

トを残留してパーライト部分のみが焼入された急熱急冷の特異組織であつた。しかし腐蝕疲労により生じたクラックは無数にあるが、主としてフェライトを貫通していることがわかつた。

#### IV 結果に對する考察

本實驗の結果より高周波焼入れによる疲労限の向上の程度をみるに、いま高周波焼入材の疲労限を  $\sigma'_{WH}$ 、焼鈍材の疲労限を  $\sigma'_{WA}$  とし  $\sigma'_{WH}/\sigma'_{WA}$  の値を求めると  $50/24 \times 100 = 210\%$  となる。

腐蝕疲労強さ ( $3 \times 10^7$  における) について同様に求めてみる。高周波焼入材の腐蝕疲労強さを  $\sigma'_{WTH}$ 、焼鈍材のそれを  $\sigma'_{WTA}$  とすれば  $\sigma'_{WTH}/\sigma'_{WTA} = 40/16 \times 100 = 250\%$  となる。次に Total damage (全低下率)  $P$  を求めてみるに、焼鈍材においては  $P = \sigma'_{WA} - \sigma'_{WTA} / \sigma'_{WA} \times 100 = 33.3\%$ 、高周波焼入材では  $P = \sigma'_{WH} - \sigma'_{WTH} / \sigma'_{WH} \times 100 = 20.0\%$  となり高周波焼入材の方が Total damage は小さな値を示した。また水腐蝕疲労強さ ( $N = 3 \times 10^7$ )  $\sigma'_{WT}$  の値においても高周波焼入材は焼鈍材の 250% に相當し高周波焼入れの効果が認められる。しかればその効果は高周波焼入れの何れの性質によつてもたらされるかを考察すれば、水腐蝕試験によつて高周波焼入材の方が腐蝕減量が多いことから高周波焼入材の耐蝕性は期待できない。また高周波焼入れの際に生ずる表面の酸化被膜の防銹作用でないことも腐蝕、疲労の兩試験により明らかにされた。従つてその効果は上記の以外にあるとすれば高周波焼入れによる強度の向上と表皮に残留する壓縮内部應力によりクラックの進行が抑えられるためではないかと考えられる。

#### V. 結 言

高周波焼入れした炭素鋼の水に對する腐蝕疲労強さを實驗的に調べて若干の考察を加えたが、その内容を要約すれば次のごとくである。

(1) 腐蝕疲労には疲労限は存在せず大氣中の疲労限以下の應力でも破損する。

(2) 高周波焼入れすることにより腐蝕疲労強さは相當に向上することが認められる。本實驗の結果によれば腐蝕疲労による全低下率  $P$  は高周波焼入材では 20%、焼鈍材では 33% であつた。 $N = 3 \times 10^7$  における高周波焼入材の  $\sigma'_{WTH} = 40 \text{ kg/mm}^2$  に對し、焼鈍材の  $\sigma'_{WTA} = 16 \text{ kg/mm}^2$  であり、 $\sigma'_{WTH}/\sigma'_{WTA} \times 100 = 250\%$  となる。

(3) 高周波焼入試片の腐蝕疲労強度の高い理由は實

驗の結果を綜合して考えると、表皮の強度向上並びに壓縮残留應力の効果が主であると思われる。

### (31) 高周波焼入に関する研究

(加熱電力、時間と焼入層との關係)

東京工業大學教授 工博 横山均次

東京工業大學 工〇漆原富士夫

#### I. 緒 言

この研究においては表題記載のことがらを明らかにする目的を以て次の如く實驗を行つた。試料としては 1% C 鋼、0.45% C 鋼の 30mm  $\phi$   $\times$  35mm に旋削したものをを用い、200kV 衝撃式高周波焼入装置によつて焼入を行つた。その際試料の焼入前の組織は 1% C 鋼ではパーライト、球状  $\text{Fe}_3\text{C}$ 、ソルバイト、0.45% C 鋼ではパーライト、球状パーライトとしたものである。また加熱條件は 20kW  $\times$  40sec, 50kW  $\times$  10, 15, 20sec, 85kW  $\times$  4sec, 100kW  $\times$  2, 5, 8 sec, 145kW  $\times$  1, 3, 5 sec である。このような試料の円筒表面のロックウェル C 硬度、軸方向に直角な中央断面のピツカース (5kg) 硬度分布、焼入深さ、マクロ組織及び顯微鏡組織をしらべ、更に計算によつて試料内部の溫度變化を求めた。

#### II. 實 驗 結 果

##### 1. 表面硬度

表面硬度の測定結果は次のようである。

(1) 1% C 鋼では焼入前組織パーライト、球状  $\text{Fe}_3\text{C}$ 、ソルバイトの三者を通じ電力量 200kWsec 以上の加熱で Rc61~62 の一定値が得られる。また 100kW  $\times$  2sec の如き短時間加熱ではパーライト及び球状  $\text{Fe}_3\text{C}$  の試料ではそれぞれ Rc65, Rc64 という高い値が得られる。

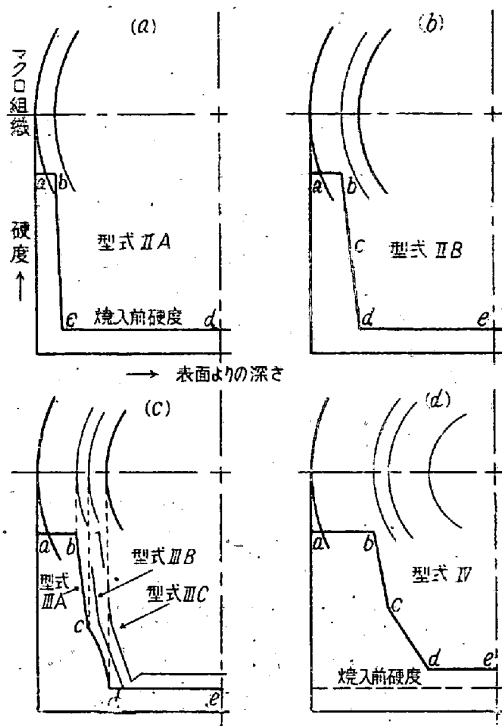
(2) 0.45% C 鋼では焼入前パーライト組織の試料は球状化したものに比し焼きが入り難く、硬度は低い。例えば後者は 340kWsec 以上の加熱で Rc59~60 の一定値に達するが前者では 100kW  $\times$  8sec で Rc54.5, 55kW  $\times$  15sec で Rc58 に達する程度である。

##### 2. マクロ組織、硬度分布及び焼入深さ

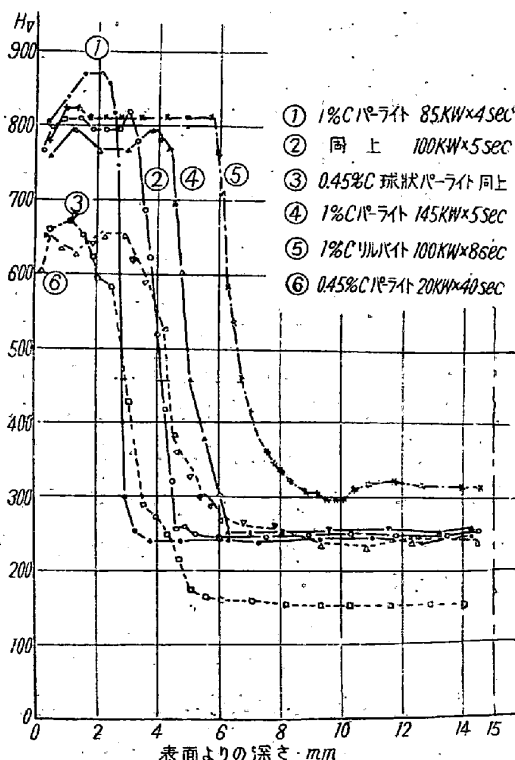
マクロ組織は硬度分布曲線と密接な關係があり、また硬度分布曲線の型式は主として焼入條件特に電力及び時間によつて左右せられ、試料の焼入前組織にはあまり關係しない。いま硬度分布曲線上にて 1% C 鋼試料は Hv600, 0.45% C 鋼試料は Hv450 の値となる點の表面からの距離を焼入深さと定めるときは、すべての試料を

通じて加熱時間の短い間は焼入深さと通電時間とは単純な比例関係にあるが、その時間が長くなれば単純には比例しなくなる。焼入深さは焼入前処理の影響をうけ 1% C 鋼ではパーライトが最も深い。

いまマクロ組織及び硬度分布曲線の型式を分類して第



第 1 圖 マクロ組織と硬度分布曲線の型式



第 2 圖 硬度分布曲線の實例

1 圖のように圖示的に表わすことができる。また第 2 圖は第 1 圖の各々に相當する實測例を示したものである。次に各型式について簡単に説明する。

(1) 型式 I (マクロ組織輪數 0)

この場合には焼入効果なくマクロ組織も變らない。

(2) 型式 II A (第 1 圖 (a), 第 2 圖 ①, マクロ輪數 1)

この型式は電力量 200~450k Wsec の短時間加熱の場合に生じ、焼入深さは 1% C 鋼試料では 3mm 以内、0.45% C 鋼試料では 2.5mm 以内である。

(3) 型式 II B (第 1 圖 (b), 第 2 圖 ②, マクロ輪數 2)

500k Wsec (=100kW x 5sec) では硬度分布曲線の降下部分の勾配が幾分緩やかとなり、マクロ組織も 2 個の輪を明瞭に認め得る。焼入深さは 1% C 鋼試料では 3~4 mm, 0.45% C 鋼試料では 2.5~3mm 位である。なお 0.45% C 鋼ではこの 100kW x 5sec の条件でパーライト組織のものは II B 型となるが球状化したものでは次の III A 型になっている。

(4) 型式 III A~C (第 1 圖 (c), 第 2 圖 ③, ④, ⑤, マクロに輪數 3)

更に加熱が長い時は硬度の降下は 2 段に起る。III A 型は 500~550k Wsec 加熱, III B 型は 700~800k Wsec 加熱のとき得られる。また III C 型は 550~800k Wsec でソルバイト試料を加熱した場合で硬度の降下は滑らかに連続し一旦谷を作つて焼入前に戻る。

(5) 型式 IV (第 1 圖 (d), 第 2 圖 ⑥; マクロ輪數 3 又は 2)

800k Wsec 以上の更に長い加熱である。

3. 顯微鏡組織

第 1 圖各型式の試料の顯微鏡組織は次のようである。

(1) 型式 II A 第 1 圖 (a) で d→c 間は變態溫度以下の加熱部分で組織には大きな變化なく C 点ではもとのパーライト粒子のみマルテンサイトになっている。c→b 間では亞共析鋼なら α 部分が減少し、過共析鋼ならば Fe<sub>3</sub>C の溶解が進みマルテンサイトは次第に増加し b 点でオーステナイトは殆んど均一化したことがわかる。b→a の表面に近づけば残留オーステナイトも増し、また結晶粒も成長している。

(2) 型式 II B 第 1 圖 (b) で a→c 間の硬度上昇は、變態點以上に加熱されても炭素の擴散がともなわないうで焼入後に残つたパーライト部分が逐次消失しマルテンサイトが増加するためである。而してあるところ C 点でもとのパーライト粒子はすべて變態を完了し以後は前

同様の又は  $Fe_3O$  が溶解して b 點で全部マルテンサイトになる。その變化は連続的であるため曲線上には析點はあまり明瞭に現われない。

(3) 型式Ⅲ もとのパーライト粒内で變態後生じた微細パーライト乃至トルースタイトは第 I 圖(c)において d→c まで順次マルテンサイトに代り C 點ですべてマルテンサイトとなる。以後は  $\alpha$  又は  $Fe_3O$  が溶解して b 點に達するが、この變化にくらべ C 點までの變化では硬度上昇は緩く、C 點に析點が出来る。なおⅢC型ではソルバイトに焼戻をうける部分が生じ硬度の谷ができる。

(4) 型式Ⅳ  $\alpha$  又はトルースタイトは d→c で消失、以後マルテンサイトの増加が主要變化である。

以上は組織變化として主要的に觀察できるものであるが、なお詳細には組織硬度の測定を併用した實驗を行っている。

### III. 熱傳導論的考察

種々の硬度分布曲線の得られる理由を知るために試料内部の温度變化を計算した。電流分布式として Steinmetz の式を用い、若干の假定をおいて熱傳導方程式を解いた結果によれば、短時間の通電では時間にほぼ比例して温度は上昇するが時間が長くなると熱傳導の影響が現われてくるということが知られる。

第 3 圖は數値計算の一例を示したもので、加熱冷却の速度を考慮して温度變化を見ると、短時間の加熱では變態點に上昇したところを境にしてマルテンサイト組織と焼入前組織とが直接トルースタイトの發生は少ないことが理解できる。従つて硬度分布もこの附近で勾配が急になる。第 2 圖曲線①はこの場合の實測値を示し、變態温度の遅れを考慮するときは計算とよく符合する。

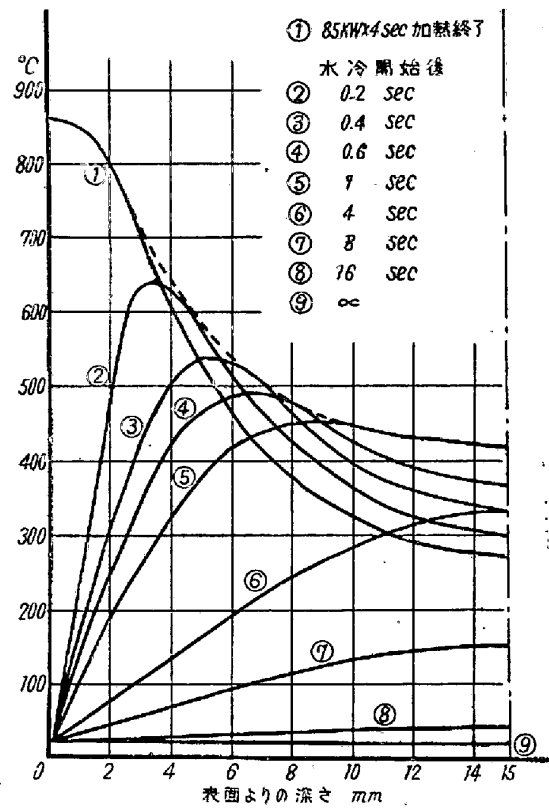
長時間の加熱では温度勾配が緩くなり、微細パーライト部分を生じ硬度分布も緩い勾配をもつ部分ができることを計算によつて示し得る。

### IV. 總 括

(1) 1% C 鋼, 0.45% C 鋼試料を用いて高周波焼入の際の加熱條件と焼入層の關係について研究した。

(2) 表面硬度は 1% C 鋼では焼入前の組織による差は少なく 200kWsec 以上の加熱で大略 Rc61~62 の一定値になり、また 200kWsec 附近の加熱では特に高い硬度が得られる。0.45% C 鋼ではパーライトは球狀化した場合より焼きが入り難い。

(3) 焼入深さは加熱時間の短い間は時間に比例し、



第 3 圖 温度分布の計算例

また 1% C 鋼ではパーライト試料が最も深い。

(4) 硬度分布は電力量に応じて種々の型式となり、マクロ組織と密接な關係がある。またこのような硬度分布の生ずる所以を熱傳導論的立場より考察し、更にこれを組織試験の結果と對比して説明した。

## (32) 鋼の清淨度に及ぼす熱處理の影響に就て

株式会社日本製鋼所室蘭製作所研究部

石 塚 寛

### I. 緒 言

筆者はこゝ 5, 6 年來鋼中の非金属介在物の研究を主として續けて來、又最近は當所に於て製造されている軸受鋼材の清淨度の測定方面を擔當しているわけであるが、最近に至つて鋼の清淨度は熱處理に依つて變る事を確めたので、この間の關係を基礎的に調べた。次に試験結果の概要に就て述べる。

### II. 試料及び試験方法

本試験の供試料は次に示す成分の軸受鋼第 2 種 (鹽基

C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr
1.10	0.28	0.38	0.008	0.014	0.21	1.73