

500°C)で再酸化する場合には初め磁性の強いスピネル型の物質を得る。次で酸化温度を 600°C~950°C にすると磁性は再び減少してそれに對應して重量は増すといふ事實は第 3 圖の状態圖を念頭に置いて考へる時は容易に領ける事である。又  $\beta$  相の還元により重量が減少する事は、 $\beta$  相より NaCl 型への移行によるものであつて第 3 圖の状態圖とは無關係である。

4  $\alpha$  相と磁性との關係  $\beta$  相に於て強磁性となつた酸化マンガンと酸化鐵の結合物を 950°C 以下の温度で長時間加熱して徐冷すれば  $\alpha$  相へ轉移し磁性を減少する事は既に明かとなつたが、 $\alpha$  相自身が果して磁性を有するや否やに關しては更に注意深く考慮すべきである。第 1 報に於ては含水二酸化マンガン を 900°C に 2h 以上加熱した酸化物を  $Mn_2O_3$  とし取扱つたが、これは第 2 報及び X 線分析により明かにされた如く完全な  $Mn_2O_3$  と考へられず、尙僅少の  $Mn_2O_3$  を含有する事が明かになつた。而も斯様な酸化物は炭酸マンガン を 500°C~700°C に加熱して得らる  $Mn_2O_3$  とはその性質が異り、再度 700°C 近くで加熱される時は  $MnO_2$  へ可逆的に移行する性質を具備してゐる事が明かとなつた。従て第 1 報の酸化鐵と酸化マンガンの 950°C 以下の温度に於ける固體反應に於て生じた強磁性が、 $\alpha$  相の強磁性であると遽かに斷定し得ない點も考へられた。乃て炭酸マンガン を 500°C~700°C で加熱して得らる  $Mn_2O_3$  を使用して、950°C 以下で固體反應を研究した結果の一部が第 2 報第 10 圖に示してある。これに依ると斯る  $Mn_2O_3$  を用ひても猶 900°C 以下で強磁性を示し、その磁性の強さが  $MnO_2$  より出發した  $Mn_2O_3$  を使用した場合より幾分小さい事が明かとなつた。これ等の事實によつて  $\alpha$  相は強磁

性を有すると斷定しても差支へないと思はれる。

## IV 結 言

第 1~3 報に述べた酸化鐵と酸化マンガンの固體反應の研究に於ては未解決の問題を多少残してゐるが、反應の概要と反應による生成物に就ては大體満足すべき解決が得られた。唯第 1 報に於ては  $Mn_2O_3$  を含む試料を純粹の  $Mn_2O_3$  と考へた爲 X 線分析と磁氣分析の結果を比較する時組成上僅の喰違ひが認められた。

斯る固體反應の直接的な應用に就ては既に、貧マンガン鑛よりマンガンの選鑛に、その工業的可能性ある事が知られてゐるが<sup>9)</sup> 又斯る固體反應の研究が、冶金學及び鑛業方面に基礎的な役割を果すべき事を希望するものである。

最後に本研究に當り終始御指導を戴いた秋田研究所長並に三田藤田兩次長に厚く感謝の意を表するものである。

## 文 獻

- 1) E. J. W. Verwey and M. G. van Bruggen: Zs. Krist. Bd. 92 (1935) 136
- 2) A. Kussmann und H. Nitka: Phy. Zs. Bd. 39 (1938) 208
- 3) 藤田守太郎, 有山恭藏: 鐵と鋼 29 (昭 18 年) 483
- 4) 有山恭藏: 鐵と鋼 30 (昭 19 年) 5 月號
- 5) A. Ievins und M. Straumanis: Zs. Krist. Bd. 95 (1936) 451
- 6) 藤田守太郎, 有山恭藏: 鐵と鋼 29 (昭 18 年) 101

## 焼鈍に依る地鐵結晶粒の微細化に就て

茨 木 正 雄\*

### I 緒 言

鋼材が再結晶したり、過熱されたりすると、結晶粒が著しく大きくなる。斯の如き粗大結晶をもつ鋼材を  $A_1$  點以上の温度で焼鈍すると、結晶は微細化し且齊粒する。

斯様な焼鈍作業は、熱處理又は加工作業の豫備處理として、最も一般に普通の作業として行はれるものである。而して焼鈍作業による粒子の改善及び整齊の良否は、爾後の作業結果に重大な影響を及ぼすものである。現場作業、就中鍛造作業に於ては、その仕上温度が良好でない爲、屢甚しい粗粒の製品が現れる。これは小能力の鍛造機械で容量以上の生産を企てる時、鍛造温度を高め過ぎる爲屢現れる事實である。従來の觀念よりすれば、斯の如き鍛造品の粗大粒度も、鍛造材が燃焼してゐない限り、焼鈍により容易に粒度の改善が行へる様に考へられるが、併ししかく簡単に粒度の改善は行へるものであらうか。

扱て焼鈍効果に及ぼす因子に次のものを考へる必要があらう。

1. 加熱速度      2. 加熱温度      3. 均熱時間
4. 冷却速度      5. 焼鈍雰囲気

この中加熱温度、冷却速度、品物の容積に對する均熱時間に就ては、諸先輩の研究が多々あるが、その他は比較的少い様である。

焼鈍による粒子改善の過程に就て考察するに、先づ鋼を加熱すれば、その鋼にマルテンサイト、トルースタイトの組織が存在せず、且加工歪等による鋼材の内部應力が存在しなければ、 $A_1$  點以下の温度では、少くとも顯微鏡組織に於ては何等の變化が現れない。 $A_1$  點に於て初めて鋼の組織中のパーライトがオーステナイトになり、温度上昇するに従ひ、亞共析鋼なれば、地鐵が次第にオーステナイトになり、 $A_1$  で完全にオーステナイトになることは状態圖の示す如くである。適當な焼鈍温度で加熱し、鋼中の炭素が十分擴散して、均一なオーステナイトになるのに必要な時間均熱すれば、こゝに均質なオーステナイトが得られる。著者の考では均一なオーステナイトが得られるれば、これを冷却すれば、亞共析鋼に於ては均一地鐵+パーライトの混合組織が得られると思つてゐる。冷却速度を稍大にすると、微細な結晶組織が現れる事は、先人の示す通りである。焼鈍によつて鋼の粒度の均齊を企てるには、炭素その他の鋼に含有される鐵以外の諸元素の擴散が重要な問題であるに相違ない。然しオーステナイト粒を作る核の發生速度及びオーステナイトの結晶成長速度等に影響する加熱速度は、その遲速によつて粒度を變化せしめる事は豫想し得る。又變態時の核の發生は、熱流の方向即ち鋼材の表面から内部に向つて進むと考へられる。従つて焼鈍雰囲気は最初の核の發生—鋼材表面の核の發生—に影響を及ぼし、この核の發生によつて生じたオーステナイト粒は、爾後の核の發生及び結晶成長に影響

\* 大阪帝國大學産業科學研究所

するかも知れない。加熱速度及び焼鈍雰囲気はオーステナイト粒度に影響すれば、このオーステナイト組織の變態によつて生ずる組織、即ち亞共析鋼なれば、地鉄とパーライト組織にも影響を及ぼす可能性は存在する。焼鈍による結晶粒度の均齊乃至微細化の機構に就ての議論は、種々の假定に基いて推論し得るに過ぎない。決定的な實驗確證を與へる事は現在では著しく困難と考へる。著者は上記二因子の焼鈍效果に就て現象的に調査した結果を報告するに止める。

## II 實驗の計畫及び試料

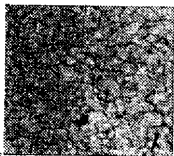
焼鈍效果を検する方法としては、著者は顯微鏡組織によつた。即ち齊粒の程度により焼鈍效果の良否を判断した。勿論この粒子は常溫組織のものであるから、高炭素鋼なれば粒界セメントタイトの状態よりオーステナイト粒度も推察可能であるが、低炭素鋼の場合には常溫組織よりオーステナイト粒度を推論することは困難である<sup>1)</sup>。従つて試料としては高炭素鋼が望ましいが、鍛造材としての用途は亞共析鋼が壓倒的に多いから、推論が困難なるにも拘らず高炭素鋼を採らなかつた。

亞共析鋼を焼鈍する場合、先づ  $A_1$  でパーライトはオーステナイトになり、このオーステナイトは共存地鉄を蠶食し、自らの炭素濃度を稀薄にしつゝ領域を大にし、 $A_2$  點に達して全部オーステナイトになるは、状態圖の示す如くである。従つて炭素の擴散に關聯して  $A_1$ - $A_2$  間の加熱速度が問題となる。従つて炭素の比較的多い鋼では、焼鈍效果を論ずるには必ず炭素の擴散を重大な因子として考慮せねばならぬ。影響する因子を可及的に少くし考察を便ならしめる爲、本研究に於ては、炭素の擴散の影響少く且比較的入手の容易な極軟鋼に就て實驗を行つた。

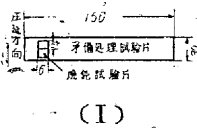
本實驗に供した試料の化學成分は次の如くである。

C:0.065% Si:0.047% Mn:0.3 P:0.029%  
S:0.025% Cu:0.08%

の 700° 焼鈍の壓延極軟鋼板で、これを壓延方向に直角に切取り、圖示の寸法とした、その顯微鏡組織を第 1 圖に示した。尙顯微鏡による檢鏡面は壓延面の側面を採つた。顯微鏡組織は極く表面の酸化薄層を除き極めて均一であつた。



第 1 圖 ×100 (以下同じ) 原材



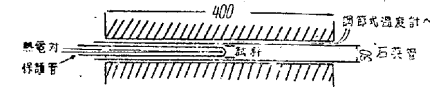
(I)

り、圖示の寸法とした、その顯微鏡組織を第 1 圖に示した。

尙顯微鏡による檢鏡面は壓延

## III 實驗裝置

實驗裝置中真空焼鈍の場合を示すと、圖の如く 400mm 長さのニクロム抵抗線の管狀爐を用ひ、石英管中で石英製保護管の先端に緊縛した試料を加熱した。



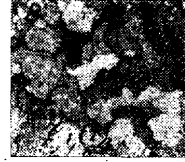
(II)

圖の如く、調節式溫度計の熱電對を石英管の外側に置き溫度を調整した所、管外の溫度は所要の溫度の ±5° 程度に調節し得た。従つて管内の試料の溫度變化は更に小さく、±2° の變化で所要の溫度に保ち得た。尙管の中央と管外では約 10° の溫度差を認めた。

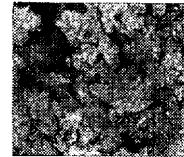
熔融鹽を用ひた場合は爐を垂直にし、石英管の代りにタンマン管を使用した。その他は上記真空の場合に準じた。

實驗順序 1. 豫備處理 2. 加熱速度の粒度變化に及ぼす影響 3. 鹽浴加熱の粒度變化に及ぼす影響 4. 還元性ガス中加熱の粒度變化に及ぼす影響 5. 眞空中加熱の粒度變化に及ぼす影響。

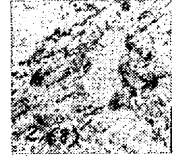
實驗結果 1 豫備處理 試料 (30 × 150) を 5 枚宛、熔融 BaCl<sub>2</sub> 中で 1000°, 1250°, 1350° の各溫度で 20mn 加熱し、空冷した。試料の取出しは注意して行ひ、1 枚宛取出し空冷した。



第 2 圖 (1) BaCl<sub>2</sub> 中 1000°C にて 20mn 加熱空冷



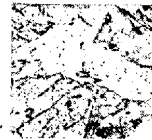
第 2 圖 (2) BaCl<sub>2</sub> 中 1250°C にて 20mn 加熱空冷



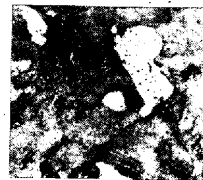
第 2 圖 (3) BaCl<sub>2</sub> 中 1350°C にて 20mn 加熱空冷

その顯微鏡組織は、第 2 圖 (1), (2), (3) の如く、孰れも細長い結晶で、equiaxis の結晶は失れてゐる。1350° の物は過熱組織を示し、大結晶が現れてゐる。試料が比較的小薄片 (150 × 30 × 1.6mm<sup>3</sup>) であるから、空冷したが稍急冷效果が現れてゐる。

2 加熱速度の粒度變化に及ぼす影響 i)  $A_2$  點以下に於ける焼鈍 高溫豫備處理せる 3 種の試料を 840° 及び 640° 迄 3 種の加熱速度にて處理した所、第 3 圖の如く粒度變化に對する焼鈍效果は全然無し。但し 3 種の加熱速度は次の如くで、均熱時間は孰れも 20mn であつた。(a) 所要溫度に保つた BaCl<sub>2</sub> + NaCl の熔融鹽中に投入した。(b) 約 30°/mn の加熱速度で所要溫度に上昇せしめた。(c) 約 200°/h の加熱速度で所要溫度に上昇せしめた。ii)  $A_2$  點以上に於ける焼鈍 試料の  $A_2$  點は 870°~890° なる故、焼鈍には +50° の



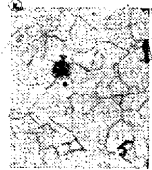
第 3 圖 急熱 840°C で焼鈍



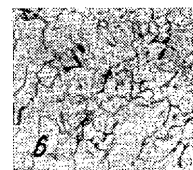
第 4 圖 徐熱 930°C で焼鈍

930° を選んだ。930° で焼鈍する時、急熱すればその效果は甚だ大きく、熔融鹽中に浸せば、豫備處理の如何に關せず均一な微細粒が得られた。徐熱では、粒子の微細化能力が著しく小さい様である。(第 4 圖)

iii) 先づ急激に加熱し、その後徐熱して  $A_2$  點を通過せしめて焼鈍する。然らばこの急熱效果は何に原因するか、即ち變態區域の急熱に因るか、急熱に依る内部應力に起因するのかを決定する爲、加熱速度を 2 段に分ち、先づ 850° 迄急熱、即ち 850° の熔融鹽中に試料を投入、その後徐熱 (200°/h) して 930° に 20mn 保持爐冷したのに、急熱效果は十分現れ、均一に微細化せられ、930° 迄急熱されたのと差異は無かつた。



第 5 圖 800°C 迄急熱後 930°C 迄徐熱焼鈍



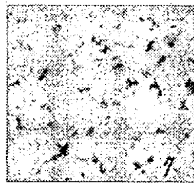
第 6 圖 850°C 迄徐熱後 930°C 迄急熱 20mn 保持後爐冷

iv) 先づ徐熱し、後急激に加熱し、 $A_2$  點を通過せしめて焼鈍する。

<sup>1)</sup> Z. Jeffries A.I.M.E. 58 (1918) 669

次に 850° 迄徐熱して、その後 930° の熔融鹽中に投入した。その結果は第 6 圖の如く、先づ急激に加熱したものに比べ大小種々の結晶粒が現れ equiaxis の結晶が少く、整粒が不十分のようである。第 3 圖によると 850° 迄急激に加熱しても、A<sub>2</sub> 點を通過して加熱しなければ、殆ど組織に變化がない。これから判断すると、A<sub>2</sub> を急速に通過せしめる事が、粒度の微細化に必要な条件とも考へられるが、第 5 圖の如きは 850° 迄急速に加熱し、その後徐熱したのであるが、これでも微細化してゐる。従つて A<sub>2</sub> 點の通過速度の速かなるは微細化に必ずしも必要な条件ではない。又 850° は A<sub>1</sub> より高温であり、A<sub>1</sub>-A<sub>2</sub> の間にある。變態區域の半ば以上の 725°~850° 間を急熱したのに微細化の原因が存するのかも知れない。よつて試料を 700° 迄急速に加熱し、その後徐に加熱して A<sub>2</sub> を通過せしめたものも矢張り均一に微細化した。

この事實は急速加熱による内部應力が、オーステナイト核の基礎となるべき原因を作り、變態範圍の如き高温度に加熱せられても猶消失しないで、これが微細化の原因を成すものでなからうか。



第 7 圖

700°C 迄急速加熱 1h 均熱後  
930°C 迄徐熱 20mn 保持  
爐冷

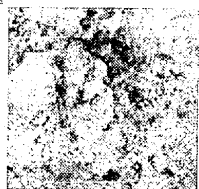
700° 迄急速に加熱し、1h 均熱後更に徐熱して 930° で 20mn 均熱、その後爐冷した。700° に 1h 均熱の爲急熱効果が失はれたか否かを検する目的で試みたが完全に整粒した。(第 7 圖) 即ち 700° に 1h 保持によつても急熱効果は猶十分殘存してゐる事が分る。

以上急速加熱によつて結晶性が整つたのは、急速加熱による内部應力により結晶粒界に核となる可き力を生じ、この力は加熱されても消失せず、加熱温度が A<sub>1</sub> を越した時直ちにオーステナイト核として働き結晶粒を作る。而して變態點以上 10° で 1mn 間に整粒を完了(後記)する事實より觀るも、この力が核の發生を促し、従つて更結晶を促進せしめる事が分る。

從來は變態區域を急熱すれば、結晶粒子は細くなるとの説が行はれてゐるが、上記事實によれば變態區域は緩に加熱し、變態點以下で急熱しても、結晶粒は細くなる。

v) 變態點直上で短時間焼鈍 急速に加熱して、焼鈍すれば、結晶粒が細くなる。然らば均熱時間がどれ程必要かと考へ、1, 5, 10mn と均熱時間を變化したが、急熱効果は大きく、1mn 間均熱で殆ど 5mn 間で完全に整粒されてゐた。

3 鹽浴加熱の粒度變化に及ぼす影響 i) BaCl<sub>2</sub> + CaCl<sub>2</sub> (1:1)



第 8 圖

BaCl<sub>2</sub> + CaCl<sub>2</sub> の溶鹽中  
930°C 迄徐熱

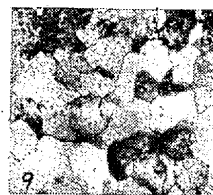
BaCl<sub>2</sub> と CaCl<sub>2</sub> を等量混じた鹽の中に試料を收め、徐に 930° 迄加熱した。1000°, 1250°, 1350° の何れの豫備處理のものも同様に粒子の微細化が行はれなかつた。(第 9 圖)

ii) NaCl + BaCl<sub>2</sub> (1:1) CaCl<sub>2</sub> は水分を吸収し、又硫酸鹽が混在する恐れがある爲、NaCl を BaCl<sub>2</sub> と等量混じた鹽を用ひて焼鈍した。その結果は前記 (i) の鹽類使用の場合より微細化は進んでゐるが、未だ完全ではない。注目すべきは均熱時間を長くすれば整粒が進む様である。高温加熱に際し、表面の酸化並びに脱炭を防止し、温度の均一化、温度調節が容易な爲鹽浴は貴用されるが、實は鹽浴中に於て鋼を加熱すると、表面脱炭及び酸化が生ずるは吾々が屢體驗する事實である。然らば如何なる作用によつて脱炭されるか、文獻の示す所では、(1) 鋼は空氣

と接觸してゐないから、脱炭する爲には、鹽浴中に酸素が存在して、その酸素が鋼中に含まれてゐる炭素と結合し、一酸化炭素又は二酸化炭素となつて逸散するといはれる。然らば鹽浴中の酸素は如何なる状態で存在するかと申せば、第一に不純物として各種鹽類中に存在する硫酸鹽である。次に考へられるのは、鹽化バリウムが酸化して酸化バリウムを生じ、この酸素が脱炭酸化に與ると考へられる。(2) 又鹽化カルシウムの如き吸水性の鹽類を熔融鹽中に含む時は、この水分が酸化作用をなすと考へる。河上益夫氏\* の研究によると、熔融鹽の表面に水蒸氣を送つた時特に脱炭著しく、水蒸氣よりの分解酸素除去の爲珪素、アルミニウム、マグネシウムを加へたものは全く脱炭作用を呈しなかつたと。本實驗に於ても鹽類中に珪素粉を投入して焼鈍した時、更結晶が速かに起り効果十分なりと認められた。

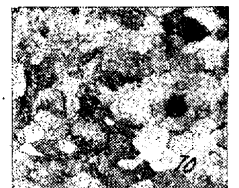
扱へる鹽類による脱炭は結晶粒に如何に影響するかを考へるに、脱炭乃至酸化によつて變態時に地鉄結晶粒界に生ずるオーステナイト結晶核數を減少せしめ、従つて大きなオーステナイト結晶粒が現れ、更結晶による粒の微細化が不完全となるであらう。

4 還元ガスの粒度變化に及ぼす影響 木炭粉を石英管の兩端に置き、外氣の流通を自由にして單に酸化防止用木炭を用ひた。尙念の爲、試料には薄くアランダムを塗り、滲炭を防止した。徐熱して 930° に達せしめ、5, 15, 20mn と保持時間を變化して焼鈍した所、5mn 間保持で殆ど整粒を終り、1350° 豫備處理の物のみ少しく粒が大きい。15mn 以上では豫備處理の如何に關せず均一に微細化してゐる。(第 9~10 圖) 上記の如き雰囲気では 5mn



第 9 圖

木炭粉中 930°C 迄徐熱  
同温度にて 5mn 間保持

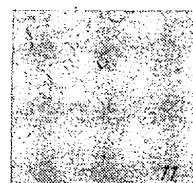


第 10 圖

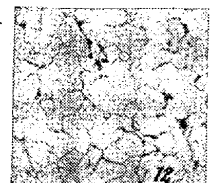
木炭粉中 930°C 迄徐熱  
同温度にて 20mn 間保持

間で略完全に粒度の微細化が行はれる。この理由は一酸化炭素が鋼に働いて極く微量滲炭し、この炭素が更結晶に際し核となつて働き、同時に核發生速度を促進し、結晶粒を微細化するのでなからうか、勿論寫眞に見る如く顯微鏡的には滲炭は全然行はれてゐない。

5 眞空中加熱の粒度變化に及ぼす影響 0.1mm 水銀柱の眞空中で加熱した。その結果を第 11~12 圖に示した。20mn, 1h では



第 11 圖 眞空中 1h 加熱



第 12 圖 眞空中 2h 加熱

未だ粒度變化は不完全で、2h 加熱して初めて殆ど完全に微細化された。この程度の眞空中では、930° 加熱によつて鋼の表面に薄い酸化膜が出来る。この酸化物により鋼表面では微量ながら脱炭を起すに相違ない。著者の考では地鉄結晶粒界に存在するセメンタイトがオーステナイトとなるから、脱炭すればオーステナイト核

\* 金屬大系 第 6 卷 表面處理 244 頁。

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就て實驗を行つた。

加熱速度 従來の加熱方式は、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。従つて従來の熱傳導方式による加熱と著しく趣を異にし、従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限し得るものである。然るに加熱速度の影響に就ては、従來殆ど知られず、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 均熱時間に關する従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 潤\*・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折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、溶解温度、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