

終りに臨んで實驗中有効且適切なる注意を與へられたる齋藤大吉博士に對し深厚なる謝意を表し、實驗費の一部を提供せられたる財團法人谷口工業獎勵會に對し深く感謝す

るものである。又實驗分析の手傳ひをせられた米田義光、堀田好一兩氏に感謝の意を表する。

## 鋼の熱脆性に及ぼす熱処理及び成分の影響

(日本鐵鋼協會第 17 回講演大會講演 昭和 12 年 4 月)

萩 原 巖\*

### (2) A STUDY ON THE HEAT-BRITTLENESS OF STEEL

Iwao Hagiwara.

**SYNOPSIS:**—There are various kinds of heat-brittleness of steel, these being more or less related to the cracks due to the cooling or forging of steel, the defects of steel at high temperatures, etc. The characteristics and causes of the heat-brittleness are not yet fully revealed. The author, therefore, carried out experiments on the relation of the heat-brittleness and heat-treatment, using two kinds of carbon steel and one kind of nickel-chromium steel. It was thereby concluded, that (1) the precipitation hardening of super-saturated cementite dissolved in  $\alpha$  iron at a temperature below the transformation point becomes the cause of brittleness at a lower temperature independent to the blue-shortness, (2) the temperature at which the blue shortness occurs is invariable to the cooling velocity provided that martensite is not formed, and (3) the so called secondary brittleness appears only when the crystal grain is coarsened by annealing at a high temperature such as forging temperature.

Next, experiments were carried out on about 30 different special steels. It resulted in the conclusion that (1) all the elements, *C*, *Ni*, *Cr*, *Mo*, *Mn*, *Si*, etc., augment the secondary brittleness, particularly the effects of *C* and *Mn* being most remarkable; (2) *Cr* and *Mn* shift the secondary brittleness to a lower temperature; (3) there are a special brittleness near the transformation point which seems to be related to *Si* and *Mn* content but even in the steel of the same compositions the special brittleness occurs if the melting differs.

#### 目 次

- I. 緒 言
- II. 熱脆性に及ぼす熱処理の影響
  - (1) 實驗の方法 (2) 變態點以上よりの冷却速度の影響
  - (3) 變態點以下よりの冷却速度の影響 (4) 焼鈍温度の影響
- III. 熱脆性に及ぼす成分の影響
  - (5) 實驗の方針 (6) 炭素の影響 (7) ニッケルの影響
  - (8) クロムの影響 (9) モリブデンの影響 (10) マンガンの影響 (11) シリコンの影響 (12) 特殊熱脆性の二三の例
- IV. 第二次脆性及びに特殊熱脆性に関する考察
- V. 總 括

#### I. 緒 言

鋼には高温に於て青熱脆性、第二次脆性、變態脆性或は赤熱脆性等の多くの脆性がある。

鋼塊や鍛材が冷却或ひは加熱されると其の途中で熱應力が生ずるが、若しこれによつて龜裂が発生するものとすれば、それは上記の様な脆性を呈する温度範囲のどれかに於て發生する可能性が最も大であると考へ得られる。そのとき何づれの脆性點が擇れるかは熱應力の發生の仕方によつて定まるものであらう。

それ故鋼材の冷却龜裂を論ずるに當て、鋼の熱脆性が熱処理及び成分によつて如何に變化するかに就て實驗することの必要を感じ、茲に常温より變態點迄の温度に於て實驗を試みた。但し變態點以上の温度に於ける熱脆性即ち赤熱脆性は、普通の *Ni-Cr* 鋼には認められなかつたので實驗は省略した。

熱脆性の問題はそれ以外に鍛鍊割れや高温に使用する材料の缺陷等とも關係してゐるから、其の方面に對しても何かの參考となるところがあるかも知れない。

\* 日本製鋼所室蘭製作所

次に極めて簡単に従來の主な研究について略述する。但し赤熱脆性については上記の理由より茲には觸れないこととする。

Dupuy<sup>1)</sup> は各種炭素鋼について高温引張試験を行つた結果 750°C 附近に断面絞曲線の不連続的變化を認め、これを  $A_{c1}$  變態に歸した。尙また低炭素の 900°C 附近に於ける断面絞の減少に對しては  $A_1$   $A_2$  間に於て  $\gamma$  鐵が  $\alpha$  鐵の粒子を圍み、 $\alpha$  鐵の完全變形前に  $\gamma$  鐵が切斷するためであると解釋した。

Quick<sup>2)</sup> は主として軌條鋼について實驗した結果 500~700°C の間に一つの脆性範圍があることを見出し、之れを第二次脆性と名付けた。而して軌條に生ずる龜裂は冷却應力と第二次脆性ととの合成結果であると述べてゐる。

Eilender<sup>3)</sup> 等もまた數種の  $Ni-Cr$  鋼について第二次脆性を實驗し、之れを鋼材白點の原因と結びつけて考へてゐる。しかし何づれも第二次脆性の原因を充分明かにしてゐない。

Shapiro<sup>4)</sup> は種々の炭素鋼について捻り試験を行ひ(1)カーバイド脆性、(2)青熱脆性、(3)第二次脆性、(4)變態脆性の4種類の脆性が鋼に存在すると述べ、カーバイド脆性にカーバイドの  $A_0$  變態によるものであり、第二次脆性は再結晶によって生ずるものとし、變態脆性は  $A_2$  點に於て  $\alpha$  鐵中に生じた  $\gamma$  鐵の小部分が迂りを妨げる結果であると述べてゐる。

一方青熱脆性に關しては多くの實驗<sup>5)</sup>があるが、其の原因については尙議論の一致を見ないでゐる。而して青熱脆性と熱處理の關係について實驗されたものは著者の知る限りに於ては Kuipp<sup>6)</sup>及び Shapiro の實驗の一部に記された以外に見當らないが、この種の實驗は熱脆性の特性を知る上に必要ではないかと考へるのである。

## II. 熱脆性に及ぼす熱處理の影響

### (1) 實驗の方法 茲に熱脆性と稱するものは引張試

1) Dupuy: JI. I. & S. Inst. 104. (1921) p. 91

2) Quick: Bur. Stand. JI. Res. 4. (1930) p. 549

3) W. Eilender. & H. Kiessler: V. D. I. 76. (1932) p. 729

4) L. Shapiro: Iron Age. 8. (1935) p. 12

5) F. Körber, U. A. Dveyer, Mitt: K. W. I. Eisen. for. Sh. 2 (1921) p. 59.

この論文中に従來の文献の多くが示めされてゐる。

6) E. Kuipp: S. u. E. 26 (1934) p. 777.

験に於て、溫度に對する断面の増加が一時停止するか、或ひは一時減少する場合を指すものとする。脆性を表すのに伸率の代りに絞率を擇んだのは、伸率は主として抗張力に達する迄の變形を表し、破斷する迄の變形を表すには不適當であるからである。脆性の程度は絞率對溫度の曲線に於ける谷の深さを以て言ひ表すこととする。

引張試験には松村式 30t 萬能試験機を用ひ試験片の寸法は標點距離 50mm 直徑 14mm で、之れを所要溫度に 30 分間保た後、1 分間約 10% の延伸速度で引張た。溫度は白金-白金ロヂウム熱電對にて試験片表面を測定し、豫め試験片内部の眞の溫度を測定した結果を用ひてこれを補正した。

試料は 1" に鍛造した丸棒をその儘熱處理しそれより試験片を製作したが、例外として焼きが入て切斷困難なものだけは豫め試験片に粗仕上して後焼きを入れ、其の後研磨仕上を行た。

熱處理の中で單に爐冷と記したものの冷却法は所定溫度より 850°C 迄は瓦斯を止めて自然爐冷をし、850°C より 400°C 迄を 0.5°/min の冷却速度にて冷却し、その後は再び自然爐冷としたものであつて、結局 400°C 以下は 0.5°/min よりも遅く 850°C 以上は 0.5°/min よりも早くなつてゐる。又冷却速度を 1°/min 及び 2°/min と云ふ様に變へた實驗があるが、其れも 850°C より 400°C 迄の冷却速度を變化して實驗した意味である。

用ひた試料の成分は第1表に示す様な約 0.2% C 及び 0.3% C の炭素鋼及び普通の  $Ni-Cr$  鋼である。

第 1 表

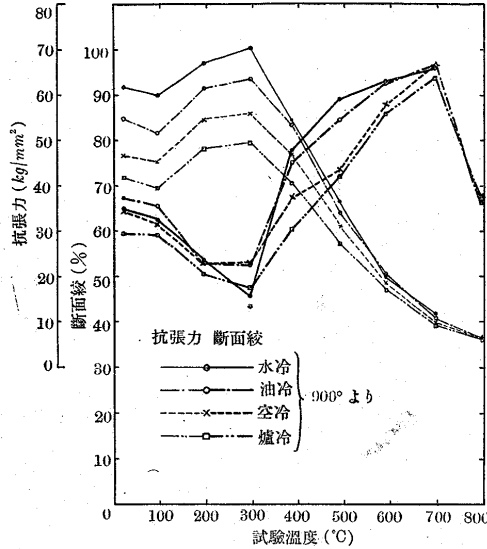
符號	製 法	成 分 %							
		C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Cu
C-2	鹽基性平爐	0.20	0.20	0.57	0.012	0.015	0.10	—	0.06
C-2'	"	0.19	0.17	0.43	0.019	0.014	0.08	—	0.11
C-3	酸性平爐	0.32	0.23	0.58	0.036	0.020	0.14	—	0.10
$Ni-Cr$	"	0.28	0.24	0.48	0.025	0.009	3.39	0.74	0.04

### (2) 變態點以上の溫度よりの冷却速度の影響

C-2 炭素鋼(第1圖) 青熱脆性發生の溫度は冷却速度には無關係に略一定溫度になつてゐることは注目に値する。しかし水冷したものは青熱脆性の程度が稍著しくなつてはゐる。300~400°C の間に於ては油冷及び水冷のものに急激な粘性回復があり、また 500°C に於ては面白いことに空冷したものが獨り第二次脆性の傾向を示してゐる。800°C に至ると冷却速度に關係なく、すべて等しく脆性

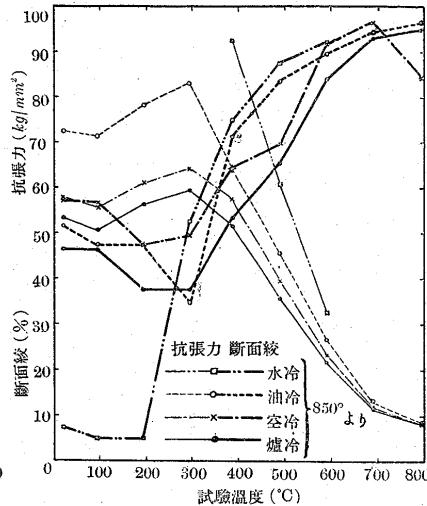
第 1 圖

C-2 鋼の熱脆性に對する變態點以上よりの冷却速度の影響



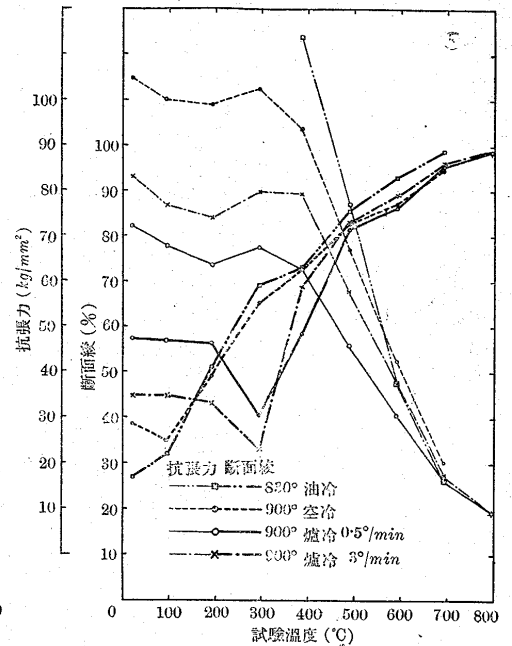
第 2 圖

C-3 鋼の熱脆性に對する變態點以上よりの冷却速度の影響



第 3 圖

Ni-Cr 鋼の熱脆性に對する變態點以上よりの冷却速度の影響



を現はす。これは所謂變態脆性に屬するものであらう。

C-3 炭素鋼 (第 2 圖) 爐冷より油冷迄の冷却速度の範圍では C-2 炭素鋼の場合と同様に青熱脆性の生ずる温度は變らない、但し油冷に於ては青熱脆性及び抗張力の増加が著しい。然るに水冷したものは焼きが入るために全く趣を異にし、常温より 200°C に互て著しい脆性を生じ青熱脆性の温度 300°C に於ては却て著しい粘性増加を示して、青熱脆性は絞の變化にも抗張力の變化にも全然現れなくなつてしまふ。500°C に於ては空冷したものだけが第二次脆性を呈することは C-2 鋼と全く同様である。

Ni-Cr 鋼 (第 3 圖) 自硬性が強いので空冷では焼きが入るから 0.5°/min の爐冷の他に 3°/min の爐冷を付け加へた。この兩者は抗張力から見て炭素鋼の爐冷と空冷の關係に相當する様であるが、青熱脆性温度及び脆性の程度には餘り、變化が認められないことは炭素鋼の場合と同様である。空冷及び油冷に於ては焼きが入るために常温より 100°C 迄に脆性が生じ 100°C より 300°C にかけて著しい粘性増加があるため青熱脆性が消失することも C-3 鋼の場合と同じ様であるが、只空冷の場合青熱温度に於て抗張力の増加が認められてゐる。空冷及び油冷の場合 400°C に於て第二次脆性の傾向が微かに認められるが、第二次脆性と稱すべきものか否か明でない。尙變態脆性は全く發生してゐない。

以上の實驗結果を綜合すると次の様になる。即ち變態點以上から冷却する場合は焼きが入らない限りは冷却速度を

増しても青熱脆性の温度は變化しない。これは Kuipp<sup>7)</sup> の實驗結果と全く反對である。即ち Kuipp は 0.2% C の鑄鋼を用ひて實驗した結果は冷却速度が増すと抗張力の増加する點が低温に移るから青熱脆性が一種の析出現象である證據であると述べてゐるのである。

冷却速度が或程度増加すると 300°C の青熱脆性が著しくなり同時に 300°C より 400°C に於て異常に急激な粘性増加を伴ふ。焼きが入る程度の冷却速度になると常温附近が著しい脆性を示し、また 300°C に急激な粘性増加が生ずる様になり其ため青熱脆性は消失してしまふ。焼きが入た場合の常温の脆性はマルテンサイトが成生されるためであり、之れが 300°C に於て分解するために急激粘性増加を伴ひ、其の結果としてこの温度に生ずる筈の青熱脆性が打ち消され青熱脆性が常温に移た様に見える。

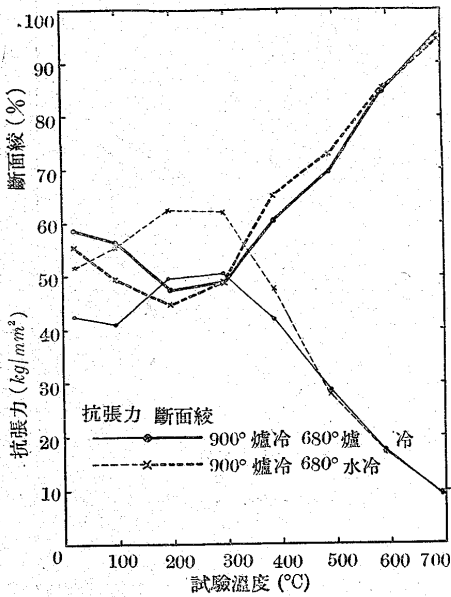
焼きが入らない程度の急冷によつても 400°C 附近で粘性増加が著しくなるのは、ソルバイト中のセメントタイトの凝集によるためではないかと想像される。この粘性増加はマルテンサイトに於ける 300°C の粘性増加と對比的な關係であるから、之れらの異狀粘性増加をすべて凝集粘性増加と稱することとする。析出を伴ふ變形は異狀粘性増加を來すこと、そして變形前に豫じめ析出を終たものにそれが無いことについては W. Schmidt<sup>8)</sup> 等の過飽和 Mg 固

<sup>7)</sup> E. Kuipp: S. u. E. 26. (1936) p. 777.

<sup>8)</sup> W. Schmidt & H. Vosskuhler: Z. Metallkde. 8. (1935) P. 179.

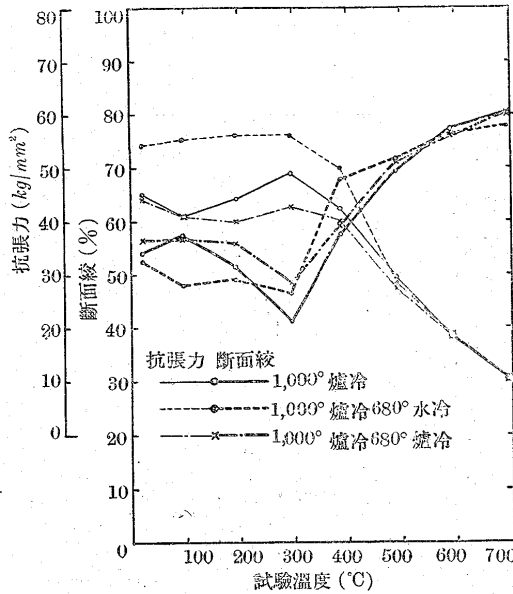
第 4 圖

C-2 鋼の熱脆性に対する變態點以下よりの冷却速度の影響



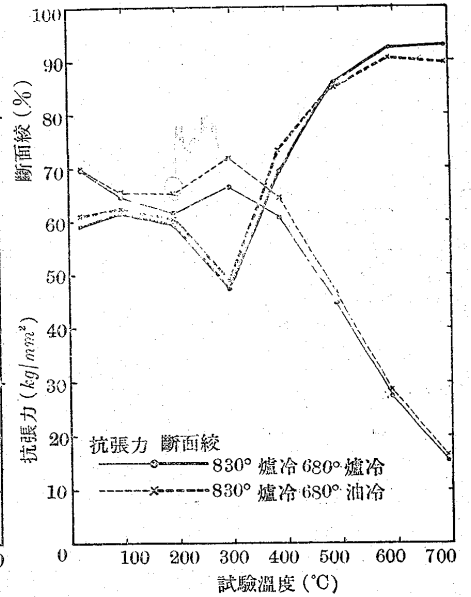
第 5 圖

C-2 鋼の熱脆性に対する變態點以下よりの冷却速度の影響



第 6 圖

Ni-Cr 鋼の熱脆性に対する變態點以下よりの冷却速度の影響



溶體の匍匐試験の結果にも述べてある。

炭素鋼を空冷すると 500°C に微かに脆性の傾向を生ずるが、これは第二次脆性に属するものの様である。

(3) 變態點以下より急冷の影響

C-2 鋼 (第 4 圖) 及 C-2' 鋼 (第 5 圖) 一度變態點以上の温度から爐冷した材料を 680°C から急冷及び爐冷したものの比較試験を行つて見た。第 4 圖は C-2 鋼について行つた實驗結果であるが 680°C から水冷すると 100°C から脆性が始まり 300°C では爐冷のものと等しくなり 400°C で凝集粘性増加を示してゐる。抗張力も爐冷のものは 100°C で低下するのに対し、水冷のものは 100°C で却て増加しその後は爐冷の場合と平行に變化してゐる。即ち此の實驗で見ると 680°C からの急冷は 100°C から 200°C 附近にかけて別に一つの脆性を與へ、これが 300°C の青熱脆性と連結したものと見られる。即ち青熱脆性と變態點以下から急冷されて固溶セメンタイトの析出による脆性とは別々のものの様に見える。この材料は元來青熱脆性が 200°C から著しくなつてゐるため二つの脆性が 200°C で重なり合つて 200°C が最も脆性が著しくなつてゐるが青熱脆性が 300°C のみにある様な材料 C-2' 鋼 (同一成分でありながら青熱脆性の發生温度を異にするものがあることは注目すべきことである) を撰んで實驗して見ると第 5 圖の様に 100 と 300°C に脆性が分離して起り、青熱脆性の程度には變りがないのである、これによつて兩脆性が別個のものであることが明であらう。従て炭素の析出が

青熱脆性の原因であると言ふ一部の説<sup>9)</sup> は此の實驗から見て承認し難い。

過飽和セメンタイトの析出硬化は常温に於ても徐々に生じ、所謂熱處理時効硬化を生ずるのであるから加熱に於て青熱脆性よりは可成り低い温度で生じてよいわけである。

C-3 鋼も C-2 鋼と殆ど同様の結果であつたから省略する。

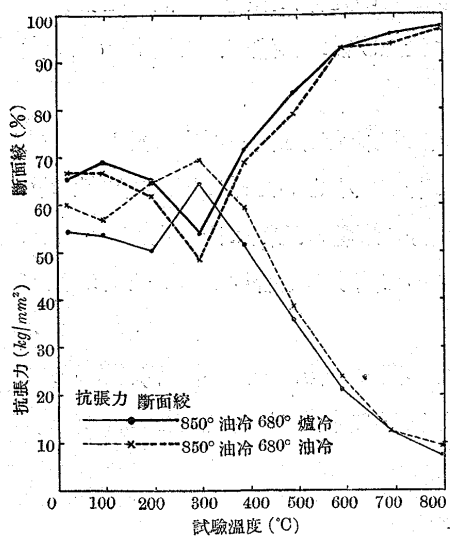
Ni-Cr 鋼 (第 6 圖) 次に Ni-Cr 鋼の場合は炭素鋼と同じく青熱脆性には何も變化がないが、面白いことには 100°C 附近の脆性が認められないのである。抗張力の上には急冷したものに 200°C から増加が認められるに拘らず絞の曲線の上には全然變化がない。

炭素鋼の場合には變態點以下からの急冷を受けて脆性を生ずるのに Ni-Cr 鋼には影響がないのは如何なる理由であらうか。炭素鋼と Ni-Cr 鋼の焼鈍の組織を比較して見ると、一方は完全なパーライトであるのに他方はソルバイトで炭化物は微細な粒子の状態になつてをり、且つフェライトが遙かに少なくなつてゐる。これが兩者に差を與へる原因であると思ふ。若し果してこの考へが事實であるならば、炭素鋼であつてもソルバイト組織の状態で試験するときは同じ現象が生ずる筈である。第 7 圖は C-3 鋼を 850°C より油冷してソルバイト組織となし、之れを 630°C から爐冷及び水冷して實驗した結果であるが Ni-Cr 鋼の

<sup>9)</sup> Ludwik : V. D. I. 70. (1926) p. 379  
L. B. Pfeil : Jl. I. & S. Inst. 118. (1928) p. 167.  
Schapiro : 前掲

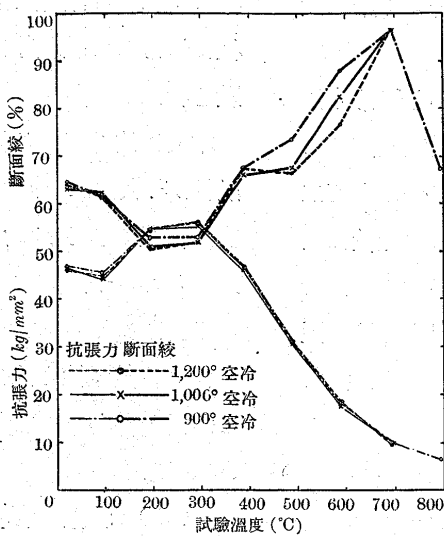
第 7 圖

焼入せるC-3鋼の熱脆性に對する  
變態點以下よりの冷却速度の影響



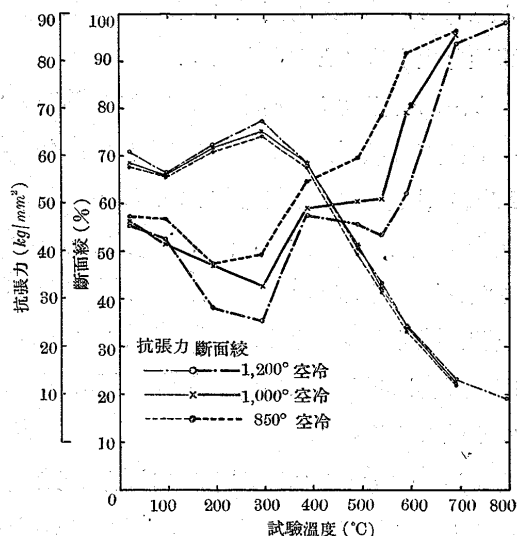
第 8 圖

C-2鋼の熱脆性に對する  
焼鈍温度の影響



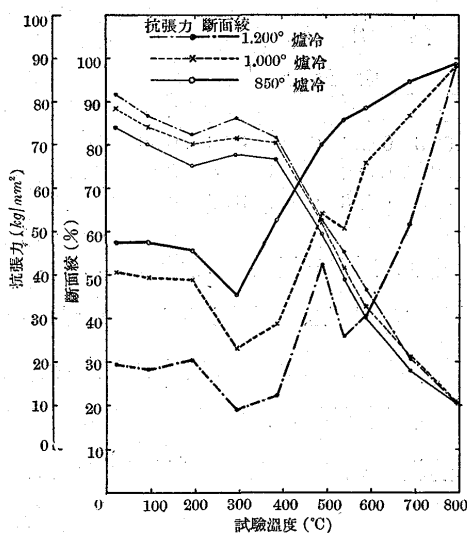
第 9 圖

C-3鋼の熱脆性に對する  
焼鈍温度の影響



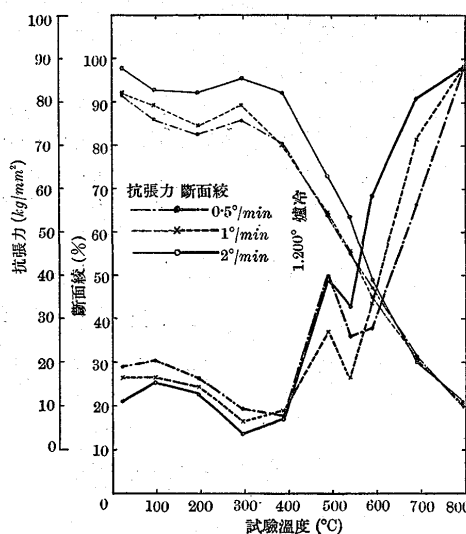
第 10 圖

Ni-Cr鋼の熱脆性に對する  
焼鈍温度の影響



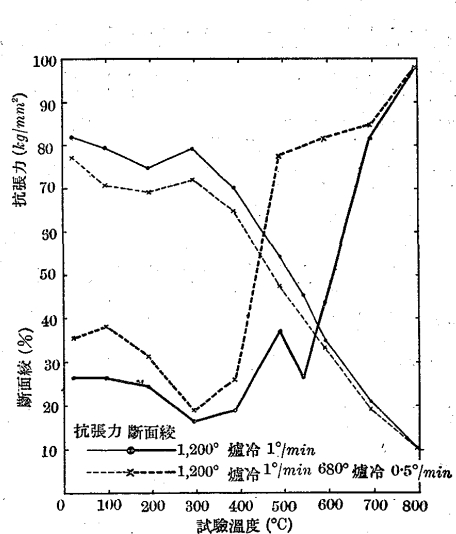
第 11 圖

Ni-Cr鋼の第二次脆性に對する  
冷却速度の影響



第 12 圖

Ni-Cr鋼の第二次脆性に對する  
焼鈍の影響



場合と同じ様に 200°C から抗張力の増加があるに拘らず  
絞には特に脆性を認めることが出来なかつた。

これによつて見れば析出脆性はフェライト結晶粒の特性  
であつてソルバイトは析出によつて硬化はするが脆性が生  
じないものであることがわかる。ソルバイト組織は變態點  
以下の急冷で常温時効に際して脆性を伴はないことにつ  
いて永澤氏<sup>10)</sup>の報告がある。それとこれとは同一の原因に屬  
する現象であると思ふ。

(4) 焼鈍温度の影響

炭素鋼は C-2 鋼も C-3 鋼も爐冷の場合には焼鈍温度の  
影響は認められなかつた。即ち抗張力及び絞曲線は 900°C

の場合も 1,000 及び 1,200°C の場合も全く重なり合つて青熱  
脆性には變化なく、又た第二次脆性は發生しなかつたので  
爐冷の實驗結果は省略して空冷の場合のみを記載しやう。

第 8 圖は C-2 鋼を 900, 1,000 及び 1,200°C より空  
冷した場合である。全試験温度範圍を通じて抗張力は焼鈍  
温度の影響を受けず相等しく、又た青熱脆性に對しても影  
響がないが 500 及び 600°C に於ける第二次脆性は焼鈍  
温度と共に著しくなつてゐるのを見る。

第 9 圖は C-3 鋼を 850 1,000 1,200°C より空冷し  
た場合であるが C-2 鋼と異つて青熱脆性が焼鈍温度の増加  
と共に著しくなつてゐる。抗張力にも輕微ながら 300°C  
に於て若干の變化が認められる。第二次脆性は C-2 鋼の

<sup>10)</sup> 永澤清：鐵と鋼 昭 11 年 (1935) 880 頁

場合より更に著しく焼鈍温度の影響を受けて 550°C に谷を作る様になる。従来中炭素鋼には第二次脆性は生じないと思はれてゐたが<sup>11)</sup>高温より空冷すると相當著しく第二次脆性を生ずることが明となった。

Ni-Cr 鋼は第 10 圖に示す様に 850°C から爐冷したのでは第二次脆性は認められないが、焼鈍温度を高めて 1,200°C 即ち鍛錬温度附近になると爐冷の場合でも第二次脆性が激しく現はれ、炭素鋼の空冷の場合とは比較にならない程深い谷を 550°C に作る。焼鈍温度が高くなるほど全體に脆くなってゐるため青熱脆性の程度に對する焼鈍温度の影響は明かでないが、青熱脆性は稍高温の方に擴てゆく様である。

Ni-Cr 鋼を 1,200°C より冷却速度を變へて實驗してみると第 11 圖の様に 1°/min の場合の方が第二次脆性が甚だしくなるが更に速度を増して 2°/min とするときは却て第二次脆性が減少する傾向を示す。實驗を繰り返して見ても常に同じ傾向を示した。2°/min の場合は顯微鏡的觀察によれば殘留マルテンサイトを生成してゐた。即ち或程度速度が増してマルテンサイトを混ざる様なれば第二次脆性が生じなくなるが、これは炭素鋼が空冷の場合のみ第二次脆性を現はし、其れ以上の急冷に於ては發生しないのと同一現象である。

1,200°C より爐冷して第二次脆性の著しく現はれた Ni-Cr 鋼も 680°C に焼鈍することによって脆性が消失する第 12 圖はそれを示すものである。この際加熱後の冷却は爐冷でも油冷でも大差がなかった。同じ實驗を成分の異た多數の試料についても行て見たが同じく 680°C に加熱後の冷却は爐冷であっても油冷であっても、第二次脆性は消失することを知た。680°C より油冷するときは過飽和の炭化物が得られる筈であるが、其の炭化物の析出と第二次脆性とは餘り關係がないことがわかる。

### III. 熱脆性に及ぼす成分の影響

(5) 實驗の方針 Ni-Cr 鋼中に特殊成分の偏析がある場合熱脆性が特にその部分に激しくなるために局部的に龜裂を生ずる様なことがあるかも知れない。その様な場合の試験の意味で Ni-Cr 鋼を基本とし、之れに特殊成分を増減して實驗を行て見た。特に第二次脆性に及ぼす成分

の影響を見るべく試料はすべて 1,200°C より 0.5°/min の爐冷とした。材料は特記以外はすべて酸性高周波電氣爐製の 50 kg の鋼塊より 1" の丸棒に鍛造し、之れを上記の様に爐冷して試験片に仕上げ前章に述べたと同じ方法で實驗を行た。

本文に述べてある様に電氣爐鋼は同一温度に鈍しても結晶粒が平爐鋼に比べて著しく小さいために第二次脆性の程度が輕微であるが、成分の影響の比較には差支はないと思ふ。しかし平爐鋼について論ずる場合はこのことを考慮する必要がある。

尙ほ青熱脆性と成分の間には特に一定の關係を認めることが出来なかつたから以下の説明には青熱脆性に關することは省略する。

#### (6) 炭素の影響

(第 13 圖, 第 14 圖) 先づ第 2 表に示す様な 3 種類の炭素量を異にする鋼を造て見たのであるが一般に Mn が豫定以上に多いものが得られた。それであるから第 13

第 2 表

No.	成分 %							
	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Cu
2	0.37	0.26	0.73	0.026	0.025	3.06	0.86	0.08
3	0.40	0.20	0.70	0.022	0.023	3.04	0.78	0.08
4	0.50	0.23	0.73	0.023	0.022	3.07	0.70	0.07

圖は Mn が稍高い場合に對する炭素量の影響を示すものであるが、炭素の増加する程第二次脆性が著しくなり且つ低い温度から脆性が始てゐる。400°C に急激な粘性増加があるが之れは前述の凝集粘性増加に相當するものであつて一旦 680°C に焼戻してから試験すると現はれなくなる。

次に特に注意して Mn が少ない様にした第 3 表の様な

第 3 表

No.	成分 %							
	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Cu
11	0.29	0.15	0.45	0.013	0.020	3.18	0.74	0.10
28	0.41	0.19	0.55	0.016	0.007	3.38	0.83	0.10

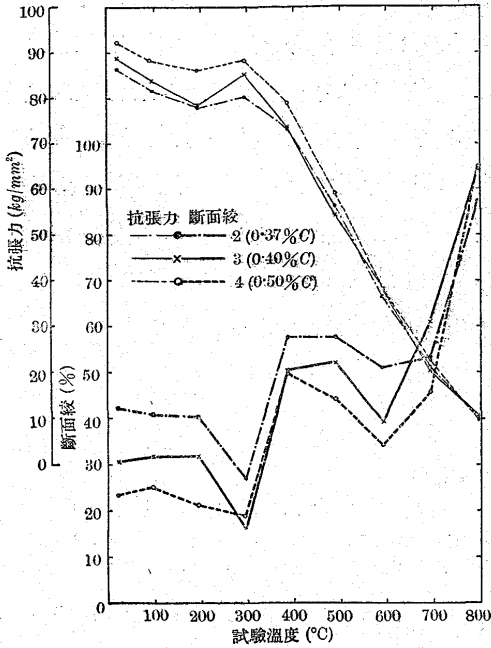
種類の鋼について炭素量の影響を比較して見ると第 14 圖の如くであつて炭素量を増すと第二次脆性が 500°C に移るが Mn が高い場合程にはその影響は著しくない様である。

尙ほ圖中の No.11 なる鋼は前章の平爐製鋼 Ni-Cr 鋼と殆ど同じ成分であるのに第二次脆性のみならず全般的に

<sup>11)</sup> Quik: 前掲

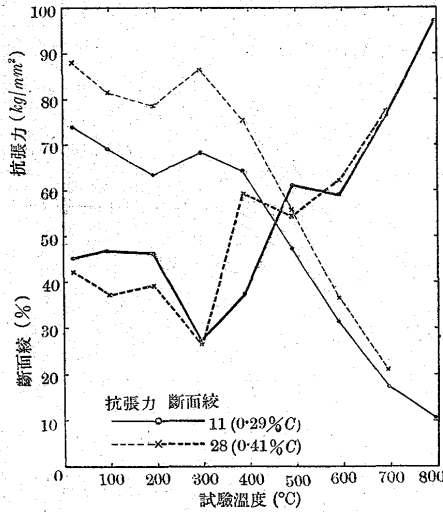
第13圖 炭素の影響

No.	C	Si	Mn	Ni	Cr
2	0.37	0.26	0.73	3.06	0.86
3	0.40	0.20	0.70	3.04	0.78
4	0.50	0.23	0.73	3.07	0.70



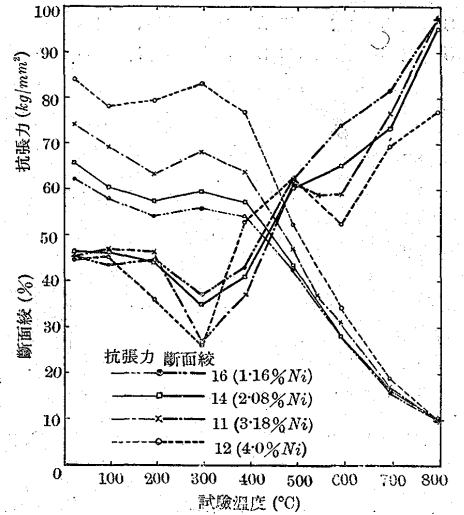
第14圖 炭素の影響

No.	C	S	Mn	Ni	Cr
11	0.29	0.15	0.45	3.18	0.74
28	0.41	0.19	0.55	3.38	0.83



第15圖 ニッケルの影響

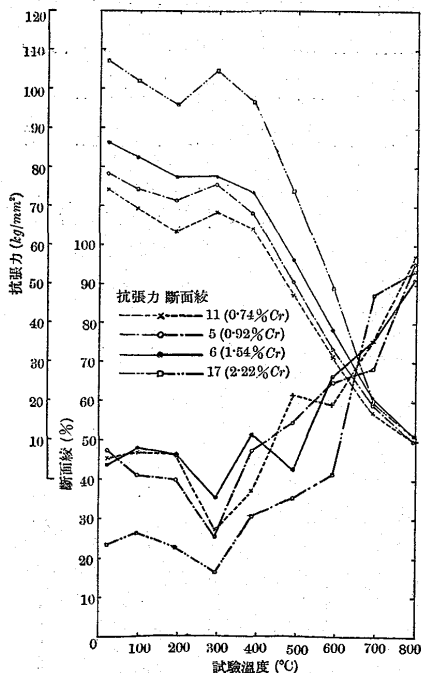
No.	C	Si	Mn	Ni	Cr
16	0.29	0.25	0.52	1.16	0.86
14	0.28	0.26	0.41	2.08	0.75
11	0.29	0.15	0.45	3.18	0.74
12	0.28	0.19	0.54	4.00	0.66



No. 11 の脆性が少ないのは専ら結晶粒の大きい影響であらう。即ち電気爐鋼は砂を多く含んでゐるためか、同一

第16圖 クロムの影響

No.	C	Si	Mn	Ni	Cr
11	0.29	0.15	0.45	3.18	0.74
5	0.32	0.33	0.55	3.10	0.92
6	0.33	0.31	0.44	3.03	1.54
17	0.31	0.24	0.44	3.06	2.22



温度に加熱してもオーステナイトの結晶粒が大きくなれないのである。所謂インヘレント、グレナサイズが小さいのである。

(7) ニッケルの影響(第15圖)

Niを1~4%に變化した場合の實驗である。成分は第4表に示した。Niを少なくすると全く第二次脆性が現はれなくなり、Niの増加につれて第二次脆性が増してゐるが實驗の成分範囲ではその影響は比較的弱い

第4表

No.	成分%							
	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Cu
16	0.29	0.25	0.52	0.014	0.019	1.16	0.86	0.08
14	0.28	0.26	0.41	0.014	0.018	2.08	0.75	0.09
11	0.29	0.15	0.45	0.013	0.020	3.18	0.74	0.10
12	0.28	0.19	0.54	0.013	0.020	4.00	0.66	0.10

(8) クロムの影響(第16圖)

Crを増して實驗して見たのである。第5表はその成分を示す。Crが0.74% (No.11)のときは第二次脆性が600°Cに現はれてゐるのがCr0.92% (No.5)になると

第5表

No.	成分%							
	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Cu
11	0.29	0.15	0.45	0.013	0.020	3.18	0.74	0.10
5	0.32	0.33	0.55	0.022	0.022	3.10	0.92	0.08
6	0.33	0.31	0.44	0.015	0.024	3.03	1.54	0.10
17	0.31	0.24	0.44	0.015	0.024	3.03	2.22	0.07

600°Cでは却て粘性を増し、其の代り500°Cで粘性を若干減じ其の結果第二次脆性が消失した様に見える。Crが1.54% (No.6)になると500°Cの脆性が著しくなつてこゝに明瞭に第二次脆性が600°Cより500°Cに移る。更にCrが増して2.2% (No.17)になるとマルテンサイトを残留する様になるため全體が脆く、第二次脆性は明瞭でなくなる。この場合700°Cで急に粘性を増すのは顯微鏡的に残留マルテンサイトの分解に相當してゐる。

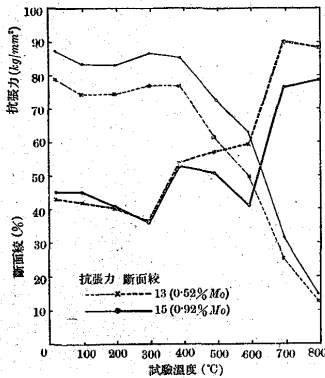
Cr の増加は Ni の場合と同様第二次脆性の程度に影響することは比較的少ない様である。

(9) モリブデンの影響 (第 17 圖)

Mo を二通りに變へて比較して見たのである。但し Cr が含まれてゐない場合即 Ni-Mo 鋼である。成分は第 6

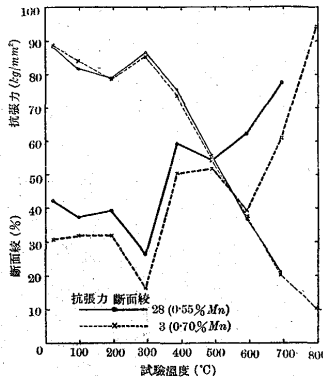
第 17 圖 モリブデンの影響

No.	C	Si	Mn	Ni	Cr	Mo
13	0.28	0.22	0.53	3.06	—	0.52
15	0.28	0.17	0.39	3.09	—	0.92



第 18 圖 マンガンの影響

No.	C	Si	Mn	Ni	Cr
28	0.41	0.19	0.55	3.33	0.83
3	0.40	0.20	0.70	3.04	0.78



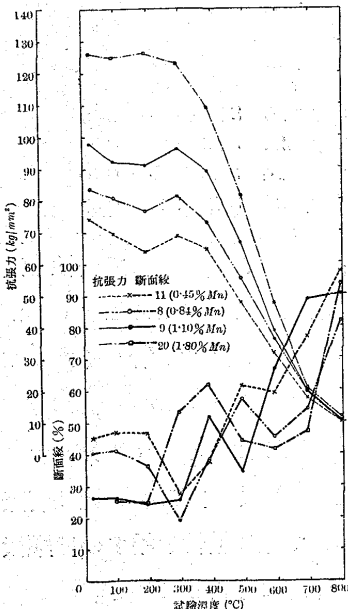
表に示す。Mn の増加は第二次脆性を増してゐるが注目すべきことは第二次脆性温度に於て抗張力の増加が伴てゐることである。これは恐らく特殊炭化物の析出硬化によるの

第 6 表

No.	成分 %								
	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cu	Mo	
13	0.28	0.22	0.53	0.015	0.010	3.06	0.10	0.52	
15	0.28	0.17	0.59	0.014	0.009	3.09	0.09	0.92	

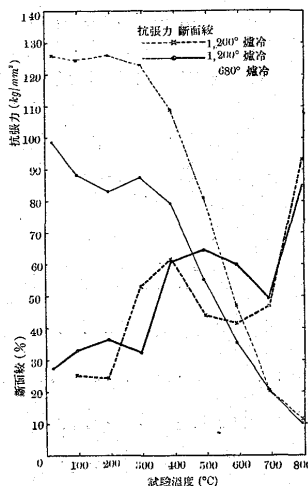
第 19 圖 マンガンの影響

No.	C	Si	Mn	Ni	Cr
11	0.29	0.15	0.45	3.18	0.74
8	0.33	0.24	0.84	3.06	0.75
9	0.28	0.25	1.10	3.08	0.61
20	0.30	0.25	1.80	3.14	0.81



第 20 圖

No. 20 の特殊熱脆性に對する焼鈍の影響



であらうと思ふ。

(10) マンガンの影響 (第 18~20 圖)

Mn の影響については既に(6)の炭素の影響に際して述べたところからも窺ひ知ることが出来る。即ち第 2 表と第 3 表から No. 3 と No. 28 の成分を比較して見ると両者は Mn 量を除いては殆ど等しい成分であるが、両者の試験結果を比較して見ると第 18 圖の様に抗張力には全然差が無いのに第二次脆性が著しく異てをり、且つ全體から見ても No.3 の方が脆くなつてゐる。Mn 量としては 0.55 から 0.7 と僅かに 0.15% 増加したに過ぎないのである。これだけから見ても Mn の影響は著しいことが判る。

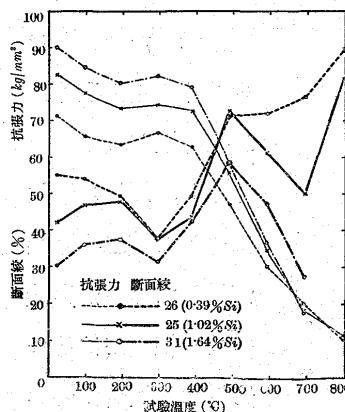
第 7 表

No.	成分 %							
	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Cu
11	0.29	0.15	0.45	0.013	0.020	3.18	0.74	0.10
8	0.33	0.24	0.84	0.016	0.027	3.06	0.75	0.10
9	0.28	0.25	1.10	0.020	0.031	3.08	0.61	0.10
20	0.30	0.25	1.80	0.017	0.021	3.14	0.81	0.08

第 7 表は 0.3% Ni-Cr 鋼に對し、Mn 量を色々變へた場合の成分分析表で、第 19 圖はその試験結果であるが此の場合にも Mn が 0.45 より 0.84% に増しただけで第二次脆性は相當著しくなつてゐるのを見る。(但し No. 8 は同時に炭素量も稍増してゐるから其影響も幾分あるだらうが、前の例から考へて Mn による影響が大きいものと思ふ)。Mn が 1.1% になると C や Cr の場合と同様に第二次脆性が 500°C に移り 600°C では却て粘性が増してゐる。Mn が更に増して 1.8% になるとマルテンサイトの分解による凝集粘性増加が 300°C に生じて青熱脆性を打ち消してをり、第二次脆性は 500°C より始まり之れは今迄の例と異なり殆ど回復することなく變態點温度

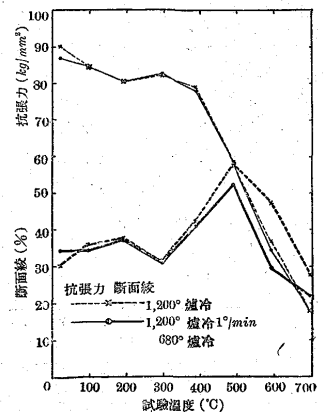
第 21 圖 珪素の影響

No.	C	Si	Mn	Ni	Cr
26	0.26	0.39	0.41	3.32	0.81
25	0.28	1.02	0.46	3.23	0.87
31	0.28	1.64	0.48	3.07	0.84



第 22 圖

No. 31 の特殊熱脆性に對する焼鈍の影響





途續いてゐる。従て之れを 680°C で焼戻しても第 20 圖の様に 500°C 及び 600°C 附近で脆性は回復するが、700°C 附近の脆性は全く回復しないのである。700°C で脆性が回復しないのは普通知られてゐる第二次脆性の性質と多少異なるから 700°C 附近に生ずる脆性を假りに特殊熱脆性と名付けて區別することとする。

以上の如く Mn の影響は複雑であるが Mn の増加は第二次脆性に著しい影響を與へ、且つ特殊熱脆性を與へるものと言ふことが出来る。

(11) 珪素の影響 (第 21 圖, 第 22 圖)

成分は第 8 表に示した如くである。第 21 圖に於て Si を増すと Mn の場合よりは更に著しく特殊熱脆性を生ず

第 8 表

No.	成分 %							
	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Cu
26	0.26	0.39	0.41	0.018	0.014	3.32	0.81	0.06
25	0.28	1.02	0.46	0.017	0.014	3.23	0.87	0.07
31	0.28	1.64	0.48	0.018	0.017	3.07	0.84	0.10

ることが知られる。特に Mn の場合と異なり温度上昇に従て脆性の増加著しく、變態點直下では最も脆性が激しくなつてゐるのが特徴である。

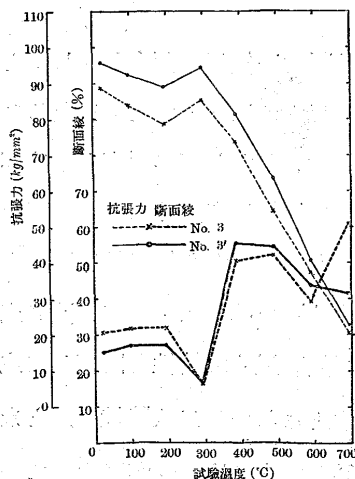
第 22 圖は No.31, 680°C に焼鈍して試験した結果を示したものであるが Mn の場合と異なり焼鈍によって 500°C 以上の脆性も全然回復しない。抗張力も同様焼鈍によって何等變化を受けてゐないのは注目すべき點である。即ちこの材料には焼戻軟化がないのである。

(12) 特殊熱脆性の二、三の例

以上の如く特殊熱脆性は成分的には Si と Mn に關係を持てゐるが、しかし全く分析成分と無關係にこれを發生

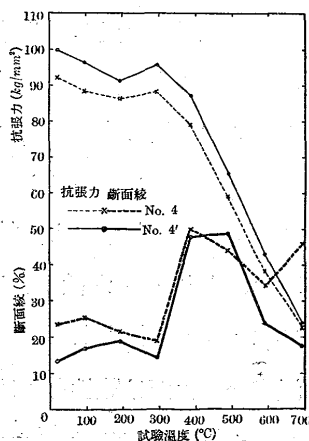
第 23 圖

特殊熱脆性に対する製鋼法の影響



第 24 圖

特殊熱脆性に対する製鋼法の影響



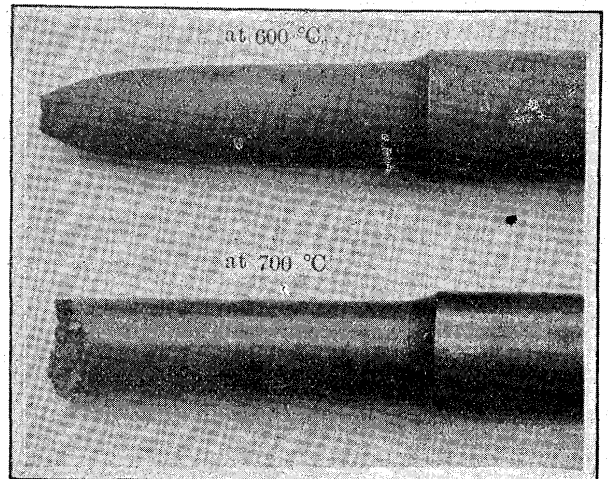
するものがある。即ち第 9 表に示す様に No.3 と No.3' 及び No.4 と No.4' とは成分上殆ど等しいと言つてもよいのであるが、只 No.3' と No.4' は共に鹽基性平爐によつて溶解した鋼である。しかるに第 23 圖と第 24 圖に比較した様に No.3' 及び No.4' は極めて著しい特殊熱脆

第 9 表

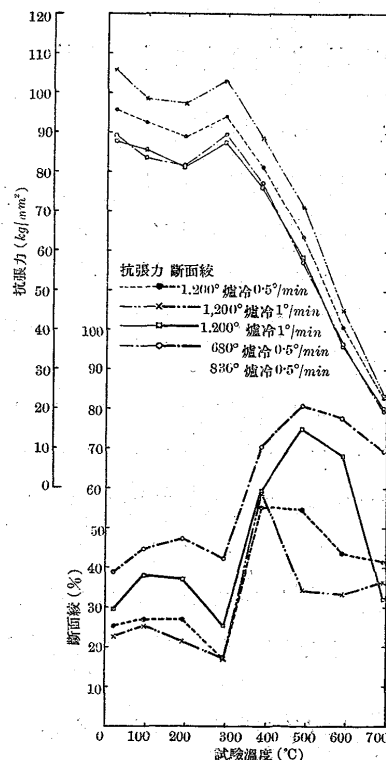
No.	成分 %							
	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Cu
No.3	0.40	0.20	0.70	0.022	0.023	3.04	0.78	0.08
No.3'	0.43	0.28	0.78	0.030	0.019	3.15	0.88	0.07
No.4	0.50	0.23	0.73	0.023	0.022	3.07	0.70	0.07
No.4'	0.48	0.28	0.79	0.030	0.021	3.24	0.84	0.06

第 25 圖 特殊熱脆性の破面の一例

1,200°F,C,0.5°/min,F,C) 680°F,C( " )



第 26 圖 No.3' の特殊熱脆性に対する熱処理の影響



性を示してゐるのに No.3 と No.4 には第二次脆性だけしかない。第 25 圖の寫眞は No.4' の 600°C と 700°C の破面を比較して示したもので如何に脆い破面を呈してゐるかがわかる。No.3' 及び No.4' は鹽基性平爐鋼ではあるが脱酸に注意した鋼であるため、砂の量及び水素還元による酸素量の分析の結果、電氣爐鋼より砂も酸素量も少なかったから砂

や分析上の酸素の量と関係あるとは思はれない。この兩種の鋼は 1" 丸棒に鍛造する際悉くその表面に鍛錬による縦割れが生じてゐたから、特殊熱脆性が鍛錬割れの原因となることが知られる。

第 26 圖は No. 3' 鋼に色々の熱処理を與へて實驗した結果で、冷却速度を少し早めて  $1^\circ/\text{min}$  にすると第二次脆性が著しくなつて  $500^\circ\text{C}$  から谷が初まる。 $680^\circ\text{C}$  で焼鈍すれば第二次脆性は無くなるが、しかし特殊熱脆性は無くならない。また  $830^\circ\text{C}$  の焼鈍によつて特殊熱脆性は少なくなるが、依然残てゐることを示してゐる。No. 4' の場合も全く同じ結果が得られた。

特殊熱脆性は一見變態脆性の様であるが、膨脹試験による變態開始温度と比較して見るとそれよりは遙かに下の温度から脆性が初てをり、脆性温度附近に於て膨脹曲線に何等異常を認めることは出来なかつたし亦た第二次脆性とは連続して變化してゐるから、第二次脆性の特別な場合と見る方が適當である。前述の様に特殊熱脆性は鍛錬割れの原因をなすことが明であるが、大鋼材中に特殊熱脆性が生ずる部分があるとすれば其處に冷却割れが生ずる可能性がある。勿論鋼材中の  $Mn$  や  $Si$  がこの實驗に於ける量だけ多い場合は有り得ないであらうが、分析上の  $Mn$  及び  $Si$  の量以外に特殊熱脆性を與へる隠れた原因があるのであるから普通の鋼材中にも局部的に特殊熱脆性を呈する部分があると想像される。

#### IV. 第二次脆性及び特殊熱脆性に関する考察

Quick 及び Freemaun 等は變態點以下で鈍した場合に第二次脆性が無くなることから見て、 $A_1$  點以下で溶ける遊離の(粒界等にあるものを指す)セメントイトが一原因ではなからうかと考へてゐる。また窒素分析の結果は窒素には關係なく残渣分析の結果は  $Al_2O_3$  や  $SiO_2$  等の含有量に關係してゐないと述べてゐる。

Shapiro は A. Sauveur の見界に従ひ再結晶がその原因をなすと論じ、従て第二次脆性は一般金屬の特性であつて結晶粒が細くなると脆性範圍が狭く且つ脆性が著しくなり、結晶粒が粗くなると其の反對になると言て居る。

しかし第二次脆性が只單に再結晶が原因であると言ふだけでは變態點以下で加熱するとき第二次脆性が無くなる

ことや炭素量及び特殊元素の増加が脆性を著しくすることに対する説明がつかない許りでなく Jenkins<sup>12)</sup> 等の實驗によれば再結晶が生ずれば加工硬化が減少するため却て粘性を増加し割れ目の發生を妨げるものとさへ考へなければならぬ。

筆者は第二次脆性及び特殊熱脆性の發生機構について次の様に假定的説明を試みた。即ち結晶體の破斷力  $\sigma_z$  を二つに分け一つは結晶粒内の破斷力  $\sigma_{zc}$  一つは結晶粒界の破斷力  $\sigma_{zg}$  とする。そのうち粒内の破斷力はその硬度或ひは抗張力に比例して變化するものとする。従て温度に對する破斷力の變化は抗張力と同じ様な低下を示す。種類の異なる多數の鋼について焼戻温度を種々變へて破斷力と抗張力との關係を調べて見ると、其の間に直線的關係があることを認めたからそれと同じ様な關係が高温の場合にも存在すると假定してよいと思ふ。

次に粒界破斷力は粒界の特質によつて定まり、炭化物或ひは不純物が粒界に有るか無いかによつて大いに影響されるものには違ひないが、其の一般的の特性として再結晶温度附近から温度増加に對する粒界破斷力の低下の割合が粒界破斷力の場合に比べて急激であると假定する。

扱て結晶粒内の粘性は青熱脆性温度以上では温度と共に絶えず増加するものと考へよう。若し二つの破斷力の關係が  $\sigma_{zc} < \sigma_{zg}$  であるとすれば粒内の粘性が完全に現はれ、温度と共に粘性が増加し第二次脆性は生じない。しかし若も  $\sigma_{zc} > \sigma_{zg}$  であれば結晶粒はその特有の粘性を現はし終らない前に粒界で破斷が起り脆性を與へることになる。脆性の程度は  $\sigma_{zc}$  と  $\sigma_{zg}$  の差で定まり、又た温度が高くなる程加工硬化度を減ずるためその差が僅かでも脆性は著しくなる筈である。

再結晶温度附近から粒界破斷力の低下の割合が激しいと考へたから或場合にその温度以上では  $\sigma_{zc} > \sigma_{zg}$  になることがあり、従て脆性が現はれる。しかし高い温度から冷却されて生じたソルバイト等では變態温度近くになると、セメントイトの凝集による軟化を生ずるから従て曩に述べた理由により  $\sigma_{zc}$  が低下する結果  $\sigma_{zc}$  と  $\sigma_{zg}$  の差を減じ或ひは  $\sigma_{zc} > \sigma_{zg}$  となるから變態點近くで粘性を回復して或温度範圍にだけ脆性を現はすところの第二次脆性の形となる。また一旦變態點以下に鈍したものは  $\sigma_{zc}$  が減少してゐ

<sup>12)</sup> C. H. M. Jenkins, and G. A. Mellor: JI. I. & S. Inst. 132 (1935) p. 179

るため、再結晶温度附近でも  $\sigma_{zg}$  との差が少いか或ひは  $\sigma_{zc} < \sigma_{zg}$  の関係となつて第二次脆性が生じない様になる。即ち第二次脆性の治癒は粒界の破断力が變化するよりは寧ろ主として結晶粒の軟化によって起ると考へるのである<sup>13)</sup>。

$Si$  の多い鋼では實驗に示された様に軟化現象は全然起らないから、従て脆性を回復することなく茲に特殊熱脆性を示すことになる。 $Mn$  を増した場合は恐らく  $\sigma_{zc}$  と  $\sigma_{zg}$  の差が著しいために相當軟化を生じて粘性の回復が完全でなく特殊熱脆性の形を現はすものと思ふ。即ち特殊熱脆性は第二次脆性の特別な場合であるとして説明される

以上の如く第二次脆性は  $\sigma_{zc}$  と  $\sigma_{zg}$  の各特性曲線の形とその関係的位置によつて定まるものであつて、特定の成分に關係なく一般の鋼に共通な粒界の特性によるものであるから  $\sigma_{zg}$  に比して  $\sigma_{zc}$  が高くなる様な熱処理、換言すれば粒界破断力に比べて粒内硬度を高くする様な熱処理を施せばどの鋼でも第二次脆性を現はす筈である。高温度に加熱して結晶粒が粗大になつたものは粒界の破断力が害されてゐると想像されると同時に確かに硬度を増加してをり、従て  $\sigma_{zc}$  が高いから第二次脆性を著しく示すのである。高温度から冷却速度を或程度増加した場合にも粒内の硬度が増す結果脆性を著しくするが、或程度以上の冷却速度の増加は結晶組織を變化し従て粒界の性質を同時に變化するため脆性を示さないであらう。

特殊成分の増加は一般に硬度を増加するから第二次脆性を著しくする。その影響の程度は勿論それらの成分が粒界の破断力に及ぼす作用によつて亦異なる。 $Ni$  や  $Cr$  を増しても割合に第二次脆性が少ないのは之等の成分は粒内破断力を増加すると同時に粒界破断力をも或程度増すためと想像される。また  $Mn$  や  $Si$  は粒界を強めることなしに或ひは寧ろ弱め粒内のみの強きを増す作用がある。それらの要素が如何なる形で粒界を害するものであるかは明でない。 $Mo$  を加へると粒内の強きを増す許りでなく  $550^\circ C$  附近で焼戻硬化を起す結果第二次脆性を著しくするのである。この焼戻硬化は特殊炭化物の析出現象と考へられてゐるから、特殊炭化物の析出硬化がある材料は一般に第二次脆性を著しく現すであらう。尚ほ實驗の結果によれば變態點以下の加熱の後急冷して得られた過飽和のセメントライト

は  $400^\circ C$  附近の凝集粘性増加の原因とはなるが第二次脆性には大した影響を與へない様である。勿論この時は變態點以下の加熱による軟化がその影響を微弱にして居るのかも知れない。

同一成分にして特殊熱脆性を生ずるものと然らざるものとがあつたが、特殊熱脆性を生ずるものの方が抗張力が高くなつてゐるから粒界破断力に比べて粒内硬度が高いことが一原因であらうが、而し別に粒界の破断力を害してゐる隠れた原因があるかも知れない。それは顯微鏡的にも見出すことは出来なかつたが、恐らく熔解或ひは凝固過程の差異に於て生じたものでなければならぬ。

## V. 總 括

1) 焼鈍炭素鋼に於ては變態點以下の温度で  $\alpha$  鐵に溶解し、急冷によつてその儘常温に持ち來された過飽和セメントタイトの析出に伴ふ硬化は、青熱脆性とは別個のより低い温度に於ける脆性の原因をなし、又たその凝集軟化に依て異常な粘性増加が起る。これを凝集粘性増加と名付けた。セメントタイトの析出による脆性はセメントタイトの形態によつて異なり、一般にパーライト組織であるときのみ脆性が起りソルバイト組織例へば  $Ni-Cr$  鋼の焼鈍の状態や、炭素鋼の焼入焼戻の状態に於ては脆性は生じない。變態點以下の温度からの急冷によつては青熱脆性温度及び脆性の程度には變化がある。

2) 變態點以上から急冷されてマルテンサイトを生ずる場合は常温に於て脆性を示し、其の凝集粘性増加が  $300^\circ C$  になるため青熱脆性は丁度打ち消されて發生しない様になる。

青熱脆性の發生温度は焼きが入らない限り變態點以上からの冷却速度を増しても變化がなかつた。この點は Kuipp の實驗と異るところである。但し變態點以上から冷却が速い程脆性の程度を増す傾向がある。

成分と青熱脆性との間に特別の關係が認められなかつた。

3) 第二次脆性は焼鈍温度が高い程また元のオーステナイト粒が大なる程及び冷却速度はある程度健かな程著しく發生する。しかし激しく第二次脆性を生ずるものも、之れを變態點に近いその上下の温度に焼鈍することによつて脆性を回復する。

$Ni-Cr$  鋼に  $C Ni Cr Mo Mn$  及び  $Si$  等を各々單

<sup>13)</sup> アームコ鐵の場合は焼鈍による軟化は無いがこの場合は再結晶による軟化が回復の原因であると思へる。

獨に増加すると、いづれの時も第二次脆性が著しくなるが就中 *Mn* 及び *Si* の増加は最も第二次脆性に影響し炭素の増加は *Mn* と共存するとき影響を強め *Mo* は焼戻硬化を伴ふために激しい影響を與へる。*Ni* と *Cr* は實驗範圍では比較的影響が弱い。また *Si* 及び *Mn* を増した場合は變態點附近に於て脆性が最も著しくなり、多少普通の第二次脆性と異るところがあるからこれを特殊熱脆性と名付けた。この種の脆性は同一の成分であっても製法が異ると一方には生じ、一方には生じないことがある。變態點以下の焼戻はこの脆性の回復に効果がない。特殊熱脆性は發生溫度及び脆性の程度より考へ冷却龜裂や、鍛鍊割れと

關係がある様に想像される。

4) 第二次脆性及び特殊熱脆性の發生する機構を結晶粒界破斷力と結晶粒内破斷力の相互關係によるとする一つの假定的説明を試みた。また特殊炭化物の析出が第二次脆性を助成する一因をなすことを述べた。

終りに臨み實驗の御便宜と御指導を賜りたる改良部長黒川慶次郎氏並に種々御教示を與へられ併せて論文を御校閲下された石原寅次郎教授に深く感謝の意を表す。

猶實驗中多大の努力を拂れし三田村勇吉、浦田正吉君及び實驗室諸氏の勞を謝す。

## 鑄鋼用鑄物砂配合に對する基礎理論 (第 I 報)

(日本鐵鋼協會第 18 回講演大會講演 昭和 12 年 10 月)

吉 田 正 夫\*

### ON THE FOUNDAMENTAL THEORY OF MIXING OF MOULDING SAND FOR STEEL CASTINGS. (First report.)

Masao Yoshida.

SYNOPSIS:—The process of study was divided into next two directions.

- (1) Properties at room temperature.
- (2) Properties at high temperature. (up to 1,000°C.)

As the properties at room temperature, permeability and bonding strength were observed, and the effect of several factors on these properties was studied; namely, the effect of amount of water and clay, shape and size of sand and number of ramming.

In the first report the study of permeability was described

#### 目 次

- I 緒 言    II 調査方針の決定    III 試験方法  
IV 供試材料    V 實驗結果    VI 總 括

#### I 緒 言

鑄物製造に於てその成否を左右するものは原料熔融金屬型の方案、原料砂の適否である。前二者に就ては従來充分研究され又改善されつゝある。然るに鑄物砂に關しては研究充分なりとは言ひ得ず最近諸外國に於て漸く盛となりつゝある。本邦に於てはこれが試験方法すら統一制定されずして最近に到り漸く數人<sup>1)2)3)4)5)</sup>の先輩により研究結果が發表される様になつた。茲に於て著者も亦一微の勞をと考へ本研究に着手した。本報は數種の實驗結果を基礎とし鑄物砂の性質に及ぼす諸因子の影響を明かにし且又こ

の種現象の因て來る原因機構を考察決定した。而して研究方針は常溫試験と高溫試験に分ち常溫に於ては通氣性及び成型性に就き調査考究した。本第一報は常溫に於ける通氣性に關する報告である。

#### II 調査方針の決定

個々の調査方針は先輩の研究報告を參考とし決定する事にした。以下に通氣性に關し従來發表された主なるものを示す事にする。

菊田氏<sup>1)</sup>は通氣度に及ぼす水分粘土及び砂粒の大きさの影響を調査した。高橋氏<sup>2)</sup>は砂の見掛け比重と通氣度の關係を調査し見掛け比重大なるもの程通氣度悪き理由として砂の搗き固めにより細粉化する事を擧げ又通氣度と有孔率との間に次の關係ある事と實驗的に示してゐる。

$$Q = C\alpha^n \quad Q = \text{通氣量} \quad \alpha = \text{有孔率} \quad C, n = \text{係數}$$

\*) 大同電氣製鋼所