

は減少し、従つて核發生数が少くなる故大きいオーステナイト粒が生じ、微細化の目的を達しない。この事實は熔融鹽中の加熱による粒度變化と軌を一にする。この考は長時間加熱すると、(例へば真空中 2h 加熱) 微細化する現象を説明し難い、然し十分焼鈍すれば鋼の先天的粒度になると考へれば、上記の長時間加熱によつて微細化が行はれても差支へないと考へる。

#### 附 過熱材のオーステナイト粒度に就て

過熱材及び素材を適當な温度で焼鈍した物を、學振法で滲炭し、そのオーステナイト粒度を調べたが、粒度に差異は無かつた。これは同一材料のオーステナイト粒度は加工熱處理によつて<sup>3)</sup>變化しないとするオーステナイトの先天的粒度説と一致し、著者が上記の如く縷々述べたオーステナイト粒度の差異によつて來る焼鈍効果の差異の論據に反證を與へるかの如くである。然し滲炭によるオーステナイト粒度であるから、前記還元ガス中に於ける焼鈍が極く短時間で完了した事を考へると、滲炭法によるオーステナイト粒度に差異が現れないのは當然と考へる。又上記の焼鈍法は概ね不完全焼鈍であつて、完全焼鈍即ち終局の粒度に至らない途中の粒度と考へると、先天的粒度にならなくとも差支へないと考へる。

### IV 總 括

焼鈍効果に影響を及ぼす因子として重要なものは、加熱速度、均熱時間、冷却速度である。就中臨界範圍の冷却速度は極めて影響が大であるが、この方面の研究は古來多數行はれてゐる。本研究に於ては、加熱速度及び均熱時間に影響を及ぼす雰囲気に着て實驗を行つた。

**加熱速度** 從來の加熱方式は、外部熱源より供給された熱量を傳導によつて被加熱物體の内部に傳達した。従つて加熱速度が過

大である時は、物體内部と外部との温度差が著しく、大きな熱歪力の爲に割れが発生する。従つて加熱速度は被加熱物體の容積と熱傳導率に依つて制約されてゐた。最近誘導爐による加熱方式が採用されるに至り、被加熱物體中に發生する渦電流と金屬自體の抵抗によつて金屬内部に熱を發生し、この熱によつて物體が加熱されるのである。従つて從來の熱傳導方式による加熱と著しく趣を異にし、從來より著しく加熱速度を速にし得るに至つた。而も電氣誘導による加熱は自由に加熱速度を制禦し得るものである。然るに加熱速度の影響に就ては、從來殆ど知られず、且その方面の研究も等閑視されてゐた様である。

本研究に於て先づ加熱速度の影響を調べた。これによれば加熱速度の影響は變態區域のみの急熱効果でなく急熱により鋼の内部に發生した熱歪力がオーステナイト發生の遠因となり、更に變態時の更結晶速度を大ならしめるものである。

**均熱時間** 均熱時間に關する從來の文獻を拾つてみると、被加熱物體の中心部迄熱が滲透するに要する時間及び成分元素の擴散時間を考慮してゐる。而して成分元素の比較的少量な合金又は純金屬の如き場合は、中心部熱が滲透すれば、既に焼鈍完了の如く考へられ勝ちであるが、この場合でもしかく簡單なものでなく、變態點以上に加熱温度を上昇しても直ぐには更結晶を完了せず、焼鈍雰囲気によつて長短はあるが、或る時間を経て初めて更結晶の完了する事が定性的ながら認め得た。即ちこゝに加熱時の恒溫變態の問題が存在し、種々の未解決の問題を残してゐるが、こゝでは唯定性的に述べ、詳細は今後の研究に俟つことにする。

本研究は著者が大阪高工在職中に行つたものである。當時の生徒で熱心に實驗を行はれた澤民之助、藤本廣兩君に厚く御禮申上げる。

<sup>3)</sup> 柳澤、山下 鐵と鋼 25 (昭和 14) 1027。

## 特 殊 鑄 鋼 の 研 究 (第 1 報)

### Cr-Mo 強靱鑄鋼の鑄造組織に及ぼす Si の影響

谷 村 熙\*・三ヶ島秀雄\*\*

#### I 緒 言

Cr-Mo 鋼は Ni-Cr 鋼に代つて優秀性が認められ、既に多量に用ひられてゐるが、戦時下の生産量を増加し工作工程を省く點から鑄鋼として利用する事が望ましい。鑄鋼としてこれを利用する爲には脱酸脱瓦斯を一層徹底せしめる事と、流動性を良くする事が必要となつて來る、この方面に有利な元素としては差當り Mn と Si が考へられる。今回は Cr-Mo 鑄鋼に及ぼす Si の影響のみを報告する。

鑄鋼に於ては鍛鍊材の如く機械的加工を與へない爲に、鑄造組織が何時迄も残る。それが特殊鋼に於ては甚しい。鑄造組織は表面に近く柱狀晶が生じ、内部には方向の一定せぬ樹枝狀晶が生ずるが、孰れも主成分並に不純物の偏析を伴ふを以て鍛鍊材よりも弱い。依つて強靱鑄鋼を得る爲には熱處理によりこの缺陷を改善

する研究が特に必要である。

又鑄造組織を細かくする事も必要であるが、これは冷却速度、熔解温度、鑄込温度、金屬の化學成分、不純物の量等種々の因子に支配せられるから研究が甚だ困難である。本研究では他の條件を略一定とし、化學成分の内 C と Si とを變化せしめて、マクロ組織及び機械的性質との關係及び熱處理による機械的性質の變化並に結晶粒度の差異につき試験した。鑄鋼に對する Si の影響に關しては不明の點が多い。Si は鑄鋼の組織を粗大とし、熱處理を困難ならしめるとの説があり、この點を確かめる必要がある。

第 1 報では Si、C とマクロ組織及び高溫燒準、繰返燒準の組織に及ぼす影響を述べ機械的性質の方は第 3 報に述べる事にした。

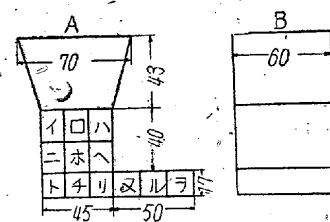
#### II 試料の調製及び實驗方法

本研究の鑄鋼成分は Cr 1%, Mo 0.35%, Mn 0.6% に略一定し Si を 0.2~3.0%, C を 0.2~0.45% の間に變化させた。試料は全部クリプトル電氣爐を用ひ、内側にライニングをした黒鉛坩堝中

\* 九州帝國大學工学部冶金學教室

\*\* 大阪帝國大學産業科學研究所

で熔解した。基本原料は電解鐵で C, Mo 等はフェロクロム, フェロモリブデンと電解鐵との中間合金を豫め作つて置いて添加した。従つて不純物は極めて少い。熔解の終り頃にはフェロマンガ

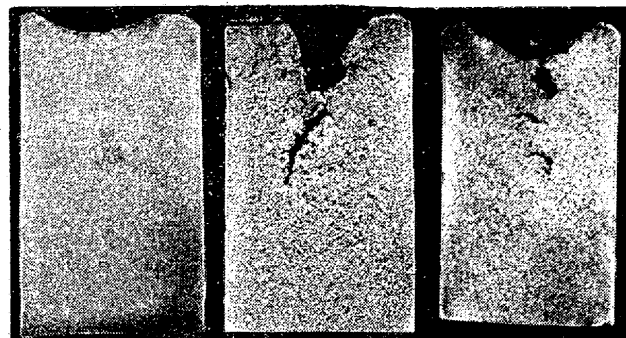


第 1 圖

ンで脱酸をなし、最後にフェロシリコンを添加した。尚1回の熔解量は 2.6kg である。鑄物の形状は第1圖に示す如く厚肉部 45mm×65mm, 薄肉部 17mm×60mm の押湯附 L 型試料にして、鑄型には純良注砂に木節粘土を混じた乾燥砂を用ひた。L 型試片の押湯切斷面又は縦斷面に於て、マ

### III 實驗結果とその考察

1 鑄造試料のマクロ組織 (イ)縦斷面の試料 第1表は鑄物の縦斷面のマクロを検した試料の成分及び組織の一覽表である。第2圖は第1表中の試料のマクロ寫眞の數例である。この内(a)(b)は低炭素の部類 I (C 約 0.28%) に屬する試料で(a)の方は Si の含量が適當 (Si 1%) で微細な組織を有するが、(b)の方は Si が過剰 (Si 2.35%) である爲マクロが粗大である。(c)は中炭素の部類 II (C 約 0.35%) に屬する試料で、(a) よりはマクロが粗いが、Si が適當である爲可成り細かい。炭素の高い部類 III (C 約 0.4%) に屬する (d) (e) (f) の試料では Si の低い (0.58%) のは細かいが、Si が多くなるに従ひ粗大となる。(ロ)横斷面の試料 第2表は横斷面のマクロを検した試料の一覽表である。第3圖はこのマクロ寫眞の數例である。(a)-(d)に至る試料は Si が略等しく (1%) で C を異にするものである。C の



(a) 73 A. C 0.28%, Si 1.01% (b) 76 A. C 0.29%, Si 2.35% (c) 81 A. C 0.35%, Si 1.47%



(d) 79 A. C 0.41%, Si 0.58% (e) 82 A. C 0.41%, Si 1.28% (f) 83 A. C 0.41%, Si 2.47%

第 2 圖 Cr-Mo-Si 鑄鋼のマクロ組織 ×1 (縦斷面)

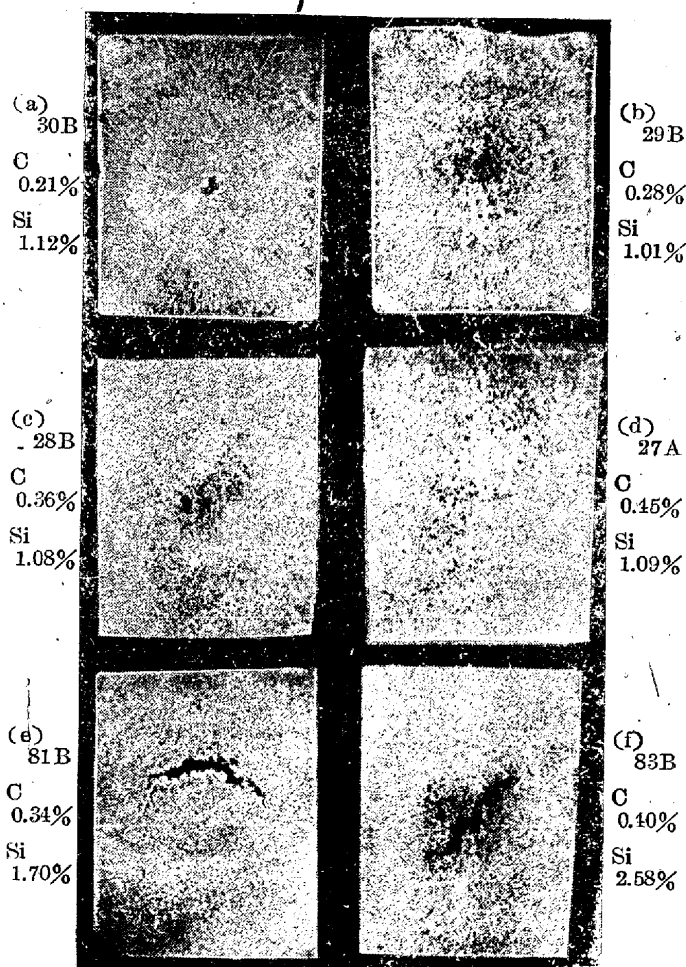
低い (a) (0.21%) 及び (b) (C 0.28%) は程度の差こそあれ鋼状の粒界が見える。但し樹狀晶、柱狀晶は細かい。C の稍多い (c) (C 0.36%) には網狀が見えず鑄造組織も細かい。C が更に増せば (d) (C 0.45%) の如く粗くなる。(e) (f) の如く C, Si 共に高くなれば樹枝狀晶の發達が著しくなる。(ハ)鑄造組織に對する

第 1 表

| 類別  | 番號  | 化 學 成 分 % |      |      |      |      |       |       | マ ク ロ 組 織 の 状 態                          |
|-----|-----|-----------|------|------|------|------|-------|-------|------------------------------------------|
|     |     | C         | Cr   | Mo   | Mn   | Si   | P     | S     |                                          |
| I   | 71A | 0.23      | 0.97 | 0.35 | 0.62 | 0.22 | 0.004 | 0.016 | 外側柱狀晶、内部は粒狀晶なれど上部は相當樹枝狀晶發達す。             |
|     | 73A | 0.28      | 0.99 | 0.35 | 0.67 | 1.01 | 0.008 | 0.016 | 全面極めて微細なる組織。                             |
|     | 76A | 0.29      | 1.00 | 0.35 | 0.70 | 2.35 | 0.009 | 0.017 | 外側柱狀晶短し、内部粒狀晶なれど一部は樹枝狀晶 71A と大差なし。       |
| II  | 72A | 0.31      | 1.01 | 0.35 | 0.66 | 0.58 | 0.013 | 0.014 | 外側細き柱狀晶なれど内部及上部は全面樹枝狀晶。                  |
|     | 81A | 0.35      | 1.01 | 0.35 | 1.15 | 1.47 | 0.008 | 0.018 | 外側細き柱狀晶、内部は粒狀晶、その間一部樹枝狀晶を呈す。72A より組織細かし。 |
|     | 77A | 0.33      | 1.03 | 0.35 | 0.68 | 2.99 | 0.008 | 0.015 | 外側細き柱狀晶、内部粒狀晶稍荒し。                        |
| III | 78A | 0.40      | 1.04 | 0.35 | 1.02 | 0.33 | 0.004 | 0.018 | 外側細き柱狀晶、内部粒狀晶稍荒し。                        |
|     | 79A | 0.41      | 0.94 | 0.35 | 1.01 | 0.58 | 0.007 | 0.010 | 外側の柱狀晶極めて細く内部の粒狀晶も緻密。                    |
|     | 80A | 0.37      | 1.20 | 0.35 | 1.14 | 1.03 | —     | —     | 外側柱狀晶長く、内部及上部樹枝狀晶。                       |
|     | 82A | 0.41      | 1.10 | 0.35 | 1.03 | 1.28 | 0.010 | 0.014 | 80A と略同様。                                |
|     | 83A | 0.41      | 1.06 | 0.35 | 1.19 | 2.47 | 0.009 | 0.015 | 全面樹枝狀晶にして極めて長く太し。                        |
|     | 84A | 0.45      | 1.08 | 0.35 | 1.21 | 2.68 | 0.009 | 0.011 | 83A と略同様。                                |

第 2 表

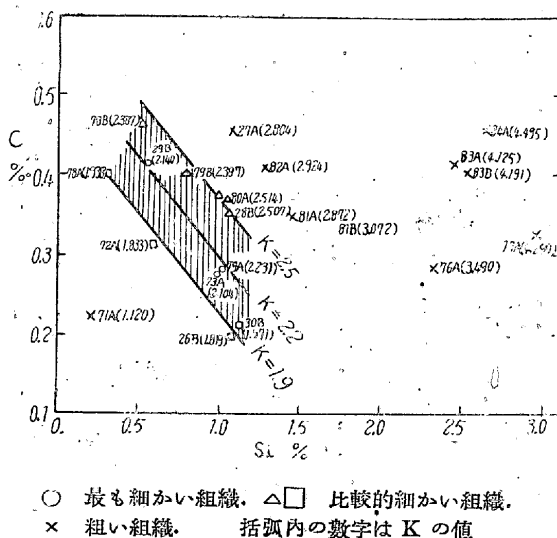
| 類別 | 番號  | 化 學 成 分 % |      |      |      |      |       |       | マ ク ロ 組 織 の 状 態                    |
|----|-----|-----------|------|------|------|------|-------|-------|------------------------------------|
|    |     | C         | Cr   | Mo   | Mn   | Si   | P     | S     |                                    |
| IV | 26B | 0.20      | 1.07 | 0.35 | 0.68 | 1.03 | 0.008 | 0.014 | 網狀組織稍荒し。                           |
|    | 30B | 0.21      | 1.09 | 0.35 | 0.65 | 1.12 | 0.004 | 0.012 | 網狀組織細かし。                           |
|    | 29B | 0.28      | 1.05 | 0.35 | 0.68 | 1.01 | 0.006 | 0.013 | 網狀組織 30B より幾分荒けれど大差なし。             |
|    | 28B | 0.36      | 1.08 | 0.35 | 0.67 | 1.08 | 0.006 | 0.012 | 網狀組織を呈せず外側極く僅か柱狀品を呈するも全面微細な粒狀品をなす。 |
|    | 27A | 0.45      | 1.06 | 0.35 | 1.21 | 1.09 | 0.004 | 0.014 | 柱狀品細けれど長し、内部は幾分樹枝狀の氣あり。            |
| V  | 81B | 0.34      | 1.08 | 0.35 | 1.11 | 1.70 | 0.006 | 0.024 | 外側柱狀品、内部樹枝狀品更に多し。                  |
| VI | 83B | 0.40      | 1.02 | 0.35 | 1.19 | 2.58 | 0.001 | 0.007 | 柱狀及樹枝狀品更に大きく發達す。                   |



第 3 圖 Cr-Mo-Si 鑄鋼のマクロ組織 ×1.6 (押湯切断面)

實驗結果の考察 以上の結果で Cr-Mo 鑄鋼のマクロ組織は Si 量と C 量の兩方の影響を受けて變化する事が分る。マクロ組織の最も細かい成分は C 0.2% 類では Si 1.4%, C 0.3% 類では Si 1.0%, C 0.4% 類では Si 0.6% 附近にあり、これ以上 Si が多くなれば樹枝狀品が大きく發達する。又 Si が過小の場合には成分マクロ組織が粗大化する傾向を示す。

今 C, Si の量を縦横の軸にとりマクロ組織の細かい試料と粗い試料を○, □, △, ×等で示し分布圖を作ると第4圖の如くなる。C 及び Si の % を入れて  $K = 4 \times C + Si$  の如き實驗式を作つて見ると、 $K = 2.2$  の場合に組織が最も細かい、組織が比較的細かい、



第 4 圖

成分は陰影を施した  $K = 1.9 \sim 2.5$  の範囲に入る。何故に Si, C によつて斯様にマクロ組織が變化するかは現在のこの方面の智識では説明が難しいが少しく考察を加へてみる。

金屬が融體から晶出する時の結晶の大きさは Tamman の示した關係に支配せられる。即ち凝固點に達すれば、過冷の程度に従ひ結晶核 KZ が出來、これが又過冷により或る速さ KG を以て生長する。結晶粒の大きさ  $= C \cdot KG / KZ$  ( $C =$  常數) KZ, KG は多くの因子に影響される。即ち(1)成分(2)不純物の存在(3)最高加熱溫度及び時間(4)鑄造溫度(5)冷却速度等がそれであるが、この内(3)(4)(5)等の條件は著者等の實驗では一定にした筈である。即ち化學成分の影響が主であるが、C 及び Si が多くなれば融液の流動性が増し KG が大きくなる。又 C が多ければ液相線と固相線の間の凝固範圍が廣くなり、結晶の生長が助長せられるであらう。又低炭素の鋼では包晶反應の起る範圍があり、これが鑄造組織に影響を及ぼす事も考へられるがこれは今後の實驗に俟つ事とする。

特殊鋼の樹枝狀組織に関する文獻は未だ少いが、C は樹枝狀品を發達せしめ<sup>2)</sup>、Ni もこれを大きくすると報告せられてゐる<sup>3)</sup>。Marsin<sup>4)</sup>は無ニッケル Cr-Mo 鋼では樹晶が細かいが、Ni-Mo 鋼では大きくなり、これに Cr を加へた Ni-Cr-Mo 鋼では更に樹晶が大きくなる。即ち Cr は樹晶を大きくすると云つてゐる。

本實驗では C は樹晶を大ならしめ、而も Si と關聯して働く事

第 3 表

| 焼準<br>方法              | 番 號 | 化 學 成 分 % |      |      |      |      |       |       | マ ク ロ 組 織 の 状 態                                                 |
|-----------------------|-----|-----------|------|------|------|------|-------|-------|-----------------------------------------------------------------|
|                       |     | C         | Cr   | Mo   | Mn   | Si   | P     | S     |                                                                 |
| 眞<br>空<br>中<br>焼<br>準 | 80A | 0.37      | 1.20 | 0.35 | 1.14 | 1.03 | 0.009 | 0.013 | 1 回目より擴散行はる。3 回目にて相當擴散進む、5 回目は4 回より幾分組織微細。                      |
|                       | 81A | 0.35      | 1.01 | 0.35 | 1.15 | 1.47 | 0.008 | 0.018 | 1 回目は鑄放状態と同様樹枝状鮮明、2 回目より稍擴散するも4 回迄は大差なし、5 回目にて微細となる。            |
|                       | 77A | 0.34      | 1.03 | 0.35 | 0.68 | 2.99 | 0.008 | 0.015 | 2 回迄は鑄放状態と同様樹枝状鮮明、3-4 回幾分擴散するも1-2 回と大差なし、5 回目幾分樹枝状細くなる、何れも大差なし。 |
|                       | 79A | 0.41      | 0.94 | 0.35 | 1.01 | 0.58 | 0.007 | 0.010 | 1 回目より極めて微細。                                                    |
|                       | 82A | 0.41      | 1.10 | 0.35 | 1.02 | 1.28 | 0.010 | 0.014 | 2 回迄は鑄放状態と同様樹枝状鮮明、3 回にて大分擴散せらる、4 回目にて大體微細となる、6 回のもは全く微細。        |
|                       | 83A | 0.41      | 1.06 | 0.35 | 1.19 | 2.41 | 0.009 | 0.015 | 1 回目迄は樹枝状鮮明、2 回目より樹枝状細くなる。                                      |
|                       | 84A | 0.45      | 1.08 | 0.35 | 1.21 | 2.68 | 0.009 | 0.011 | 1 回目は樹枝状鮮明、2 回目稍擴散すれど太き樹枝状處々に残る、3 回目も略同様。                       |
| 鐵<br>粉<br>中<br>焼<br>準 | 94  | 0.23      | 1.01 | 0.35 | 0.6  | 0.53 | 0.010 | 0.012 | 1 回目より極めて微細、2-3 回目も略同様、4 回目幾分成長し荒けて見ゆ、5-6 回稍微細。                 |
|                       | 95  | 0.19      | 1.01 | 0.35 | 0.6  | 1.00 | 0.008 | 0.013 | 1-2 回目は微細、3 回目幾分組織荒し、4 回以上は全面荒けて見ゆ。                             |
|                       | 96  | 0.24      | 1.01 | 0.35 | 0.6  | 0.56 | —     | —     | No.95 に比し幾分組織荒けて見ゆれど微細、3 回目幾分荒し、4 回以上その傾向更に大で荒さがばやける。           |
|                       | 97  | 0.29      | 1.01 | 0.35 | 0.6  | 0.98 | 0.012 | 0.014 | 1 回目組織荒し、2 回目より微細となる、3 回目以上殆ど大差なし。                              |

が分る。Si は一般に樹晶を發達せしめる事は白鉄鑄物に於ても認められてゐるが、鑄鋼に於ては Si の過剰の場合には極めて粗大な樹晶を生ずるが、適量の場合には寧ろ Si の少い場合よりも組織を微細にする事が知られた。第 2 報で述べるが、この細かい組織を持つものは機械的性質も良好である。

2 擴散焼鈍のマクロ組織に及ぼす影響 鑄鋼の樹枝状組織には主成分並に不純分の偏析を伴ふから、これを高温に焼鈍すれば擴散によつて偏析が輕減せられる。これは壓延材と同等には行かないとしても機械的性質の向上が期待せられる。鑄物に於て擴散焼鈍が如何程進んだかを判斷する事は難いが、著者等は鑄造組織の粗大に發達した Cr-Mo-Si 鑄鋼に就て各種の擴散焼鈍を行ひ、マクロ組織と衝擊抗力の變化によりその程度を試験した。本項ではマクロ組織の變化のみに就き述べ、機械的性質の方は第 2 報に報告する。(イ) 低温焼鈍及焼入の影響 第 1 表に示す各種

Cr-Mo 鑄鋼の焼鈍試験の結果 650°C 4h の焼鈍ではマクロ組織の變化は認められず。次に 950°C 4h 焼鈍後には C, Si 共に低い試料に於てマクロの樹狀組織が薄くなり、C, Si 共に高い試料では尙顯著に残る。950°C と云へば普通鑄鋼の焼鈍温度よりは稍高めであるが、樹狀組織の發達した特殊鑄鋼に對しては尙不足である。又 AC<sub>1</sub> 點附近で焼入を繰返しても樹枝状組織は餘り變らぬ。

(ロ) 高温焼準の影響 第 1 表の試料中鑄造組織の大きく發達した試料につき高温焼準を行つた。その方法は 17mm の厚さの部分より截り出した試片を一端封じの石英管中で眞空にしながら 800~1200°C の各温度に 2h 保持し、管と共に爐外に引出し大氣放冷せしめた。その結果は Si の比較的低い試料 (Si 1.3% 以下) では 900°C の焼準でマクロ組織が薄くなり始めるが Si が高まる程變り難い。第 5 圖は一例として No. 82 A (C 0.41, Si 1.28%) を各種温度に焼準後のマクロ組織を示したものである。



No. 1 No. 2 No. 3 No. 4  
800°C 焼準 900°C 焼準 1000°C 焼準 1200°C 焼準

第 5 圖 82 A. C 0.41%, Si 1.28%



1 回 2 回 3 回 4 回 5 回 6 回

第 6 圖 82 A. C 0.41%, Si 1.28%

(ハ) 繰返焼準の影響 焼準温度は 950°C に一定し 2h 加熱後大氣放冷をする焼準法を數回繰返す實驗を行つた。焼準回數を重ねると眞空でありながら脱炭の傾向があるので、鐵粉中に加熱する方法をも採用した。之等の結果を第 3 表に示す。これを見るに擴散の難易は C 及び Si 量殊に後者によつて大いに支配せられ

る。Si の低いもの (1% 以下) では1回の焼準で可成り擴散が進むが、Si の多いものは同数を重ねても効果が無い。第6圖は No. 82 A (C 0.41%, Si 1.28%) の例であるが、3 回繰返後効果がよく現れる。

### III 結 言

Cr 1%, Mo 0.35% を含む強靱特殊鑄鋼に C と Si の量を種種變化させ、鑄造組織と成分との關係及び擴散焼鈍に依るマクロ組織の變化を試験した。Cr-Mo 鑄鋼のマクロ組織は C 及び Si が共に多い時は粗であるが、両者が適量なる時は最も細くなる。

Cr-Mo 鑄鋼は單に焼入、焼戻をしたのみでは樹晶の擴散が不十分であるが、高温焼準を施せば擴散が行はれる。Si が高くな

る程高温焼準を必要とする。又低温度に於ける繰返焼準も擴散に効果がある。

〔附記〕 本研究は陸軍の委嘱による研究の一部であるが公表の許可を與へられた當局に謝意を表す。

### 文 獻

- 1) 朝戸順: 金屬の研究 10 卷 11 號 (昭 8) 489 頁  
岩瀬慶三, 朝戸順, 那須信行: 金屬の研究 13 卷 6 號 (昭 11) 213 頁
- 2) H. G. Keshian: Trans. Amer. Soc. Steel Treat. 17 (1930), 321.
- 3) A. Sauveur, E. L. Reed: Trans. Amer. Soc. Steel Treat. 19 (1931), 89.
- 4) D. T. Martin, J. L. Martin: Trans. Amer. Inst. Min. Met. Eng., Iron and Steel Div. 135 (1939), 245.

## 鋼鑄物の巢に關する二三の實驗結果に就て

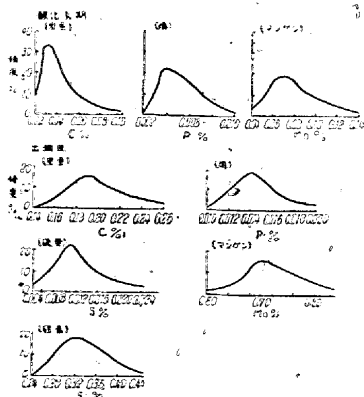
木下 禾大\*・壺内 啓一\*

### I 緒 言

鑄物と言へば直ちに巢を聯想する程に、巢の問題は鑄物に従事する人々を悩ますものである。鋼鑄物もこの例に洩れず、鑄巢の問題は我々鋼鑄物従事者にとつて、一日も念頭より放す事が出来ない。從來もこの巢に關しては多くの研究結果があり、又現場に於ても各人は獨自の見解を有して、作業に従事して居るのであるが、その割に現場に於て指針となる様な具體的の結果に乏しいのである。勿論、巢發生の原因として熔鋼と鑄型との両者が影響する事は明かであるが、果して兩者の中何れが直接に關係が有るかといふ様な問題に至つては、解釋に苦しむ事が多く、熔鋼と型と兩者の間に常に議論が沸騰するのである。著者等は現場作業を遂行するに當り、何等かの指針を得て作業目標を確立したいと考へ、先づ熔鋼に就て巢發生の條件を検討して見た。その結果、我々の作業上大體の指針を得ることが出来たので、こゝに報告して鑄鋼作業に従事する人々の参考とするものである。尚こゝに鑄巢と呼ぶものは普通に鑄鋼の鑄肌に現れる、ピンホール及びブローホールを指し、所謂引ヶ巢は取扱つて居ないのであつて、引ヶ巢に就ては更に實驗を進めたいと考へる次第である。

### II 供試熔鋼の性質

次に述べる調査、實驗に供した熔鋼は總て 3.5t 鹽基性電氣爐



第1圖 供試熔鋼の性質

で、鑄鋼材として熔製したものであつて、操業法の詳細に就ては略するが、酸化期には石灰の使用量は出来るだけ控え、鑄石を用ひて酸化精鍊を強行する。又精鍊期には特殊の  $\text{CaCO}_3\text{-CaF}_2$  鋼滓を使用して脱酸を強行するのである。この熔鋼の性質を一例に就て示せば第1圖の通りである。

第1圖に示されるものは本實驗の初期のもので、使用石灰の不良の爲水素の影響に悩んだ折のもので、その爲酸化を強行して C = 0.03% を示してゐるが、その後石灰の使用を制限し過酸化に陥ることを避け現在では大體第1表の如き成分を目標にしてゐる。

第1表 供試熔鋼の標準化學成分

|      | C    | P      | S      | Mn   | Si   |
|------|------|--------|--------|------|------|
| 酸化末期 | 0.05 | 0.005  | —      | 0.08 | —    |
| 出鋼後  | 0.20 | <0.020 | <0.010 | 0.75 | 0.35 |

### III 熔鋼の脱酸と鑄巢との關係

熔鋼の脱酸不十分が鑄巢の原因をなすことは周知の事柄であり、各作業者もこれに就ては十分に認識してゐるにも拘らず、肝腎の脱酸程度、或は換言すると脱酸剤の使用程度等に就ては案外資料に乏しいのに驚くのである。一例として普通使用される Si の使用量に就ても、或は 0.25% を要すると言ひ、或は 0.35% を必要とすると言ふ様に區々であり、又この程度の時にどの位鑄巢に對して影響があるかといふことに就ては十分に知られてゐない。その原因としては現在の熔解作業が鋼塊の製造を基礎として發達した關係上、現在でも鑄鋼材としての熔解法とも言ふべきものは殆ど無く、専ら造塊法の爲の熔解法に依存する爲に、造塊材として要求される非金属介在物の輕減法と、鑄鋼材としての鑄巢輕減法とが必ずしも一致せず、非金属介在物を恐れる餘り、或る程度脱酸を中途で打ち切り、氣泡の存在は默認するといふ傾向にある故、脱酸の極限或は鑄巢を十分に防止する爲の脱酸剤の使用量等も検討されてゐない。更に今一つの原因として脱酸に移る前の熔鋼の性状が作業場所で一致しないのみならず、或る一つの爐に就ても日々の作業を一定する事は甚だ困難であつて、それ故に初期條件が異り過ぎる爲纏つた結果を得ることが困難な事に因るのである。

上述の様な狀況であるから、我々が熔解作業を行ふ上にも、先づ特定のものでも宜しいから何等かの標準を見出すことが必要となつて来る。乃で二三の調査、實驗を行つたのである。それには先づ初期條件を出来るだけ一定とした一群の熔解に就て脱酸の狀況を調査することであり、今一つは相當長期間に亘つて調査を行