

鋼の階段焼入に関する研究 (III)

オーステンバリング的階段焼入及び短時間加熱階段焼入を行つた炭素鋼の組織分布、硬度分布及び残留応力分布

(昭和22年4月 日本鐵鋼協會講演大會講演)

菅 野 猛* 辻 弘*

STUDY ON THE STEPPED QUENCHING OF STEEL (III)

Takesi Sugeno & Hiroshi Tsuji

SYNOPSIS: -

Two sorts of stepped quenching are studied. The first is an austempering-like quenching, that is before quenching in water, the sample is dipped in a 300°C salt bath for a little while. The second is characterized by the short time heating beyond A_3 point just before quenching.

Hardness distribution curves reveal some interesting results which conform with structural aspects. Residual stress curves show that the thermal and the transformational stress can be superposed in various ways according to the time of heating beyond A_3 , or the time of dipping in a 300°C salt bath.

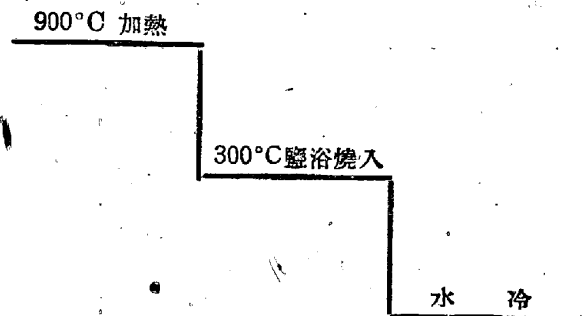
- I. 緒 言 (30)
- II. 第一段鹽浴焼入→第二段水冷なるオーステンバリング的階段焼入を行つた場合に於ける 0.35% C 炭素鋼の組織分布、硬度分布及び残留応力分布 (31)
- III. 700°C 加熱→900°C 短時間加熱→水冷なる階段焼入を行つた場合に於ける 0.35% C 炭素鋼の組織分布、硬度分布、残留応力分布 (35)
- IV. 總 括 (36)

I. 緒 言

第1報⁽¹⁾に於て0.3% C 炭素鋼試験片(圓壩形)に第一段水冷—空氣中引上—再水冷なる階段焼入を施した時試験片内外で如何なる溫度變化が起るかを実測及び計算に依り、種々の場合に就て求め更にその試験片の組織分布及び硬度分布を測定した結果、試験片の溫度變化曲線とその材質の等溫(冷却)變態曲線とが既知であれば一々試験片を切断せずともこの兩者から硬度分布及び組織分布は推定され得る事を述べた。

第2報⁽²⁾に於ては引續き第1報と同様な階段焼入を行つた時の0.3% C 炭素鋼圓壩形試験片の残留應力測定結果を報告したが、其處で第一段水冷及び空氣中引上時間を適當に定めると應力の最小値が得られる事を實驗的且つ理論的に述べ更に残留應力分布曲線の形が熱應力及び變態應力の組合せとして説明され得る事を述べた。(第1圖)

本報に於ては更に階段焼入の特別な場合として0.35% C の炭素鋼を鹽浴中に短時間焼入後水冷する場合及



第1圖 オーステンバリング的階段焼入の圖解

び變態點直下の溫度に豫め加熱して置いて、短時間だけ變態點以上の溫度に保つて、ある鉛浴中に浸け水焼入する場合に就て述べる。前者は焼入の速度を調節する一つの方法と考へられるし、後者は表面のみに焼を入れたい時に用られる方法である。前者の様に鹽浴(現在は300°C)中へ焼入れる方法は普通オーステンパーとして知られてゐる方法なので此處でもオーステンバリング的階段焼入と稱する事にした。尤も今の場合は鹽浴中に短時間浸けるだけで材質の大部分は鹽浴中で變態を行はないから眞の意味のオーステンパーで

* 扶桑金屬工業株式會社製鋼所

は無い。

以下に之等の焼入を行つた試験片の硬度分布、組織分布及び残留応力分布を簡単に述べて見やうと思ふ。

II. 第一段鹽浴焼入→第二段水冷なるオーステンパリング的階段焼入を行つた場合に於ける 0.35% C 炭素鋼の組織分布、硬度分布及び残留応力分布

オーステンパリング的焼入の圖解を第1圖に示す。

試験片としては 0.35% C 炭素鋼の径 44mm, 長さ 123mm のものを 900°C より空冷して焼準後用ゐた。これを電気抵抗爐に依り 900°C に一歳に加熱して約 30 min 保持後, 300°C の温度に一定に保つてある鹽浴中へ焼入それぞれ 5s, 10s, 20s, 浸漬してから取出して水中へ第二段の焼入を行つた。この際同一熱處理を 2 本宛行ひ内 1 本は組織分布, 硬度分布の測定用, 他の 1 本は残留應力分布測定用に供した。第1報乃至第2報の如く階段焼入時に於る試験片内外の温度變化は測定しなかつたが, 900°C から 300°C の鹽浴中へ焼入した時に試験片の内外が如何に冷却して行くかに就き熱傳導論的計算を用ひて温度變化の見當を付けた。即ち圓筒の長さが径に比して相當長いものと假定して最初 900°C なる一樣な温度にあつた圓筒形試験片を急に 300°C の鹽浴中に浸けた時の (表面温度は 300°C で一定) 試験片内部の冷却狀況を熱傳導の微分方程式から求めると(1)式の様になる。

$$U = 2T_0 \sum \frac{J_0\left(\frac{x_n}{r_0} r\right)}{x_n J_1(x_n)} e^{-K^2 \frac{x_n^2}{r_0^2} t} + T_2 \dots (1)$$

但し x_n は $J_0(x_n) = 0$ の根で小さいものから順に番號を附けたもの

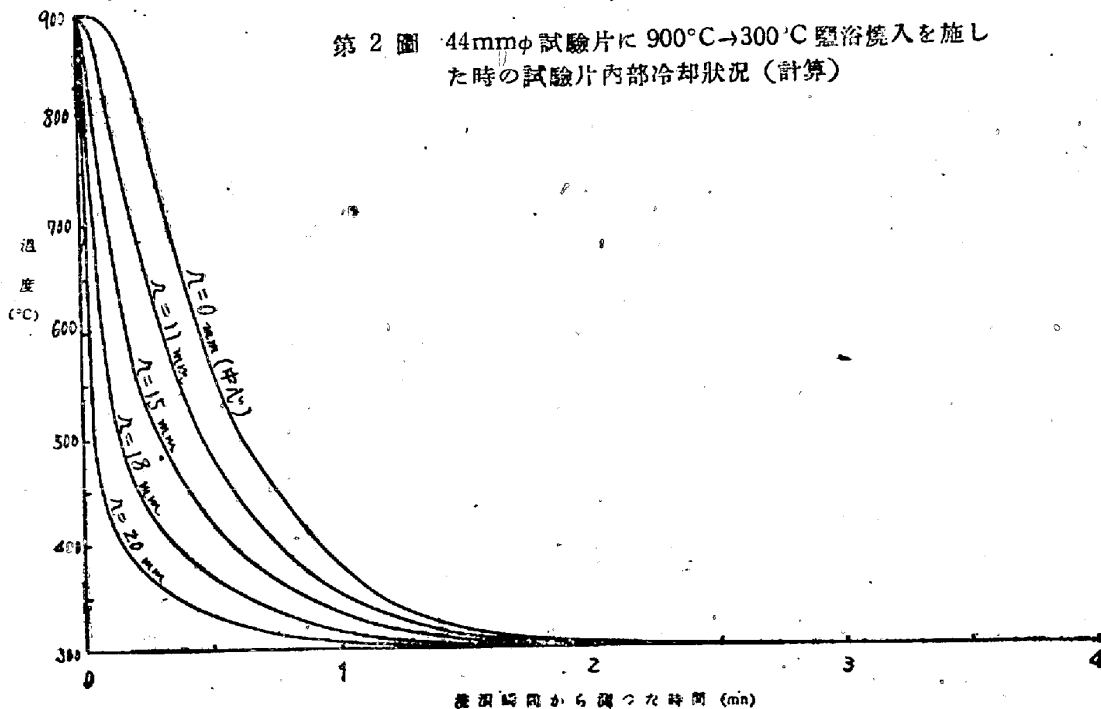
又 $T_0 = T_1 - T_2$

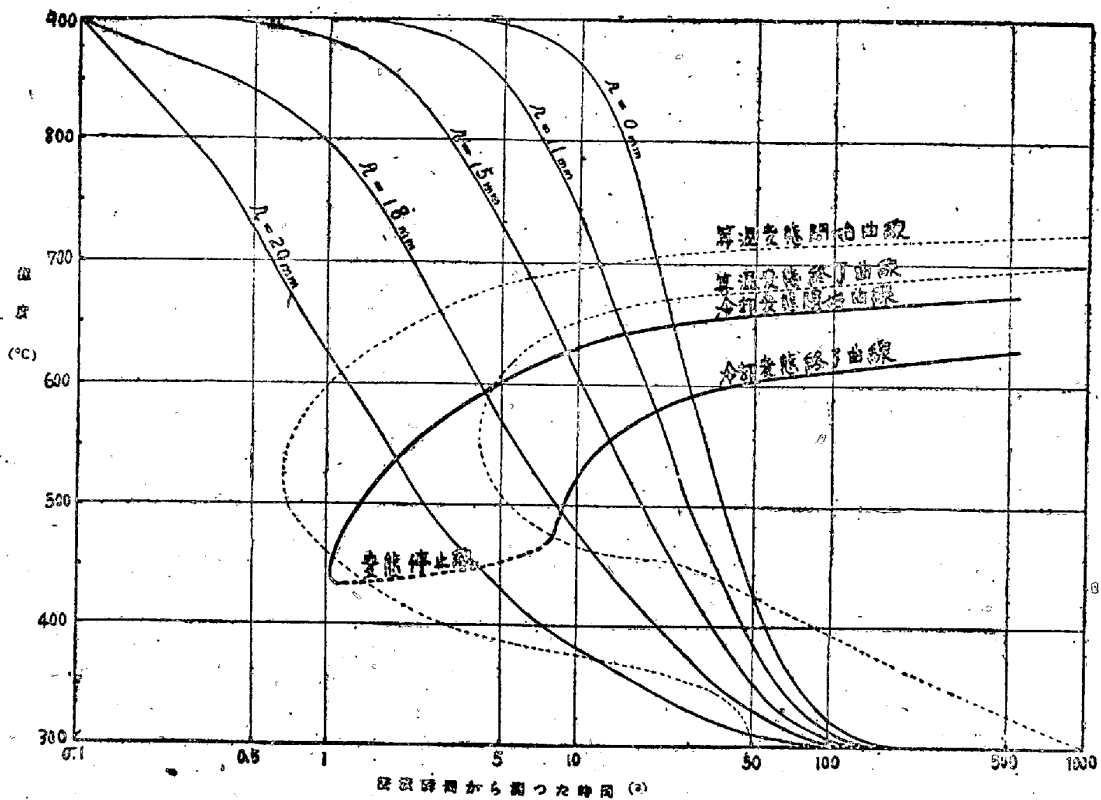
- 此處で
- T_1 …… 試験片の最初の温度 900°C
 - T_2 …… 鹽浴の温度 300°C
 - K …… 温度傳導度 (現在は $K^2 = 0.035$)
 - r_0 …… 試験片の半径 (cm)
 - r …… 動徑 (cm)
 - t …… 焼入の瞬間から測つた時間 (s)

(1)式に依つて計算した結果を第2圖に示す。

圖に依れば 300°C 鹽浴へ浸漬後 5s 目には中心は殆ど冷却して居ないが表面から深さ 2mm の所 ($r=20$ mm) では約 440°C 迄下つて居り表面から 4mm の所 ($r=18$ mm) では約 570°C, 表面から 7mm の所 ($r=15$ mm) では約 730°C になつてゐる。又 10s 目には中心は未だ 860°C 位であるが深さ 2mm の所では既に 390°C, 深さ 4mm の所で 480°C, 深さ 7mm の所で 600°C になつてゐる。20s 目では内外共可成冷却して來て中心で 710°C 深さ 2mm の所で 350°C, 4mm の所で 400°C, 7mm の所で 480°C, 11mm の所で 580°C になつてゐる。今第1報その2で述べた Grange 及び Kiefer⁽⁹⁾ の方法に依り, 炭素鋼の等温變態曲線と第2圖の冷却曲線とを組合せて第2圖の様な具合に冷却した場合に於ける冷却變態曲線を求めて見る事にする。(求める方法は第1報に詳述した通りである) その結果は第3圖に示す通りである。但し等温變態曲線としては共析鋼のそれを假に流用した。(單に大體の傾向を見る爲ならば充分間に合ふ) 第

第2圖 44mmφ 試験片に 900°C → 300°C 鹽浴焼入を施した時の試験片内部冷却狀況 (計算)





第3図 炭素鋼44mmφ試験片の冷却曲線と等温変態曲線から求めた冷却変態曲線 (Grange 及び Kiefer)

3図から見ると、300°C 鹽浴に5s 浸漬の場合は深さ2mm ($r=20\text{mm}$)迄變態が完了して居り; 10s 浸漬の場合には深さ5mm迄 ($r=17\text{mm}$), 20s 浸漬の場合には深さ10mm 以上 ($r=12\text{mm}$) 變態が完了して居る事が判る。

次に實際各試験片に就き果して上述の推定が當つてゐるか否かを實測して見る事にした。即ち試験片を各中央から横に切斷して斷面を研磨し一方の切斷面をマクロ組織及び顯微鏡組織の検査に、他の面を硬度分布測定用に供した。マクロ組織の爲の腐蝕法、硬度測定法等は凡て第1報その1に述べたのと同様である。

第4, 5, 6圖にそれぞれ300°C 鹽浴中へ5s, 10s, 20s 浸漬した場合に於るマクロ組織、顯微鏡組織 (400倍)、硬度分布を示す。

即ち圖の硬度分布曲線に依れば鹽浴中5s 浸漬の時は深さ約2mmの所に硬度の尖鋭な極大があつてこれより内部では水冷の瞬間に未だ變態せずオーステナイト状態であつた事を示して居り、又10s 浸漬では同様に深さ約5mm迄オーステナイトが存在してゐた事を示してゐるが、20s 浸漬になると硬度の極大は存在せず水冷の瞬間に於て概ね中央部迄變態が完了し掛つてゐる事を暗示して居り冷却變態曲線から豫想された所と略一致してゐる様である。

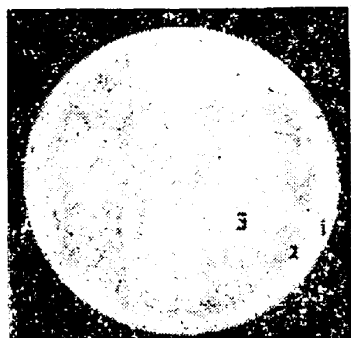
マクロ組織及び顯微鏡組織も大體は硬度曲線に相應する結果を得て居り、浸漬時間が長くなるに従ひ一次パーライトの析出が全般的に増加して斷面周邊の腐蝕され難い白い輪の部分不明瞭になつて來るのが看取される。

但し顯微鏡寫眞に於て、表面附近に所謂ベイナイト組織が現はれて居ないのは300°Cの鹽浴焼入ではあるが試験片が可成大きいので(等温變態の實驗に用ゐられる試料に比して)冷却曲線から判る如く嚴密な意味での等温變態になつてゐない爲であらう。

次にこれらの試験片と同一の階段焼入を行つた他の一組の試験片に就て殘留應力分布を測定した。測定法は第2報その1(1)に述べた所と全く同様でSachs(2)の考案になる穿孔法に依り我々の工夫した測定臺及びマイクロメーターを使用して各穿孔毎に外徑並に長さの變化を精確に測定し、その値を(2)式に代入して動徑(r)方向、切線(t)方向、軸(s)方向の主應力を求めた。

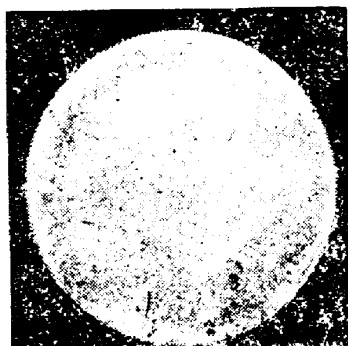
$$\left. \begin{aligned} s &= \frac{E}{1-\mu^2} \left[(f_0 - f) \frac{d\Delta}{df} - \Delta \right] \\ t &= \frac{E}{1-\mu^2} \left[(f_0 - f) \frac{d\Theta}{df} - \frac{f_0 + f}{2f} \Theta \right] \\ r &= \frac{E}{1-\mu^2} \cdot \frac{f_0 - f}{2f} \Theta \end{aligned} \right\} \dots\dots (2)$$

第 4 圖
900°Cに30分保持した後300°C
鹽浴中に5秒浸漬後水冷
マクロ寫眞



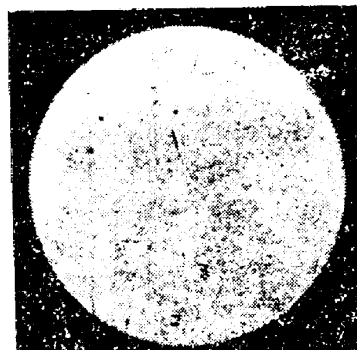
顯微鏡寫眞

第 5 圖
900°Cに30分保持した後300°C
鹽浴中に10秒浸漬後水冷
マクロ寫眞

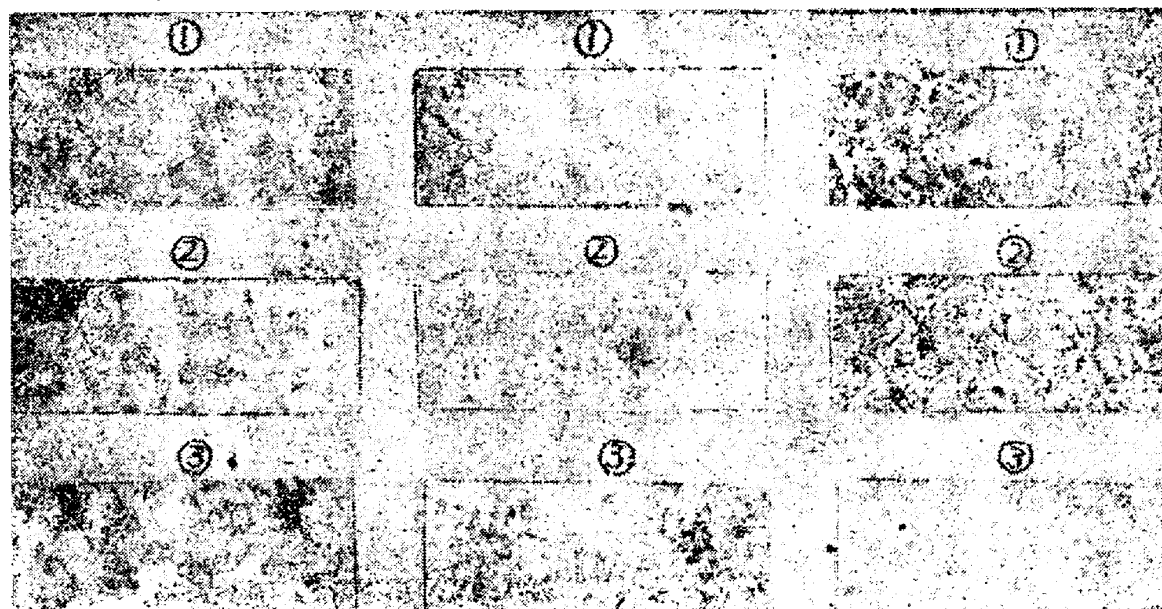


顯微鏡寫眞

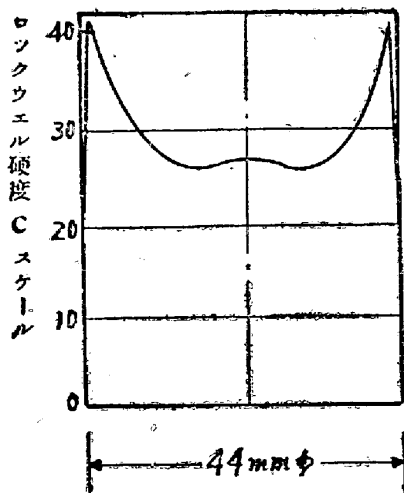
第 6 圖
900°Cに30分保持した後300°C
鹽浴中に20秒浸漬後水冷
マクロ寫眞



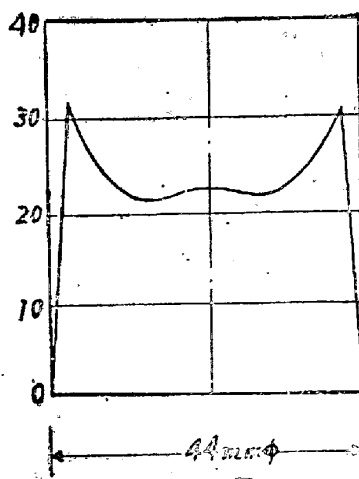
顯微鏡寫眞



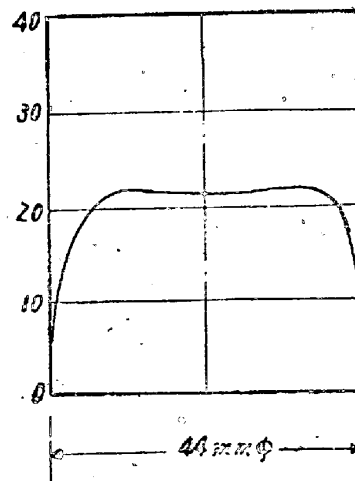
硬度分布



硬度分布



硬度分布

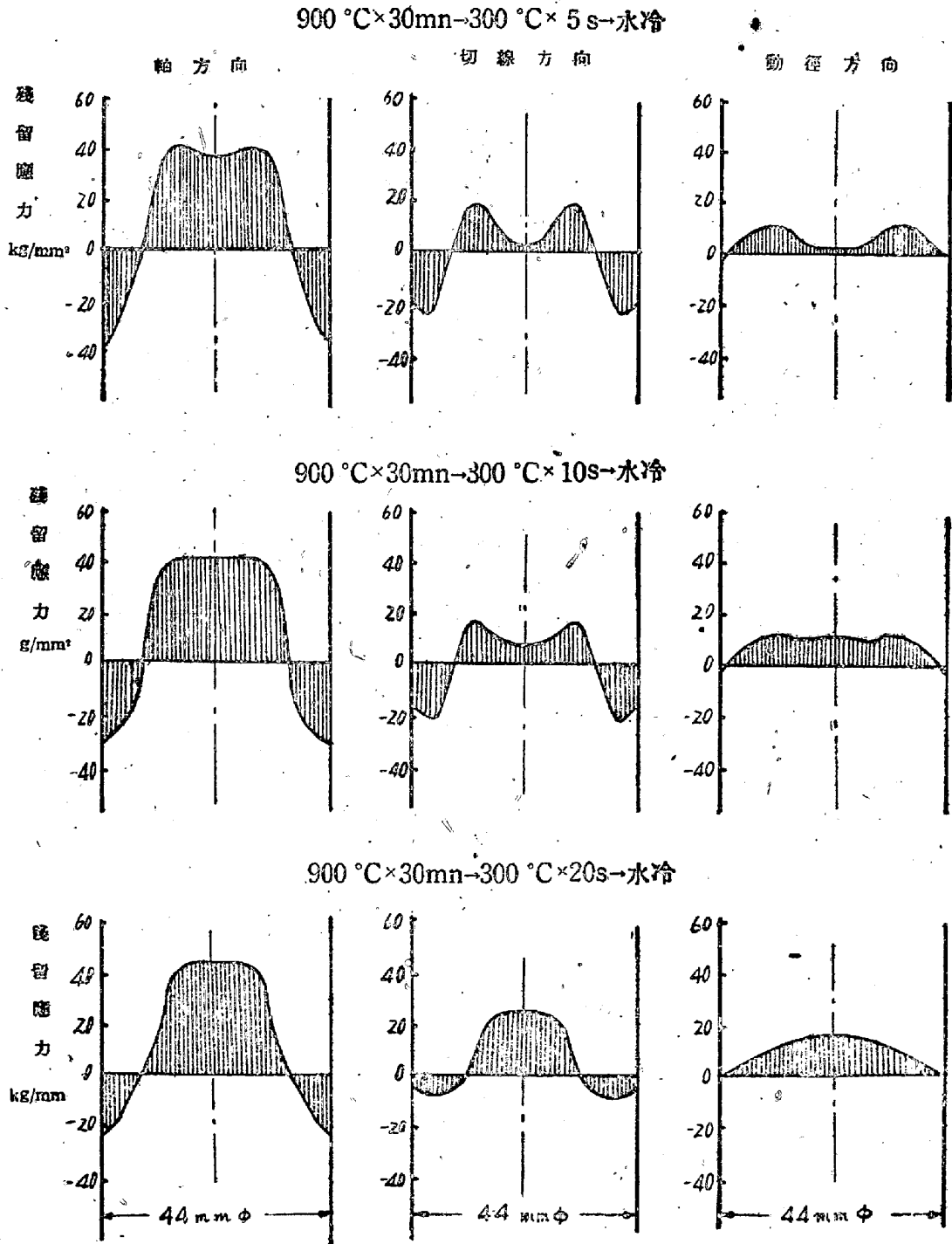


但し $E = \text{弾性係数} (=20,900 \text{ kg/mm}^2)$
 $\mu = \text{ポアソン比} (=0.25)$
 $\Delta = \lambda + \mu\psi, \quad H = \psi + \mu\lambda$
 $\lambda = \Delta l/l, \quad \psi = \Delta d/d$
 f_0 は圓壩断面積 f は穴の面積
 l は圓壩の長さ d は圓壩の直径

その結果を第7圖に示す。

圖を見るに 300°C 鹽浴中へ 5s 浸漬した場合も 10s 浸

漬した場合も又 20s 浸漬した場合も、各對應する主應力の極大値は略等しいが、分布曲線の形が可成異つて來て居る。先づ軸方向に就て見るに、この場合は浸漬時間の如何に拘らず應力の値、分布曲線の形共に大體等しい。唯分布曲線の形で 5s 浸漬のものが他のものに比して稍中央に凹みを帯びてゐるのが見られる。次に切線方向に就て見ると、この時は明らかに分布曲線の形が浸漬の時間で異つて來てゐて、5s 浸漬では凹み



第7圖 オーステンパリング的階段焼入を行つた 0.35% C 炭素鋼 44mmφ 試験片の残留應力分布曲線。

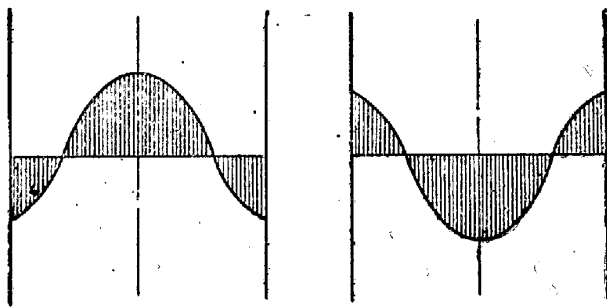
最も著しく 10s 浸漬では 5s の場合よりは凹みが少く 20s 浸漬になると全然凹みがない。又動径方向の場合も切線方向の時と殆ど傾向が一緒で、5s 浸漬が凹み最も甚しく、10s これに次ぎ、20s になると凹みが全然生じてゐない。

これらの現象は第 2 報その 2⁽⁶⁾ で説明したのと全く同じ様にして説明する事が可能で、要するに鋼焼入れの際の残留應力は熱應力と変態應力の両者が組合さつて生じたもので変態に基く残留應力は中心に於て壓力の向き ⊖ に熱應力は張力の向き ⊕ に働くと云ふ事實を示す一つの證據に過ぎない。

既に第 2 報その 2 に於て詳述した様に Bühle⁽⁷⁾ 等に依つて熱應力のみが原因となつて生じた残留應力は第 8 圖 (A) の如くなり、変態應力のみが原因となつて生じた残留應力は第 8 圖 (B) の如くなる事が報告されて居る。

(A) 熱應力のみの場合

(B) 変態應力のみの場合



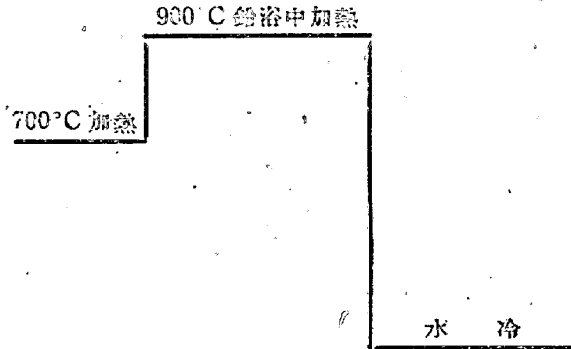
第 8 圖 熱應力及び変態應力のみによつて生じた残留應力

さて現在の場合に就て考へて見るに、5s 浸漬の場合には表面の極く一部を除いては殆ど残り全部が未だオーステナイトの蓋の内に水冷されるので変態應力は相當大きく働く。しかるに熱應力の方は 300°C の所で一寸保たれてゐるので、900°C から直接水冷される場合より小さい。従つて ⊕ の熱應力に比して ⊖ の変態應力が大きく利いて來て中央に凹みが出る。10s 浸漬になると水冷の直前にはやゝ變態が進行して居るので 5s の場合程變態應力が大きくない。(300°C では未だ可成塑性の性質があると考へられるので此の温度に保たれてゐる間に變態するとその分は残留應力として利いて來ない。)そこで中央の凹みも幾分小さい。20s 浸漬の場合になると變態は殆ど完了してしまふ爲第二段水冷で生ずる應力は熱應力のみとなり従つて ⊖ 方向の應力が重畳せぬ爲凹みも生じない。

以上の條に冷却變態曲線や顯微鏡組織と残留應力分布曲線とを照合して考へて見ると種々の現象がよく符合してゐる事が判る。

III. 700°C 加熱→900°C 短時間加熱→水冷なる階段焼入を行つた場合に於ける 0.35% C 炭素鋼の組織分布、硬度分布及び残留應力分布

次に前節で用ゐたのと同じ材質、同じ大きさの試験片に就き第 9 圖に示す様に短時間だけ表面を變態點以上に加熱して水冷する階段焼入を行つた。



第 9 圖 短時間表面加熱に依る階段焼入の圖解

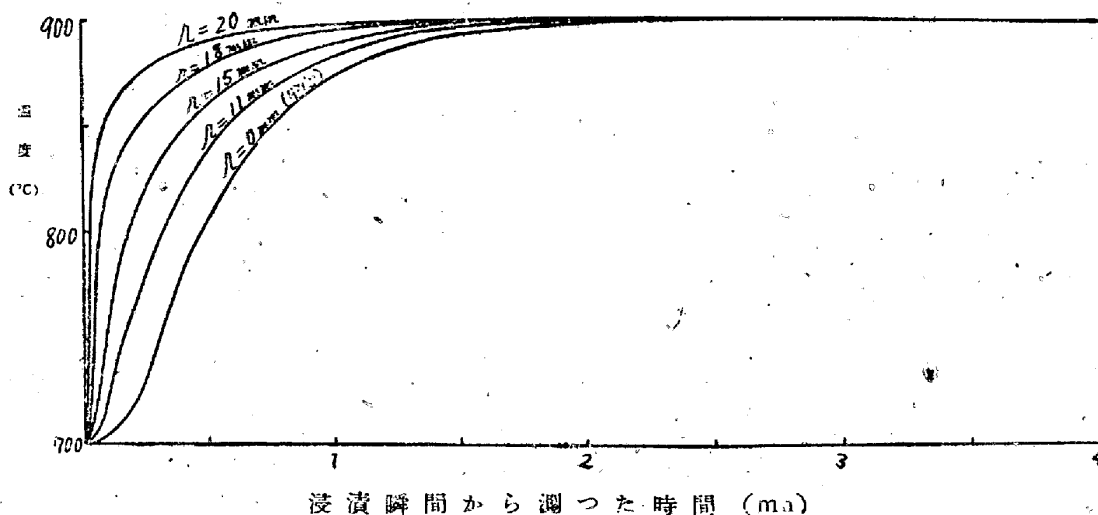
即ち先づ電気抵抗爐中で豫め焼準の済んだ試験片を一樣に加熱して置き次にこれを 900°C に保たれてゐる鉛浴中へそれぞれ 5s, 10s, 20s 浸けてから水冷した。勿論この場合も前の時と同様な同一熱処理を 2 本宛に就て行ひ、1 本を硬度、組織検査用他の 1 本を残留應力測定用に宛てた。

第 10 圖は徑に比して長さの長い圓筒形炭素鋼試験片 (徑 14mm) を 700°C に一樣に加熱した後 900°C の鉛浴中へ浸けた時の試験片内部温度上昇状況で前と同じく (1) 式を用ひて計算したものである。但しこの場合は $T_1=700^\circ\text{C}$ $T_2=900^\circ\text{C}$ として計算を行つた。

他の諸常數は凡て前節に於けると同様である。圖に依れば 900°C の鉛浴へ浸漬後 5s 目には表面から 2mm の所は既に 850°C に達して居るが中心は未だ 700°C を幾らも超えてゐない。0.35% C の炭素鋼では AC_1 が約 730°C, AC_3 が約 810°C であるから (徐熱の場合) この曲線から判断すると 5s 浸漬では略深さ 2mm 迄が變態完了してオーステナイトになるであらうと想像される。同様に 10s 浸漬では深さ 5mm 迄、20s 浸漬では深さ 10mm 迄變態完了するものと考へられる。尤もこの様に急熱した時の AC 點は未だ明瞭に知られてゐないから以上は極く大體の見當に過ぎない。

さて前節と同じ様にこれら試験片をそれぞれ中央から横に切斷して断面を研磨し、その硬度分布組織分布等を測定したがその結果を第 11, 12, 13 圖に示す。

先づ硬度分布曲線に就て見るとロツクウェル C₄₅ 硬度で 20 を超えてゐるのは 5s 浸漬では極く表面だけ、10s 浸漬では 1mm の深さ迄、20s 浸漬では 3mm の



第10圖 44 mmφ試験片を700°C→900°C鉛浴加熱した時の試験片内部温度変化状況(計算)

深さ迄である。これを第10圖の温度変化曲線と對照すると鉛浴浸漬後10s目に於ける深さ1mmの所の温度は約880°C位、20s目に於ける深さ3mmの所の温度も約870°C位で温度上昇状況と硬度の値とがよく一致してゐる。

マクロ組織及び顯微鏡組織に於ても硬度分布と似た様な結果を示して居り、鉛浴時間が長くなる程マルテンサイトの生成する範圍が深くに迄及んでゐる。次に前節に於ると同様にして上述の熱處理と同一熱處理を行つた他の各1本宛の試験片に就き残留應力を測定した。

第14圖はその結果であるが、鉛浴浸漬時間が5sのものも10sのものも又20sのものも凡て得られた残留應力分布曲線の形は純熱應力型であつて中央に凹みが生じてゐない。

即ち表面近くが變態點以上から急冷されて變態應力を生じて中心の部分が變態して變態應力を生じない限り残留應力分布曲線の形は依然として熱應力のみによるものと同一である事が判る。

Bühler, Buchholtz 及び Schulz⁽⁸⁾等は残留應力分布曲線に凹みが出来る説明として焼入性の良好ならざる材質(例へば低炭素鋼)を焼入れるか、徑の極めて大きなものを焼入れるかすると中途充分焼が透らない爲外部に比して内部の弾性限が低くなる。その爲或深さ以上になると應力が弾性限を超えて中心と外面との中間帯に應力の極大値が生じ、分布曲線の形に凹みが出来るのであるとしてゐるが我々は既に第2報その2にも述べた様に分布曲線に出来る凹みはBühler等の所謂外殻焼入(Schalenhärtung)に因るのではなくして焼入時に於る變態應力に基づくものであるとした。

上記の實驗結果は我々のこの考へを證據立てるもの

であつて若しBühler等の言ふ様に分布曲線の凹みが焼入浸漬度の不足に基くものなら現在の如く表面附近のみがオーステナイト状態にある材料を焼入れた時には最も著しく凹みが現はれる筈である。然るに結果を見ると前記の如く分布曲線の形は純熱應力型のもので全然凹みが生じてゐない。即ち焼入鋼の残留應力分布曲線に見られる中央の凹みは焼入時に於る變態應力に基づくものである事が確められた譯である。

尚切線方向及び動徑方向の應力値は鉛浴への浸漬時間とは無關係に殆ど一定の値を持つて居るが、軸方向應力のみは浸漬時間が長くなると共に可成増大して居るのは興味ある現象である。その理由に就て斷定する爲にはデータの數が不足であるが、表面附近のみが變態點を超えてゐるやうな場合は、寧ろ變態による膨脹が熱應力による残留應力を増加させる如く作用してゐる如く感じられる。

IV. 總 括

(イ) 900°C加熱→第一段300°C鹽浴焼入→第二段水冷及び(ロ)700°C加熱→900°C鉛浴短時間加熱→水冷なる2種類の階段焼入を行つた0.35%炭素鋼の圓筒形試験片に就き硬度分布、組織分布及び残留應力分布を測定した。得られた結果は大略次の如くである。

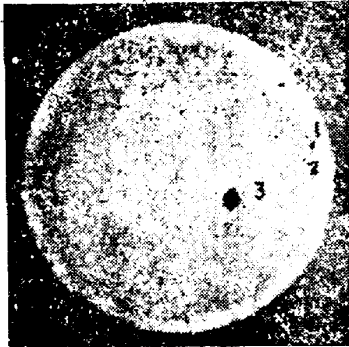
(i). (イ)なる階段焼入に於て300°C鹽浴中に浸けた時の試験片の冷却曲線を熱傳導論的計算で求め、この冷却變態曲線と等温變態曲線とからGrange及びKieferの方法に従つて冷却變態曲線を求め冷却變態曲線より試験片の硬度分布、組織分布を推定した所實測結果とよく一致した。

(ii). (イ)なる階段焼入に於て300°C鹽浴中へ浸漬する時間が長くなる程残留應力分布曲線の中央の凹み

第 11 圖

700°C に 30 分 保持 した 後 900°C
鉛 浴 中 に 5 秒 浸 漬 後 水 冷

マ ク ロ 寫 眞

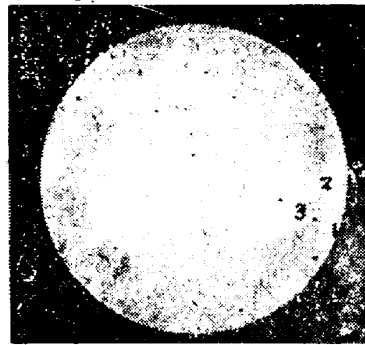


顯 微 鏡 寫 眞

第 12 圖

700°C に 30 分 保持 した 後 900°C
鉛 浴 中 に 10 秒 浸 漬 後 水 冷

マ ク ロ 寫 眞

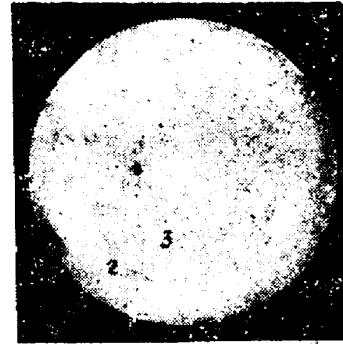


顯 微 鏡 寫 眞

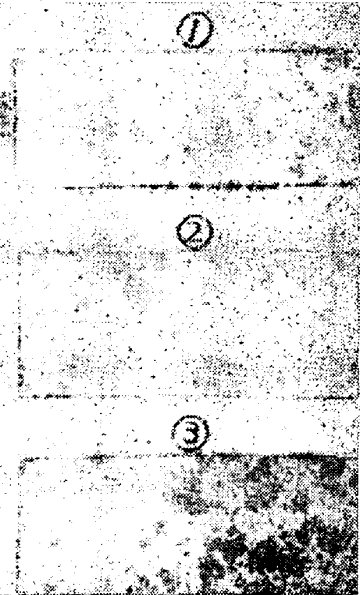
第 13 圖

700°C に 30 分 保持 した 後 900°C
鉛 浴 中 に 20 秒 浸 漬 後 水 冷

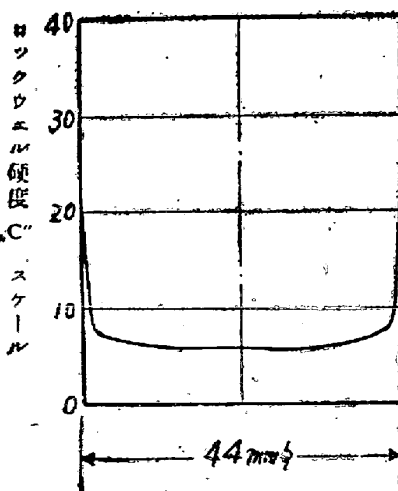
マ ク ロ 寫 眞



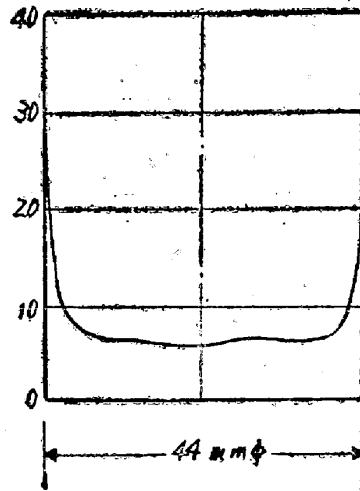
顯 微 鏡 寫 眞



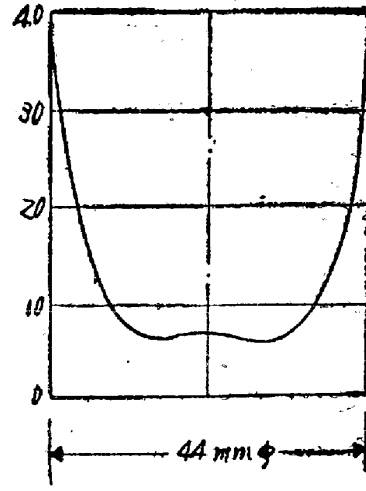
硬 度 分 布



硬 度 分 布



硬 度 分 布



は減少する。これは 300°C に長く保つて置く内に内部迄変態が進行して第二段水冷の際の変態応力が減少する爲と考へられる。

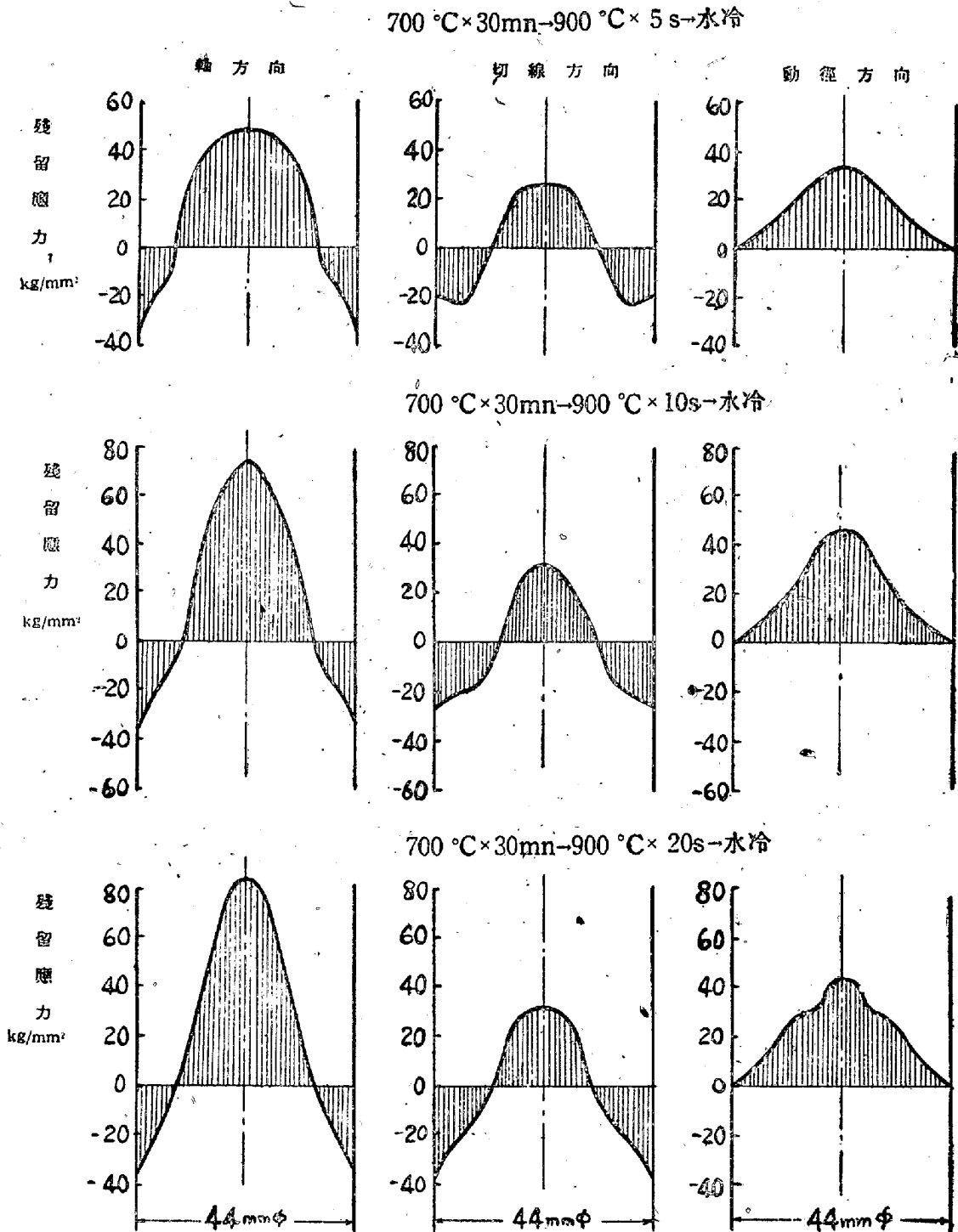
(iii). (ロ)なる階段焼入を行つた試験片の硬度分布組織分布は 700°C→900°C 加熱の際の温度上昇曲線(計算)から推定した所とよく一致した。

(iv). (ロ)なる階段焼入を行つた試験片の残留応力分布曲線には中央に凹みが無い。即ち 900°C に短時間

しか加熱されず中心部分は未だオーステナイトになつてゐないので水冷の際変態応力が殆ど生ぜずその爲分布曲線に凹みを生じないものと思はれる。

尙この研究を行ふに當つて熱心に協力された重谷富二郎君及び計算實驗に助力した山本博、松本巖の兩君に深甚なる謝意を表する。

(昭. 28. 7 月寄稿)



第 14 圖 短時間加熱階段焼入を行つた 0.35% C 炭素鋼 44 mm φ 試験片の残留応力分布曲線

文 献

- (1) 菅野 猛 鐵と鋼 30年(昭和19年)1月號, 3月號
 (2) 菅野 猛 鐵と鋼 30年(昭和19年)7月號
 (3) B. A. Grange & J. M. Kiefer. Trans. A.S.M.
 Vol. 29 (1941) P. 85
 (4) 菅野 猛 鐵と鋼 30年(昭和19年)7月號

- (5) G. Sach Z. Metallkunde 19 (1927) S. 352/57
 (6) 菅野 猛 鐵と鋼 30年(昭和19年)7月號
 (7) H. Bühler u. E. Scheil Arch. Eisenhüttenwes.,
 6 (1933) S. 285
 (8) H. Bühler H. Buchholtz u. E. H. Schulz. Arch.
 Eisenhüttenwes. 5 (1933) S. 414

繊維状組織鋼の研究 (I)

フェライト縞の現滅と機械的性質との關係

(昭. 23. 4月 日本鐵鋼協會講演大會講演)

内 山 道 良*

STUDY ON FIBROUS STRUCTURE OF STEEL (1)

Relation between Mechanical Properties and artificially Made Ferrite Banding

Michira Uchiyama

SYNOPSIS:—The author has investigated the ferrite banding of free cutting steel, and arrived at the following results.

- (1) The ferrite banding of hypo-eutectoid steel disappears by rapid cooling, whereas it appears by slow cooling. (2) As the cooling velocity changes from slow to rapid, the banded structure changes into granular structure, and "the cooling velocity" which is required for getting boundary structure is defined by the author as "Critical cooling velocity of ferrite banding". (3) The critical cooling velocity of ferrite banding goes downwards by the influence of heating temperature and time. (4) The existence of the banded structure of hypoeutectoid steel, does not affect its mechanical properties.

I. 緒 言

亜共析鋼のフェライト縞に基く縞状の組織に就ては其の特徴又は夫れが機械的性質に及ぼす影響等に關し既に少なからざる研究がある。

即ち Whiteley⁽¹⁾ は鍊鋼の縞状組織は 1200°C で長時間加熱すれば消滅出来ると言ひ、Carpenter^{(2)~(4)} 及び Robertson⁽⁵⁾ は亜共析鋼に就て比較的早い冷却は縞状組織を現さない事を見出し、Harvey⁽⁶⁾ 及び Stoughton⁽⁷⁾ は 925°C 以上に加熱した亜共析鋼を焼鈍以上の早さで冷却すれば縞状組織を除き得ると報じてあるが之等は或は焼鈍の効果を或は冷却速度の効果を述べたものである。而て Overhoffer⁽⁸⁾ は之等双方の効果を認め、縞状組織の 2 次的變化は A₂ 變態點以上の過熱と A₂~A₁ 變態點間の徐冷によつて發生し急冷は之を防げるが、1 次縞状組織を變へるには非常な高温での長時間に及ぶ焼鈍を必要と言つて、凝固組織に基くフェライト縞發生性の消滅は極めて困難である

と同時に見掛上の縞状組織の變化が容易である事を述べてゐる。

又縞状組織は從來齒線と同一視され、決定的ではない迄も Andrew⁽⁹⁾, Brearley⁽⁷⁾, Dickenson⁽⁸⁾, Overhoffer⁽⁸⁾, Whiteley⁽¹⁰⁾, Harvy⁽¹¹⁾, 及び Stoughton, 飯高博士⁽¹²⁾ 等により何れも機械的性質に現れる方向性の爲に有害であると認められてゐる。

然し乍ら之等は何れも縞状組織の特徴の一部、或は縞状組織を有する鋼の性質に就て述べられたものであつて、縞状組織そのもの又はその影響に就て述べたものではない。依て筆者は先づ縞状組織の發生に必要な限界冷却速度と其の特徴を説明した後 この變化を利用して縞状組織を現滅せしめた快削鋼に就てフェライト縞の現滅と機械的性質との關係を明らかにする事とした。

II. 縞状組織限界冷却速度の存在と其の特徴

(1) 試料及び実験法

* 三菱製鋼株式會社東京製作所