

に基くのではなく、寧ろ MnS の分布介在の状態による。

- (2) 繊維状の破面も亦斯る組織によるのではなく、MnS の配列形式によつて結果づけられる。
- (3) 従つて機械的性質の方向性と繊維状の破面とはよく一致するが、この場合 MnS は量的並に配列的條件が大なる効果を與へる。
- (4) MnS の増加は軟鋼の機械的性質に方向性を與へる主因であるが其の効果は S として 0.1% 迄が最も大きく其の後はあまり大きくない。
- (5) 伸延比 4 は快削鋼の機械的性質が一應安定する加工率であると共に、縦方向に對する横方向の機械

的性質の割合の大小の順位は S 量を基準にした時と伸延比を基準にした時とで變りはない。

- (6) 快削鋼の機械的性質に關する限り Fe—mnS 凝似共晶介在物と MnS 單獨介在物を區別する必要はない。

(昭. 24. 6 月寄稿)

文 献

- (1) J. S. Unger : Stahl u Eisen (1917) 592
- (2) 陸路 録 ; 鐵と鋼 23年 6號 553
- (3) 内山 道良 ; 鐵と鋼 35年 2號 39
- (4) C. R. Wohrman ; Inclusions in Iron (1928)

特殊鋼のオーステナイト粒子生長の特性* (I)

三 島 德 七** 三 橋 鐵 太 郎**

GRAIN GROWTH CHARACTERISTICS OF SOME CONSTRUCTIONAL ALLOY STEEL. (I)

Tokushichi Mishima and Tetsutaro Mitsuhashi

Synopsis: — The growth characteristics of austenite grains of plain carbon steels and some constructional alloy steels (Ni—Cr, Cr—Mn, Si—Mn—Cr, Cr—V, Cr—Mo, Si—Mn) and its saturating velocity curve between 800—1200°C are investigated by means of double quenching method. The temperature range of rapid growth of austenite grains of many alloy steels are existent between 950—1150°C and it is suggested that this critical points are related to their positions of AC3 point. Some alloy steels have such critical point in spite of no deoxidising by Aluminum.

§ 1 實 験 目 的

構造用 Cr 鋼に對する非難の一は質量効果の大なる點であるが、質量効果の大小はオーステナイト粒度の大小と密接なる關係をもつ⁽¹⁾。本研究はこの質量効果の問題の解明に資する目的で、構造用 Cr 鋼及び他の無 Ni 鋼のオーステナイト粒度の温度による變化をしらべたものである。

特殊鋼のオーステナイト粒度に關する系統的な研究としては村上、今井、中島氏の研究⁽²⁾があるが、氏等の研究は滲炭法を用ひ、しかも純粋な三元系に關するものであるに反して、著者の研究は四元以上の實用鋼種に關し、且つ滲炭法を用ひず 2 回焼入法を用ひたも

のである。2 回焼入法を特に採用した理由については第 2 報で言及する。

§ 2 實 験 方 法

粒界現出方法は學振 19 小委員會制定⁽³⁾の 2 回焼入法を用ひ、粒度番號もこれによつた。

各種試料を 10×10×100 mm に切斷し、900-910°C ×30min 加熱空冷して焼準し、これを各温度、各時間加熱水冷し更に Ac₁ より 40-70° 高い温度の Al 浴に試料の一端を 5min つけて再度水冷し、その表面を約 5mm 削除して脱炭部を除き、表面を研磨して粒界現出部分をしらべた。

豫備實驗によれば炭化物が著しく γ 粒子の生長を阻止する如くにみえる爲、滲炭法によるときは粒子が小さく現はれることを恐れて滲炭法を採用しなかつた。又一端焼入法は著しく長い試片を要するので採用しなかつた。

* 昭和19年2月24日 鐵鋼協會、機械學會共催自動車用鋼座談會にて講演、東大綜合試驗所報告、第2號、第3、4號に一部既報。

** 東京大學、冶金學教室

第1表 試料分析値

| 鋼種記号 | C | Si | Mn | P | S | Cr | Mo | 其他 | 製造所 | |
|----------|---------|------|------|------|--------|-------|------|---------|---------|------|
| C | C 0.97 | 0.97 | 0.42 | 0.56 | 0.015 | 0.007 | — | Cu=0012 | 足立 | |
| | C 0.4 | 0.40 | 0.46 | 0.35 | 0.022 | 0.026 | — | — | スエーデン | |
| Ni-Cr | # 1820 | 0.33 | 0.27 | 0.42 | 0.022 | 0.009 | 0.77 | Ni=2.4 | 日本火工 | |
| Cr-Mn | H 51027 | 0.31 | 0.28 | 0.69 | 0.013 | 0.009 | 1.20 | Al=0.11 | 大 同 | |
| | H 51037 | 0.40 | 0.34 | 0.66 | 0.013 | 0.012 | 1.33 | — | 大 同 | |
| Si-Mn-Cr | SMC 3 | 0.38 | 1.07 | 1.03 | 0.009 | 0.014 | 1.00 | Ni=0.40 | 大 同 | |
| | SMC 2 | 0.31 | 0.91 | 0.99 | 0.0018 | 0.014 | 0.89 | — | 大 同 | |
| Cr-Mo | # 9 | 0.38 | 0.18 | 1.00 | 0.016 | 0.013 | 3.09 | 0.27 | — | 日本砂鉄 |
| | # 7 | 0.36 | 0.18 | 0.60 | 0.008 | 0.014 | 1.14 | 0.20 | Ni=0.35 | 日本砂鉄 |
| | □ 8812 | 0.34 | 0.31 | 0.41 | 0.014 | 0.014 | 1.10 | 0.22 | Cu=0.23 | 特殊製鋼 |
| Cr-V | # 6 | 0.27 | 0.26 | 0.79 | 0.021 | 0.018 | 4.69 | — | V=0.4 | 日本砂鉄 |
| | # 5 | 0.31 | 0.20 | 0.76 | 0.015 | 0.013 | 3.04 | — | V=0.2 | 日本砂鉄 |
| | # 4 | 0.32 | 0.30 | 1.12 | 0.009 | 0.005 | 1.72 | — | V=0.36 | 日本砂鉄 |
| | # 8 | 0.32 | 0.12 | 0.53 | 0.011 | 0.017 | 1.91 | 0.22 | V=0.22 | 日本砂鉄 |
| Si-Mn | # 428 | 0.48 | 1.09 | 1.12 | 0.017 | 0.017 | — | — | Al=0.17 | 小 松 |
| | # 430 | 0.45 | 1.02 | 1.92 | 0.025 | 0.023 | — | — | Al=0.17 | 小 松 |
| | # 431 | 0.44 | 1.03 | 1.15 | 0.026 | 0.016 | — | — | Al なし | 小 松 |
| | # 432 | 0.48 | 1.09 | 1.99 | 0.027 | 0.032 | — | — | Al なし | 小 松 |

元来の γ 粒子の境界以外に炭化物の周囲からも $\alpha\text{-}\gamma$ 反応が起る爲に、焼入後も炭化物の残留するものではオーステナイト粒度の正確な現出が阻げられると云はれている(4)。

本実験に於てはかなり炭化物の安定な V を含む鋼種又は Si-Mn-Cr 鋼を取扱つたが、 γ 粒界としては第2回目加熱の場合に $\alpha\text{-}\gamma$ 反応が起り始める部分を一律に採用したので、 γ 粒子を小さくみせる恐がある。この點は豫め注意しておく必要がある。

又豫備実験によれば肌焼鋼の如き低炭素鋼では、2回焼入法によつて粒界を現出せしむることは困難であつたから、実験対象を C0.25% 以上の構造用及工具用鋼に限つた。

又第2回目加熱の時間は 5, 10, 15, 20, 25, 30 min の各々ですべて粒界が現出するが、便宜上最短時間である 5min と一定して実験を進めた。

第1表に試料の分析値を示した。

§ 3 γ 粒子生長の飽和速度

第1—5 圖に Cr-Mn, Cr-Mo, Ni-Cr, Si-Mn-Cr 鋼の加熱時間と粒度との關係を示した。C0.3% 炭素鋼の粒子(5)は低温度の際は極細粒をなすが、時間と共に

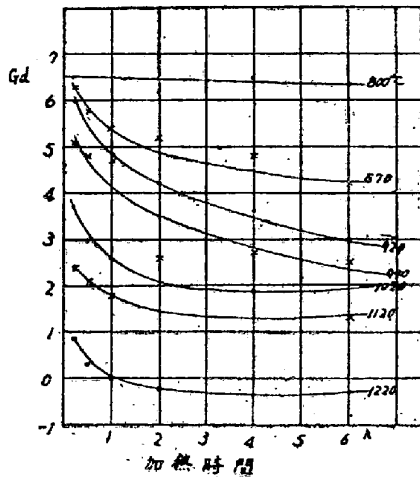
に急激に生長し、總ての温度を通じて略2時間で飽和する。著者の実験に於て、950°C 以下の状態を比較するに、Si-Mn-Cr, Ni-Cr Cr-Mn 鋼は6時間でも飽和せず、Cr-Mo 鋼は3時間迄しか実験してないので明でないが、飽和に近いやうである。いづれにしても著者の実験した構造用特殊鋼は炭素鋼に比してはるかに飽和しにくいことは明である。

河合正吉氏(6)も Ni-Cr 鋼の γ 粒子生長を2回焼入法で実験しているが、著者の実験も多くの點に於て同様の結果を得ている。

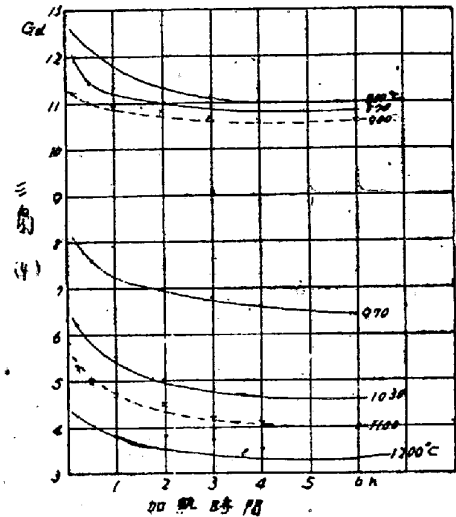
河合正吉氏によれば Ni-Cr 鋼の粒度 N と加熱時間 t との間には、飽和速度小なる範圍で、次式が成立する(6)。

$$N = a \cdot \log t$$

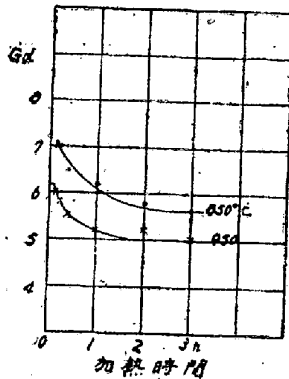
第6圖は著者の実験によるデータより、Gd (即ち N) と $\log t$ の關係を示したすので、Cr-Mo, Ni-Cr, Si-Mn-Cr 鋼に於ては、上記の式がよく成立する。全鋼種とも 950°C 以下の生長の遅い邊の値をとつたが、Ni-Cr 鋼に於ては 950°C をとると粒子急速生長の臨界點にかかり、900°C をとつても6時間の所がかかるので 850°C をとつた。Cr-Mo 鋼は 850°C と 950°C



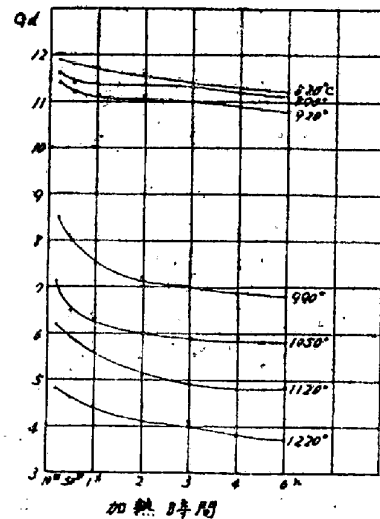
第1圖 Cr-Mn 鋼 (H51027) の粒子生長



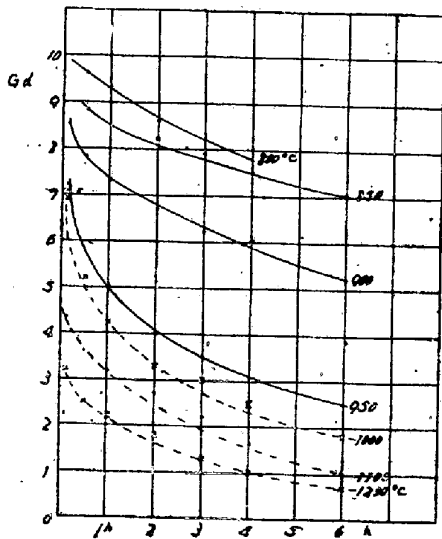
第4圖 Si-Mn-Cr 鋼 (SMC2) の粒子生長



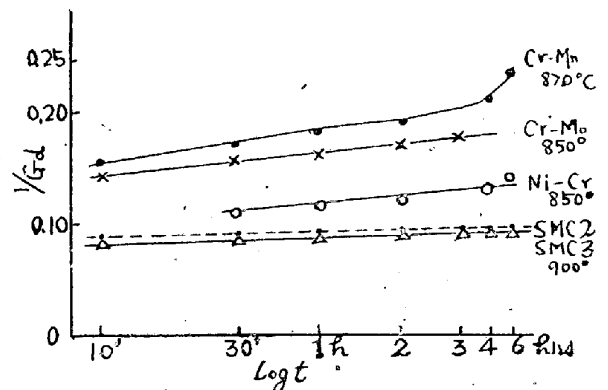
第2圖 Cr-Mo 鋼 (#8812) の粒子生長



第5圖 Si-Mn-Cr 鋼 (SMC3) の粒子生長



第3圖 Ni-Cr 鋼 (#1720) の粒子生長



第6圖 各種構造用鋼のγ粒子の飽和速度

との数値しかないが、後者をとると直線にのらない。

第6圖の如く、Cr-Mn, Ni-Cr, Cr-Mo, Si-Mn-Cr 鋼の順に飽和速度は少くなる。

河合氏は飽和速度の小なることは特殊鋼に共通に現はれる現象であつて W を含む鋼に著しいと云はれたが⁽⁸⁾、著者の実験に於て 850°C 邊に於ては、Cr-Mo

鋼の飽和速度は Ni-Cr 鋼のそれよりも小さく、Mo が W と類似の作用をなすことが考へられる。又、Si-Mn-Cr 鋼の飽和速度が著しく小さいが、Cr の炭化物形成力と、Si の炭素擴散阻止力の合成作用により、W 又は Mo の添加と同様の効果を示したものととしてこの現象を説明し得る。但しこれは後で述べる臨界温

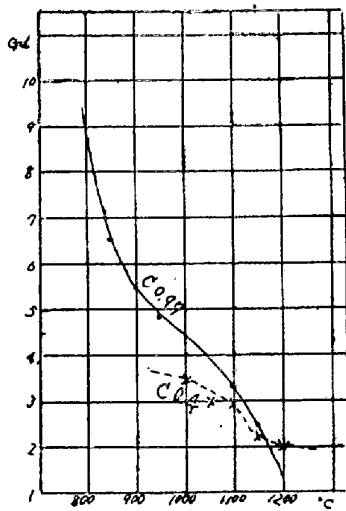
度以下に於てのことであつて、臨界温度に至ると Si-Mn-Cr 鋼の γ 粒子は極めて急速に生長する。

§ 4 γ 粒子生長の特性曲線

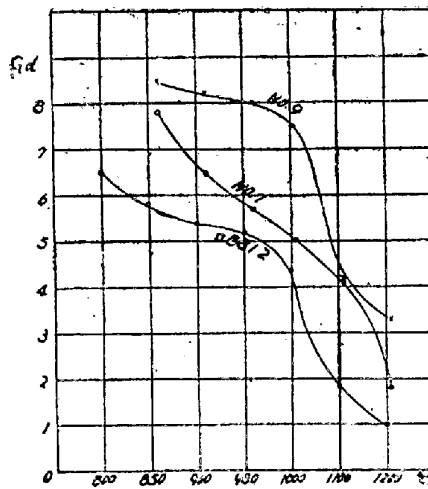
炭素鋼の γ 粒子生長が約 2 時間で飽和に達するに反して特殊鋼は 3 時間でもその生長を止めない。こゝに炭素鋼と比較する意味で上記の飽和曲線を 2 時間の所で切断して、 γ 粒子生長の特性をみることにした。第 7~11 圖はかくして得た C-, Ni-Cr-, Cr-Mn-, Ni-Cr-, Cr-Mo-, Cr-V-, Si-Mn-Cr-, Si-Mn- 鋼の特性曲線を示す。

細粒を示すとの想定が如く、高炭素鋼は 800°C 邊にては Cr-Mo 鋼と Si-Mn-Cr 鋼の中間にあり、1150°C -1200°C に於ては Ni-Cr 鋼と Cr-V 鋼と同程度であつた。C 0.4% 鋼の粒度 Gd は 800°C に於て 4~5 邊であるから、炭素量が同程度の Ni-Cr-, Cr-Mo-, Cr-Mn 鋼よりは 800°C に於ては粗い粒子を示した。

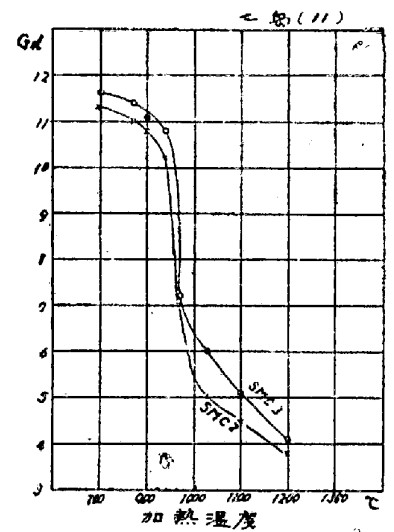
工具鋼と C 0.4% 鋼の特性曲線を比較すると、高温度に於て粒度の大小が逆になるが、その原因は工具鋼中の接觸粒界の炭化物が急速に溶解することによるものと考へられる。



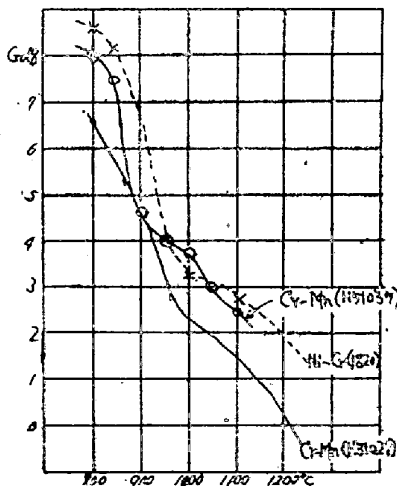
第 7 圖 炭素鋼の粒子生長特性



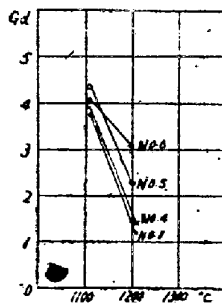
第 9 圖 Cr-Mo 鋼の粒子生長特性



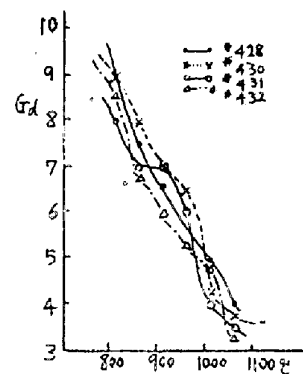
第 11 圖 Si-Mn-Cr 鋼の粒子生長特性



第 8 圖 Ni-Cr 鋼と Cr-Mn 鋼の粒子生長特性



第 10 圖 Cr-V 鋼の粒子生長特性



第 12 圖 Si-Mn 鋼の粒子生長特性

(i) 炭素鋼

第 7 圖は C 0.4% のスウェーデン鋼及び JES 規格以上に Si の高い工具鋼の γ 粒子生長特性である。炭化物が核作用をする爲に、炭化物の多い材料はかなり

(ii) Cr-Mn 鋼と Ni-Cr 鋼

第 8 圖に Cr-Mn 鋼の特性曲線を示す。Cr-Mn 鋼 H 51027 は 0.11kg/t Al を脱酸用として使用したものであるが、粒子の急速生長温度範囲(以下臨界温

度と稱す)はまづないと云ふに近い。Cr-Mn 鋼 H 51037 には 850°C - 900°C に臨界温度がある。兩鋼とも他の成分は殆ど同一で C% のみが異なるが、高 C の H 51037 の方が細粒である。これは後述の炭化物説に矛盾しない。

又第 8 圖に Ni-Cr 鋼の特性曲線を示す。この鋼は Al 脱酸を行はない材料であるが、 850°C - 900°C 邊に臨界温度が認められる。従来含 Ni 鋼は Cr-Mo, Cr-Mn, Cr-V 鋼などに比して粒子が特に細かいから良質であると云はれていたが、本実験に於ては γ 粒子は Cr-Mn 鋼よりも多少細い程度であつて、Si-Mn-Cr 鋼の如き特殊な態度は認められなかつた。

(iii) Cr-Mo 鋼

第 9 圖は Cr-Mo 鋼の特性曲線 (2 hrs 加熱) を示す。□ 8812 と No. 9 材に臨界温度があり、No. 7 材にはそれがない。No. 9 は No. 7 よりも Cr+Mo% が高く、□ 8812 は No. 7 よりも Si が特に高い。Si は後述の如く、炭化物の安定化作用をなす爲に、□ 8812 に於て臨界温度が現はれるものと推定される。

Cr-Mn, Cr-Mo 鋼の特性曲線を對比すれば Cr-Mo 鋼の方が細粒を示し、且つ生長が徐々である。

Mo 添加による細粒化の機構に関しては Bain⁽⁵⁾ の如く、Mo の炭化物によるもの、或は脱酸剤として Mo が作用した⁽⁶⁾ 結果として現はれた酸化物によるものと考へられる。

(iv) Cr-V 鋼

第 10 圖は Cr-V 鋼の特性曲線を示す。1000°C 以下では粒子が著しく微細なる爲測定し得なかつた。Cr-V 鋼が著しく細粒を示す原因に関しては Cr-Mo 鋼と同じく、炭化物説、酸化物説でも説明できるが、この実験に於ては V, Cr, Mo の含有量と特性曲線の位置との間に對應性がない。又、後に Si-Mn-Cr 鋼に関する項で言及する如く、Si, Cr, V 等による A_1 點上昇による炭化物固溶度の減少も著しき効果を有するものと考へられる。

(v) Si-Mn 鋼

第 12 圖に示す Si-Mn 鋼の特性曲線には、# 431 以外には急速生長区域はない。この 4 種の S-Mn 鋼はすべてアーク爐にて溶解したものであつて、成分は大體似ているが特性曲線の位置姿勢も亦似ている。C0.4% のスエーデン鋼に比すれば、粒子はやゝ細いが、これは Si の添加が C の擴散を阻止する爲に炭化物が安定化することによるものと考へられる。# 428, # 430 には Al 10kg/6t (0.16%) の添加があり、

431, # 432 には Al 添加がないが、Al を含むものが Gd にして 0.5 單位程細いだけで、特に微細化の効果は認められなかつた。

(vi) Si-Mn-Cr 鋼

第 11 圖に Si-Mn-Cr 鋼の特性曲線を示す。C 0.4% 鋼に比すると、Si-Mn-Cr 鋼は 800°C 邊に於ては著しく細粒であり、 1100°C 邊に於ても細い。Si-Mn-Cr 鋼の細粒性は炭化物の安定性に基くものとして次の如くに説明せられる。

同程度に C を含有する Cr-Mn 鋼に於てはかゝる細粒性は認められないから、この現象は主として Si の添加によつて生ずるものと考へられる。

低炭素鋼に Si を添加した場合の C の擴散能力の低下に關しては例へば Hondremont⁽⁷⁾ の研究があり村上、今井、中島氏の論文⁽²⁾ に於ても C 0.8% 鋼に Si 1% を添加した場合に原因不明ながら Si が少しく粒子粗大化防止の傾向を示すことが指摘されている。又、SMC 2, SMC 3 鋼に於て C の高い、且つ少量の Ni を含む SMC 3 の方が細粒を示す事實は、主として炭素量即ち炭化物の量の大なる材料が細粒を示すものとして説明される。しかも少量の Ni はこの作用を強化する役をするものであつて、Houdremont と Schrader⁽⁷⁾ によれば、Ni は滲炭鋼の滲炭層の周邊炭素量を減じ、粒子の生長を阻止する。

鋼に單に Si を添加した材料に於ては細粒化の効果が無い。Bain⁽⁵⁾、出口⁽⁶⁾ 氏の論文はこれを指摘している。しかるに Si-Mn-Cr 鋼が Si-Mn 鋼、又は Cr-Mn 鋼よりも細粒を示す事實は酸化物説では説明がつかず、著者の如く Cr と Si の共存による炭化物説で説明されるのではなからうか。

又、別報に述べるが Si-Mn-Cr 鋼の焼入性と加熱時間との關係に於て明かな如く、Si-Mn-Cr 鋼の炭化物は著しく難溶性である。Cr-V 鋼に於ても同様の事情が認められる。依て著者は一應炭化物説を採用した。

§ 5 総 括

質量効果に及ぼす γ 粒度の影響をみる目的で、高炭素鋼、中炭素鋼及び大體 C% の似た Cr-Mn, Ni-Cr, Cr-Mo, Cr-V, Si-Mn, Si-Mn-Cr 構造用鋼の γ 粒子の生長性及び飽和速度を 2 回焼入法によつてしらべた。滲炭法と 2 回焼入法による粒度の現はれ方の差違に關しては第 2 報で述べる。

(i) 850°C 附近に於ける、飽和速度は Cr-Mn,

Ni-Cr., Cr-Mo, Si-Mn-Cr 鋼の順に小さくなる。Si-Mn-Cr 鋼の飽和速度の著しく小さい事を炭化物説で説明した。又、粒子生長の速度に對して Ni が他元素に比して特に變つた作用をするものでないことも明らかになつた。いづれにしても、特殊鋼の飽和速度は炭素鋼のそれに比して小さい。

(ii) 特殊鋼は 2 時間加熱では飽和しないが、近似的に、且つ炭素鋼に比較する意味で、加熱時間を 2 時間に一定し、各温度に於ける粒度をしらべて、粒子生長の特殊曲線を求めた。800°C 附近に於ける粒度は第 2 表の如くであつた。C 0.3-0.4% 附近の成分なら C, Cr-Mn, Ni-Cr, Si-Mn, Cr-Mo, Cr-V, Si-Mn-Cr 鋼の順に細くする。本實驗に於て使用せる材料は Cr-Mn, Si-Mn 鋼の一部以外は Al 脱酸を行はないものであるから、

第 2 表 800°C 附近の粒度

| 鋼 種 | Gd |
|----------|--------------|
| C 0.4 | 4.5-5.5 (推定) |
| C 0.97 | 8-9 |
| Ni-Cr | 8.5 |
| Cr-Mn | 6.5-8 |
| Cr-Mo | 6.5-9 |
| Si-Mn | 8-9 |
| Cr-V | 10-11 (推定) |
| Si-Mn-Cr | 11-12 |

著者は以上の順序を炭化物説を以て説明しうるものと考へる。臨界温度以上に於ける順序も大體同一である。即ちかつて信ぜられていたのと反對に、含 Ni 鋼が粒度の上で特殊な位置を占むるものではない。

(iii) 出口氏によれば溶解條件により多少の差はあるが、大體 Al 0.03-0.1% の添加により、初めて粒度は微細化する。本實驗に於ては Cr-Mn 鋼 H 51027 に 0.11%, Si-Mn 鋼 # 428, # 430 に各々 0.17% Al を添加したのみで、他の材料には Al は添加されていない。然るに Si-Mn-Cr, Cr-V 鋼は特に細粒であるから、これをアルミナ説によらず、炭化物説によつて説明した。

河合氏は「Al で脱酸しない時は特殊鋼に於ては臨界温度は存在しない」と云はれたが、著者の實驗に於ては Al を脱酸に使用せぬ多くの材料に於ても臨界温度が認められた。よつて著者は臨界温度の存否は、單

にアルミナ介在物のみによつて決定されるものではないと考へる。

(iv) 鋼種と臨界温度との關係は第 3 表の如くである。

第 3 表 臨界温度と變態點

| 鋼 種 | 臨界温度(°C) | Ac ₃ 變態點(°C) |
|---------------------|-----------|-------------------------|
| Cr-Mn(H51037) | 850-900 | 780 |
| Ni-Cr (1820) | 850-900 | 760 |
| Cr-Mo(□8812) | 1000-1100 | 810 |
| Cr-Mo(# 9) | 1000-1100 | 800 |
| Si-Mn-Cr (SMC 2) | 950 | 830 |
| Si-Mn-Cr (SMC 3) | 950 | 810 |

臨界温度は Ni-Cr (Cr-Mn), Si-Mn-Cr, Cr-Mo の順に高くなつてゐるが、それぞれ Ac₃ 點の位置と大體比例している。臨界温度が、Ac₃ とある種の關係があるとすれば、アルミナ介在物の存否と無關係に現出してもよい譯である。

又、臨界温度の高低と、飽和速度の大小との順序の間には對應性がないから、そして著者は飽和速度の大小を主に炭化物説で説明した故に、臨界温度の高低は炭化物とは無關係な原因によるものと推定する。

ガス吸収性の變化する點⁽⁹⁾が、他のこの臨界點の存在域と略一致することは、以上の推定に更に多少の根據となりうるものと信ずる。(昭 24, 2 月寄稿)

文 献

- (1) 前田六郎「鐵と鋼」25 (昭 14) p. 480
- (2) 村上, 今井, 中島「金屬學會誌」7 (昭 18) p. 336
- (3) 學振 19 小委, 第 6 號報告「鐵と鋼」27 (昭 16) p. 145
- (4) 河合正吉「鐵と鋼」27 (昭 16) p. 469.
- (5) Bain: Alloying element in Steel (1939) 梶山譯 P. 185
- (6) 出口喜勇爾: 「鐵と鋼」29 (昭 18) p. 313
- (7) Houdremont u. Schrader: Arch. Eisenh. 8 (1934-35) p. 447.
- (8) 河合正吉「鐵と鋼」27 (昭 16) p. 767.
- (9) 早矢仕 功「鐵と鋼」26 (1940) 101, 884.; 27 (1941) 572.