即ち完全鑄物の如何、機械的諸性質に影響する處頗る大なる事であつた。詳細は既に大正 13 年<sup>(1)</sup> 14 年<sup>(2)</sup>の兩回に報告したが本研究の順序として代表的數例を例擧すれば No.1 No.2 No.3 No.4 は何れも同一形狀の鑄型に鑄込んだもので此種の組織の差は鑄込温度、冷却速度と獨立に熔解状態の差に依りて生じた點を認め此原因を探求して No.1 No.3 の如き扁狀黒鉛(パーライト地)のものは實際作業に於て Rapid and low temperature melting の爐況に於て No.2 No.4 の石川登喜次博士<sup>(3)</sup>の命名された菊目黒鉛(但し地はフェライト地ではあるが)即ち共晶的析出黒鉛のものは Slow and high temperature melting の爐況に於て生産されたる事實を知り又實驗室的研究に於てタンマン電氣爐にて二三の研究を企て以上の組織の差を生ぜしむる最大原因は熔解温度と保持時間の大に依る點を認め大正 14 年<sup>(4)</sup>に報告したのであるが以上の結果次の結論を得た。

(1) 材質の良否を決定する最大の原因は熔解状態にある事。(2) 熔解状態の不適なる時は比較的急冷の砂型に於ても No.1, No.3 の如き組織を構成し種々の悪影響を鑄造全般に及ぼす事。(3) 熔解状態の良好に於ては比較的冷却速度を小としても No.2, No.4 の組織を構成し鑄造全般に好影響を及ぼし。(4) 石川博士<sup>(3)</sup>の唱導せられた菊目均等組織構成の有力なる原因として熔解状態が擧げらるゝ事。

次に Semi-Steel の研究に及んで同一實驗結果に到達し即ち Rapid melting として爐外流出の早きものと爐底保持時間の異なるものとの間に普通鑄物で發見したと同様の差異を生ずる點を研究し大正 14 年<sup>(4)</sup>に報告した。No.5 No.6 は良好なる状態に於て生産されたもので軟質硬質 2 試料で兩試料は組織の轉位を示すもので No.5 はパーライト地 No.6 はフェライト地である。以上の如く鑄鐵の組織は熔解状態に依り驚く可き變化を生ずるを認めた。

此點に留意して漸次研究の歩を進め工業的使用範圍の組織即ち 炭素 1.95%—3.7%、珪素 1.0%—6.0% の各種鑄物を直接キュボラを以て Semi-Steel 熔解に依りて生産し種々重要なる實驗を企圖した。而して以上の熔解状態の適切と云ふ條件に於て菊目又は彎曲細小のデンドライテックの理想的黒鉛析出

に好影響を有する組成は炭素の制限と相當量の珪素の存在にある點を認め大正 14 年度<sup>(5)</sup> 15 年度に報告した。

元來石川博士<sup>(3)</sup>の菊目組織構成論は斯界に於て不滅の而して特筆す可き重要論文であつて多大の暗示を與へられ後進の研究に一大光明を與へられたものであるが著者も研究當初に於ける唯一の指針は實に博士の論文であつたのである。

本研究は更に廣く而して詳しく優秀鑄物生産に及ぼす炭素、珪素、の相關的關係を究めたもので熔解状態の適切に於ては珪素の存在は常に細小黑鉛析出に好影響を及ぼす點の原因を研究し既に本年度<sup>(6)</sup>の初めに報告が出たのであるが極めて簡単に述べ此點は實に初期結晶開始温度に密接なる關係ありと云ふ點を中心として更に研究せる處を鑄造作業と初期晶開始温度との關係と題して以上數項に分括して述べんとす。

## I. 菊目(又は)密集的黑鉛成生の機構と黑鉛析出 様式の實驗的研究

鐵冶金の學說として黑鉛化を論ずる二學說あるは周知の所であるが洋の内外を通じて多くの學者の間に論争の絶へ無い問題であつて諸學者の學說は多く本誌にも紹介されてるを以て略する。併し此黑鉛化論を實際問題に觸れて論究せられたるものは極めて稀である。著者の主張は工業的生産即ち主としてキューボラ作業に於て論ぜらるゝ黑鉛化は凝固前後の構成黑鉛核の析出様式が熔解状態に依り異り以て黑鉛化の様式は此初期黑鉛核の構成の差に依りて異ると云ふにあつて黑鉛化を誘導す可き Carbon Nuclei は必しも凝固セメントの二次分解より構成したるものでは無いと云ふにあり、尠くとも工業的生産鑄物に於ては斯く認めざるを得なかつたのである。

Atomic Carbon in molten Stat を認めて黑鉛化を論じた論文として依、淺原兩博士<sup>(7)</sup>の數年前發表されたるものあり、著者は實際作業上の試料を考察する時同論文の骨子である凝固直前の核の構成と云ふ點に多くの暗示をうけたが以上の研究の論斷も此兩博士の論究に立脚した事を附言する。

### 實驗の部

石川博士<sup>(3)</sup>の菊目構成の結論は炭素 3.0% 珪素 1.7%、附近の組成が優秀なる組織を構成すると云ふにあり、著者の研究に於ても此種<sup>(3)</sup>のものは熔解状態の適切に於て良く共晶的の細かき黑鉛とパーライト地を析出し博士の主張された如く此種<sup>(3)</sup>のものは冷却速度の影響を蒙る點が極めて小で此點が價值ある一條件であつた。

近來此菊目(又は)渦狀密集黑鉛即ち共晶的析出黑鉛の構成に關する研究も多く實際に於て材質の根本的改良は此共晶黑鉛の構成が明瞭になつて後解決さる可きものであると信するのである。

石川博士<sup>(3)</sup>の論文について濱住博士<sup>(8)</sup>の論文あり近くは澤村宏氏<sup>(9)</sup>の發表されたる論文あり海外に於ても有名なる Emil Schuz<sup>(10)</sup>の構成論があつたのであるが著者は普通鑄物の組織の研究に於て Cupola 製鑄

物に於て熔解溫度比較的低く同時に熔解速度の大なるに際し扁狀の大なる黒鉛を析出し漸次熔解時間の経過につれ扁狀、密集、の兩形を同一試料、同一場面に析出し遂に全部密集的の共晶的黒鉛(フェライト地)になる事 No.2 No.4 になる點を認めた。<sup>(1)(2)</sup> Semi-Steel <sup>(5)(6)</sup> 熔解に於ても次の No.7 の如きを見た即ち No.7a No.7b とも試料中央部の檢鏡結果で同一場面に扁狀長大、密集、兩黒鉛を析出して居る。これ重要なるもので工業的生產試料の黒鉛化を論究する時凝固直前の黒鉛核の構成に留意す可き點を示すもので冷却速度と同時に此點の論究が必要であると思ふ。以下の研究は此點から始まる。

**實驗 1 (第 1 圖参照)** 試料をタンマン管に投入しクリプトル電氣爐にて熔解した。(a) は爐冷却の曲線で初期晶開始溫度と共晶溫度を示す。(b) は最高溫度 1,350°C に加熱、數分間の後冷却し共晶溫度附近にて再び加熱し共晶點より 1°C 加熱に依りて溫度を上昇 40 秒保ち冷却し ● 點にて °C の水中に投ず檢鏡するに大なる密集黒鉛を見る。(以下●點は同様の意味である) (c) 曲線は最高溫度 1,350°C に數分間加熱し然る後冷却し 1,200°C 附近にて加熱し熔體の冷却を徐々として 1,190°C 附近にて更らに加熱し熔體を極めて徐々に冷却し更らに溫度の低下を加熱に依りて冷却す、共晶點を示さず No. 8 は其組織である。(d) は最高溫度 1,350°C 以上に數分間加熱し然る後冷却し共晶溫度附近にて加熱し圖の如く凝固後 10°C 間を徐々に冷却す No. 9 は其組織を示す、密集的黒鉛の析出を見る、以上の研究は重大なるもので凝固後の黒鉛化より凝固直前の黒鉛核を重大視す可き有力なる實驗と信ず。No. 8 No. 9 の兩試料を考察する時工業用鑄鐵の黒鉛化に於て冷却速度を小として扁狀長大の黒鉛の析出を見たるものは (c) 曲線の如き經路に依り No. 8 の如き形式下に析出し(本例は比較的最低溫度低し)たるものと推察さる、而して No.9 即ち共晶的黒鉛析出の試料は共晶點以下の此程度の加熱に依りては扁狀長大とはならなかつた。(e) (f) 曲線の説明は略す。

**實驗 2 (第 2 圖参照)** 曲線 (a) は爐冷却の曲線で (b) は最高溫度 1,500°C 以上に數分間加熱し然る後圖の如く冷却した共晶點低し。(これ最高溫度高きに依る後述) No.10 は其組織である。(c) 曲線は最高溫度 1,450°C に數分間加熱し圖の如く 1,200°C 以下を極めて徐々に冷却したもので No.10 より稍粗なる黒鉛の析出があつた。(d) は最高溫度 1,340°C に 10 分間保持し極めて徐々に圖の如く冷却した。No.11 は其黒鉛の析出を見る最高溫度の高きものは No.10 の如きを、而して低きものは No.11 の如きものとなる。即ち前實驗と一致す。

以上二實驗で最高溫度低き實驗 1 の (c) 即ち No. 8 及實驗 (2) の (d) 即ち No.11 の如きものは冷却速度の小に於ては凝固開始高き事は明瞭である。本研究の最も重大なる點は此處にあり、鑄鐵の冷却に際し金型を使用するに際し著しく共晶點の低下を見る事實即ち過冷現象を生ずる點及砂型に於て共晶點高き事實即ち冷却速度の大小に依り過冷現象に差を生ずる事と同様に最高溫度低きに際し冷却速度を小とせば共晶點高き事實は全く黒鉛核の一次的構成を意味す。即ち No.8, No.10, の如き冷却速度の小のため凝固前に存在する核は漸次黒鉛の析出を誘引し過冷を制止し安定相として一次的

黒鉛を析出す、之に反し No.9, No.10, の如き凝固直前に核の成生小なるものは過冷現象を生じ共晶點に於て比較的長く保つも遂に扁平の黒鉛とはならなかつた。即ち菊目組織は或程度まで熔解状態に支配さる。

**實驗3. 最高温度の影響(其1) (第3圖参照)** (b) 曲線は最高温度  $1,450^{\circ}\text{C}$  以上に6分間保ち圖の如く冷却したるもの、No.12 は組織で細小の扁平黒鉛が析出して居る、(c) 曲線は實驗1. の(c) 即ち No.8 を此處に引例す、No.8 No.12 を比較するに熔體の冷却徐々と云ふ點に共通點あり此組織の差は最高温度と其保持時間の如何にあり即ち最高温度低きに比例して凝固直前の黒鉛核増大し冷却速度の小と比例して漸次極めて大なる一次的扁平の黒鉛を見る。

**實驗4. 最高温度の影響(其2) (第4圖参照)** 第4圖に於て此種の組成で  $1,320^{\circ}\text{C}\sim 1,500^{\circ}\text{C}$  の加熱温度に依りて共晶温度  $1,130^{\circ}\text{C}\sim 1,100^{\circ}\text{C}$  まで低下す、No.13 は (a) 曲線指示のもの、No.14 は (b) 曲線指示のもの、試料の場面に於て扁平長大の黒鉛析出がある。これ最高温度低き結果凝固直前に黒鉛核發達し安定狀を採り遂に過冷現象を制止し共晶温度高く、即ち最高温度高きものは共晶點低し。No.15 は (d) 曲線指示のもので最高温度高きを以て共晶點直前に核數少く依つて過冷せり、特に注目に値するは本試料の如きは曲線の示せる如く冷却の途に於て加熱し冷却を徐々とせるも依然として過冷し密集黒鉛の析出あり、これ二重状態圖の定義に依り凝固前後に充分なる核數無きを以て過冷したと考察し得可く、もし冷却速度を極めて小とせば凝固前後に充分の核數を得て遂に過冷せずして一次的の扁平長大の黒鉛となる。

要するに黒鉛化を支配する有力なるものは凝固直前の核の構成なりとの著者従來の主張の正當なるを示す。

**實驗5. 最高温度の影響(其3) (第5圖参照)** (a) (b) (c) 曲線より保持時間の長きに比例して過冷を生じ保持時間の長なるもの黒鉛の核數漸次小となるを示す。

**實驗6. 最高温度の影響(其4) (第6圖参照)** 各曲線は最高温度を異にせる白銑の冷却曲線で共晶點殆んど變化せず。檢鏡せるに黒鉛化せず No. 16 は IV 曲線指示のものである。

**實驗7. 最高温度の影響(其5) (第7圖参照)** 第7圖は何れも最高温度  $1,450^{\circ}\text{C}$  に加熱し (I) は  $1,430^{\circ}\text{C}$  にて炭素粉  $0.1\text{gr}$  を (II) は  $1,310^{\circ}\text{C}$  にて同じく  $0.1\text{gr}$  を投入す (I) の共晶點は第6圖の諸例と一致す (II) の夫れは極めて高く且時間大なり檢鏡するに (I) の曲線指示のものは極めて一部分黒鉛化し (II) は No.17 にして一次的の大なる黒鉛核析出す 即ち低温度にて Nuclei を推定し得るものは温度の下降に依りて共晶點附近に於て漸次黒鉛の析出を誘導し遂に過冷を制止し安定相として黒鉛の析出を示す有力なる證明であつた。

**結論** 以上の實驗にて低温度の熔體に黒鉛核を推定し得るものは共晶點高く正に一次的の黒鉛析出する事は明瞭になつた。

即ち凝固直前に充分なる核の構成を見たるものは過冷を制止し安定相として黒鉛の晶出を見たりと推察し得可く No.7a の扁平長大のものは此形式に依り No.7b の細かきものは凝固直前に充分なる核を構成し得ぬ部分と考察す、即ち熔解温度低き部分であつて著者が扁平と密集黒鉛との析出様式は凝固前後の核の成生の差なりと論じたるは此點にあつたのである。

## II. 初期黒鉛核の構成と過冷現象との關係

I 項實驗中の 6—7 を基礎として結論を求めたものが以下の研究である。

### 實 驗 の 部

實驗1. (第8圖参照) 本試料は珪素高く砂型鑄物に於て殆んど化合炭素が無かつた。曲線(1)は 1,400°C に加熱直ちに冷却したるもの(曲線指示の最後の温度にて空中冷却す)。No.18 は其組織である。曲線(2)は 1,355°C に加熱 10 分間保持し冷却す、No.19 は其組織である。曲線(3)は 1,500°C に加熱 5 分間保持し冷却したるもので、No.20 は其組織である。曲線(4)は 1,325°C に加熱し直ちに冷却せるもので檢鏡せるに No.18 と同様であつた。曲線(5)は 1,420°C に於て 3 分間保持し途中炭素粉を投入せるもので共晶温度稍高く而して時間頗る長い No.21 は其組織である。

本試料は明らかに炭素、珪素高いもので状態圖より考察して明らかに共晶點以上より黒鉛析出し得る組成である(No.18 は此點を明瞭にす)。最高温度保持時間の大なるものは正に共晶黒點を示す、而して元來が凝固以上に黒鉛核の構成を見る可きものである以上 No.19, No.20 の如きは明らかに共晶黒鉛である。今各冷却曲線を考察すると最高温度の差に依りて過冷する事少く即ち次の結論生ず。珪素量多く炭素の溶解度極めて小なるもの共晶點高きは周知の事實であるが斯かる共晶點の高きものは最高温度の差に依りて過冷の程度を異にする事少し。これ珪素高き此種組成のもの凝固直前の核數多き事と良く一致す。本多村上兩博士<sup>(11)</sup>は鐵、炭素、珪素系状態圖を研究せられ珪素量高きに従ひ共晶點の上昇する事實を論究し黒鉛化を主として二次分解説に依りて説明せられたるが最近村上博士<sup>(12)</sup>は珪素 40% 以上に於ては黒鉛共晶的ならんと推論されたるは此間の消息を語られたるものと考察す。

實驗2. (第9圖参照) 曲線(1)は 1,410°C に 2 分間加熱せるもので冷却の途中 1,306°C で炭素粉を投入し、曲線(2)は 1,510°C に 4 分間加熱したるもので過冷した。No.22 は其組織を示す。曲線(3)は 1,390°C に加熱し直ちに冷却せるもので共晶點高し。即ち熔體に黒鉛核の存在を推定し得るものは即ち(1)(3)は共晶點高し。

實驗3. (第10圖参照) 曲線(I)は 1,415°C に 3 分間加熱し冷却し、曲線(II)は(I)の試験を経たるものを直ちに加熱し、1,450°C に 3 分間加熱し冷却す、而して曲線(III)は(II)の試験を経たるものを直ちに加熱し 1,363°C に至りたる時直ちに冷却す(II)と殆んど等しき共晶温度を示す。即ち過熱し過冷現象を生ぜるものは直ちに溶解せる温度低しと雖も過冷す。

實驗4. (第11圖参照) 曲線(1)は 1,310°C—1,345°C に 5 分間加熱したるもの、曲線(2)は(1)の

試験を経たるものを直ちに加熱し  $1,350^{\circ}\text{C}$ — $1,385^{\circ}\text{C}$  に 2 分間加熱し、曲線 (3) は (2) の試験を経たるものを直ちに加熱し  $1,400^{\circ}\text{C}$ — $1,440^{\circ}\text{C}$  に 2 分間加熱せるもので以上 (1) (2) (3) 何れも過冷せず。

曲線 (4) は (3) の試験を経たるものを直ちに加熱し  $1,450^{\circ}\text{C}$ — $1,500^{\circ}\text{C}$  に 4 分間保持し然る後冷却した、著しく過冷す、(5) は (4) の試験を経たるものを加熱し  $1,340^{\circ}\text{C}$  に温度上昇するに際し直ちに冷却す低温溶解なるも一度び過冷せるものは依然として過冷す。曲線 (6) は (5) の試験を経たるものを更らに加熱し  $1,300^{\circ}\text{C}$  に温度上昇せる時炭素粉を投入せるもので No.23 は其組織を示す過冷せず。

實驗5. (第12圖参照) 曲線 (1) は  $1,450^{\circ}\text{C}$ — $1,500^{\circ}\text{C}$  に 4 分間加熱し然る後冷却し  $1,450^{\circ}\text{C}$ — $1,400^{\circ}\text{C}$  に 3 分間加熱即ち高温溶解保持時間を充分にして  $1,305^{\circ}\text{C}$  に温度低下せる時黒鉛粉を投入し冷却す過冷せず。曲線 (2) は  $1,306^{\circ}\text{C}$  に加熱 2 分間直ちに冷却、 $1,305^{\circ}\text{C}$  にて黒鉛粉を投入し然る後冷却せり過冷せず。No.24 は其組織である。

實驗6. (第13圖参照) 曲線 (1) は  $1,500^{\circ}\text{C}$ — $1,550^{\circ}\text{C}$  に 5 分間加熱したるもので著しく過冷す、曲線 (2) は (1) の試験を経たるものを  $1,353^{\circ}\text{C}$  に加熱し直ちに冷却す、曲線 (3) は (2) の試験を経たるものを  $1,353^{\circ}\text{C}$  に加熱し直ちに冷却す。曲線 (3) は (2) の試験を経たるものを直ちに  $1,374^{\circ}\text{C}$  に加熱し直ちに冷却し  $1,310^{\circ}\text{C}$  に於て黒鉛粉を投入す過冷せず。

結論 (1) 最高温度保持時間の大きに依りて過冷せるもの直ちに再溶解する時温度低しと雖も比較的過冷し、

(2) 低温溶解のものは直ちに數回同程度の加熱に依りても過冷せず。

(3) 高温溶解のものも黒鉛核の存在を推定し得る狀況に於ては過冷せず。

(4) 本實驗にて過冷現象と析出黒鉛核との關係は明瞭である。

### III. 従來の實驗結果の總括と鐵、炭素、珪素系狀態圖よ

#### り考察せる高級鑄物の組成に就て

(1) 工業的生產鑄物に於ては常に多少の Atomic Carbon を認め得と推定し黒鉛化機構の要は溶解狀態の如何に依る此核心の分布にあつて此核の凝固直前に數多きもの過冷を制止し大なる扁狀に一次的に析出す、而して一般生產鑄物の砂型に於けるものは此點を示すに充分である。

今金型其他に於て同一溶解狀態の處理を経たるもの冷却速度を大とする時明らかに冷却速度に應じて黒鉛の形狀細かく析出するは當然であつて一層急冷却に於て遂に全く過冷する事も當然である。而して此現象より直ちに黒鉛化を誘導す可き黒鉛核は必しも凝固セメントの二次分解に依ると斷じ得ず。本研究の即ち冷却速度小なるものは必然的に共晶温度高く且一般に長い事は明らか

に本研究に依りて熔體よりの一次的黒鉛核を推定し得。即ち本研究の主張に於てのみ No.7a No.7b の如き組織を説明し得るのであつて同時に熔解温度高く保持時間の長なるものは比較的冷却速度を小とするも密集黒鉛析出す。即ち此場合は明らかに凝固直前の核數少き場合である。即ち本研究に依り推察さる可き點は凝固直前に充分なる核數無き場合に於ては共晶場面の多きもの換言すれば炭素、珪素、の一定値に於て初期晶開始温度比較的lowきものに於て模範的密集黒鉛が析出するのである。而して實際問題としてマンガン其他の過冷を生ぜしむる成分が影響を有するは當然で此種のものも實に此核の構成(凝固直前)を制止し同時に其後の核作用を制止しセメント核構成に都合良き事は當然であるが黒鉛化様大の根本を支配するものは炭素、珪素の相關的關係にありと思考す。著者は本研究の如く凝固セメントの二次分解のみに立脚せず又二重状態圖を認むる以上共晶黒鉛を認めたる次第であつて No.18 No.19 No.20 No.21 の如く當然初期黒鉛を析出し得るもので熔解状態の適切で共晶黒鉛を見た。而して共晶的黒鉛 + フェライト 又は共晶的黒鉛 + パーライトの組織は全く共晶場面に於ける核作用の如何で其點の平衡状態に依る事村上博士最近の考察と一致す (No.5a No.5b No.6a No.6b 参照) 以上は著者が兩三年前より實際問題に觸れて論究せる結論であつて既に猶一層精しく報告したのであるが本講演に於て初期晶開始温度を論究するに際し必要なるを以て簡単に述べたのである。

(2) 本研究に依り共晶場面の多きもの必しも扁平長大の黒鉛とならざる點も明瞭である。即ち従來の精細なる經驗より同一炭素量に於て熔解状態の適切なるもの或程度まで珪素量増加せるもの共晶的の細かき黒鉛析出に都合良きを知つた。又同一初期晶開始温度を有するもので炭素多く珪素lowきものに比し炭素量lowく珪素量多きもの遙かに均等組織構成に有利なるを経験した。

以上は著者が實際作業に於て幾多の實例より知つたのであるが従來の理論的考察に依りて凝固直前の核の分布の理想なる事と其後の微細核心の核作用に有利なると云ふ點に結論を求め得。

(イ) E. Piwowarsky 氏其他の研究に依れば明らかに珪素多きものは所謂 “Wende-temperatur” に達する温度が比較的早く(即ち温度lowし)此事實は珪素多きもの比較的low温度で Carbon in molten State が  $Fe_3C$  or other Compounds となる事實を示す(最近 Prof. Heneman は明らかに此 “Wende-temperatur” を否定して居るが)即ち凝固前後の核の分布を小とする點に有利なる事實と一致す。

(ロ) 同一炭素量で珪素多きものは初期晶開始温度lowく(従つて共晶場面多く)熔體より析出固相 (Primary Austenite) は(共晶温度highき點と一致して)極めて迅速に共晶點に達す従つて凝固直前に核の析出少きに於ては黒鉛個々の大いさ少で微細なる核の核作用に依りて共晶的に析出すと考へる事も一考察である。

(ハ) 炭素量lowく珪素量多きものは炭素量多く珪素量lowき組成に比し初期開始温度同一なる組成に

於ても共晶温度高く而して凝固直前の核の微細なる分布に好影響を及ぼす點は炭素の濃度方面より論ずるも當然推定し得可き現象である (特に Semi-Steel の生産に於ては然りである即ち  $C + 3Fe \rightarrow Fe_3C$  として平衡状態に到らんとせる時同一状態に於ては低炭素のもの遙かに  $Fe_3C$  の核数を熔體に於て増加す可し。

以上何れも熔解状態を考察して凝固直前の核の構成と云ふ點を基礎として論ず可き事を明瞭に示す。

炭素量を制限して珪素量を増加せば熔解状態の適切に於て共晶直前の核の析出少く多き共晶場面と相一致して模範的密集黒鉛を析出す。以上の理論に依り珪素の増加に依る初期晶開始温度の低下は高級鑄物の生産に於て鑄込容易と云ふ點と相關係して組織學的にも重大なる意味を有するものである。

### 實驗の部

鐵、炭素合金に於ける4.3%の共晶濃度は珪素の増加に依りて漸次減少し同時に初期晶開始温度を低下する事本多村上兩博士の精細なる研究がある。<sup>(1)</sup> 著者は從來の研究に依りて珪素の相當量と炭素との關係に於て初期晶開始温度低き鑄物に於て優秀鑄物を生産し得る點を認め、依つて Semi-Steel の研究より初期晶開始温度に歸因する一切の鑄造作業との關係を求めたのが以下の研究であつたのである。

(1) 薄物用鑄鐵の組成と組織 第14圖 (a) 曲線指示のものは前項の理論に依り熔解状態の適切に於て良く細かき共晶的黒鉛 + フェライト地を析出し (No. 2 の如し) 初期晶開始温度と共晶温度と一致する組成である。

(b) のものも同様で No. 6 がこれである以上二例は薄物用として極めて優秀のもので初期晶開始温度極めて低きを以て鑄込温度の調節極めて自由である。

(2) 中形用鑄鐵の組成と組織 第14圖 (c) 曲線は初期晶開始温度稍高きもので良く共晶黒鉛 + パーライト地鑄鐵を構成するもので No. 5 である。

第15圖 (a), (b), も同様である以上3例の如きが中形用として理想的のものである。

(3) 大形用鑄鐵の組成と組織 (其1) 第16圖は高級鑄物として最も重要なもので低炭素セミステールの一組成で (a), (b), 曲線指示のものは理想的黒鉛を析出し耐熱耐摩の兩性質を具備し機械的性質も優秀であつた。而して (c) 曲線指示のものは初期晶開始温度低く鑄込容易にて密集黒鉛の析出容易なりと雖も強力を期待し得ず。而して此16圖の指示のものは後記の如く鑄込温度  $1,320^{\circ}C$  程度まで低下し得。

(4) 大形用鑄鐵の組成と組織 (其2) 第17圖曲線 (I) (II) は珪素稍低きもので炭素前例より高し而して此程度までの珪素の低下は強力を増加し且均等性を維持するに効果あり機械的性質も極めて優秀である。初期晶開始温度 (3) 例と匹敵し鑄込温度の關係も全く (3) 例と一致す。



(5) 大形用鑄鐵の組成と組織 (其3) 第 18 圖 (I)(III) は低炭素にして珪素稍大、(II) は炭素稍大にして珪素小である。初期晶開始溫度同一なるも著者は従來の研究に依り (I)(III) の試料の優秀なるを見たのであつた。

(6) 大形用鑄鐵の組成と組織 (其4) 第 19、及 20 圖は更らに初期晶開始溫度高く此種のもは大形鑄物として他に匹敵し得ぬもので大形鑄物に於て冷却速度の影響殆んど無き優秀性を具備して居る。著者はキューボラ操業に於て此程度以上の初期晶開始溫度を有するものは鑄込の完全を期する事困難なるを経験した。換言すれば低炭素 2.5~2.6% に於て鑄込容易なるものは珪素の最低量 2.0% を要求す。

(7) 大形用鑄鐵の組成と組織 (其5) 第 21 圖は珪素稍高きもので初期晶開始溫度極めて低く鑄込頗る容易で且極めて均等なる組織を構成し大形鑄物に於て冷却速度の影響全く無く粒子の均等なる驚く可きものがある且後述の如く珪素量高きを以てキューボラに於て生産頗る容易である低炭素鑄物として許さる可き珪素量の極限である。

(8) 大形用鑄鐵の組成と組織 (其6) 第 22 圖—24 圖の組成鑄物は種々なる意味で生産困難なるものであつた。

結論 第 25 圖(A)(B)は珪素量大略同一なるものゝ初期晶低下と炭素量増加及炭素量、珪素量の和との關係を示し著者はキューボラ生産に於て鑄込溫度 1,490°C まで経験したのであるが種々の意味で初期晶開始溫度 1,300°C のものは稍高きに過ぎ工業用鑄物として低炭素鑄物としては 1,270°C~1,280°C の初期晶開始のものが最も有效なりと思つた本圖で大略其組成を推定するに足る。

#### IV. 共晶的黑鉛含有鑄鐵生産の實例に就て

従來の理論的考察により凝固直前の黑鉛核の構成が理想的なるものは低炭素にして比較的珪素の多きものに期待され此種の組成に於て熔解状態の適切に於て大形鑄物に於て、共晶的黑鉛の析出を見る可きである。著者は低炭素 Semi-Steel の生産に於て鑄込溫度 1,400°C 程度に於て操業し得るキューボラ生産試料に於て装入より流出まで約20分の爐況にて目的を達したのである。

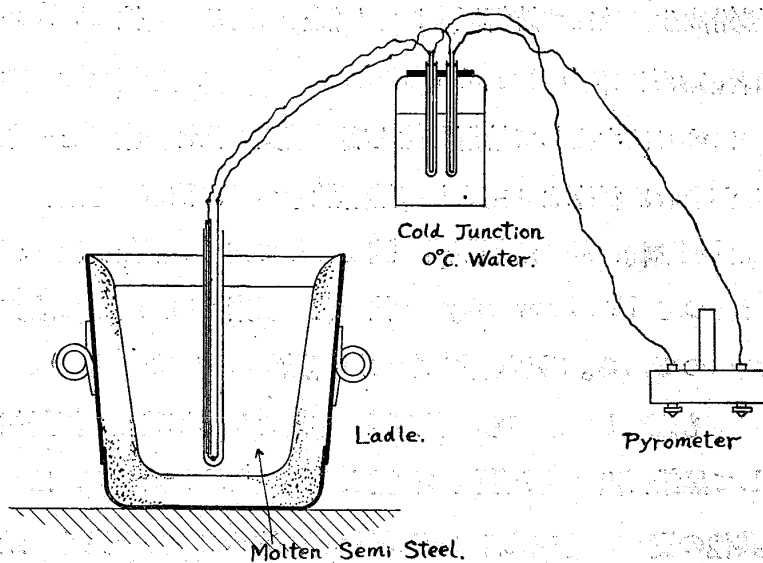
##### 鑄込溫度の測定と試料の大きさ

白金—白金ロジウム合金 Thermo-Couple を細き Silica tube にて保護し鑄込時期に於て取鍋中に装入し正確に求む。直徑 2 吋長さ 12 吋生砂型鑄込試料である。(特圖参照) 以下の研究に於て流出及鑄込溫度の測定は總て此方法である。

例 (1)

T.C	Si	Mn	P	S
2.49	2.97	0.893	0.133	0.155

第一圖



第 26 圖は其冷却曲線で 1,310°C の流出温度で直ちに鑄込み其試料の組織を檢鏡するに熔解温度低き結果扁平狀、密集兩形の黒鉛が入り亂れて居た。

例 (2)

T.C	Si
2.39	2.95

Mn	P	S
0.893	0.119	0.114

第 27 圖は其冷却曲線で、No.25 は 1,385°C 鑄込、No.26 は 1,320°C 鑄込みのもので正に共晶黒鉛を析出す、而して No.25 は No.26 より冷却速度小なりと考察さる。

例 (3)

T.C	Si	Mn	P	S
2.45	3.14	0.959	0.148	0.094

第 28 圖は其冷却曲線で、例 (2) と同様に 1,385°C と 1,320°C 鑄込みのものに於て同様の共晶的黒鉛を見た。此種の低炭素で鑄込最も容易のものである而して此種の炭素量に於て珪素の増減に依りて種々の組織を構成す No.27, 28, 29, 30 は代表的のものである。

此共晶黒鉛の存否に關しては前述の如く濱住博士の論文あり Fmil Schuz のものあり以上は兩極端のものとして F. Rapatz<sup>(15)</sup> に依りて紹介されたのであつたが近くは澤村宏氏の白鉄的試料に依り氏は此成生機構に關し獨特の一論文を呈出されたのであつた。海外に於ても Hurst<sup>(16)</sup> 氏其他共晶黒鉛否定論者も少くないのであるが其後 P. Goerens<sup>(17)</sup> の論文に依り稍一次的説の可能性を示されたのを始めとして是認論者も漸く多くなつて來た。

元來此問題は初期黒鉛核の構成如何に關係し本研究に於ては前述の如く必しも凝固セメントの二次分解に立脚せぬ以上熔解状態の如何と炭素、珪素の適當なるものに於て構成すと推定するは當然であつて No.19, 20, 21, の如き又 No.25 No.26 の如きは當然共晶黒鉛と推定して可なりと思ふ。

近來 Atomic Carbon in Molten State を認むる論文多く最も注目値するは E. Piwowarsky 氏<sup>(13)(18)</sup> の 2 論文で従來の論者と異なる點は 1,400°C~1,500°C の温度に於て所謂 “Wende-temperatur” を認め  $Fe_3C \rightarrow C + 3Fe$  より C を再び高温熔體にて分離すと云ふにあつて O. Wedemeyor, Friz Meyer<sup>(19)(20)</sup>

の研究ありて或程度まで E. Piwowarsky 氏説を裏書して居るが E. Piwowarsky 氏は更らに論究して炭素、珪素の相關的關係に於ける共晶黒鉛生成に及ぼす熔解溫度に關し觸れて居る。其他 P. Bardenheuer の論究あり斯くの如く多くの論者の研究に依りて molten State の C の排列を異にする點は明瞭になつて來た。而して以上の諸論文に於ては主として熔解状態と凝固鑄鐵の化合炭素量との關係より論旨を進めてるものが多いのであるが著者は從來より主として熔解状態の差に依る生産鑄物の黒鉛の物理的形狀を論じたのであるが實際砂型鑄物に於て熔解状態の適切にして共晶的黒鉛析出の理想的のものは一般に化合炭素量が低いのであつて E. Piwowarsky 其他の化合炭素量に立脚して論究したものに單純に賛意を表する事は出來ないのである。砂型鑄物に於て熔解状態の適切なるもの即ち共晶黒鉛析出のものは一般に Chil. の浅い事も經驗した。即ち著者が兩三年前より熔解状態と黒鉛核の凝固前後に析出する分布の差異に立脚して黒鉛析出様式と鑄鐵の材質との關係を論じたるものは此點にあるので Rhead, Vulcan, West 氏其他の實際作業の試料に關し斷片的に述べてる點と良く一致する。

最近 Th. Klingenstein 氏は黒鉛化の機構と共晶黒鉛生成に關する一論文を呈出して居るが著者の從來の主張と全く一致して居る。又 H. Haneman 教授は E. Piwowarsky 氏其他の主張する所謂 “Wende-temperatur” を理論的考察より否定して居るが著者は此點に關しては目下猶研究中であるが當面の問題としては別に必要なき故述べ無い兎に角熔解状態の差に依りて凝固直前の核を微細にする事は炭素の少きに從つて容易であり (H. Haneman 氏は全く反對意見であるが著者は Semi-Steel の生産に於て實驗したるを以て一般に低炭素鑄物が  $3\text{Fe} + \text{C} \rightarrow \text{Fe}_3\text{C}$  として熔體に平衡状態を採るには有效なりと考察した) 同一炭素量に於て珪素を増加するに従ひ同様の效果を示す事も明瞭であつた。

要するに本研究は從來の理論的考察を實際作業に結びて將來の高級鑄物生産の一助としたのである。

## V. 鑄込溫度の低下に依る鑄物廢品の一原因に就て

鑄込溫度測定は第 IV 項と全く同様である。鑄込溫度の高きため Shrinkage を生じ廢品の一原因たるは周知の事實なるが著者は Semi-Steel 生産の如き初期晶開始溫度の高きものに於ては此點より寧ろ鑄込溫度の低下に依る廢品の驚く可き多量なるを見た、依つて此點に就て研究した。

### 實驗の部

(1) 第 29 圖は其組成と冷却曲線である。

※ 第 33 圖曲線 IV の示す如く此種組成で此程度の最高保持時間に於ても黒鉛の形狀が悪くならなかつた、即ち著者はキヌボラ生産セミスチールに於ては最高溫度と保持時間の大きは兎に角黒鉛の析出分布に好影響を與へるのみと確信した。No.43 No.44 は其組織である

約 20 貫を取鍋に移し温度の下降につれて温度を測定しつつ鑄込んで見た。

試料	鑄込温度	初期晶開始温度と鑄込温度との差	製品良否
1	1,350°C	110°C	良
2	1,310	70	良
3	1,290	50	不良
4	1,260	20	不良

(3) (4) は巢が出た。

(2) 第 26 圖は其組成と冷却曲線である。

試料	鑄込温度	初期晶開始温度と鑄込温度との差	製品良否
1	1,310°C	52°C	稍長
2	1,290	32	極不良
3	1,260 (?)	2	極不良

(1) に於ても稍鑄込温度低いのであるが此程度に於ては辛うじて鑄込むを得た。(3) は 1,270°C まで低下した時凝固を恐れて鑄込んだので 10°C の差は推定である、No.31 は(1)の破面、No.32 は(3)の破面である。

(3) 第 27 圖は其組成と冷却曲線である。

試料	鑄込温度	初期晶開始温度と鑄込温度との差	製品良否
1	1,385°C	105°C	良
2	1,320	40	稍不良

(4) 第 28 圖は其組成と冷却曲線である。

試料	鑄込温度	初期晶開始温度と鑄込温度との差	製品良否
1	1,385°C	121°C	良
2	1,320	56	稍不良

(3) (4) は直径 2 吋のものである故 40°C~56°C の差でも辛うじて鑄込めたのである、1,320°C の鑄込みは實際鑄物工場で此程度までの鑄込の操業範囲が許されて居るが低炭素鑄物に於て如何に鑄込温度に深甚の注意を要すかが明瞭である。これ初期晶開始温度高きに依る。

即ち完全鑄物生産に於ては理論的にも尠くとも初期晶開始温度との差 70°C 位は高くなければなら

ぬ事を知る。又高級鑄物に於て完全鑄物を生産せんとせば猶一層高き鑄込溫度を要求する。

### VI. 鑄込溫度と機械的性質と初期晶開始溫度との關係

主として抗張力を論ず彎曲力其他精細の實驗結果は報告を参照されたい。

○印は 1 吋角 14 吋長さ 生砂型鑄込 ◎印は直径 1 1/4吋 長さ 12 吋生砂型鑄込

△印は直径 1 1/2吋 長さ 12 吋生砂形鑄込 ×印は直径 2 吋 長さ 12 吋生砂形鑄込

□印は直径 3 吋 長さ 12 吋生砂形鑄込

(イ) (III) 項 (2) に屬する組成に關する研究

(1) 第 30 圖は試料 1. II の組成と冷却曲線である。

試料	鑄込溫度	初期結晶開始溫度 と鑄込溫度	抗張力 kg/cm <sup>2</sup> ◎	硬度(ブリネル)
I	1,340°C	126°C	2,599	180
I	1,295	81	2,652	—
I	1,270	56	2,456	—
II	1,310	80	2,800	192
II	1,270	40	2,596	—
II	1,250	20	2,346	—

(2) 第 31 圖は試料 I. II の組成と冷却曲線である。

試料	鑄込溫度	初期結晶開始 溫度と鑄込溫 度との差	抗張力 kg/cm <sup>2</sup> ○	抗張力 kg/cm <sup>2</sup> ◎	硬 度 (ブリネル) ◎
I	1,300°C	88°C	2,651	2,646	—
I	1,250	38	2,254	2,290	223
II	1,310	76	2,661	2,677	241

No.33 は試料 II の◎印の組成である。

(3) (イ)試料の組成

試料	T.C%	G.C	C.c	Si	Mn	P	S
1	3.28	2.61	0.67	1.40	0.993	0.229	0.100
2	3.45	—	—	1.45	0.992	0.228	0.101

(ロ) 試驗結果

試料	鑄込温度	初期結晶開始温度と鑄込温度との差	抗張力 kg/cm <sup>2</sup>	硬 度 (ブリネル)
1	1,360°C	—	2,689	201
1	1,310	—	2,656	—
2	1,300	—	2,556	200

以上 6 例に於て此種の鑄物は初期晶開始温度より 70°C 以上に鑄込む事に於て安全である。

(ロ) III 項 (3) に屬する組成に関する研究

第 32 圖は試料 I, II の組成と其冷却曲線である。

試料	鑄込温度	初期晶開始温度と鑄込温度との差	抗張力 kg/cm <sup>2</sup>	抗張力 kg/cm <sup>2</sup>	硬 度 (ブリネル)
I	1,350°C	108°C	3,247	2,941	241
II	1,340	100	3,025	3,128	223
II	1,310	70	3,208	3,100	

No.34 は (I) (II) の◎印の組織である。

(2) (イ) 試料の組成

試料	T.C	G.C	C.C	Si	Mn	P	S
I	3.15 %	2.36	0.79	1.55	1.70	0.239	0.061
II	3.08	2.34	0.74	1.85	1.61	0.225	0.084

(ロ) 試験結果

試料	鑄込温度	初期結晶開始温度と鑄込温度との差	抗張力 kg/cm <sup>2</sup>	硬 度 (ブリネル)
I	1,300°C	—	3,038	241
I	1,275	—	2,605	—
II	1,330	—	2,929	238

以上 4 例に於ても尠くとも初期晶開始温度より 70°C 高き鑄込温度を採用するの安全なるを示す。

(イ) III 項 (4) の組成に関する研究

第 17 圖は I, II の組成と其冷却曲線である。

試料	鑄込温度	初期結晶開始温度と鑄込温度との差	抗張力 kg/cm <sup>2</sup>	抗張力 kg/cm <sup>2</sup>	硬 度 (ブリネル)
I	1,320°C	62°C	3,241	3,313	262
II	1,360	110	3,331	3,336	241

No.35 は (I) の◎印の組織である。

(=) III 項 (5) の組成に関する研究

(1) 第 18 圖に於て III の組成と其初期晶開始温度を知る。

試料	鑄込温度	初期晶開始温度と鑄込温度との差	抗張力 kg/cm <sup>2</sup> ◎	硬 度 (ブリネル)
III	1,360°C	100°C	3,258	238

No.36 は◎印の組織である。

(2) (イ) 試料の組成

試料	T.C	G.C	C.C	Si	Mn	P	S	組織番號
1	2.79	1.98	0.81	2.05	0.894	0.088	0.130	—
2	2.89	2.07	0.82	1.22	1.66	0.249	0.133	—
3	2.69	1.96	0.73	2.10	1.72	0.205	0.120	No.37
4	2.76	2.08	0.68	2.03	1.35	0.258	0.107	—

第 33 圖は試料 2, 3 の冷却曲線を含有す。

(ロ) 試験結果

試料	鑄込温度	初期晶開始温度と鑄込温度との差	抗張力 kg/cm <sup>2</sup> ○	抗張力 kg/cm <sup>2</sup> ◎	抗張力 kg/cm <sup>2</sup> △	硬 度 (ブリネル) ◎
1	1,420°C	152°C	3,402	3,219	—	255
1	1,340	72	3,284	3,250	—	—
2	1,360	96	—	3,270	3,041	241
3	1,380	118	—	3,268	—	228
4	1,360	—	—	2,916	2,977	220

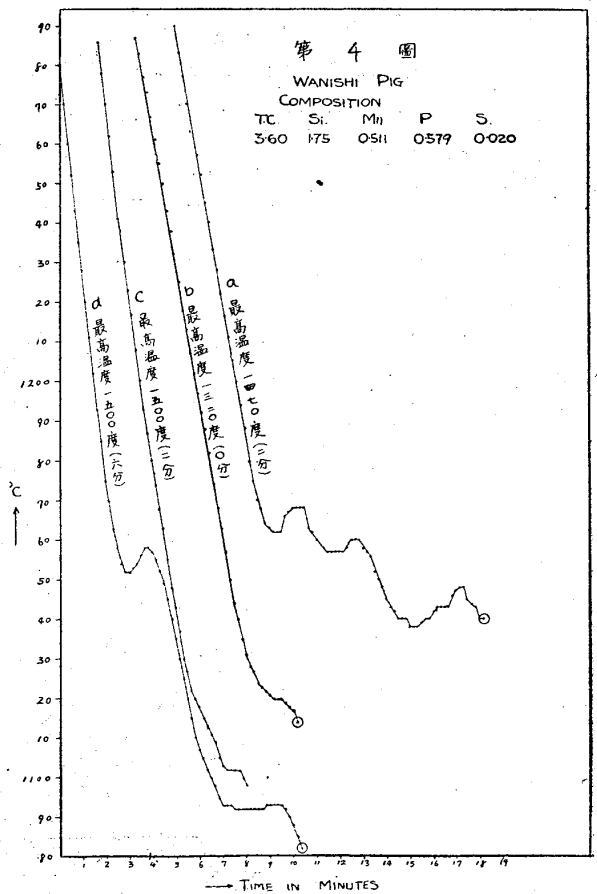
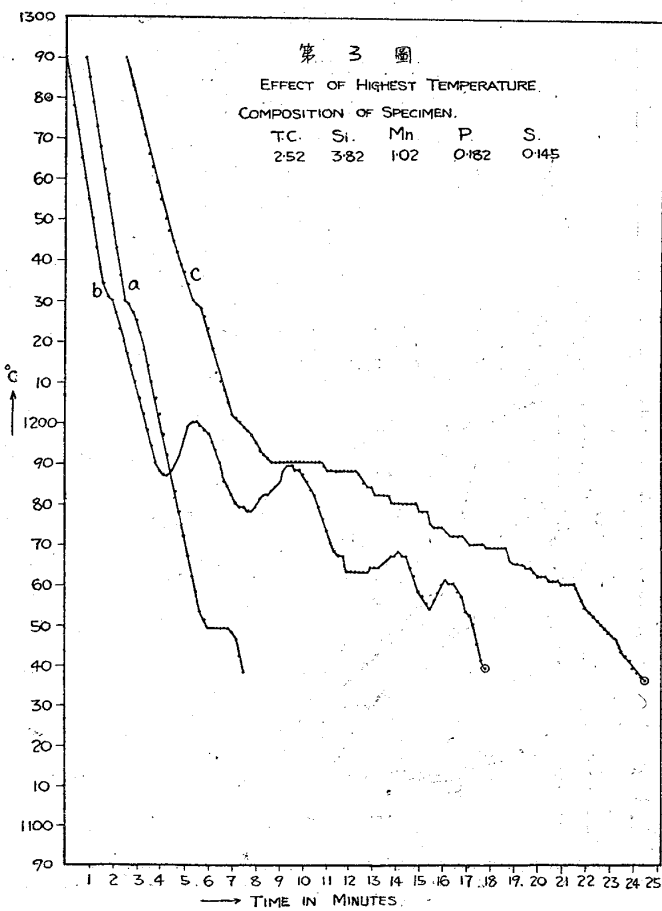
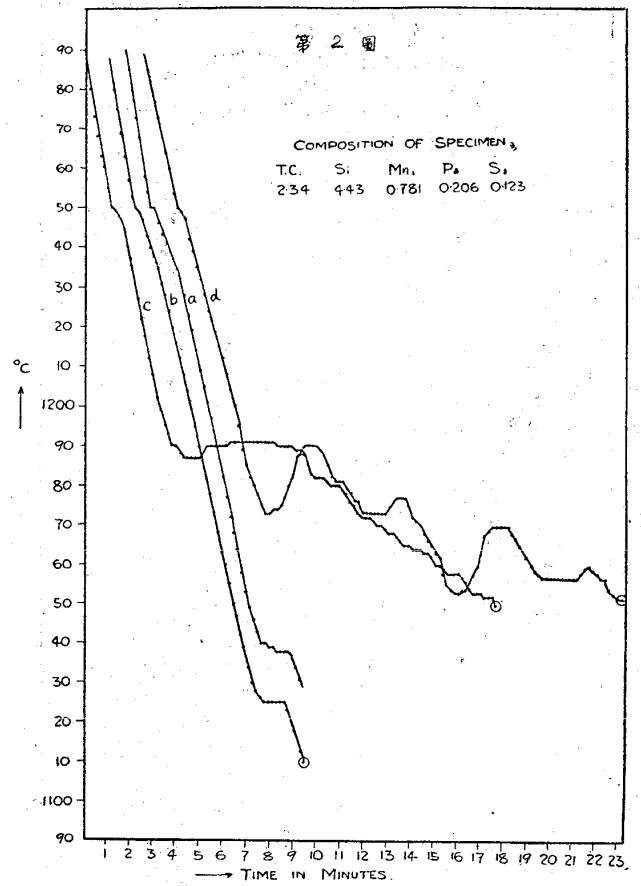
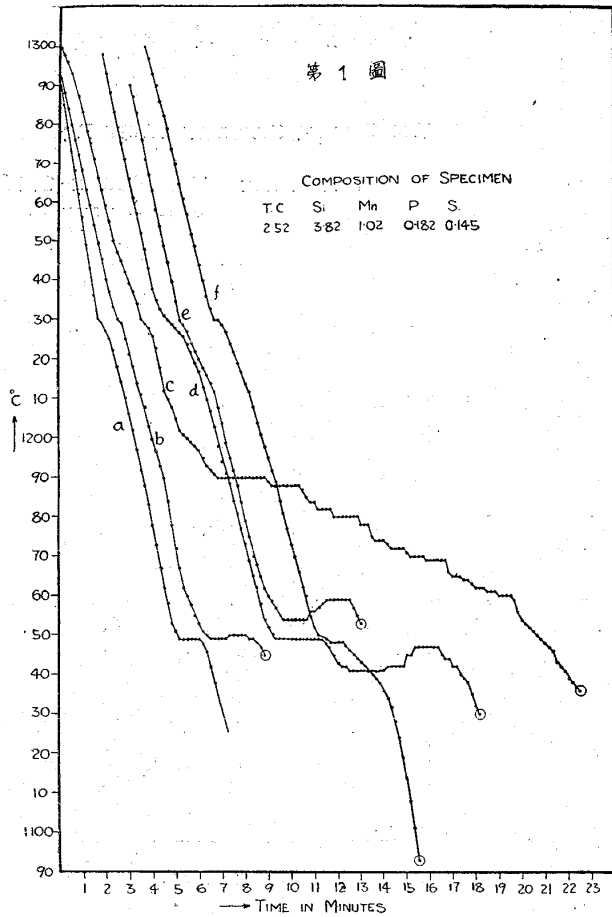
No.37 は (3) の◎印の組織である。著者は此種の低炭素のものは最も優秀なるを経験した。而して初期晶開始温度も此程度のものなれば 1,350°C 程度以下の鑄込温度は不可能なるを知る。

(ホ) III 項 (6) の組成に関する研究

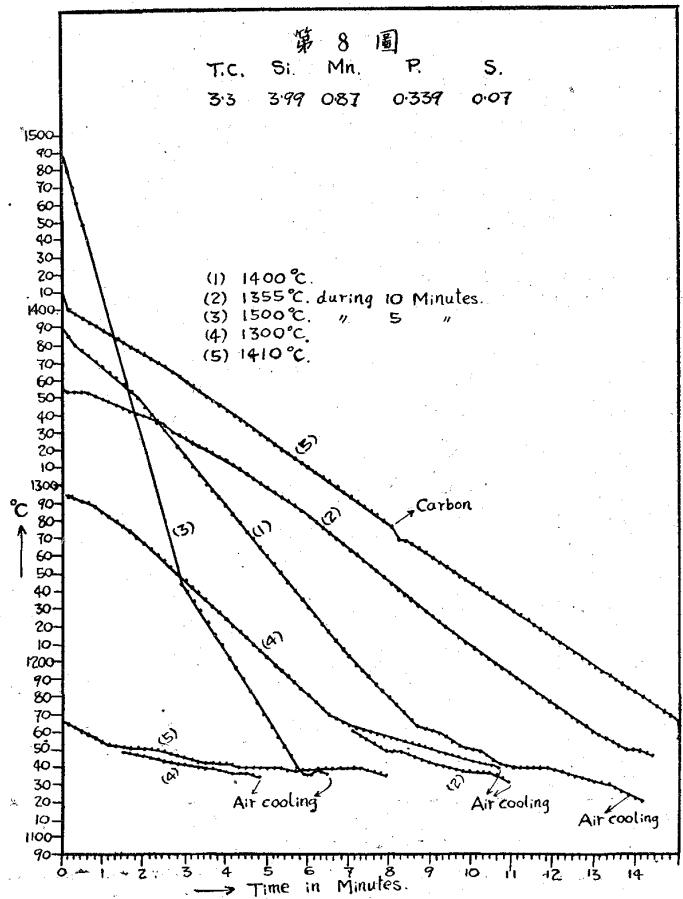
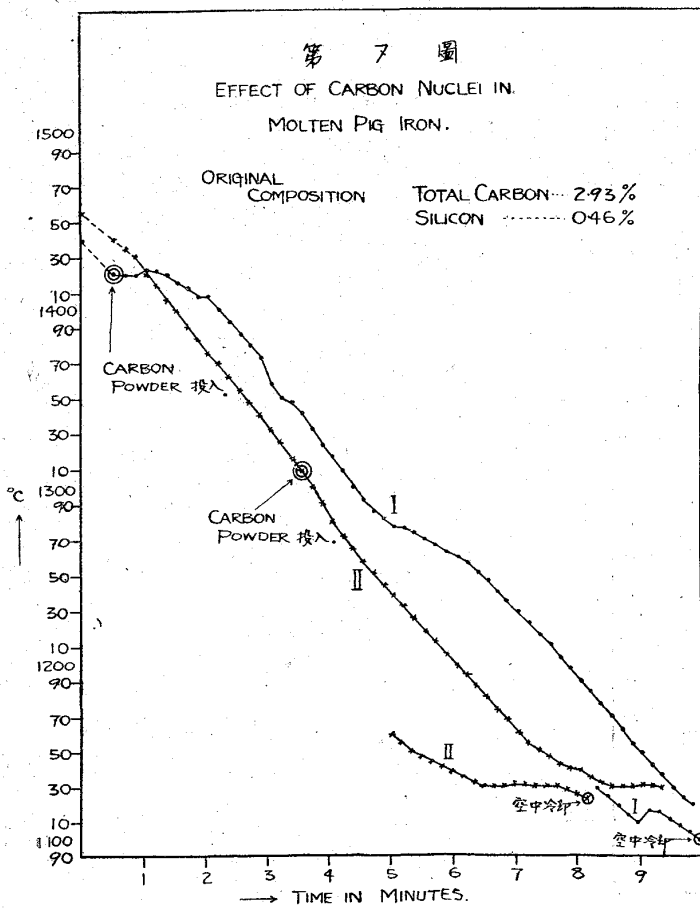
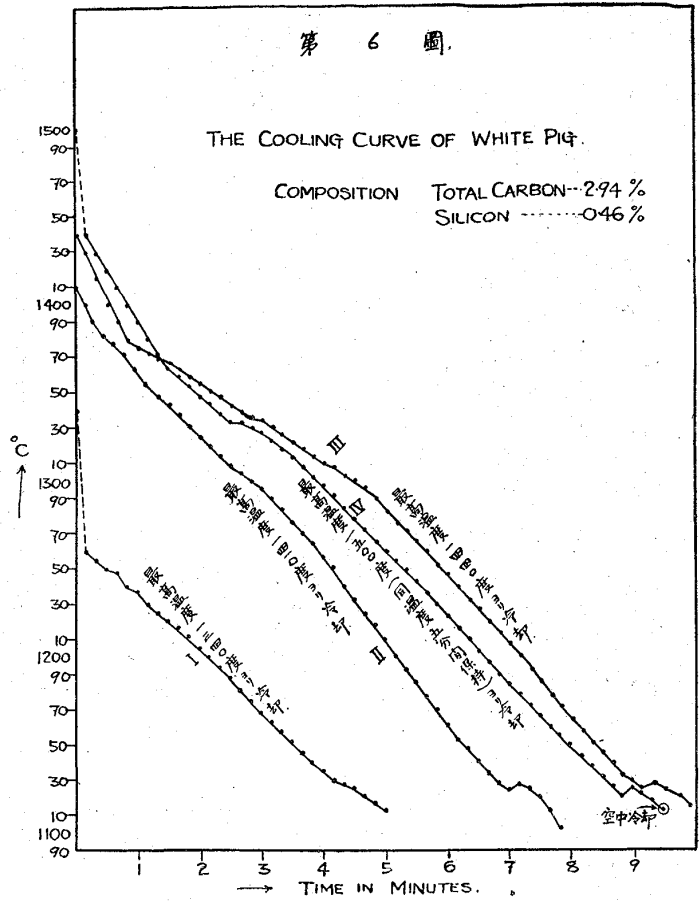
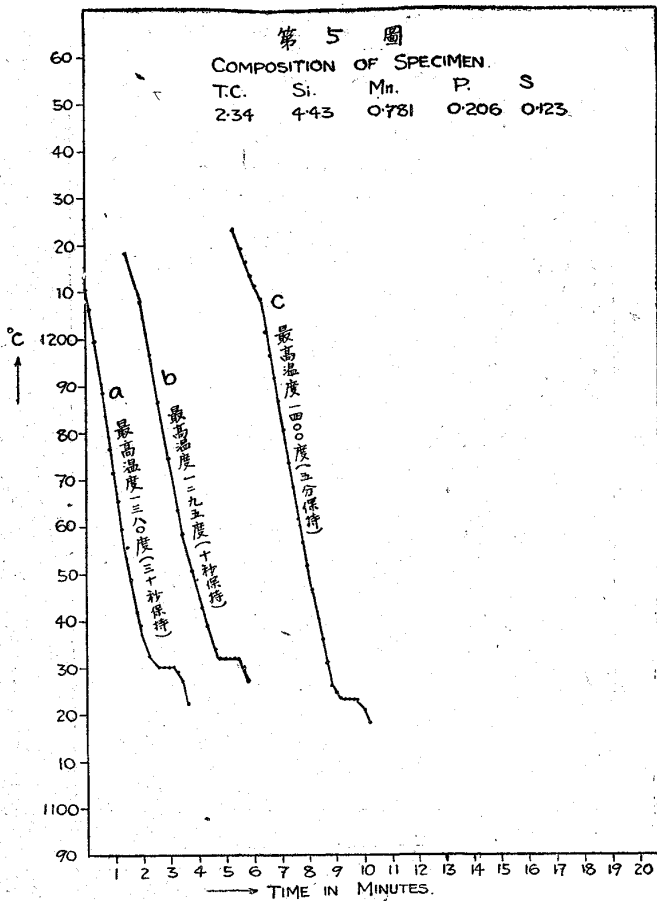
(1) 第 19 圖に於て (I) (II) は組成と初期晶開始温度である。

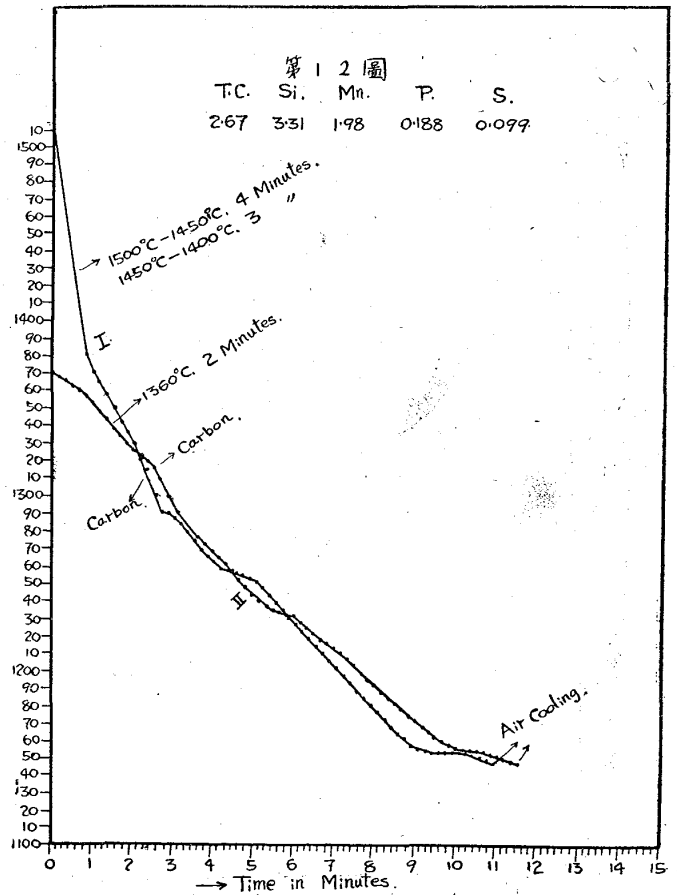
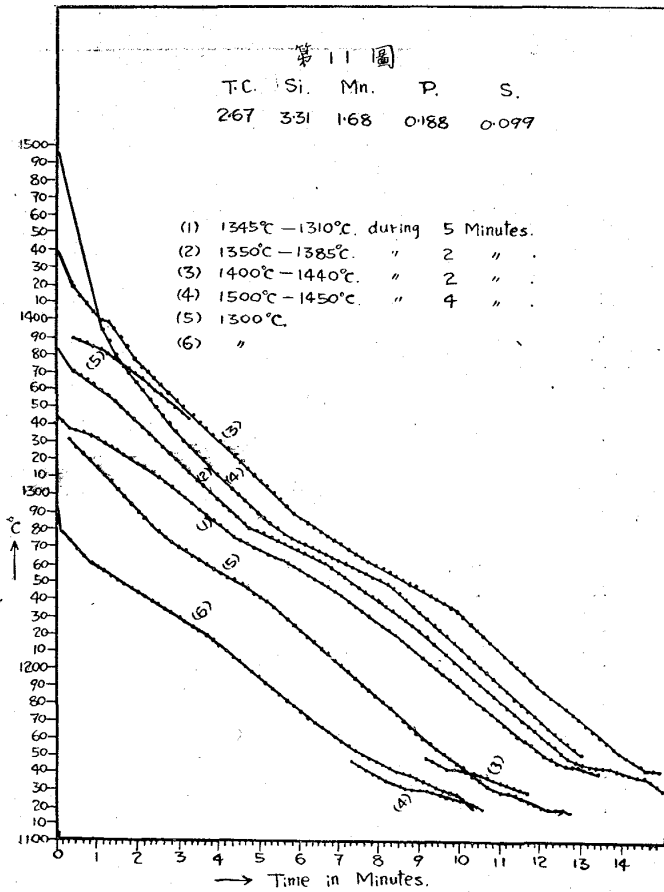
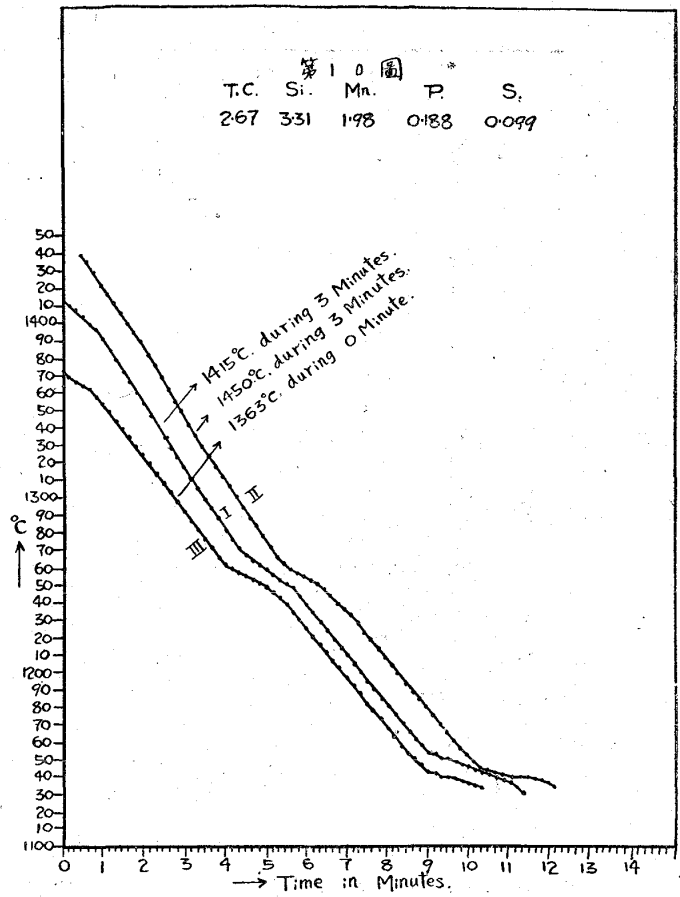
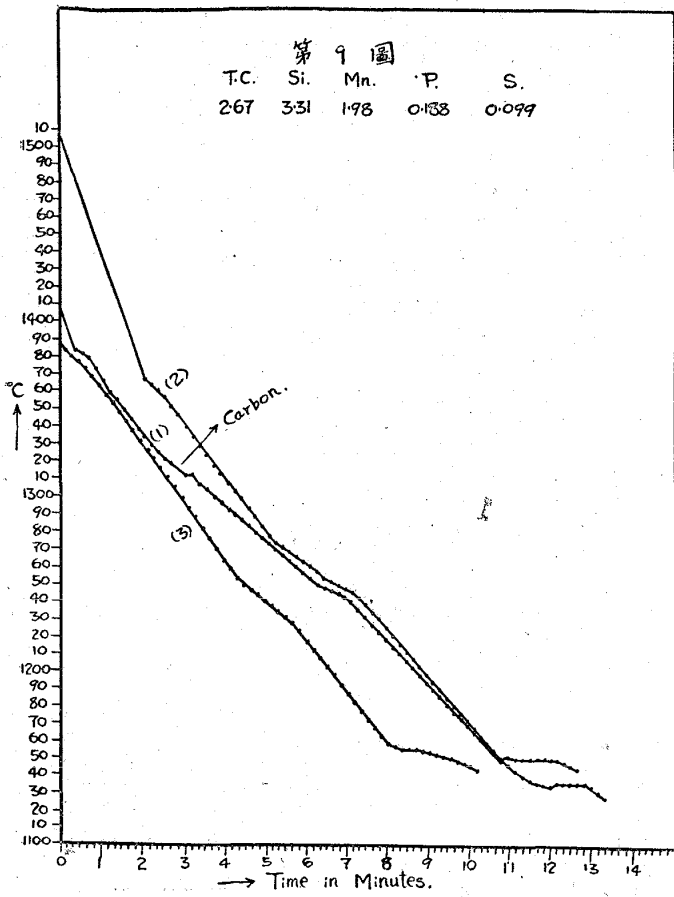
試料	鑄込温度	初期結晶開始温度と鑄込温度との差	抗張力 kg/cm <sup>2</sup> ◎	抗張力 kg/cm <sup>2</sup> □	硬 度 (ブリネル) ◎
I	1,350°C	60°C	3,356	—	248
II	1,380	86	—	2,516	—

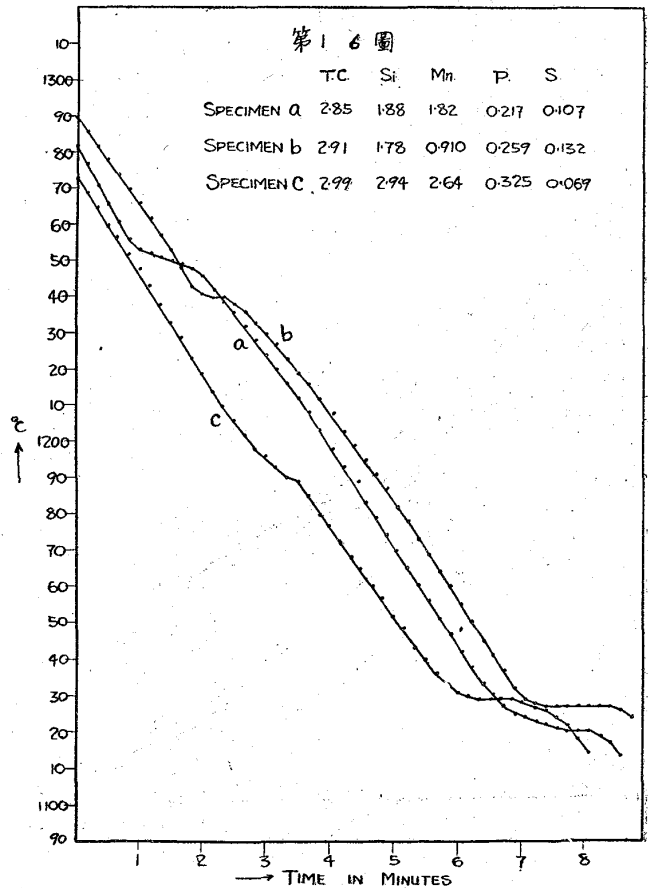
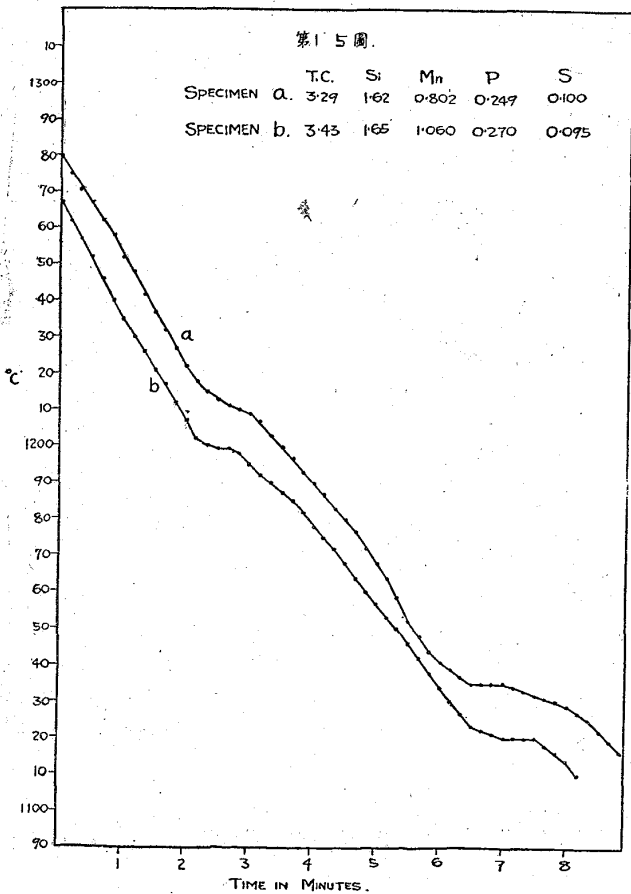
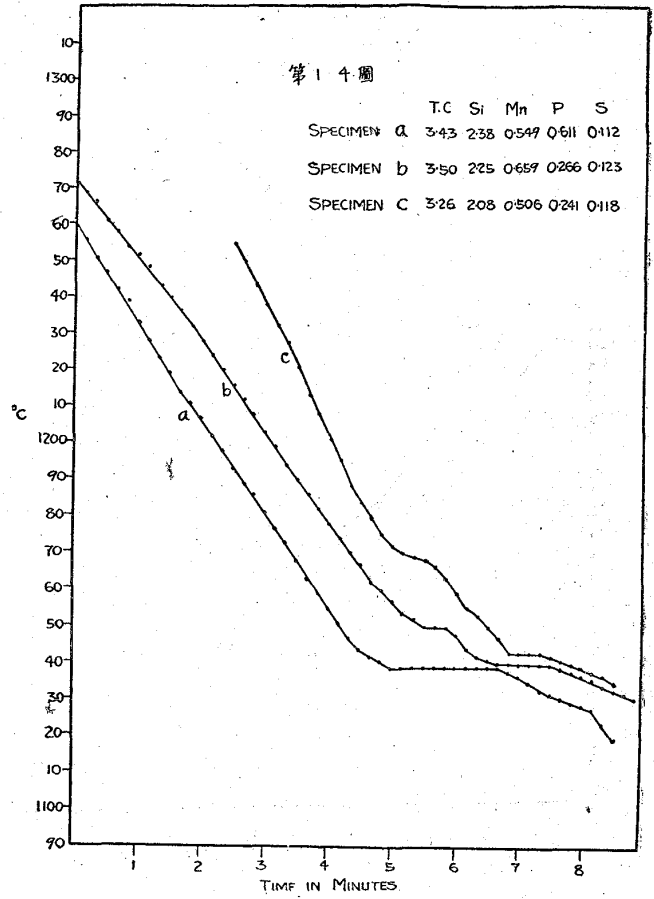
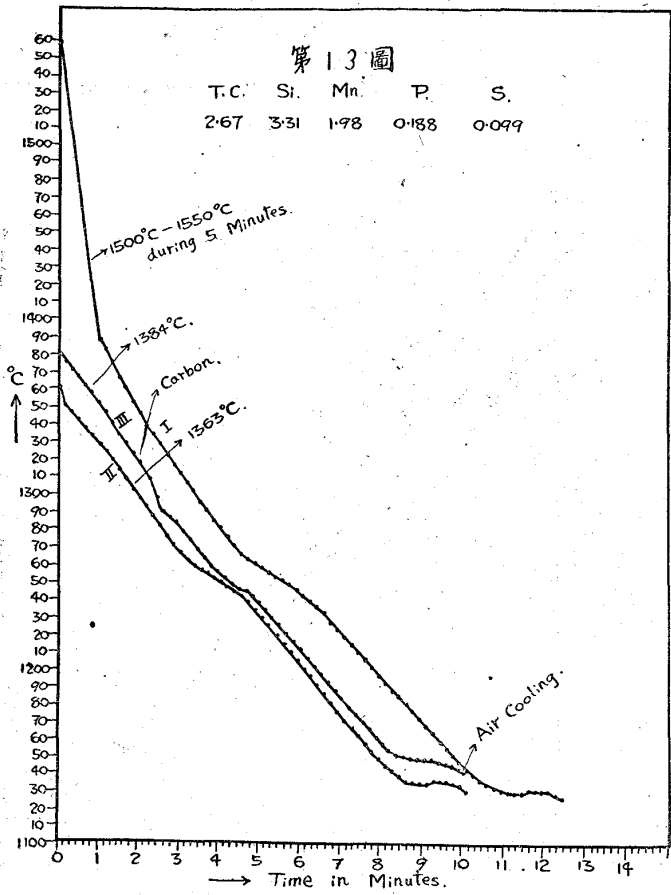
(2) (イ) 試料の組成

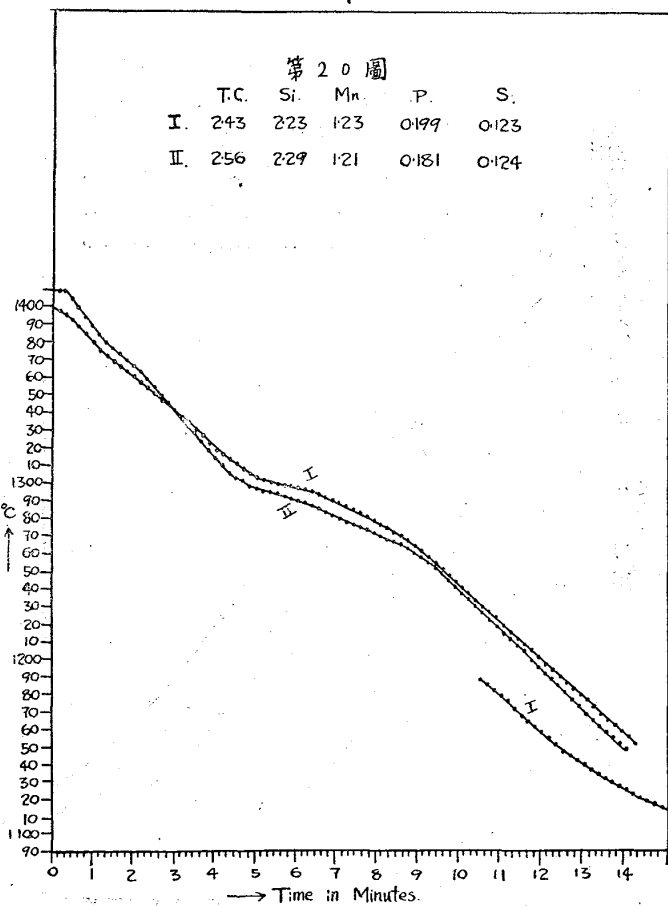
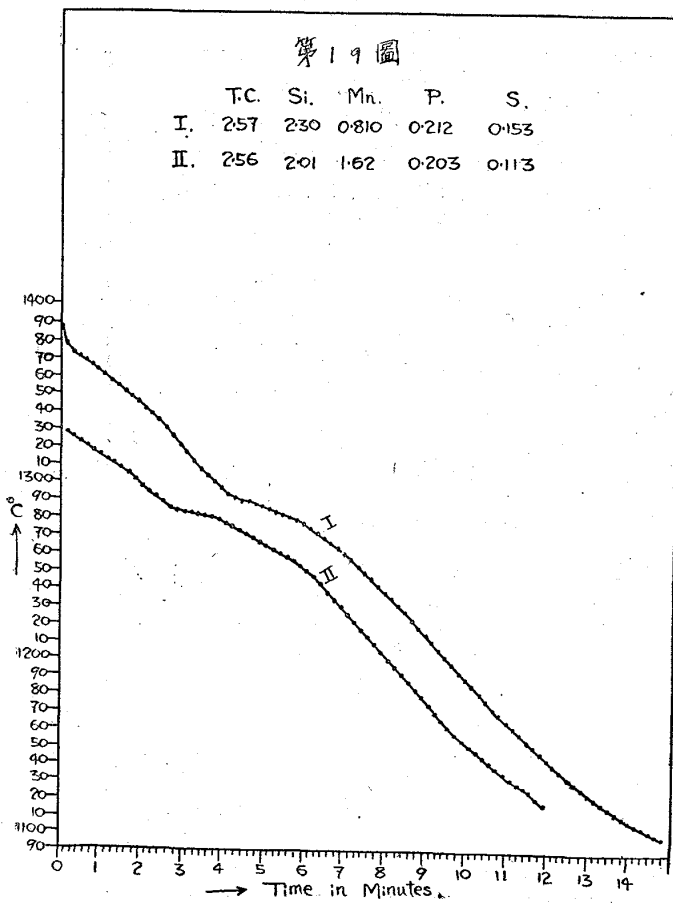
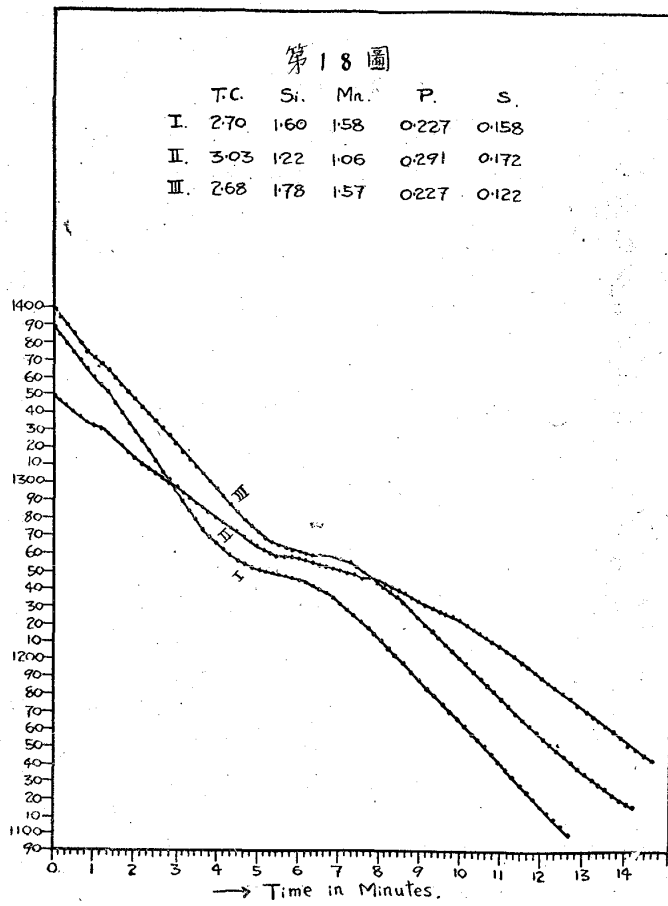
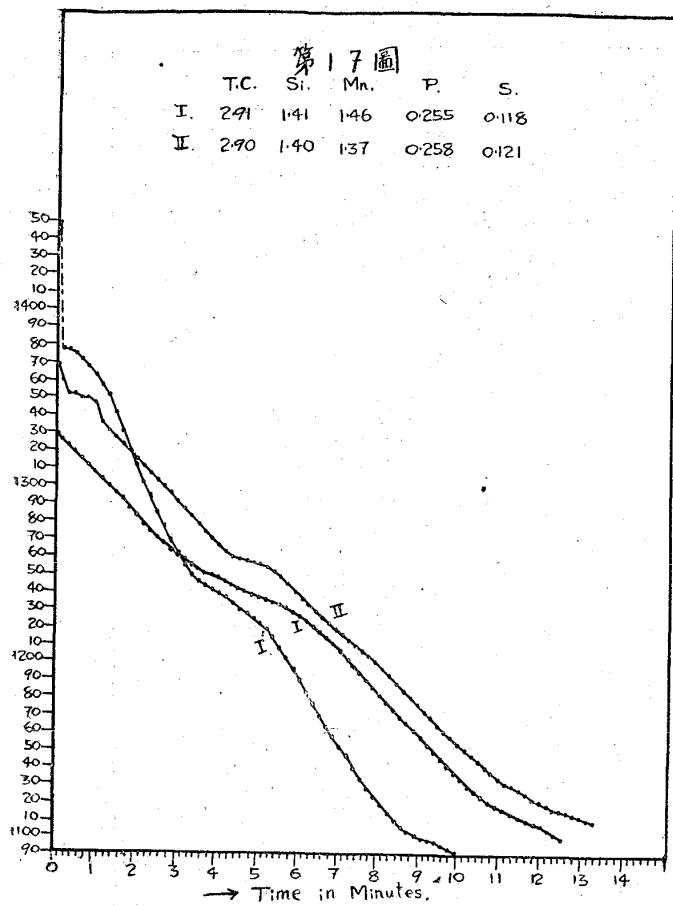


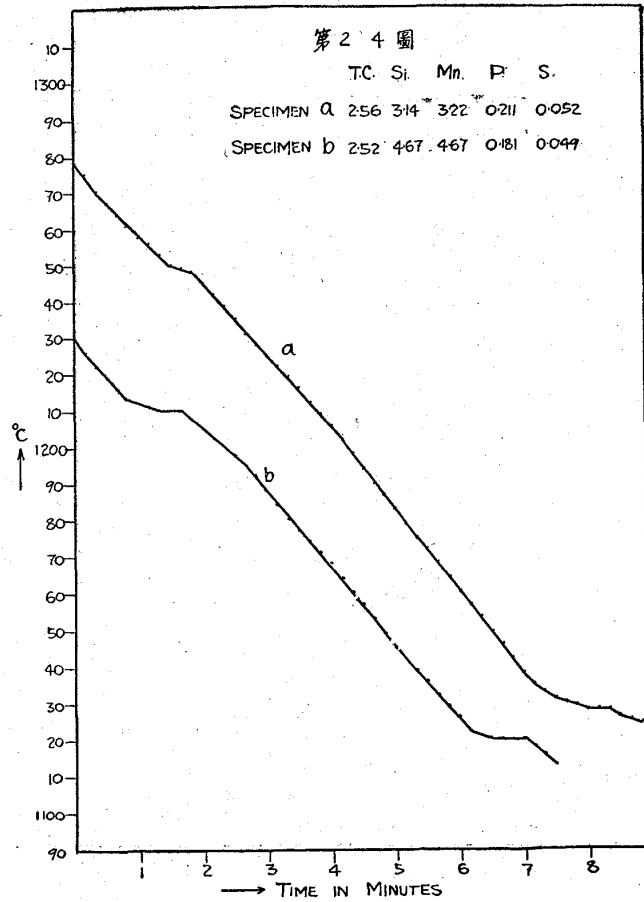
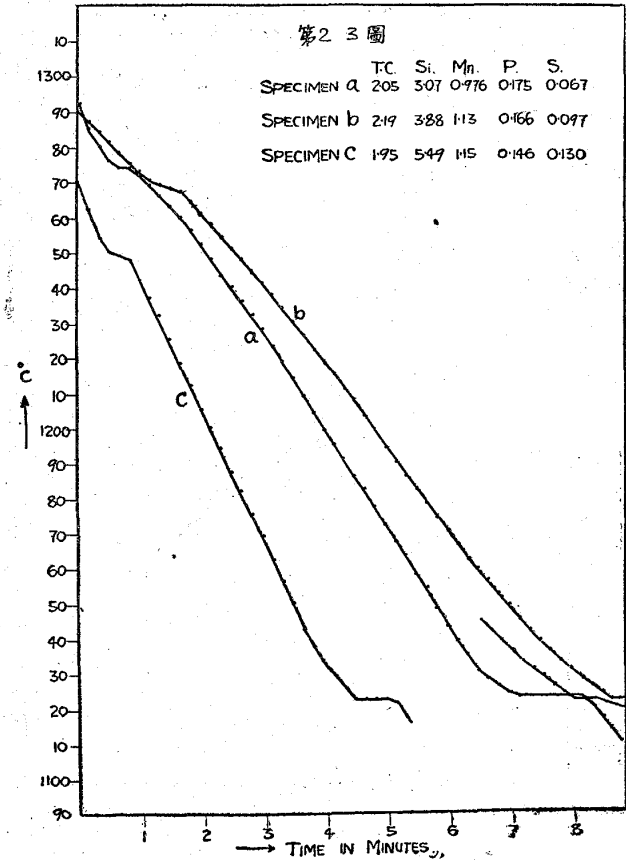
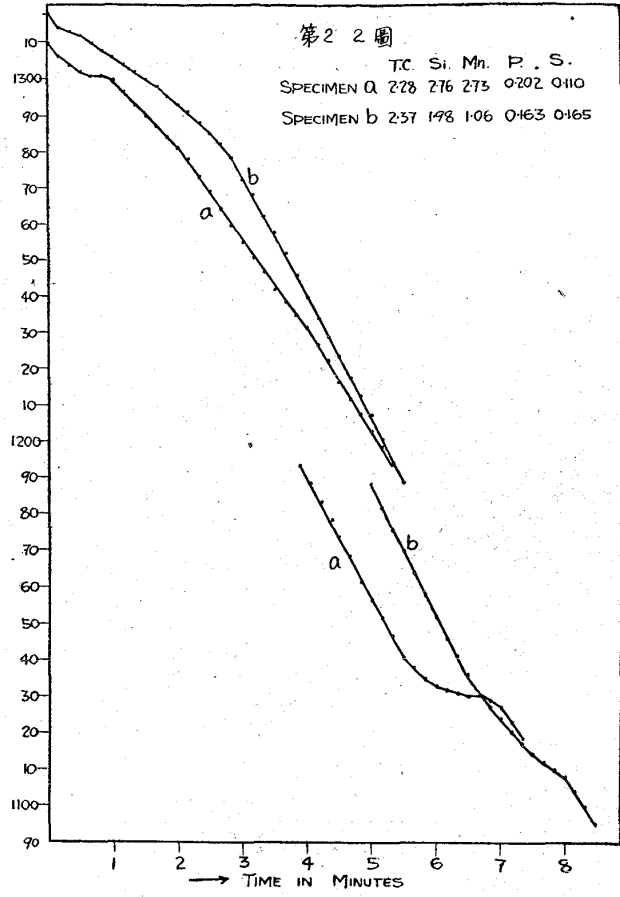
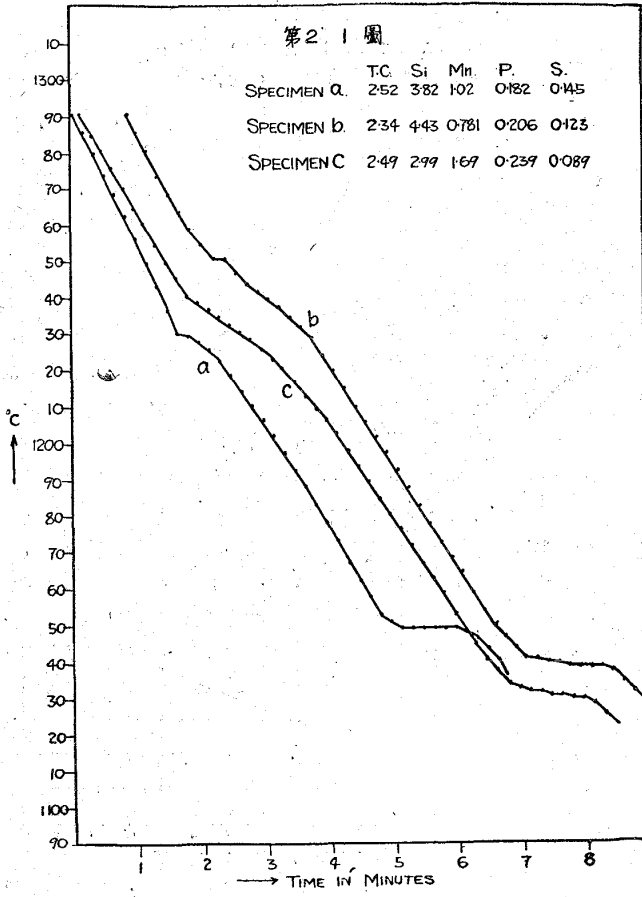


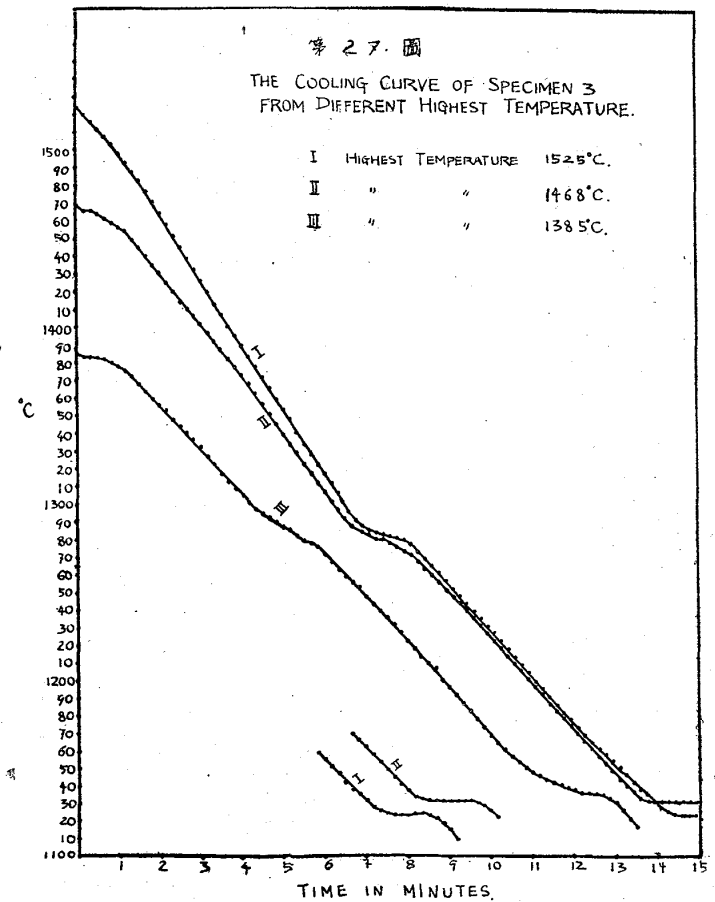
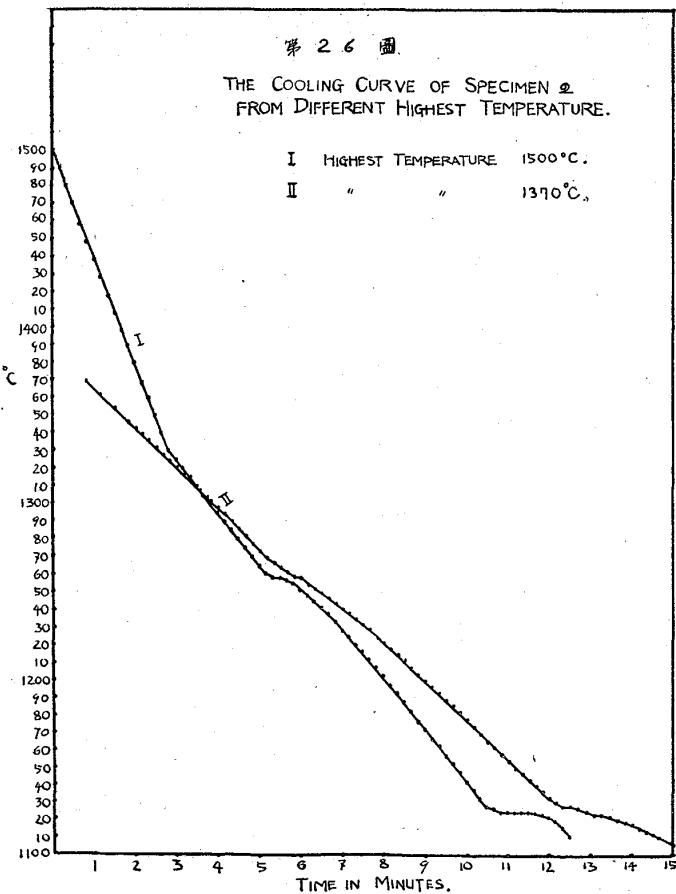
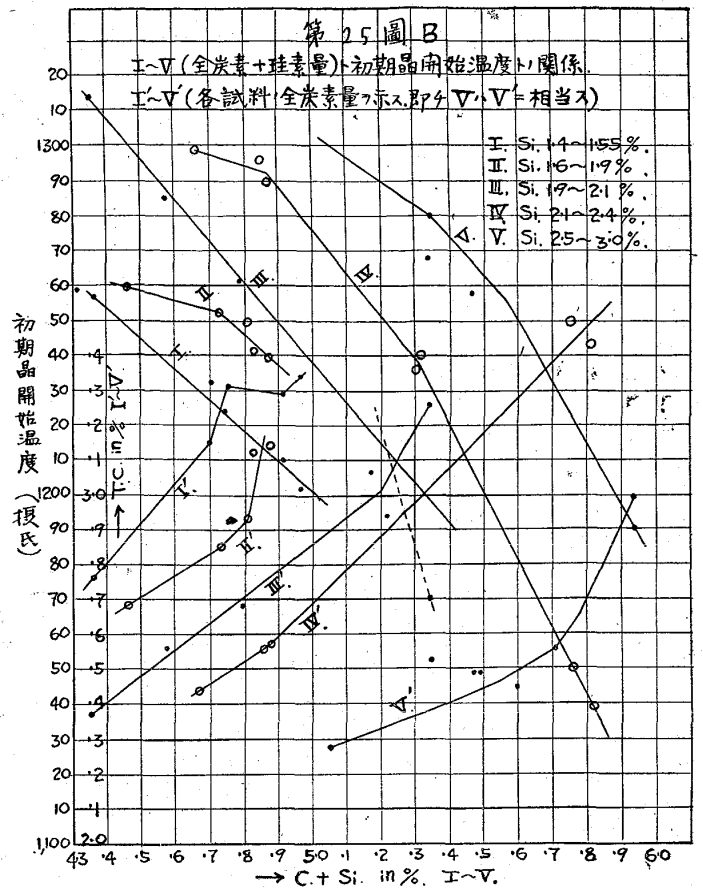
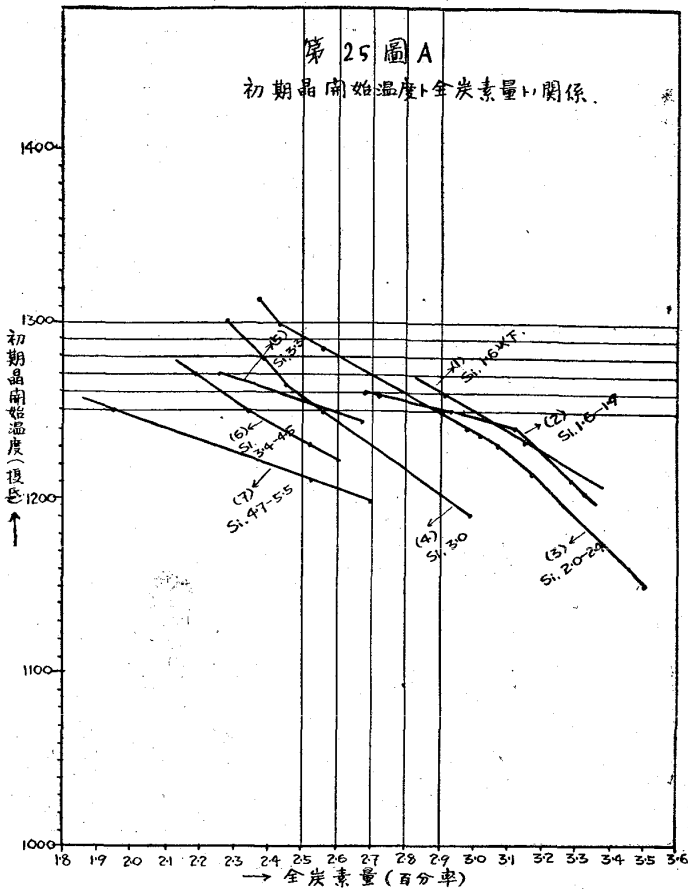








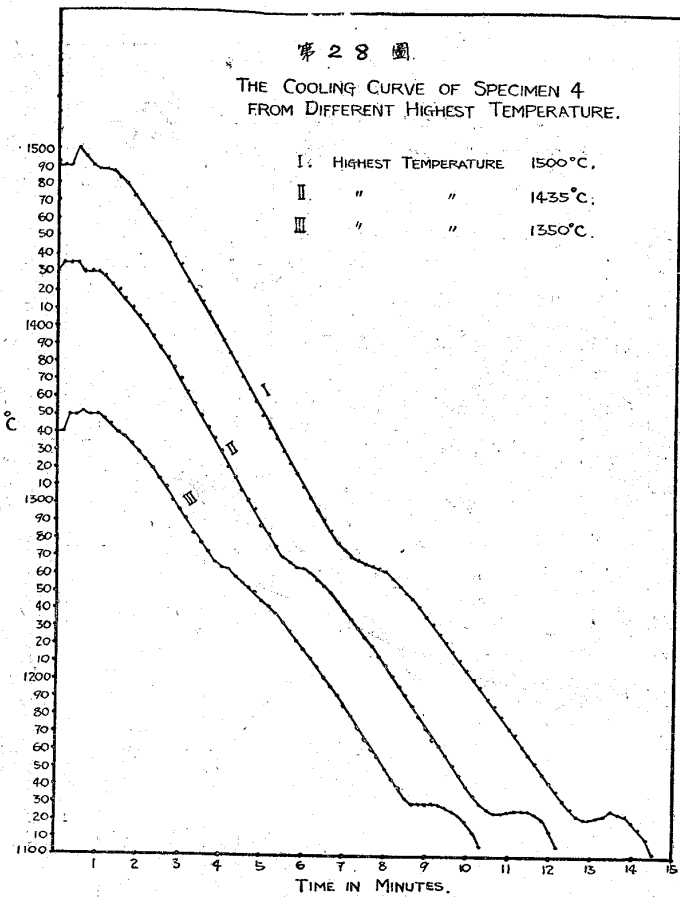




第 28 圖

THE COOLING CURVE OF SPECIMEN 4  
FROM DIFFERENT HIGHEST TEMPERATURE.

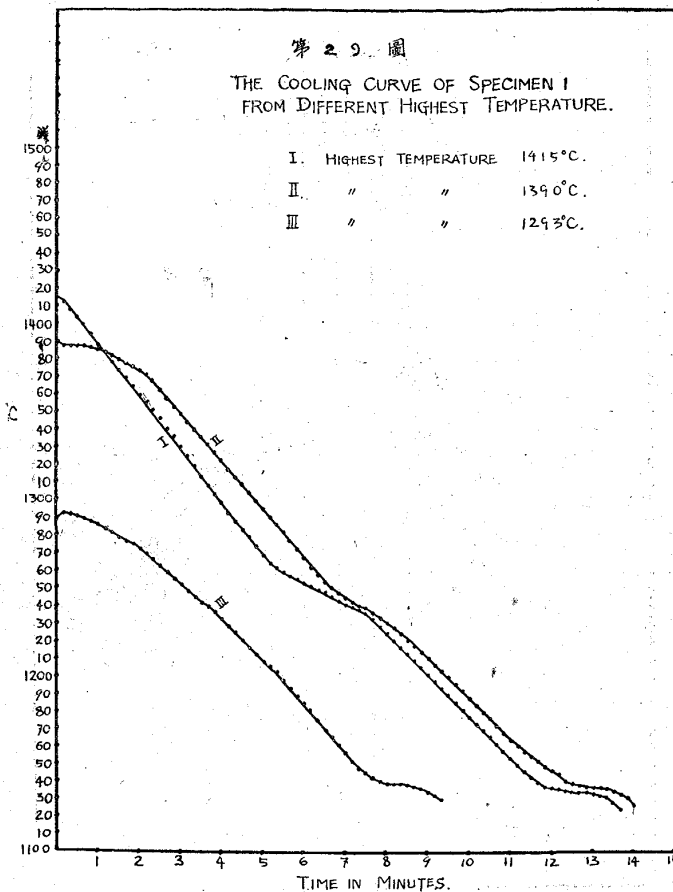
- I. HIGHEST TEMPERATURE 1500°C.
- II. " " 1435°C.
- III. " " 1350°C.



第 29 圖

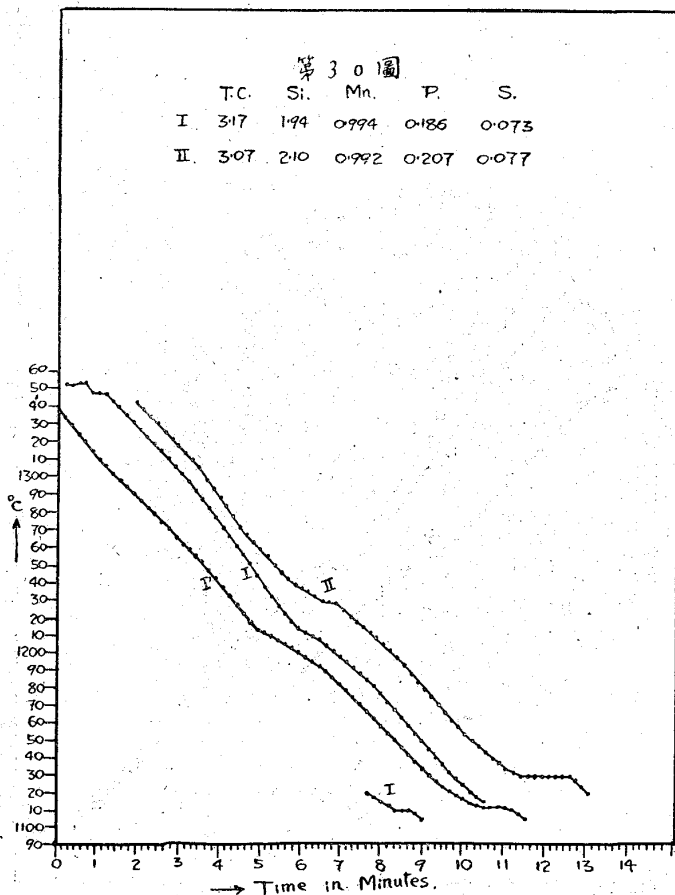
THE COOLING CURVE OF SPECIMEN 1  
FROM DIFFERENT HIGHEST TEMPERATURE.

- I. HIGHEST TEMPERATURE 1415°C.
- II. " " 1390°C.
- III. " " 1295°C.



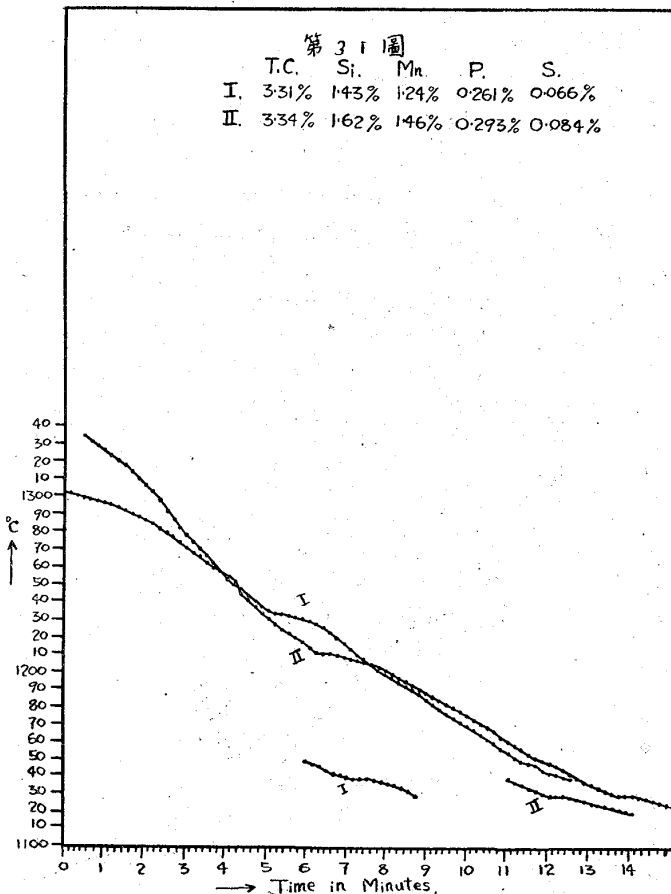
第 30 圖

	T.C.	Si.	Mn.	P.	S.
I.	3.17	1.94	0.994	0.186	0.073
II.	3.07	2.10	0.992	0.207	0.077



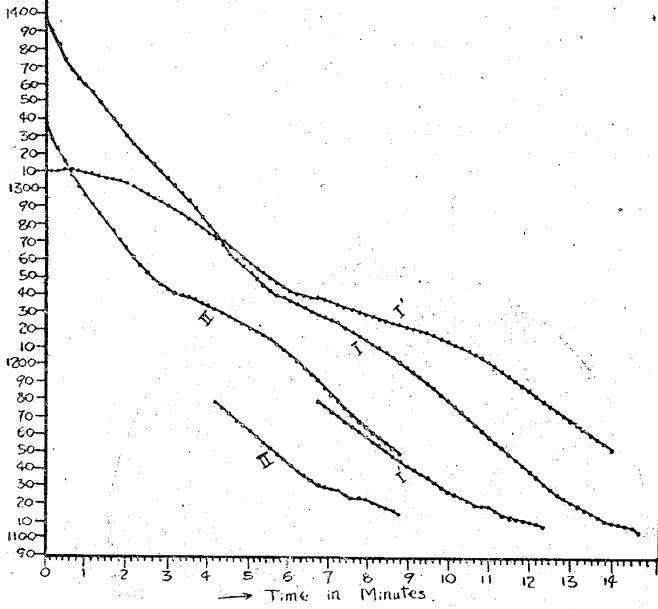
第 31 圖

	T.C.	Si.	Mn.	P.	S.
I.	3.31%	1.43%	1.24%	0.261%	0.066%
II.	3.34%	1.62%	1.46%	0.293%	0.084%



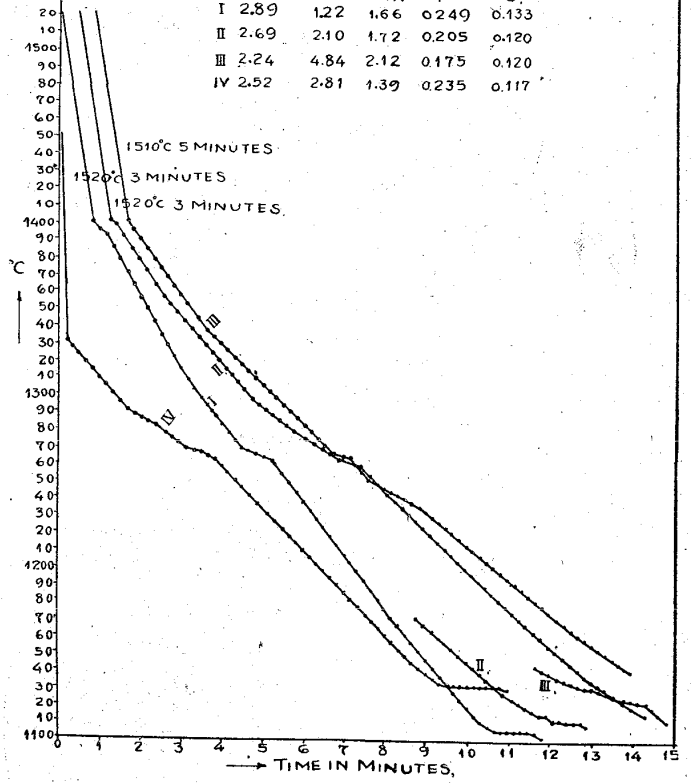
第 3 2 圖

	T.C	Si	Mn	P	S
I	3.14	1.73	1.55	0.220	0.105
II	3.12	1.71	1.57	0.289	0.099

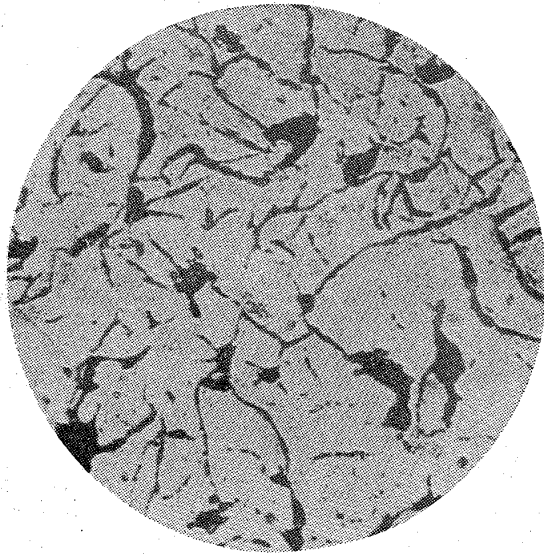


第 3 3 圖

	T.C	Si	Mn	P	S
I	2.89	1.22	1.66	0.249	0.133
II	2.69	2.10	1.72	0.205	0.120
III	2.24	4.84	2.12	0.175	0.120
IV	2.52	2.81	1.39	0.235	0.117



No.1



T.C	Si	Mn	P	S
3.41	2.16	0.566	0.514	0.084

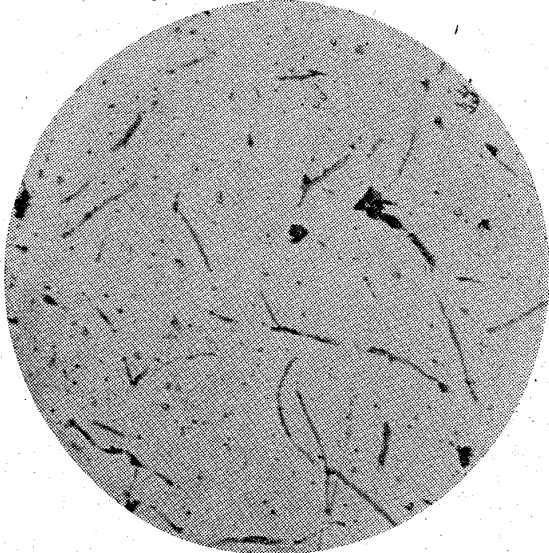
No.2



T.C	Si	Mn	P	S
3.43	2.33	0.549	0.611	0.112

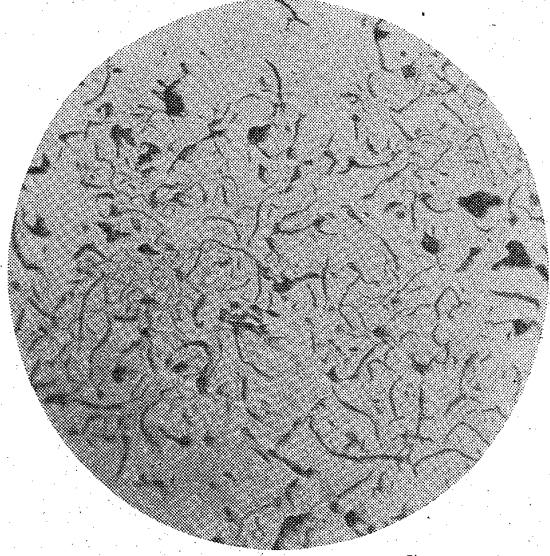


No.3



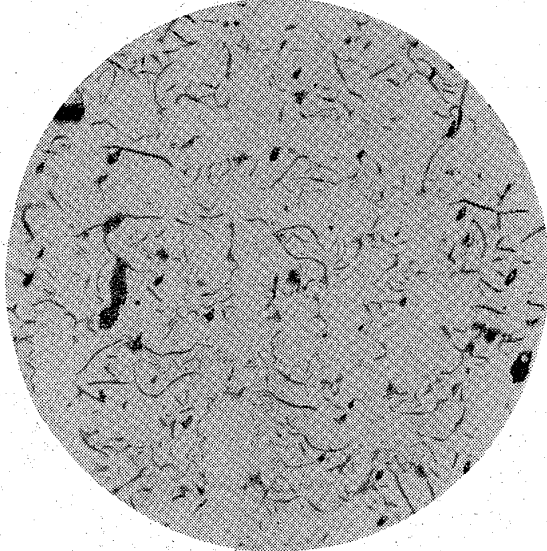
T.C	Si	Mn	P	S
3.72	1.85	—	—	—

No.4



T.C	Si	Mn	P	S
3.70	1.83	—	—	—

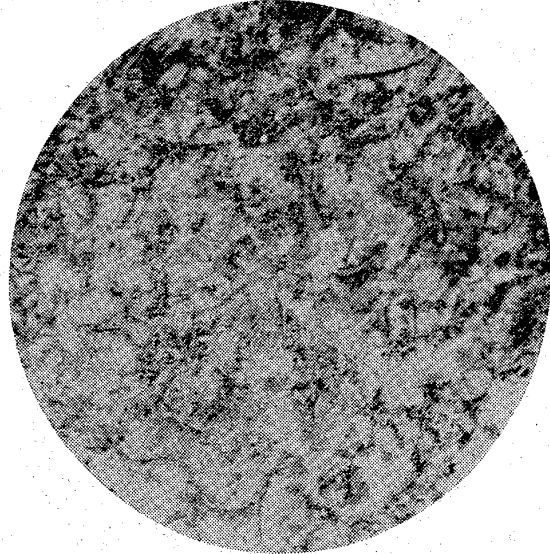
No.5a



×120  
No. Etching

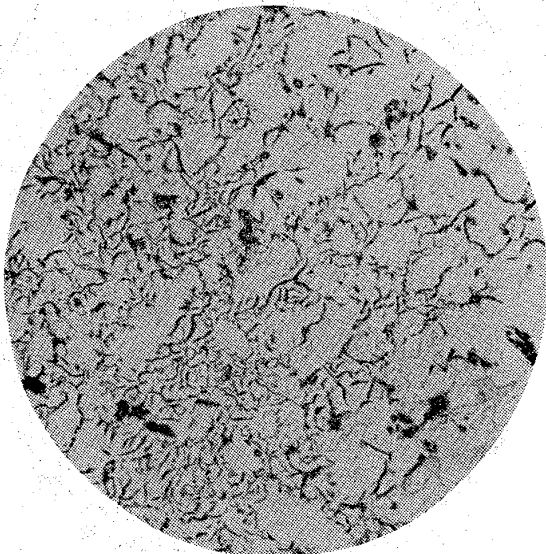
T.C	G.C	C.C	Si	Mn	P	S
3.26	2.65	0.61	2.08	0.506	0.241	0.118

No.5b



×120  
Etching by picric ac<sup>d</sup>  
同 上

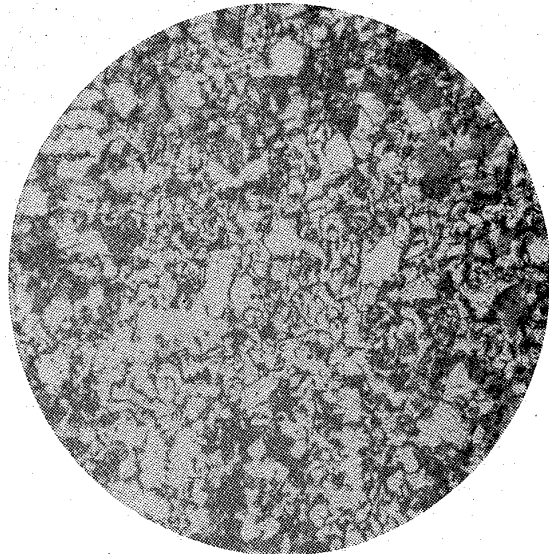
No.6a



×120  
No. Etching

T.C	G.C	C.C	Si	Mn	P	S
3.50	3.04	0.46	2.25	0.659	0.266	0.123

No.6b



×120  
Etching by picric acil  
同 上

No.7a



×100

Etching by picric acid  
T.C Si Mn P S  
2.99 2.94 2.64 0.325 0.069  
扁平長大黒鉛+密集黒鉛

No.7-b



×100

Etching by picric acid

同上密集黒鉛析出部分

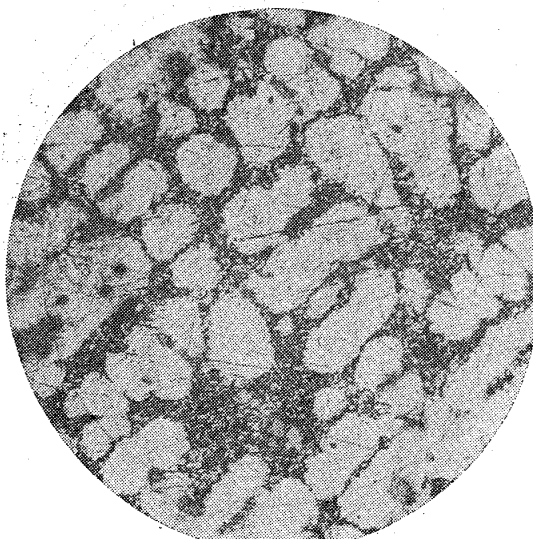
No.8



×100

Etching by picric acid

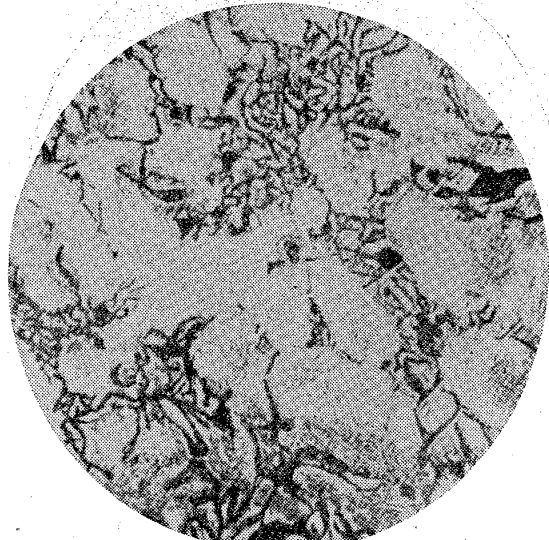
No.10



×100

Etching by picric acid

No.9



×100

Etching by picric acid

No.11



×100

Etching by picri acid

No.12

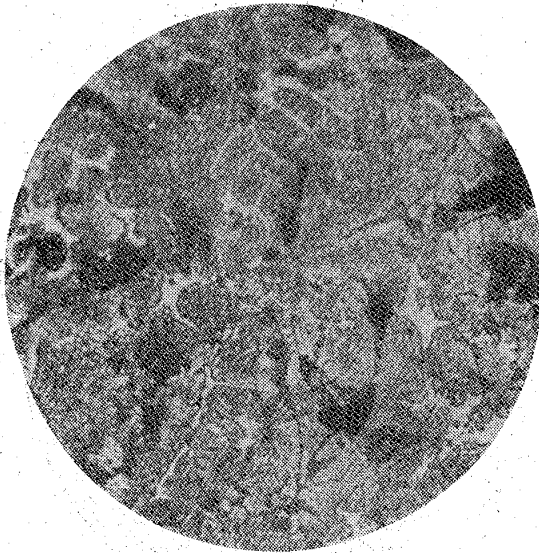


× 100  
Etching by picric acid  
No.14

No.13



× 100  
Etching by picric acid  
No.15



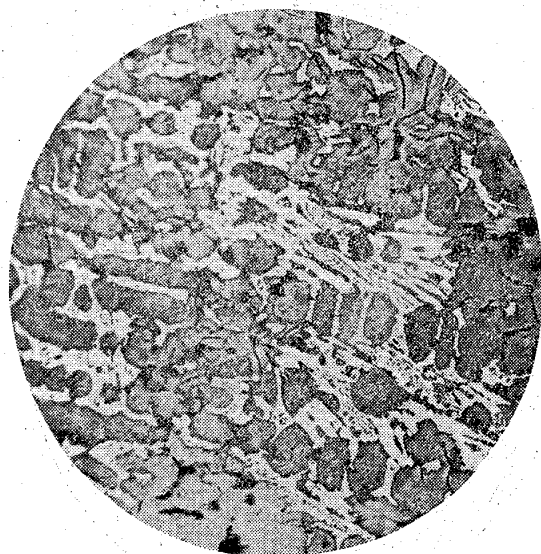
× 100  
Etching by picric acid  
No.16



× 100  
Etching by picric acid  
No.17

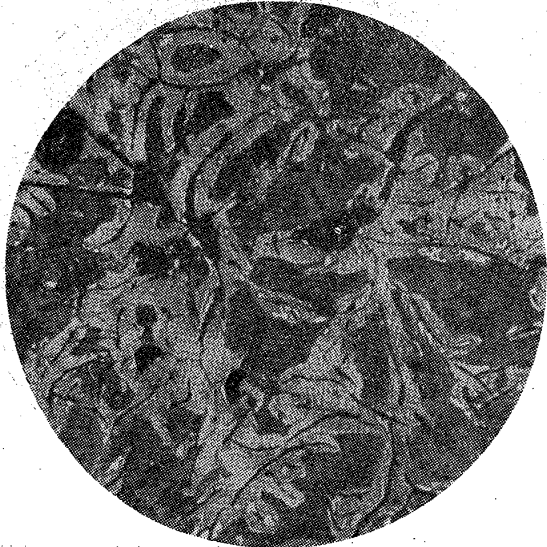


× 100  
Etching by picric acid



× 100  
Etching by picric acid

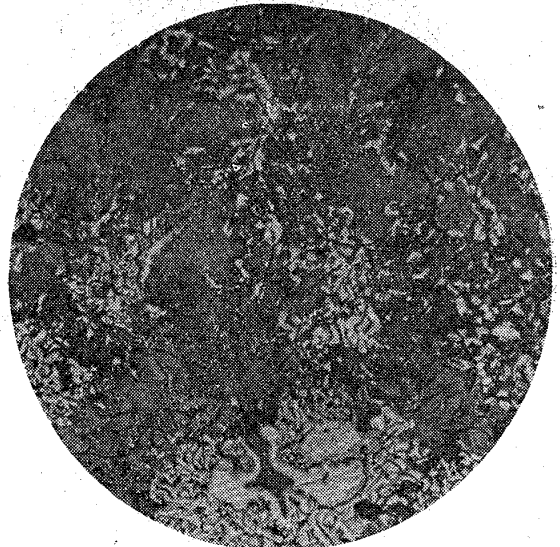
No.18



× 100

Etching by picric acid

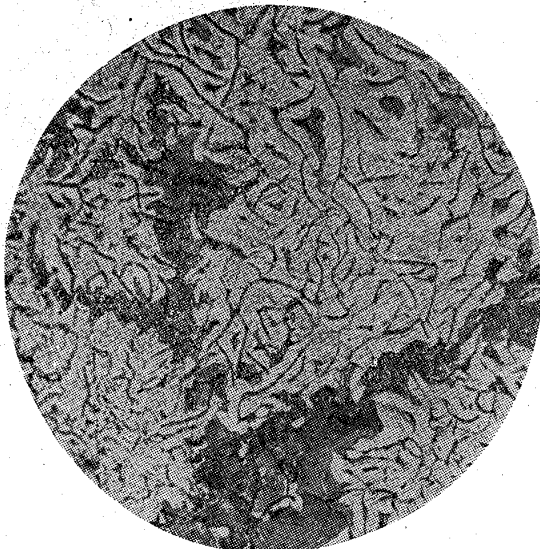
No.19



× 100

Etching by picric acid

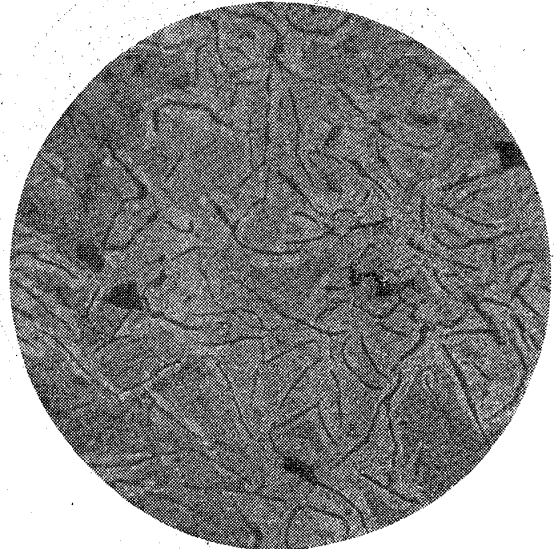
No.20



× 100

Etching by picric acid

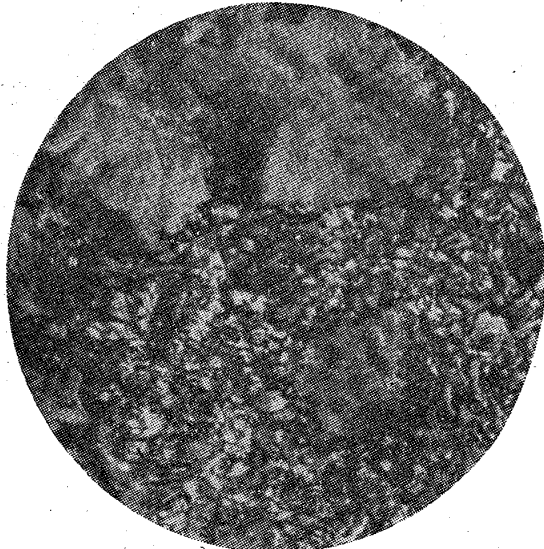
No.21



× 100

Etching by picric acid

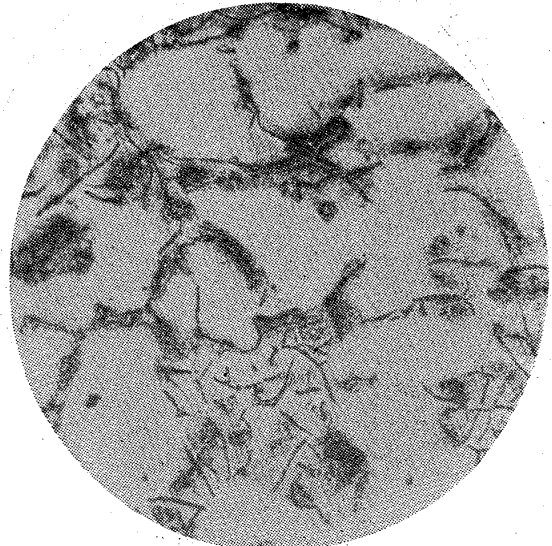
No.22



× 350

Etching by picric acid

No.23



× 100

Etching by picric acid

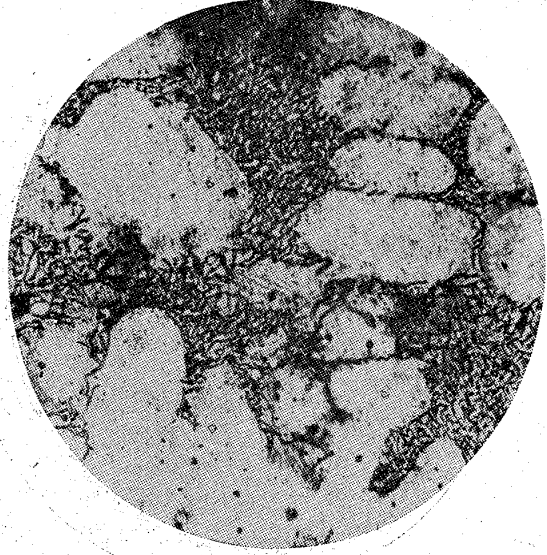
No.24



× 100

Etching by picric acid.

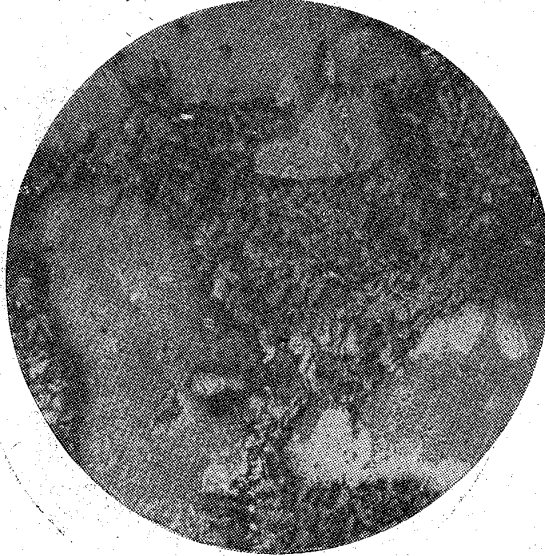
No.25a



× 100

直徑 2 吋長さ 12 吋, 生砂型鑄込, 試料 1.385°C 鑄込

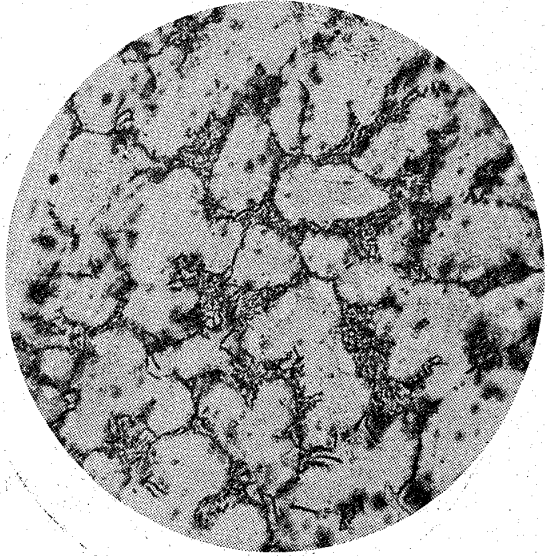
No.25b



× 360

No.25a と同

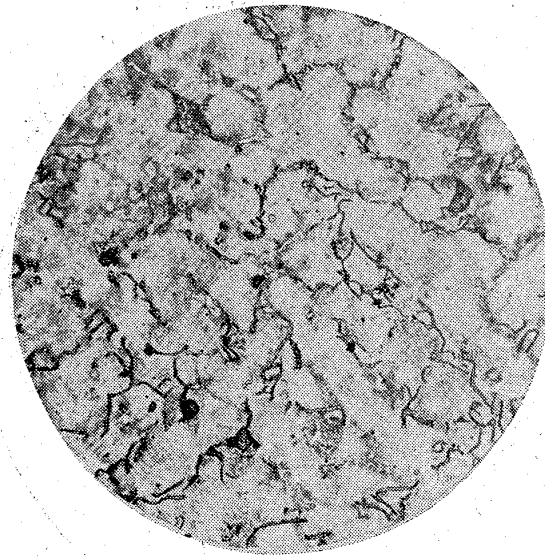
No.26



× 100

同上 1,320°C 鑄込

No.27



× 100

Etching by picric acid

T.C	G.C	C.C	Si	Mn	P	S
2.43	1.64	0.79	2.23	1.23	0.199	0.123

No.28

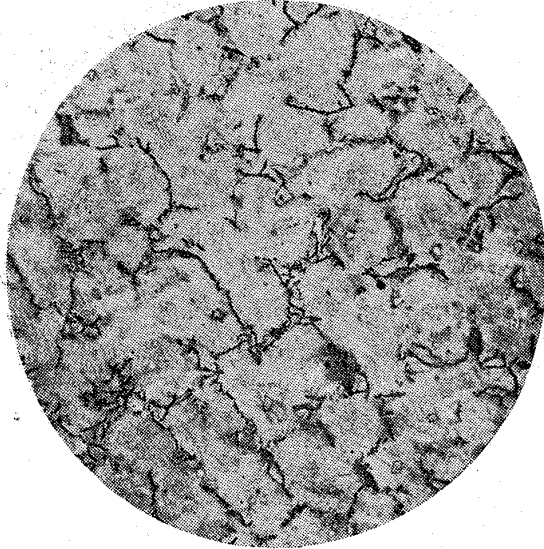


× 100

Etching by picric acid

T.C	G.C	C.C	Si	Mn	P	S
2.56	1.75	0.81	2.29	1.21	0.181	0.124

No.29



×100

Etching by picric acid

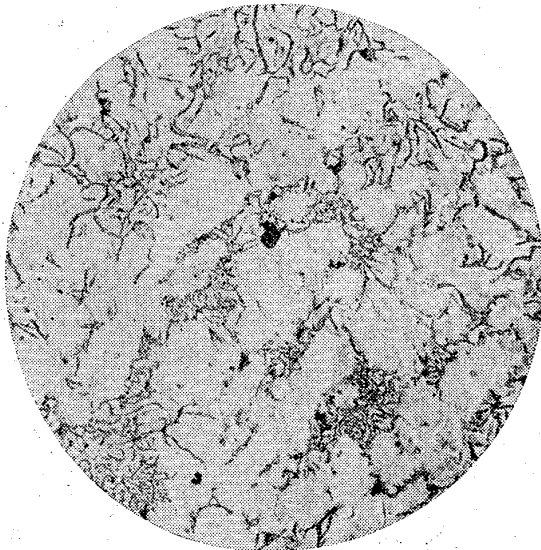
T.C	G.C	C.C	Si	Mn	P	S
2.31	—	—	2.74	1.03	0.158	0.138

No.31



1吋角生砂型 1,310°C 鑄込 巢なし

No.33

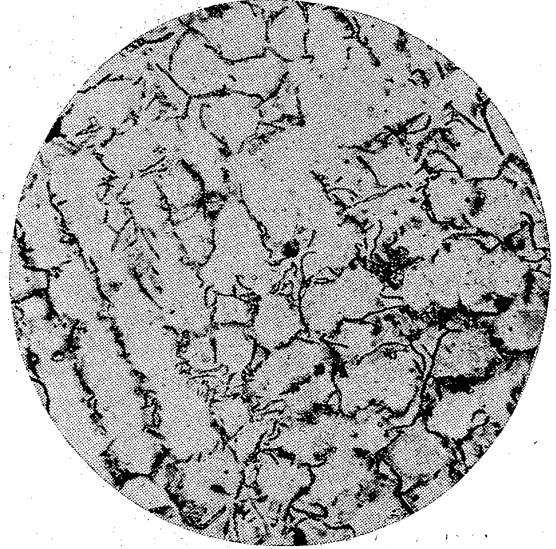


×100

Etching by picric acid

T.C	G.C	C.C	Si	Mn	P	S
3.34	2.60	0.74	1.62	1.16	0.293	0.084

No.30



×100

Etching by picric acid

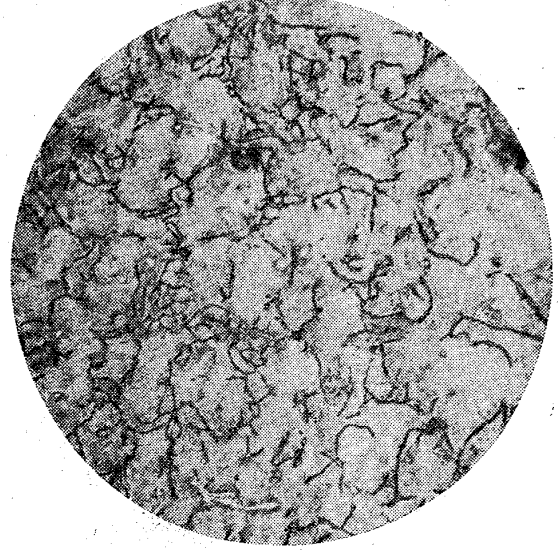
T.C	G.C	C.C	Si	Mn	P	S
2.67	2.04	0.63	3.31	1.98	0.188	0.199

No.32



1吋角生砂型 1,260°C 鑄込 巢あり

No.34

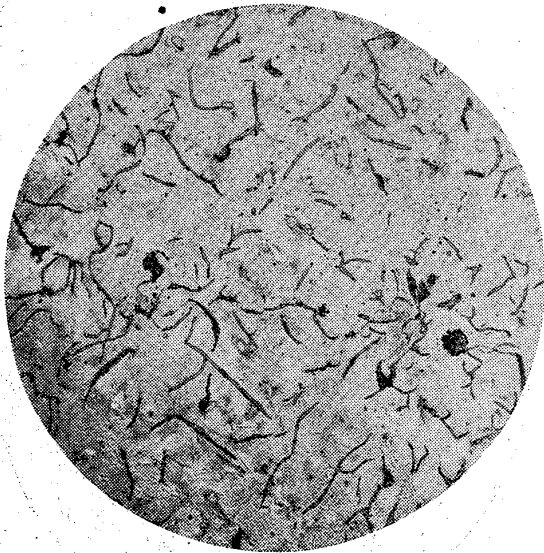


×100

Etching by picric acid

T.C	G.C	C.C	Si	Mn	P	S
3.12	2.30	0.82	1.71	1.57	0.289	0.099

No.35



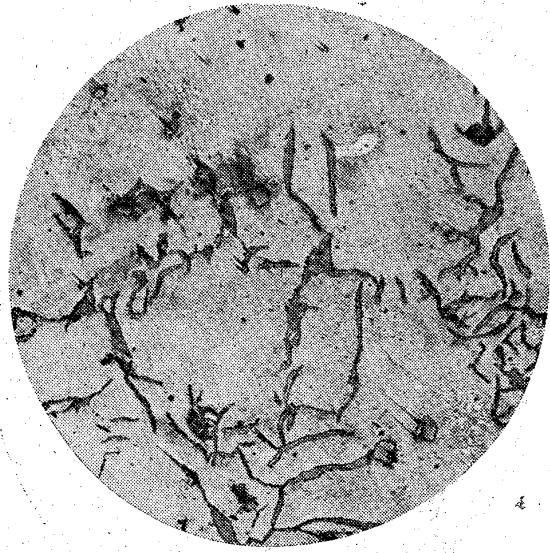
×100

Etching by picric acid

T.C	G.C	C.C	Si	Mn	P	S
2.91	2.25	0.66	1.41	1.46	0.255	0.118

No.37

No.36

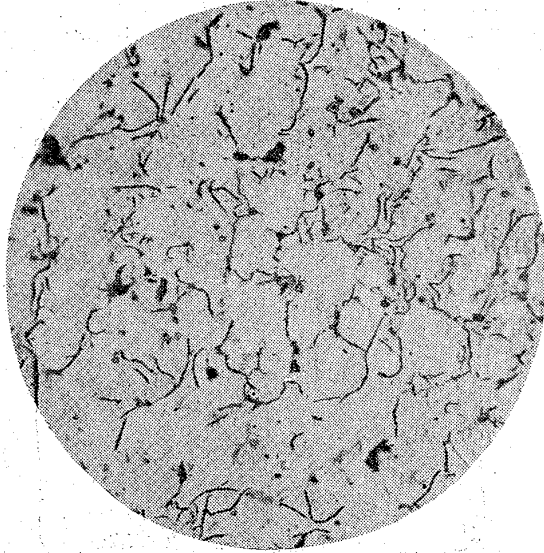


×350

Etching by picric acid

T.C	G.C	C.C	Si	Mn	P	S
2.63	1.97	0.71	1.78	1.57	0.227	0.122

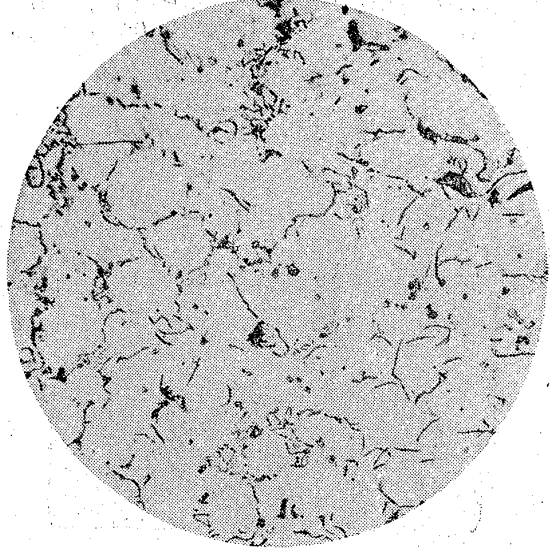
No.38



×100

Etching by picric acid

T.C	G.C	C.C	Si	Mn	P	S
2.69	1.96	0.73	2.10	1.72	0.205	0.120



×100

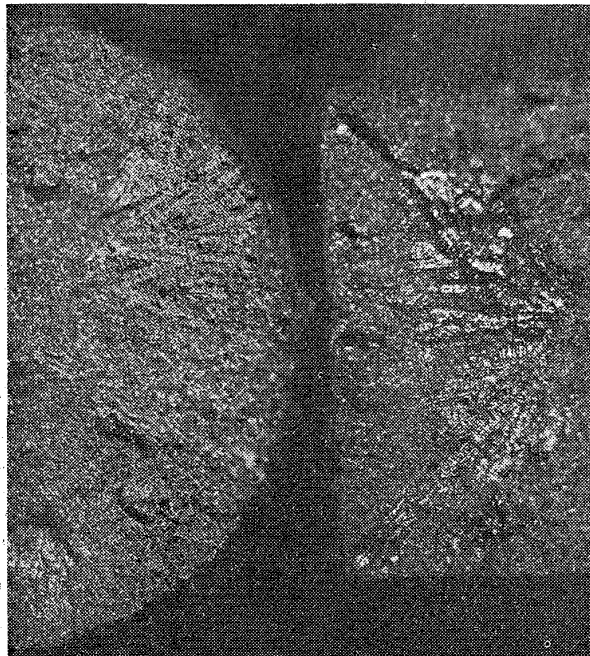
Etching by picric acid

T.C	G.C	C.C	Si	Mn	P	S
2.53	1.88	0.65	2.81	—	0.235	0.117

(I)

No. 39

(II)



1,380°C 鑄込

1,350°C 鑄込

試料	T.C	G.C	C.C	Si	Mn	P	S
1	2.50	1.70	0.80	1.38	1.10	0.210	0.157
2	2.53	1.88	0.65	2.81	1.39	0.235	0.117

(第 33 圖は試料 2 の冷却曲線を示す。)

(ロ) 試験結果

試料	鑄込温度	初期晶開始温度と鑄込温度との差 °C	抗張力 kg/cm <sup>2</sup> △	抗張力 kg/cm <sup>2</sup> ◎	硬度 (ブリネル)
1	1,330°C	—	—	—	—
2	1,360	92	3,152	3,306	248

試料 (1) は中心部まで巣が多く到底此程度の鑄込温度にては操業不可能なるを知つたのである。No.38 は (2) の◎印の試料の組織である。

第 20 圖に屬するものは初期晶開始温度 1,300°C で明らかにキユボラ操業にては流出温度 1,400°C 以上でないと鑄込困難なるを知る。併し理想的に鑄込まれば驚異に値するものである。本項の研究は更らに精細なる試験結果があるのであるが詳細の點は報告を参照されたい。又本研究に於て低炭素鑄物即ち初期晶開始温度高さに應じて漸次鑄込温度を上昇するの要あり換言すれば溶解温度の上昇に留意せねばならぬ點を知る。即ち硅素の含有に依りて初期晶析出温度を低下せしむるの要も此處にあるのである。即ち同一炭素量に於て硅素多くなるに従ひ鑄物は容易に生産し得るも餘りに多きに到れば強力を低下す此意味に於て一定量の炭素量に對して許さる可き硅素の極限あり後で簡単に述べる事とする。(未完)

## 麻留田生成に關する X 線的研究

(昭和二年十一月日本鐵鋼協會第三回講演大會講演)

本 多 光 太 郎

關 戸 信 吉

### I. 緒 論

鐵の結晶構造には  $\alpha$  と  $\gamma$  との二つがある。 $\alpha$  鐵は體心立方格子であつて  $\gamma$  鐵は面心立方格子である。前者は 910° 以下及び 1,400° 以上融解點迄の間で安定であり、後者は 910° と 1400° との間に於てのみ安定である。鋼は鐵とセメントタイト  $Fe_3C$  (Ortho-rhombic の格子) との混合物であるが若しこ