

クロム鋼(鍛造ロール鋼)の熱処理の研究

(昭和 24 年 10 月本會講演大會にて)

今井 勇之進*・大原 正志郎**

ON THE HEAT-TREATMENT OF A FORGED ROLL STEEL

Yunoshin Imai, Dr. Eng., and Syoshiro Ohara

Synopsis:

In order to determine the good conditions of heat-treatment of a roll steel containing 0.80% carbon, 1.62% chromium, studies on austempering and martempering were made.

Isothermal transformation curves i. e. S-curves and the hardenability by gradient quenching were determined.

Relations between Ar'' transformation velocity and quantity of the retained austenite, residual stress as well as quenching crack were studied by various isothermal treatments.

Effects of pre-heating on the residual stress were also determined,

The results obtained were as follows.

1) S-curves of the steel were complicated having three noses of Ar and Ar' transformations at about 650°, 450° and Ar'' at 150°, respectively. When the maximum heating temperature increased the S-curve shifted to the right, showing that hardenability increased though the temperatures of these nose were not altered.

2) It was notable that the condition of isothermal treatment had close relations to the Ar'' transformation velocity, the residual stress, the quantity of the retained austenite and the quenching crack; i. e. when the holding time in incubation period increased, the Ar'' transformation velocity, the residual stress and the quenching crack increased though these were decreased quickly, when the holding exceeded the incubation period.

3) When the steel was quenched in a temperatures below 200°C, and isothermally treated the transformation proceeded slowly, increasing the quantity of retained austenite and free from quenching crack.

4) When the steel was surface-hardened, the residual stress was a compression at surface and a tension at center; the amount of these stresses increased as the diameter and the heating time increased, further in the case, in distribution state of the tangential residual stress, an unusual point was observed.

I. 緒 言

鍛造ロール鋼の熱処理は難しい問題で、特に焼割れの防止については各製造工場に於て苦心しているところであるが、近年鋼の恒温変態の研究進歩に伴い、恒温処理を基礎とする特殊な熱処理方法が鋼の機械的性質や内部応力等に関して優れていることが知られ、応用の分野が擴まつて來た。この様な方法によるとオーステナイト→マルテンサイト變態速度の遅い溫度範圍を選んで變態を進行させることが出來てから急激な變態の進行を避けて

焼割れ、焼歪等の缺陷の防止に効果的であろうということとは容易に考えられ諸工場に於て實行せられて居るが、著者等は鍛造ロール鋼の熱処理について、この様な見地から主に恒温處理について基礎的な研究を行い、ロール鋼の熱處理特性を明にして實際熱處理の參考に資せんとした。

先づロール鋼について恒温變態曲線を求め、焼入性及び之に對する最高加熱溫度の影響、焼戻硬度との關係更

* 東北大學教授 工博

** 東北大學金屬材料研究所

に恒温処理条件と Ar' 変態速度, 残留大洲田, 残留應力及び焼割れとの相互関係を追求し, 次で恒温処理に對して普通の焼入処理を行つた場合の豫熱温度と残留應力の關係についても検討を加へた。

II. 試料及び實驗方法

試料は日本製鋼所室蘭製作所の御厚意によつたものでその化學分析の結果は第1表の通りである。焼入性比較のための標準として, C 0.80% のスウェーデン製炭素鋼を用いた。

恒温變態曲線の求め方については, 著者の一人¹⁾が前報告に述べた通り, 顯微鏡組織硬度測定及び佐藤式焼入膨脹自記装置を使用して決定した。

第1表 試料の化學組成

C%	Cr%	Mn%	Si%	P%	S%	Ni%	Mo%
0.80	1.62	0.31	0.36	0.028	0.020	0.24	0.02

第2表 各種恒温處理一覽表

850°(10分)	300°	① ② ③ (80分)	水 冷
"	250°	④ ⑤ ⑥ ⑦ ⑧ (5分)	"
"	200°	⑨ ⑩ ⑪ ⑫ ⑬ (5分)	"
"	150°	⑭ ⑮ ⑯ ⑰ ⑱ (5分)	"
"	100°	⑲ ⑳ ㉑ ㉒ (5分)	"

焼入性の測定は 7mmφ×100mm の試片を用い, 一端焼入法により, 水深 5mm の水槽に試片を垂直に焼入れ, 試片の上端はアスベストの輪で保持する様にし, 水はゆるく攪拌した。

恒温處理条件と Ar' 變態速度, 残留大洲田, 残留應力等の相互関係を調べるためには第2表に示す通り各温度に保持する時間を變じて水冷し, 各試片について上記一連の測定を行つた。試片は加熱中の脱炭を防ぐため, 又爾後の測定をも考慮して銅鍍金をして使用した。試片の大きさは, 5mmφ×70mm である。Ar' 變態速度は佐藤式焼入膨脹自記装置を使用し, 變態による膨脹對時間曲線より求めた。

残留大洲田の量は磁氣的方法を用い 100 エルステッドの磁場に於て磁氣の強さを測定して判定した。磁場の強さは飽和値に達しないが大體同硬度の試料であるから, これによつて大洲田量の定性的の比較には差支ない。

最後に, これらの試料について軸方向の残留應力をヘインの方法²⁾で測定した。即ち試料を 10% 硝酸溶液で外周から溶解し, 溶解斷面積に對する長さの變化から残留應力値を求めた。

焼割れの如何は 6mmφ×70mm の試片を用い同一恒温處理を施した 10 個の試片について割れの有無を觀察し, その頻度を調べた。

普通焼入處理には 40mmφ×150mm, 50mmφ×150mmφ 及び 55mmφ×150mm の大きい試片を用いた。従つて残留應力の測定も G. Sachs の方法³⁾によつて軸方向, 切線方向及び半徑方向について求めた。即ち残留應力を測定しようとする圓筒形試験片の軸に沿つて一樣な徑の孔を穿けると, 内部應力に基く平衡状態が孔の無かつた時と異つて來るため試験片の平均の長さ及び平均の外徑が幾分變化する。次に孔の内側を薄く削り取ると前と同様に再び試片の平均長さ及び平均の外徑は幾分變化する。この様な操作を順次繰返して行つて, 試片の平均長さ及び平均外徑の最初からの變化を測つて行き, 孔の斷面積と平均長さ及び平均外徑の變化との關係を求め。今何回かの穿孔後, 平均長さ及び平均外徑がそれぞれ最初に比べて Δl 及 Δd だけ變化したとすれば, 平均長さ及び平均外徑の變化の割合はそれぞれ

$$\lambda = \Delta l/l, \quad \delta = \Delta d/d \quad (1)$$

となる。さて今 λ, δ 及びポアソン比 μ により

$$A = \lambda + \mu\delta, \quad \theta = \delta + \mu\lambda \quad (2)$$

の如く A, θ を定義すると計算の結果, 残留應力は, 次式で表されることが判る。

$$\left. \begin{aligned} S &= \frac{E}{1-\mu^2} [(f_b-f) \cdot dA/df - A] \\ t &= E/(1-\mu^2) [(f_b-f) \cdot d\theta/df - (f_b+f)/2f \cdot \theta] \\ r &= E/(1-\mu^2) \cdot (f_b-f)/2f \cdot \theta \end{aligned} \right\} (3)$$

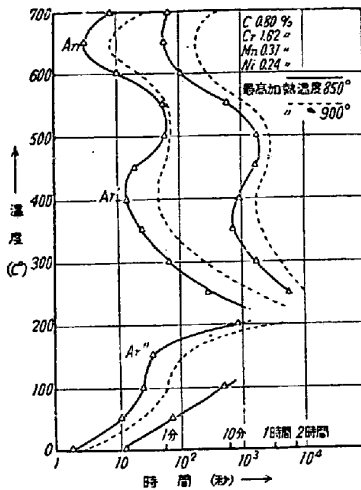
但し S, t, r はそれぞれ軸方向, 切線方向, 半徑方向の主應力で張力の向きを正に取つてあり, E は弾性係数 f_b は圓筒の最初の斷面積, f は孔の斷面積を示す。

穿孔は初め機械的に行い硬度の高い外層部は酸で溶解して行つた。弾性係数 21,000, ポアソン比 0.25 なる値を採用した。試料は 650°C~700°C で 5 時間焼鈍した炭化物を球狀化したものを用いた。

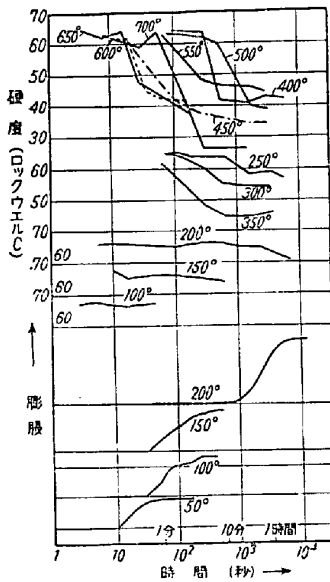
III. 實驗結果並び之に對する考察

(1) 恒温變態曲線

第1圖は本實驗に用いたロール鋼の恒温變態曲線である。Cr を含有するので2段の彎曲を示す。即ち 650°C 附近は Ar₁ 變態 $\gamma \rightarrow \alpha + \text{複炭化物}$ で 400°C 附近は Ar' 變態 $\gamma \rightarrow \alpha + \text{Fe}_3\text{C}$ であり, 150°C 附近がマルテンサイト段階である。圖中實線は最高加熱温度 850°C×30 分の場合で點線は 900×30 分の場合の變態開始及び終了曲線を示す。



第1圖 試料の恒温変態圖



第2圖 硬度變化及び膨脹速度曲線
(最高加熱温度 850°C)

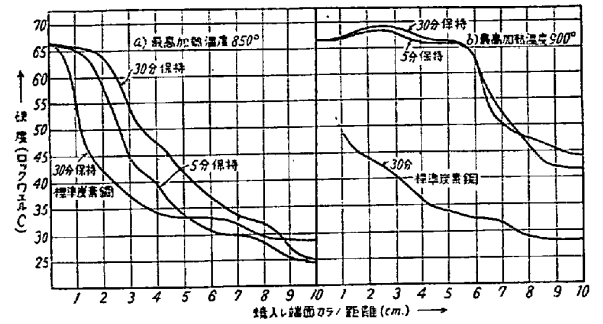
恒温変態曲線の決定には所要温度に種々の時間保持したる後水冷して硬度を測定し、又保持時間中の膨脹量を自記せしめた。第2圖はその結果を示す。(最高加熱温度 850°C×30 分の場合)。

(2) 焼入性及び焼戻硬度

第3圖は一端焼入をなした試料について得たる硬度曲線で、これによつて焼入性の大小を知り得る。

最高加熱温度が 850°C×30 分の場合には、標準炭素鋼は水中に浸漬した部分だけが硬化している程度であるがロール鋼は硬化した部分が可成り増している。

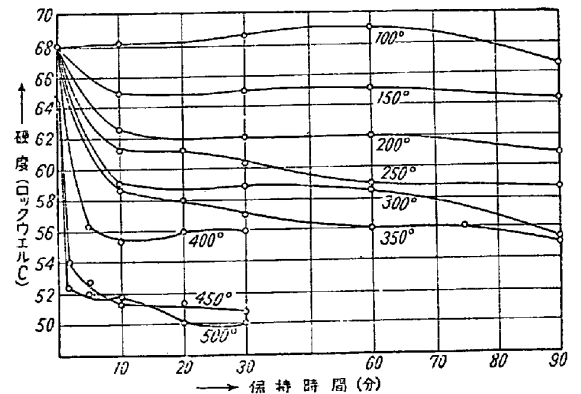
保持時間の影響をみるため、5分と30分について比較した結果、最高温度 850°C の場合には30分の方が硬化範囲が大きいが 900°C の場合には殆んど差がない。(第3圖 a 加熱は鉛浴を使用した)。



第3圖 試料の焼入性
(最高加熱温度及保持時間の影響—一端焼入に依る)

最高加熱温度が 900°C×30 分の場合には、標準炭素鋼に於ては自己焼戻をうけたため、硬化部分の判定はつかなくつたが、ロール鋼になると硬化部分は遙かに増している。こゝに注意すべきは、900°C 加熱の場合には、一端焼入試料の上端でも硬度 Rc45 内外であつて、これは Ar₁ 變態が完結していないことを示すのである。第1圖の Ar₁ の昇の時間は 850°C, 900°C 兩者の間に約5秒の差があるが、これが硬度にこの差を生ずるのであつて加熱温度が焼きの深さ、歪み、ひいては焼割れに大きく利くものと考えられる。

最高加熱温度 850°C×30 分で油焼入した試料を種々の温度で焼戻し、時間による硬度の變化を測定した結果を第4圖に示す。

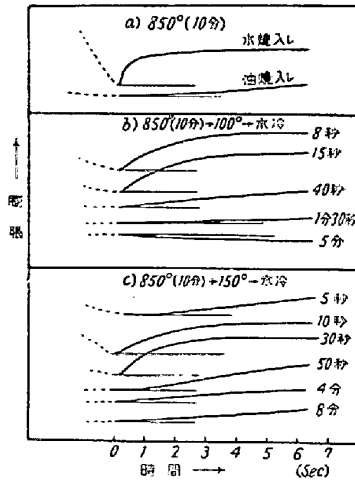


第4圖 焼戻温度—保持時間曲線

(3) 恒温處理條件と Ar'' 變態速度

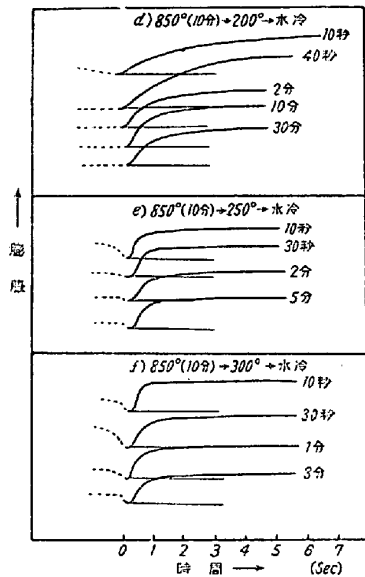
恒温處理條件は第2表の通りで各温度に保持する時間を変じて水冷した。この際最高加熱温度で保持時間を10分としたのは、脱炭を出来るだけ防止せんとしたためである。

第5圖はその變態速度の測定結果で、各曲線に附記せる時間は水冷前温浴中に保持した時間である。(a)は比較のため常温の水及び油に直接焼入れた際の測定結果で非常に大きな變態速度を示している。



第5圖 (I)

恒温処理と Ar' 変態速度との関係



第5圖 (II)

恒温処理と Ar' 変態速度との関係

100°C で恒温処理した場合 (b) に於ては、保持時間 8 秒及び 15 秒のものは変態速度が稍大きく、40 秒以上になると次第に小さくなっている。

150°C で恒温処理した場合に (c) に於ては、保持時間が 5, 10, 30 秒と増すに従つて変態速度が早くなるが、50 秒以上になると次第に小さくなっている。

200°C で恒温処理した場合 (d) に於ても略々前と同様な傾向が認められる。即ち保持時間が 10 秒, 40 秒 2 分, 10 分と増すに従つて次第に変態速度が大きくなるが、30 分になると僅か小さくなっている。

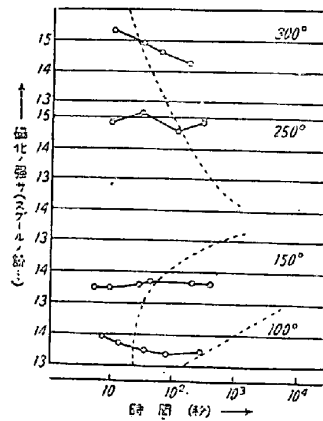
250°C 及び 300°C で恒温処理をした場合 (e) 及び (f) に於ては、変態速度は何れも非常に大きく、保持時間 5 分又は 3 分以下に於ては大差がない。

これらの結果を第 2 表と対照すると、その温度で変態

開始までは保持時間が長い程焼入によつて起る変態速度大となるが、保持時間を更に延長して一部変態させたものは次に水焼入によつて起るマルテン変態速度が減少するという事実が判る。

(4) 恒温処理と残留大洲田

第 6 圖は變態速度の測定を了へた試料について磁化の強さを磁力計の鏡のフレの読みで示したものである。従つて磁化の強さの大なるものは残留大洲田の量が少ないのである。この結果からして 100°C 及び 150°C で恒温処理したものは 250°C 及び 300°C で恒温処理したものに比較して、多くの残留大洲田を含むことが知られる。これは上記の変態速度曲線を比較しても推測されることである。200°C で恒温処理した試料については装置の都合で測定が出来なかつた。



第 6 圖 恒温処理と残留オーステナイトとの関係

(5) 恒温処理と残留応力

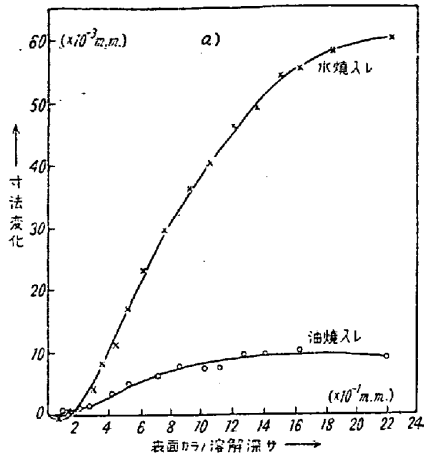
残留応力の測定には、試片を酸で表面から溶解し、その長さの變化を求めて計算した。第 7 圖はその長さの變化を示し、第 8 圖は (第 8 圖—16 圖は紙面の都合により省略す) これより計算によつて求めた応力値を示す。何れも試片表面からの深さについて示した。

之によつてみると直接水焼入れしたものは溶解に伴う寸法の變化著しく (7-a)。残留応力値も大きい。

100°C で恒温処理した場合には保持時間 8 秒及び 15 秒のものは何れも表面に引張り応力、中心部に於て壓縮應力となつており、保持時間 40 秒, 1 分 30 秒と増すに従つて応力値は次第に小さくなり、保持時間 5 分のは表面に於て壓縮應力、中心部に於て引張り應力となつている。

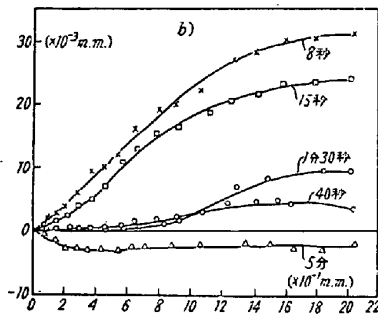
150°C で恒温処理した場合に於ても、保持時間 5 秒, 10 秒, 30 秒のものは保持時間を増すに従つて応力値が増大するが 50 秒以上になると次第に減少している。

200°C で恒温処理した場合に於ては應力値は全般的に



第7圖 a) 直接焼入れ

直接焼入れを含む各種恒温処理を施した試料の溶解に伴う寸法変化



第7圖 b) 100°C 恒温処理

Change of dimension by dissolving of specimens, subjected to several isothermal treatments at 100°C

大きく、保持時間の増加と共に次第に増加し、保持時間30分になると稍減少している。

250°Cで恒温処理した場合にも略々前と同様な傾向が認められるが、応力値は更に増加している。

300°Cで恒温処理した場合には、保持時間を増加しても割合に应力値の増加は少い。

以上の結果により各恒温処理条件と最高引張应力値との関係を示すと第9圖の如くなる。圖中點線で示したのは變態開始線である。圖に見る如く最大应力値は、保持時間が變態開始點附近に於て、最大で、一部變態が起ると急に減少する。これは前述第5圖に示した變態速度の變化と一致し、變態速度大なるものは残留引張应力が大いことが知られる。

(6) 恒温處理と割れ

第10圖は300°C以下に於ける各種恒温處理と割れとの関係を示すもので縦軸は試片10個につき割れを生じたもの個数を示す。この結果より100°C及び150°C恒温處理に於て割れは殆んど認められない。200°C

以上で恒温處理した場合は保持時間が變態開始點附近に於て最も割れを生じ易く、更に長くなると割れの数を減ずる。これを第9圖と比較すると残留应力大なるものは割れの發生大なることが知られる。

(7) 表面硬化處理と残留应力

大なるロールは内部まで硬化する必要はないので表面のみを硬化したる場合に於ける残留应力を知るため次の實驗を行つた。即ち外層部のみを變態點以上に加熱し表面のみを焼入硬化するため、試片を650°Cに豫熱しておき次いで900°Cの鉛浴に短時間浸漬してから水焼入れた。試片は直徑55mm×150mm及び40mm×150mmの二種を用い火鋏にて上端を銜み、900°Cに於ける浸漬時間を變じて水冷し、その断面硬度及び残留应力を測定した。第11圖は、これらの試片に於ける硬度分布の状態を示し、第12圖は残留应力の測定結果を示す。顯微鏡組織は何れも表面層はマルテンサイトで内部は焼鈍組織を示し、(a)及び(b)はその硬化層が浅いが(c)及び(d)は稍深く中間に(マルテンサイト+トルースタイト)の層が存在する。

残留应力分布の状態は、長さ方向及び切線方向には何れも表面に壓縮、中心部に引張りとなつており、これらの应力値の差は直徑の大きい方が大きく、同一直徑のものでは900°Cの浴に浸漬した時間の長い(硬化層の大きい)方が大きくなつてゐる。半径方向の应力分布圖に見られる凹みは如何なる原因によるものか明らかでない。

次にこの様な熱處理に於て豫熱温度が残留应力に及ぼす影響を知るため50mmφ×150mmの試料につき豫熱温度を變じて實驗したが、焼入温度に保持する鉛浴槽の熱容量*が小なるため第13圖に示すが如く、試片の豫熱温度によつて試片の加熱速度並に鉛浴の温度降下が異なるため正確なる比較は困難であつた。又試片の表面が變態温度範圍を超しても炭化物の溶解には多少の時間を必要とするため、その間に試料中心部の温度は何れの場合もAc₁下に收斂してしまふ傾向があり、焼きの深さが一定になる様(焼きの深さが残留应力に影響することは第12圖の通りである。)豫熱温度を變えることは困難であつた。唯第13圖からも解る通り、試料中心部の温度上昇度が増すとAc₁點も僅かではあるが上昇するので、中心部がAc₁直下になる様な浸漬時間を第13圖より推定して次の實驗を行つた。

A: 330°C 豫熱→900°C (2分50秒)→水冷

B: 460°C // → // (2分) → //

* 管狀電氣抵抗爐を用い23kgの鉛を使用した。

C: 550°C // → // (1分30秒) → // //

D: 650°C // → // (50秒) → // //

第14圖は上の各熱処理をした試料の断面硬度を測定した結果であり、第15圖は残留内部応力を測定した結果である。第14圖に見る様に C, D 試料に於ては硬度分布の状態は略々同様であるが A, B 試料は多少違っている。尙中心の硬度からみて何れの場合も中心部は變態點以上に加熱されていないと思はれる。今硬度分布状態の略々相等しい試料 C と D についてその残留應力値を比較するに、三方向とも僅かではあるが試料 C の方が小さくなっている。試料 A 及び B については硬度分布状態(焼きの深さ)が違っているため豫熱温度の影響は認め難く、これ位では焼きの深い方がむしろ應力も大きい。

今これとは別に第16圖に 55mmφ×150mm の試料に對して、400°C 豫熱→900°C(3分)→水冷、という處理をした場合の結果を示す。即ちこの場合には硬度分布曲線の示す通り、外側に極く僅かの硬度上昇を見るだけであるから、この部分の温度は變態點を超しても極く僅かであると思う。従つて、その残留應力は殆んど變態點以上の温度からの冷却應力によるものと見られる。

この様な結果からみて、内部が A₁ 變態點を過ぎぬ様にすると、残留應力分布の状態は何れにせよ冷却應力による残留應力の形を取るものと見られ、豫熱温度を變へた結果はあまり良く現れなかつたが試料を一應豫熱して最高加熱時間を短縮し内部に變態を起させぬことの効果は充分認められると思う。尙第15圖の残留應力の分布状態に見られる通り切線方向の残留應力がこの様な熱處理をした場合、特に中心部の引張り應力の部分が浅く廣く外側の壓縮應力の部分が深く狭くなっている。實際のロールの焼割に對して第15圖の様な應力分布の形と第16圖の様な形とどちらが有利かは解らない。

IV. 總 括

低クロム・ロール鋼の熱處理に伴う缺陷の防止、特に焼割れの防止に關して恒溫處理の見地から焼入れた際の Ar'' 變態速度を考慮して、種々實驗を行い、表面焼入處理についても二三の實驗を試みた。これらの結果を要約すれば

i) ロール鋼の恒溫變態曲線は 650°C 附近に Ar' 變態 400°C 附近に Ar' 變態の二段彎曲を示し、200°C 以下に Ar'' 變態を示す。最高加熱温度を高めると恒溫變態曲線は全般的に右に移行する。

ii) 焼入性は普通炭素鋼に比較して良好である。最高加熱温度が 850°C より 50°C 上昇すると、この様な小

試片の場合には、試料表面は空冷しても硬化する。

500°C 以下の各温度で焼入をした際の硬度は、保持時間が當實驗の範囲内では、夫々の温度で恒溫處理した場合と略々類似している。(第2圖及び第4圖)

iii) 300°C 以下で恒溫處理の後水冷した場合に於ける保持時間と Ar'' 變態速度との關係は、變態開始點を境として異なる。即ち保持時間が變態開始前なるときは水冷による Ar'' 變態速度は保持時間を増すに従つて増大するが、變態開始後まで保持するときは Ar'' 變態速度は次第に小さくなり、變態開始點附近に極大が出来る。この事實は、150°C の場合に最も明瞭で、恒溫浴に保持中變態開始前に於ても、試料に何等かの内部的變化の起ることが考えられる。150°C 以下での Ar'' 變態速度は全般的に小さい。これらの恒溫處理と残留應力及び割れとの間には密接な關係が存在する。即ち Ar'' 變態速度の大なる處理は残留應力大きく割れを生じ易い。その適例を直接水及び油焼入れした場合について見ることが出来る。但し残留大洲田は Ar'' 變態速度の小さい低温で恒溫處理したものの方が多からこの點をも考慮して、熱處理に際しては變態速度の小さい適當な温度範圍を選定すべきである。

iv) 種々の條件の下に焼入れた試片について應力分布を測定した。試片全體がオーステナイトのものを焼入されると表面に引張應力、内部に壓縮應力が存在する。又表面のみを變態點以上に加熱して焼入されると表面に壓縮應力、内部に引張應力となる。そしてその應力値は、相似の硬度分布ならば試料の直径の大きい程、又同一直径の試料では焼きの深さが大きい程大きくなっている。普通焼入れに於て起る割れは表面層の引張應力によるのであるから、内部を A₁ 點以上に上昇せしむることなく表面のみを硬化するときは焼割れを減ずることが出来るであろう。この様な熱處理に於て豫熱温度を變へた結果はあまり良く現れなかつたが、内部が Ar₁ 變態點を過ぎぬ様にすると、残留應力の状態は冷却應力による残留應力の形をとる。尙この様な熱處理を受けた試料の切線方向の残留應力分布状態に特殊な點が見られた。

本研究に當つて御指導を戴いた村上先生に感謝する。又數回に亘つて材料を提供せられ研究の遂行に多大の御援助を與へられた日本製鋼所の小林佐三郎、阿部富美夫兩氏に謝意を表す。(昭和27年4月寄稿)

文 献

- 1) 村上, 今井: 金屬學會誌, 6(1942) 145
- 2) E. Heyn u. O. Bauer: Int. Z. Metallogr. 1 (1911) 16.
- 3) G. Sachs: Z. Metallked. 19 (1927) 352