

機械的性質の差のある、良、不良、熔解群の熔解條件を調査した結果、次の諸點に差があることが認められた。即ち

(1) 不良のものは、酸化末期脱磷不十分であると共に、仕上りの珪素量が低い。

(2) 不良群の方が鑛石使用時間が長い。

(3) 不良群は精鍊期 Si の歩留が悪い。

(4) 熔解中に、爐、電極、電力等に故障のあつたものは不良熔解となる率が多い。

等である。これを熔解者の立場から考へると

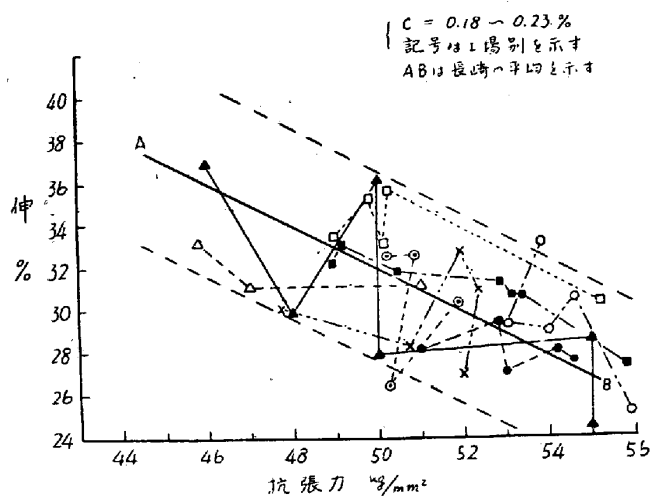
(1) 爐の整備を十分に行うこと。

(2) 酸化期を慎重に操業すること、酸化状態を吟味し、脱炭速度、酸化程度に注意すること。

(3) 精鍊期の脱酸は十分に行い、珪素量は規定通り $Si > 0.35\%$ とすること、若し不足の場合は更に追加することが望ましい。

ということになり、爐の整備と、操業規準の實行が最も重要であることが明らかになつたと信ずる。

最後に筆者等の操業による結果を各社の結果と比較したものが第4圖であるが、これから見ると筆者等のものは略各社の結果の平均の位置にあり、筆者の提唱する操



第4圖 各種熔解法による機械的性質

業法が決して劣るものでないことを示して居る。

(昭和 25 年 5 月寄稿)

文 献

- 1) 昭和 24 年 4 月鐵鋼協會第 38 回講演會發表
- 2) 越谷, 鐵と鋼, 35 年 12 號
- 3) 小林, 鐵と鋼, 28 年 6 號

焼入硬度曲線の形態(II)

(昭和 19 年 2 月本會及機械學會共催講演會にて講演)

三 島 徳 七* 三 橋 鐵 太 郎*

ON THE BEHAVIOUR OF HARDNESS-CURVE OF QUENCHED STEELS (II)

Tokushichi Mishima and Tetsutarō Mitsuhashi

Synopsis:

(1) The hardness decreasing of quenched steel by higher quench temperature will be caused mainly by the decarburising and the increasing of amount of residual austenite, and not by the grain growth, which will cause hardness decreasing of only 5 units of Rockwell C scale by the increasing of 5 grain size number (32 times in number of grain size).

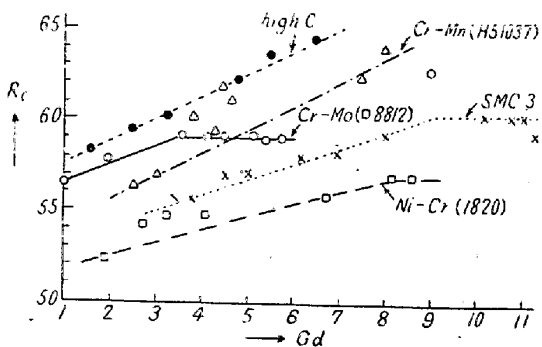
(2) Between the grain size and the hardness of martensitic steels (several alloyed steels) and high carbon steel, the following relation appears to exist: $H_B = p \log n + q$

(p, q : const. n : numbers of grains, H_B = Hardness)

* 東大工學部冶金學教室

I. 高焼入温度に基く硬度低下の原因

例へば構造用鋼では 850°C 邊より焼入れると、800°C 邊で焼入れたものよりも硬度は低く出る。即ち焼入温度が高すぎると焼入硬度は低くなる。その原因としては(i) 脱炭、(ii) 残留オーステナイト量の増大、(iii) オーステナイト粒子の生長の三つが考えられる。第1報 IV で脱炭の程度は報告した。又残留オーステナイト量のかなり大きいことは第1報の Si-Mn-Cr 鋼の例で示した。よつて、オーステナイト粒子生長と硬度との関係をしらべてみよう。大體飽和に近い 2hr 加熱の時の粒度 Gd³ と、同じく 2hr 加熱後水冷した時の硬度との関係曲線を畫くと第1圖の如くなる。但し第1圖中の Si-Mn-Cr 鋼の硬度は残留オーステナイトを分解させる爲に焼入後 200°C にて 40min 焼戻して最高硬度に達せしめたものである。又この場合に第1報に述べた如く、脱炭層として表面より 2mm まで削取つてある。第1圖に明かな如く、粒子が生長をした後に於て、焼入硬度 H は粒度 Gd と直線的関係となり、しかもその勾配は大體に於て同一である。又 Cr-Mn 鋼 (H51037) の曲線は粒子生長を急激に起す臨界温度邊の硬度のみが飛びはなれているので、それを除いて直線を畫くと他の曲線とほぼ同一の勾配となる。



第1圖 各種鋼のオーステナイト粒度(2回焼入法)と焼入硬度(加熱 2hrs)

この事實の解釋の爲に著者は、次の II. に述べる考察をなした。

以上の事實によれば、粒子生長による焼入硬度の減少は比較的僅少であり、Rc5 單位の差を生ずる爲には、粒度 (Gd) 4 單位の増加、即ち粒子数は 16 倍増加せねばならない。しかも既報³⁾の如くに、Gd 4 單位の生長を生ずるには 2hr 加熱の場合には 1100°C 以上に加熱せねばならず、實用上はかかる高焼入温度は考えなくても良いから、高焼入温度に基く焼入硬度減少の原因とし

ては、オーステナイト粒子の生長を考慮外に置いてもよい。かくて、若しも脱炭が防止され或は脱炭層を削取つてしまへば、残留オーステナイトのみが硬度低下の原因であると云えよう。

II. 粒子数と硬度との関係式に関する一試案

今 C スケールのロックウェル硬度 H_R とブリネル硬度 H_B が正比例するものと假定する：

$$H_R = C H_B \quad (C = \text{const}) \quad \dots\dots\dots(1)$$

この假定による誤差を既に發表されているデータ³⁾で計算してみると H_R (C スケール) 50~65 の範圍で H_B 0.6 單位、 H_B 4 單位以下であるから所謂誤差の範圍内に入る。

然るに上記實驗結果より H_R と粒度 (Gd なれど以下に於ては N と記す) とは直線的關係をなす。

$$N = a H_R + b \quad (a, b = \text{const}) \quad \dots\dots\dots(2)$$

又、學振法では單位面積内の粒子数を n とすれば $n = 2^{N+3} \dots\dots\dots(3)$

となる。(1) (2) (3) 式より

$$\log n = \log 2 (a \cdot c \cdot H_B + b + 3) \dots\dots\dots(4)$$

となるので、オーステナイト粒子の數 n の對數とブリネル硬度 H_B とは一次式で結ばれた關係にあると云えよう。よつて (4) 式を書直ほすと

$$H_B = r \log n + s \quad (r, s = \text{const}) \quad \dots\dots\dots(5)$$

となる。

従來 Angus と Summers の研究⁴⁾で、銅合金の H_B と n との間に

$$H_B = 3p\sqrt[3]{n} + q \quad (p, q = \text{const}) \quad (6)$$

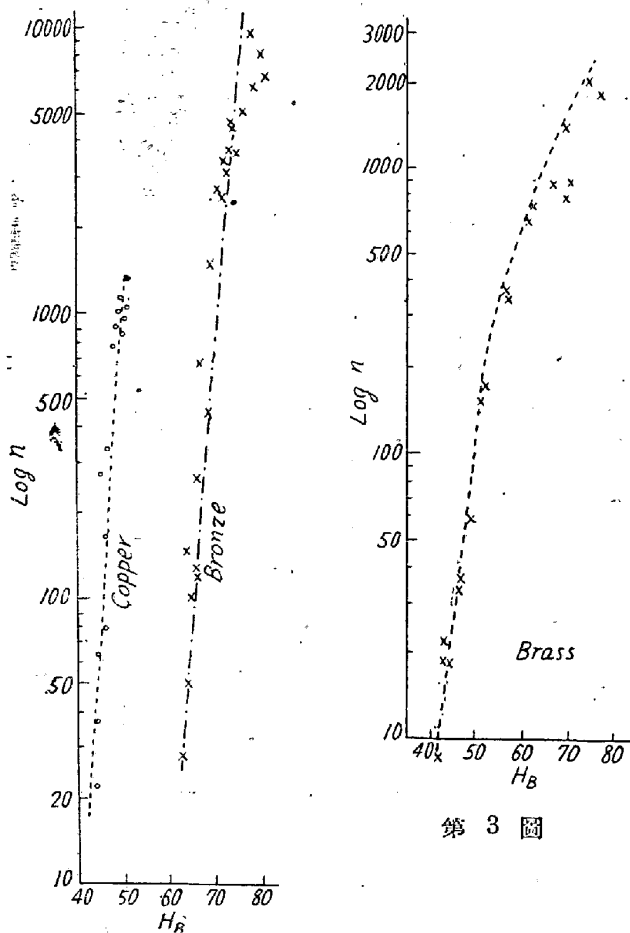
が成立すると云はれていた。

著者は焼入鋼が全部均質なマルテンサイトになつていて、粒界の多少のみが硬度決定の因子として作用し得るものと假定して (5) 式を得たのであるから、これを常溫で α 相の銅合金に適用してみる。即ち上記 Angus と Summers の論文⁴⁾中の銅、黃銅、青銅に関する氏自身及び Bassett と Davis⁵⁾のデータを $\log n$ と H_B との關係としてプロットしてみると、第2, 3 圖の如くなり、 n の小さい時即ち粒子の大きい時は殆ど直線になり、原著者の提出せる H_B 對 $3\sqrt[3]{n}$ の曲線よりも見事に測點が來ることを見出した。即ち著者は (6) 式の代りに (5) 式が金屬材料で成立するものと假定したい。

逆にかかる關係式の成立を假定すれば、第1圖の如き硬度と粒度番號との直線的關係を計算的に導入し得る。

Angus と Summers の引用によれば、鋼に於ては

粒子数と硬度との間に直接的関係がないと云はれている。従来鋼に於てこの関係が明かにならず α 相銅合金に於てのみ明かになつた原因は比較的均質な金属に於てのみこの関係の成立することを見落していたのと、鋼の粒度と変態機構との関係の知見が不足していた爲であると考えられる。



第 2 圖

第 3 圖

III. 硬度と粒度との関係式に関する議論

Angus と Summers は

$$H_B = 3p\sqrt{n} + q$$

に於て粒子数を變えるのに、先づ熱間で次に冷間壓延した銅と銅合金を各温度で焼鈍している。よつて上式に於ける H_B は粒界の存在による抵抗を含めての材料の抵抗と、残留應力との合計である。他の成分が全く同一でなければ、實驗としては無意味であるから、残留應力を 0 にして不純物の量と分布を變えて n を變えることは出来ない。 n を變えるには冷間加工をする他はない。即ち残留應力の消失が同時に粒子数 n の一定値に對應する。即ち一應、一定の n と、残留應力に對應する硬度との間にはある對應性が存在するとしても良いであらう。

次に我々の式

$$H_B = r \log n + s$$

に於ては、材料は冷間加工していないし、同様に水焼入したものであるから n は冷間加工に基く残留應力とは無関係であり、加熱温度のみを因子とする函数である。

但し、焼入状態で均一なマルテンサイトになつてゐる筈であるが、疑問がある。我々の實驗によると C 0.33% の Ni-Cr 鋼の焼入硬度は Rc 50~55 に變化している。Burns, Moore, Archer⁶⁾によれば C=0.33% ならば Rc 55~56 を示す筈である。よつてこの實驗に於ては 2hr の加熱により内部的にも脱炭が起つたことも考えられる。ただ、豫備實驗で決定された脱炭層は削取つてあるので、一應以上の結果は脱炭によるものでないと云えよう。即ち Angus & Summer の式と吾々の式とに於て n の有する意味は異なるが、吾々の式が Angus 等の引用データによく當てはまる理由は次の如くに考えられる。Angus の銅合金に於ては n の大小は加工による残留應力の大小に對應し、それは直接的に硬度に示され、吾々の式に於ては n の大小はマルテンサイトの強度の大小に示される。即ち、銅合金では外部的にマクロ的に應力を残留させ、マルテンサイトでは内部的に、ミクロ的に應力を残留させたものであるが、もしもマルテンサイトの強度の大小と、マルテン粒子或は葉の大小の間に對應が成立するならば、吾々の式が Angus の引用データに當てはまる理由を偶然的と考へなくてすむことになる。この點には疑問があることを指摘しておく。

IV. 特殊鋼の粒界物質に對する一つの推定

(5) 式 $H_B = r \log n + s$ ($r, s = \text{const}$) に於て、硬度 H_B の要素は粒子数 n に關係する常數 r と粒子数に無關係の常數 s とよりなるが、 r は粒界物質の抵抗力に、 s は粒内物質の抵抗力に關係するものと考えられよう。(3) 式を (5) 式に代入すれば

$$H_B = Nr \log 2 + 3r \log 2 + s \quad (7)$$

となるので、硬度 H_B と粒度番號 N との關係曲線の勾配は常數 r によつて定まることが分る。第 1 圖の如くに(この場合横軸 Gd は N であり、縦軸 Rc は H_B に比例すると推定してある) Si-Mn-Cr, Cr-Mo, Ni-Cr, Cr-Mn の各特殊鋼の勾配がほぼ同一なることは、 r が一定即ち添加合金元素が異なる場各にも粒界物質が大體同一の性質を有することを示すものと解釋される。

又 (7) 式の常數項は r と s により支配されるが、 r は上述の如き常數なる故、 s の大小により支配される。よつて s は第 1 圖に於て x 軸(即ち Gd , (7) 式の記號なら N) よりの距離に比例するが、これは粒内質の抵抗

力を示す。第1圖に於て x 軸よりの距離の順に各鋼種を配列すれば、高 C, Cr-Mo (C=0.37) Cr-Mn (C=0.40) Si-Mn-Cr 3 (C=0.38), Ni-Cr (C=0.33) の順である。

又、高炭素鋼の勾配も同一なる故、添加合金元素は粒界物質には影響せず専ら粒内質のみに作用するものと考えられる。

又、粒子生長の急激なる臨界點 (普通 950~1100°C) に於ける測定點はこの曲線にのらないが、上記の推定よりすれば臨界點に於て粒界並びに粒内物質の性質に著しい變化の生ずることを示すものと考えられる。

V. 焼入硬度曲線の形態と γ 粒子生長特性の對應

焼入硬度曲線が顯著な 2 段型を示す Cr-V, Si-Mn-Cr, Cr-Mo 鋼では 2 回焼入法によつて得た粒子生長特性曲線⁵⁾ の上に顯著な突然生長温度範圍を有する。ただし高炭素鋼に於ては、かかる Germination range はないが、炭素鋼に於ては粒子生長は合金鋼に於けるよりも迅速で 2hr 加熱で飽和するが合金鋼では 4h 以上も飽和しないのであるから、Germination 阻止が炭化物によるものと假定すれば、炭素鋼の炭化物は特殊鋼のそれよりも安定性が低いと考えられる。よつて高炭素鋼に於て焼入硬度曲線の形態と粒子生長特性が對應しないとしても、充分の理由があるものと考えられる。

典型的な 2 段型を示す高速度鋼の 1250°C に於ける粒度は Gd 10.98 及び 10.78 であつたが、800°C 附近に於ても Gd は大差ないので高速度鋼が粒子生長をおこすとすれば 1250°C 以上であると考えられる。O. Pattermann⁴⁾ はその然ることを示しているので、著者の述べ

る對應は高速度鋼でも存在する。

以上の事實は粒子生長特性の實驗⁵⁾ に於て、滲炭法を使用せずに 2 回焼入法を使用した根據となるものと考えられる。

VI. 結 言

(1) 高焼入温度の場合の焼入硬度低下の主因は脱炭及び残留オーステナイト量の増加であり粒子生長は大きな影響を與えない。Rc 5 單位の變化を與えるには粒度 5 單位 (粒子數 32 倍) の變化がなければならない。

(2) 硬度 H_R とオーステナイト粒子數 n との間に次式の成立を想定した。

$$H_R = r \log n + s \quad (r, s = \text{const})$$

(3) この式より、特殊鋼と炭素鋼の粒界物質はほぼ同一の成分を有するものであり、添加合金元素は粒内質に影響するものと推定した。 (昭和 25 年 3 月寄稿)

文 献

- 1) H. T. Angus, P. F. Summers: J. Inst. Metals (1925) Vol 1. p. 115.
- 2) 松永, 岡本: 「焼入作業」(岩波) 昭 18 p. 26
- 3) Basset and Davis: Trans. Amer. Inst. Min. Met. Eng. 60 (1919) p. 428
- 4) O. Pattermann: 第 1 報既出
- 5) 三島, 三橋: 「オーステナイト粒子生長の特性」 「鐵と鋼」(1950) 1 月, 2 月號
- 6) Burns, Moore and Archer: Trans. Amer. Soc. Metal. Vol 26 (1938) p. 1
- 7) 三島, 三橋: 「焼入硬度曲線の形態」 「鐵と鋼」(1950) 6 月號