

高合金工具鋼の熱処理に関する研究 (第1報)

—高炭素高クロム鋼の残留オーステナイトについて—

Studies on the Heat Treatment of High Alloy Tool Steels (1st Report) On Retained Austenite in the Hardened High Carbon High Chromium Steel

根 本 正*

内 容 梗 概

著者はダイス鋼として知られている C 2.0%および Cr 13%を含有する高炭素高クロム鋼の残留オーステナイト (γ_R) の挙動をあきらかにするために種々の実験を遂行した。すなわち焼入温度と γ_R , マルテンサイト変態開始温度 (M_s 点), 硬さおよび組織との関係を追究し, つぎに焼戻しにおける γ_R の変態に基く諸変化を究明した。他方本鋼の恒温変態図の決定, さらに中間段階における保持時間とともに電気抵抗の変化をあきらかにし本鋼の熱処理の基礎を確立した。これらの結果を要約するとつぎのようである。

- (1) 焼入温度が上昇するにしたがい M_s 点は降下し, 1,150°C 以上で常温以下に達し, 炭化物+オーステナイトの組織となる。また硬さは 1,050°C 以上で急減する。
- (2) 二次硬化現象を示す温度は焼入温度の上昇とともに高温側に移行する。
- (3) γ_R は焼入温度 1,150°C 以上で 100%に達する。
- (4) 焼入温度が 1,100°C 以下で生じた γ_R は低温と高温とで2段に変態するに対し, 1,150°C 以上の焼入温度で生じた γ_R は高温側で1段に変態する。
- (5) 恒温変態図には最高加熱温度が低い場合各変態曲線があらわれ, 400~500°C の範囲でオーステナイトが準安定であるが, 1,150°C 以上からの場合には $A_{\gamma'}$ および $A_{\gamma''}$ 両変態曲線が消失し, オーステナイトは 500°C 以下で準安定である。
- (6) オーステナイトが準安定である中間段階において恒温保持時間とともにオーステナイトから炭化物の析出が起る。

[I] 緒 言

高炭素高クロム鋼は焼入焼戻しされてダイスおよび型材として使用されるが, かゝる高合金鋼は焼戻しにおいて二次硬化現象を示すことは周知のところである^{(1)~(14)}。これは γ_R の分解に基く現象であり, その分解は焼戻し温度および保持時間によりいちじるしく影響される。また高合金鋼の恒温変態図についても多くの研究結果が発表されている^{(15)~(27)}。

しかしながら高合金鋼の γ_R を取上げて研究した文献は少ない。そこで著者は高炭素高クロム鋼の熱処理を確立するために焼入温度と γ_R 量, マルテンサイト変態開始温度 (M_s 点), 硬さおよび組織との関係をあきらかにするとともに焼戻しにおける諸性質におよぼす γ_R の影響を究明した。以下本実験について述べる。

[II] 試料および実験

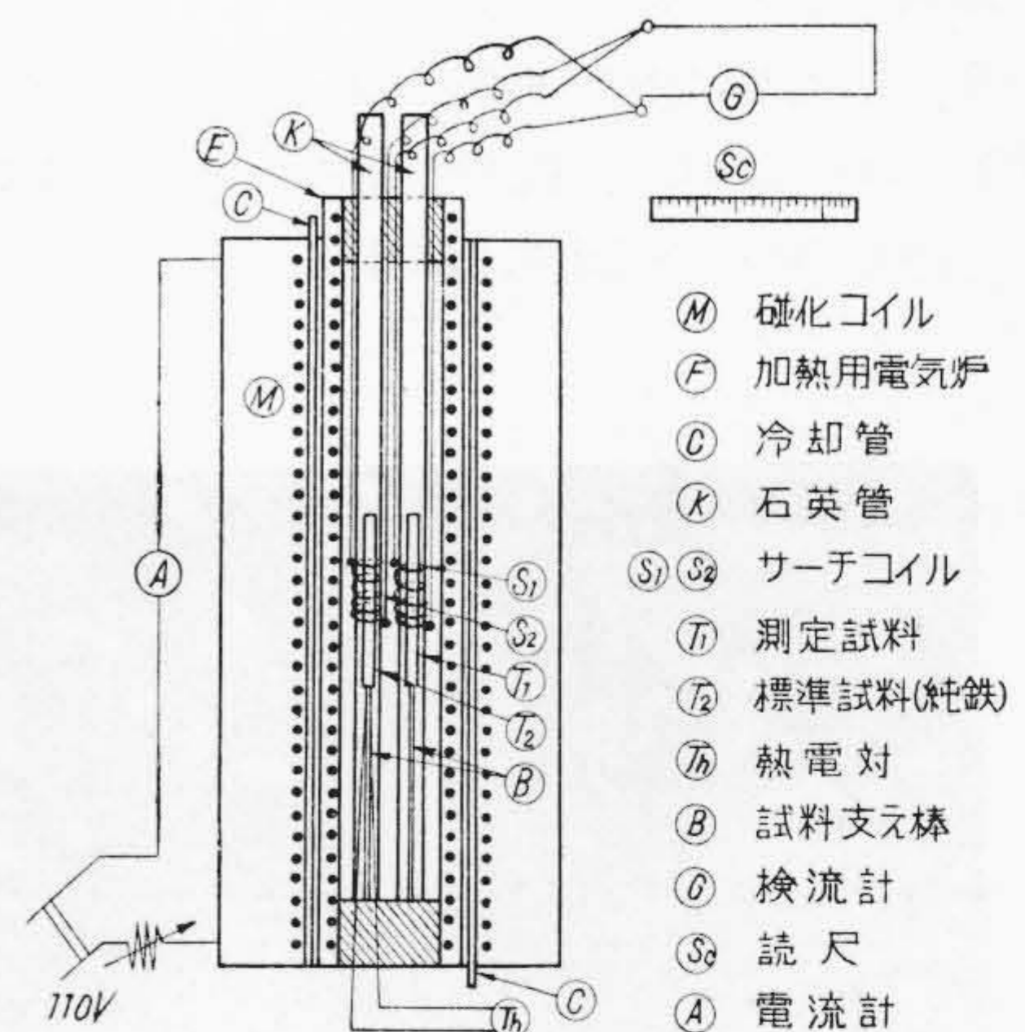
(1) 試料

試料は高周波電気炉により熔製され, 所定寸法の丸棒に鍛造後機械加工により熱膨脹, 磁気および電気抵抗測定試片 (5 mm ϕ ×70 mm l) ならびに硬さ測定および検鏡用試片 (10 mm ϕ ×15 mm l) がそれぞれ採取された。第1表は試料の化学成分を示す。

* 日立製作所日立研究所

第1表 試料の化学成分 (%)
Table. 1. Chemical Composition of the Specimen

C	Si	Mn	Cr
2.17	0.27	0.32	12.57



第1図 示差磁気分析装置
Fig. 1. Apparatus of Differential Magnetic Analysis

(2) 実験

本多式熱膨脹計を用いて変態点を測定し, ついで佐藤式自記焼入試験機により各焼入温度から油焼入れあるいは

は空冷された場合の $A_{\gamma'}$ 変態生起温度を求めるとともに、それらの組織をしらべ、また硬さを測定した。一方弾動検流計法による磁気測定装置を用い焼入前後の磁化曲線を求め、飽和磁気 (I_{∞}) の変化量から γ_R 量が求められた⁽²⁸⁾。さらにこれらのすべての試片について第1図に示す示差磁気分析装置により、段階加熱あるいは繰返し加熱および冷却における γ_R の分解様相が詳細に究明された。以下本装置について簡単に説明する。本装置は弾動検流計法による磁気測定装置の磁化コイル内に電気炉 F を挿入し、そのなかに耐熱絶縁を施して石英管にほぼ同数に巻線せられた白金線のサーチコイル S_1 および S_2 をいれ、両者は逆方向に直列に接続され、磁場が逆転しても検流計回路に起電力が生じないようにしてから一方のサーチコイル内に試片、他方に試片とほぼ同寸法の純鉄を挿入した。この装置によれば、わずかな磁気の変化でも検流計の鏡の振れとしてあらわれるので γ_R の分解のような微小な変化を知るために便利である。なお磁場の強さは 700~1,000 Oe である。

さらに恒温変態図は各変態温度における保持時間による長さおよび硬さの変化を測定し、また恒温磁気分析装置により時間~磁気の強さ曲線を求めるとともに最終的には組織をしらべ、これらの諸結果を総合して決定された。

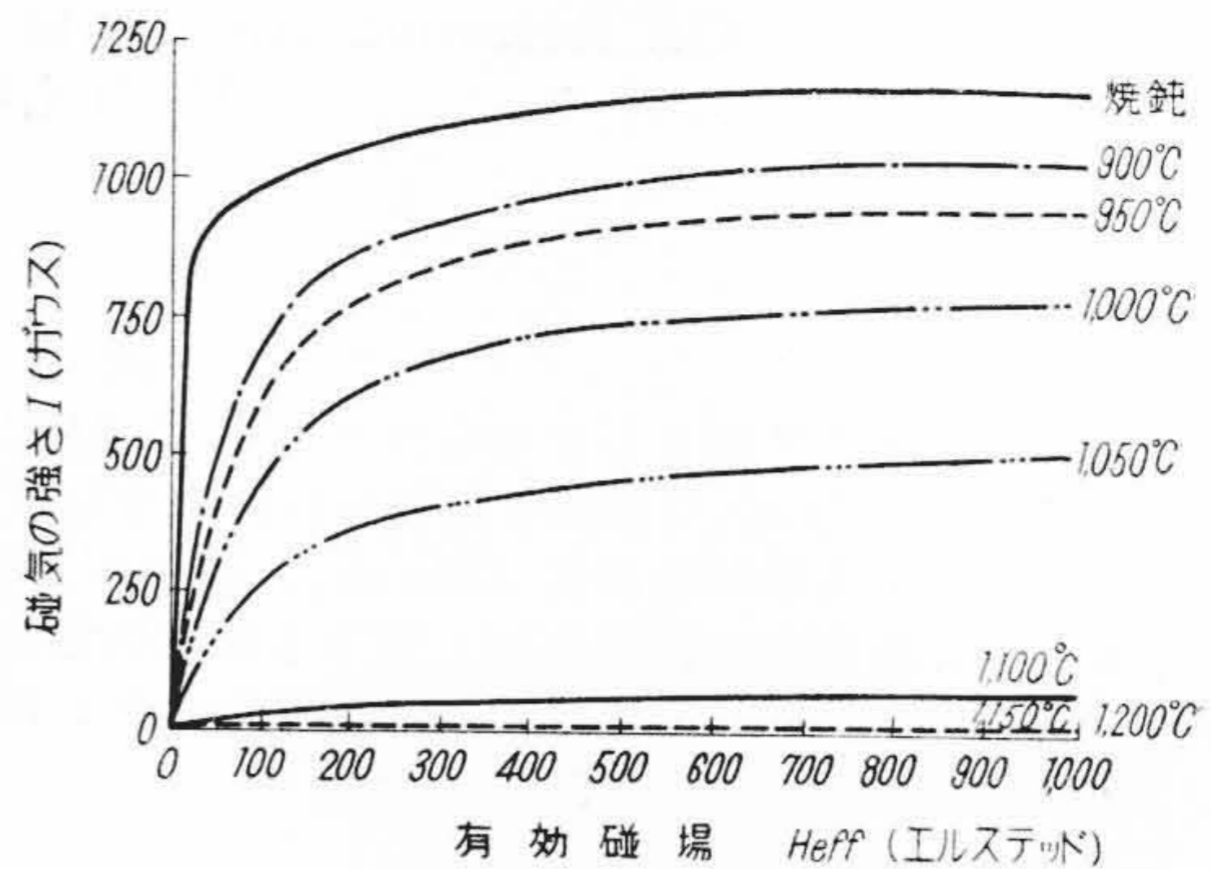
なお門間博士⁽²⁹⁾の考案による高温における電気抵抗と磁気の変化を同時に測定しうる装置により中間段階における変態様相が検討された。

〔III〕 実験結果

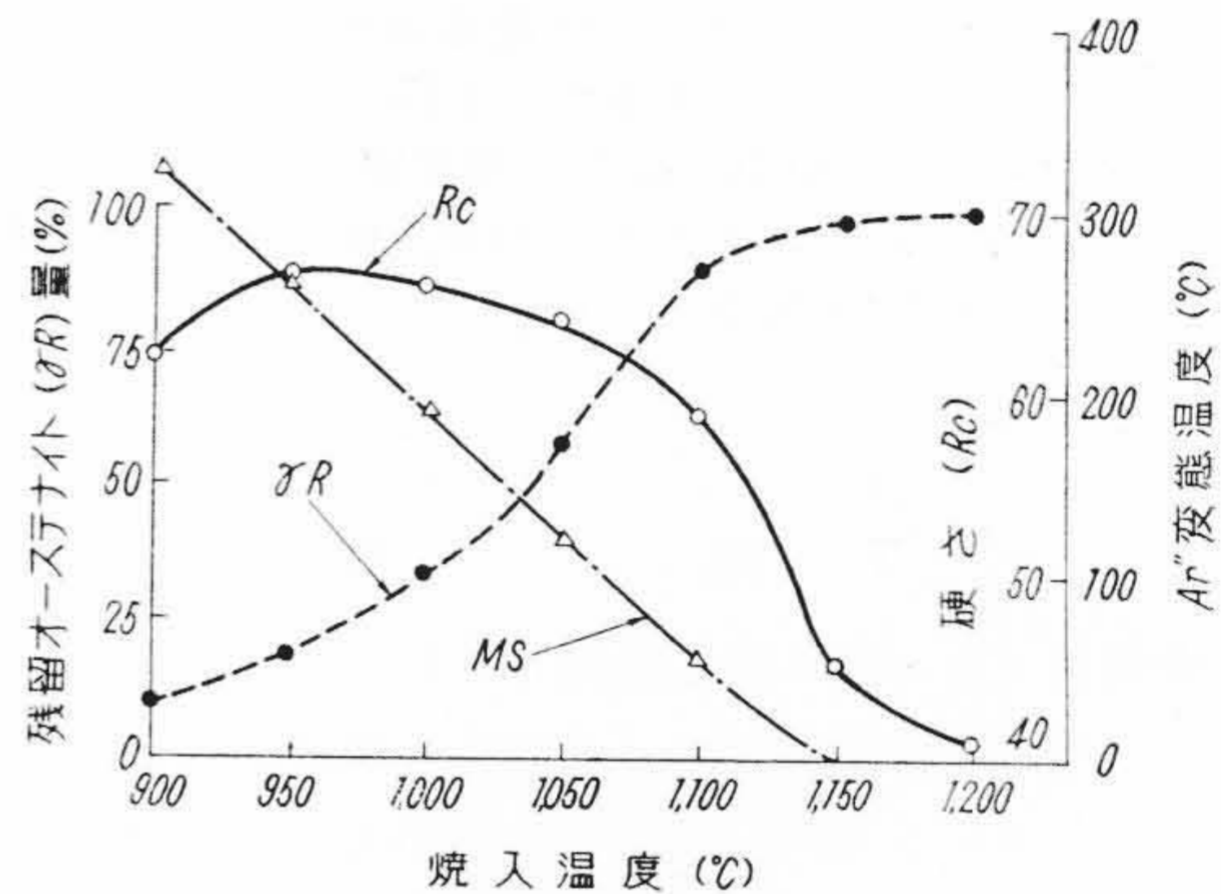
(1) 焼入温度と γ_R との関係

本鋼の変態は加熱に際し 820~840°C の範囲で生起し、冷却に際し 730~750°C の範囲で起る。つぎに第2図は焼入温度と磁化曲線との関係、第3図は焼入温度が γ_R

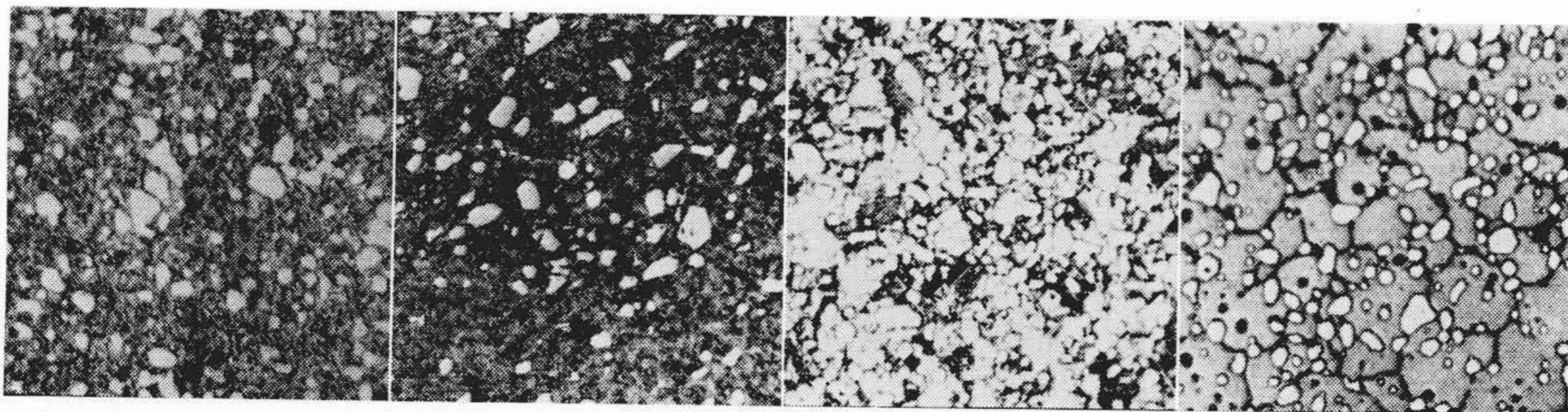
量、硬さおよび M_s 点におよぼす影響を示す。これらからわかるように I_{∞} の値は焼入温度が上昇するにしたがい急減し、1,150°C 以上で零となる。したがって γ_R 量は



第2図 焼入温度と I-H 曲線との関係
Fig. 2. Relation between Quenching Temperature and I-H Curve



第3図 焼入温度が γ_R 量、硬さおよび M_s 点におよぼす影響
Fig. 3. Effect of Quenching Temperature on the Amount of Retained Austenite, Hardness and M_s Point



第4図 900°C から油焼入れされた試片の顕微鏡組織 ×400

Fig. 4. Micro-Structure of the Specimen Quenched in Oil from 900°C

×400

第5図 1000°C から油焼入れされた試片の顕微鏡組織 ×200

Fig. 5. Micro-Structure of the Specimen Quenched in Oil from 1000°C

×400

第6図 1100°C から油焼入れされた試片の顕微鏡組織 ×400

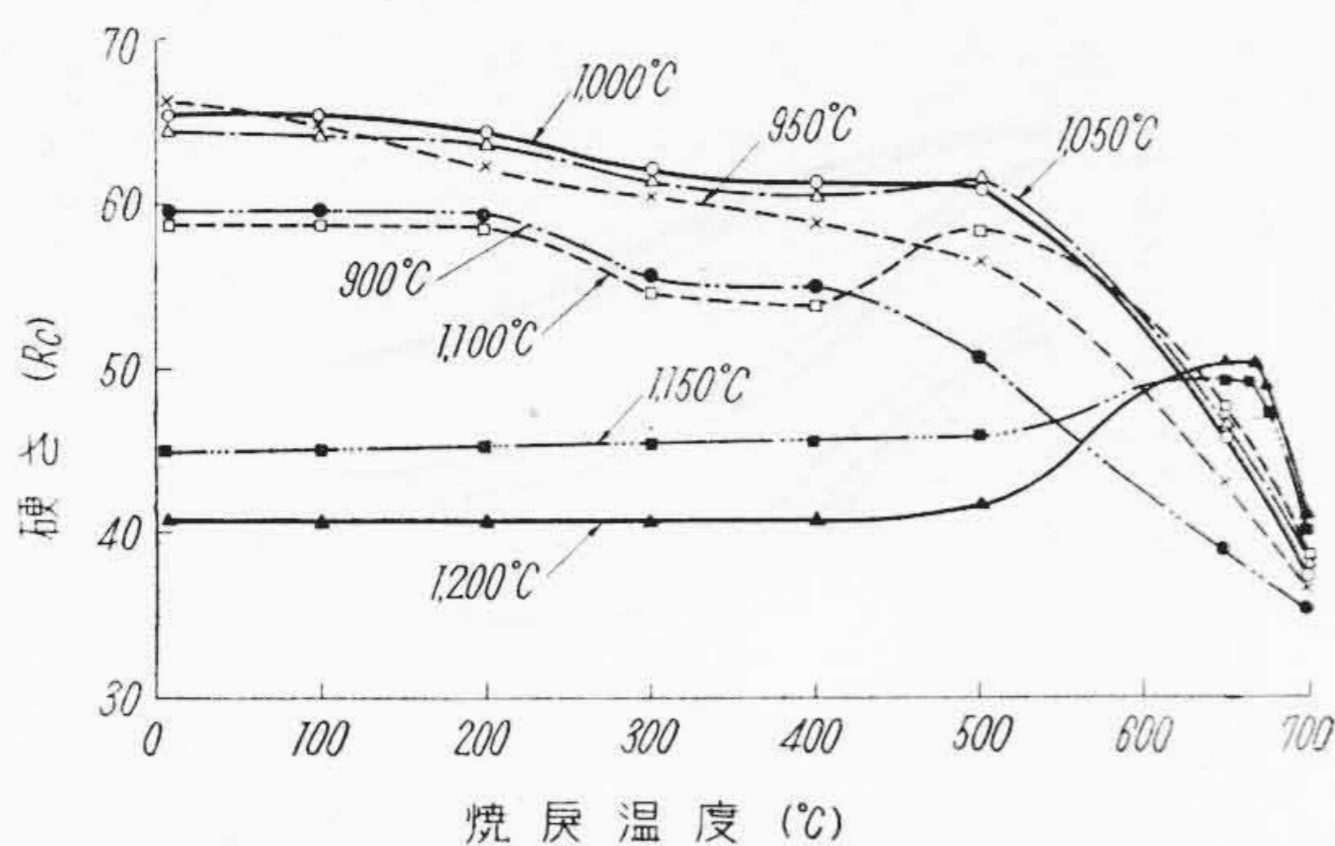
Fig. 6. Micro-Structure of the Specimen Quenched in Oil from 1100°C

×400

第7図 1150°C から油焼入れされた試片の顕微鏡組織 ×400

Fig. 7. Micro-Structure of the Specimen Quenched in Oil from 1150°C

×400



第8図 種々の温度から油焼入れされた試片の焼戻温度と硬さとの関係

Fig. 8. Relation between Temper Temperature and Hardness in the Specimens Quenched in Oil from Indicated Temperature

焼入温度 1,150°C 以上において約 100% に達する。また硬さは 950°C 焼入において最高値に達して後焼入温度の上昇とともに減少し、100% オーステナイトにおける硬さは $R_c 41$ である。他方オーステナイト→マルテンサイト変態点 (M_s 点) も焼入温度の上昇とともに降下し、1,150°C で常温以下に降下する。つぎに第4~7図は焼入温度による組織の変化を示す。これから焼入温度が低い場合には炭化物+マルテンサイト組織であるが、1,100°C になると炭化物+マルテンサイト+オーステナイト組織となり、あきらかに γ_R が認められる。さらに 1,150°C になると炭化物+オーステナイト組織で、焼入れによつてオーステナイト→マルテンサイト変態が完全に阻止される。これは前述の磁気測定結果とよく一致する。なお焼入温度が上昇するとオーステナイトに未溶解の炭化物量が漸次減少することなどが知られる。

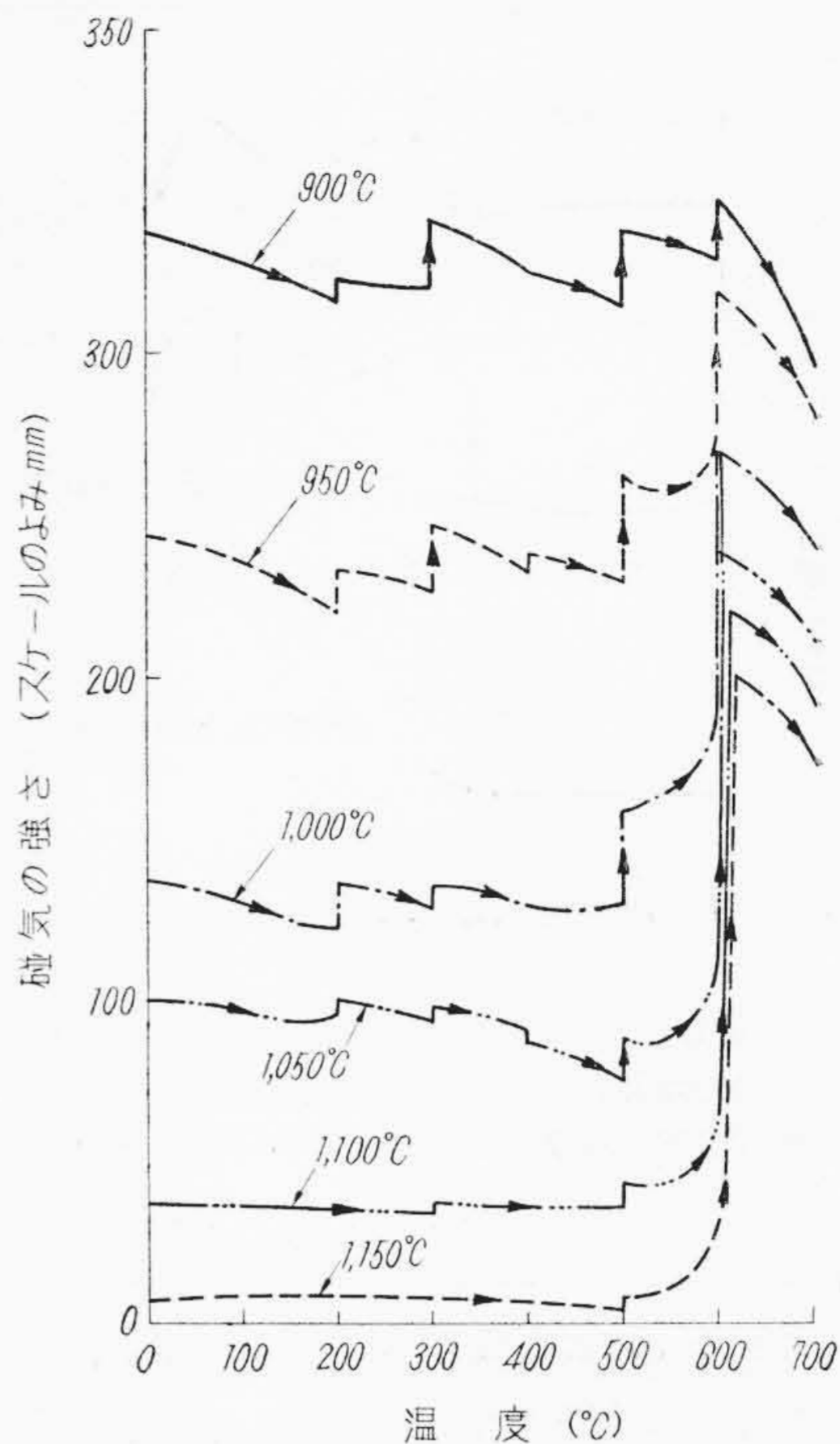
(2) 焼戻しによる γ_R の分解

(a) 硬さの変化

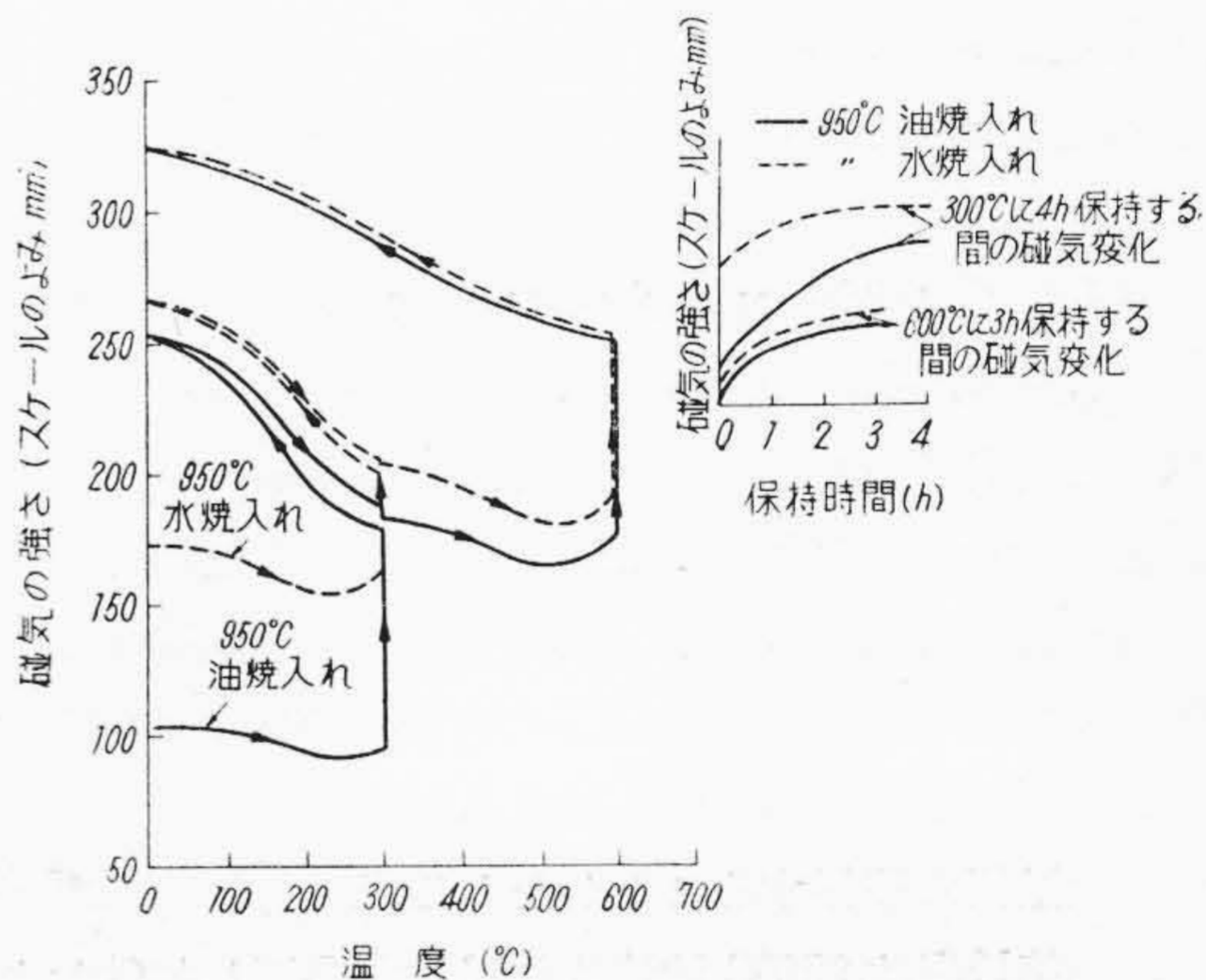
第8図は 900~1,200°C の範囲から油焼入れ後 700°C 以下の各温度で1時間焼戻した場合の焼戻温度による硬さの変化を示す。これによると 900~950°C から焼入れされたものの硬さは焼戻温度が上昇するにしたがい減少し 400°C 以上で急減する。また 1,000°C 以上から焼入れされると 500~675°C の範囲で二次硬化があらわれ、その二次硬化を示す温度は焼入温度の上昇にしたがい高温側に移動することがわかる。

(b) 磁気分析結果

第9図は各温度から油焼入れ後の段階加熱における示差磁気分析結果を示す。これから知られるように磁気の強さは低温 (200~300°C) と高温 (500~600°C) との温度範囲で増加し、その傾向は焼入温度が高いほど漸次低温側における磁気増加量が減少し、他方高温側におけるそれが増す。焼入温度が 1,150°C 以上になると遂に低温



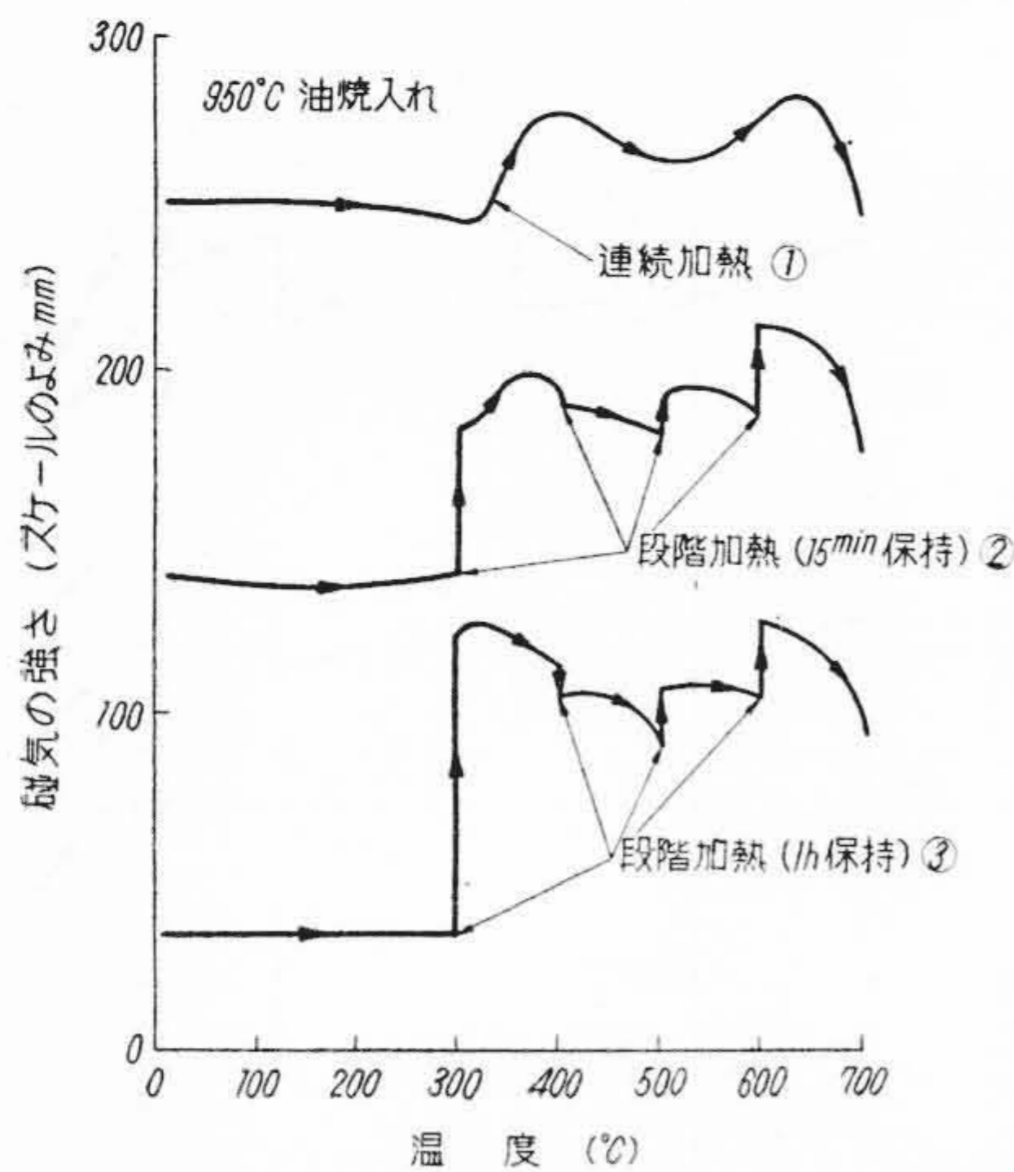
第9図 各温度から油焼入れ後の示差磁気分析結果
Fig. 9. Results of Differential Magnetic Analysis of Specimens Quenched in Oil from Indicated Temperature



第10図 950°C から油および水焼入れされた試片の示差磁気分析結果

Fig. 10. Results of Differential Magnetic Analysis of Specimens Quenched in Oil or Water from 950°C

側における磁気増加が消失する。したがつて焼入温度の上昇による γ_R の増加は高温側の変態量が増すことを示唆する。また第10図は 950°C から油および水焼入れ試片の段階加熱における示差磁気分析結果で、右上段の図は 300 および 600°C における保持時間による磁気増加量を示す。これから両試片とも 300 および 600°C で2段に



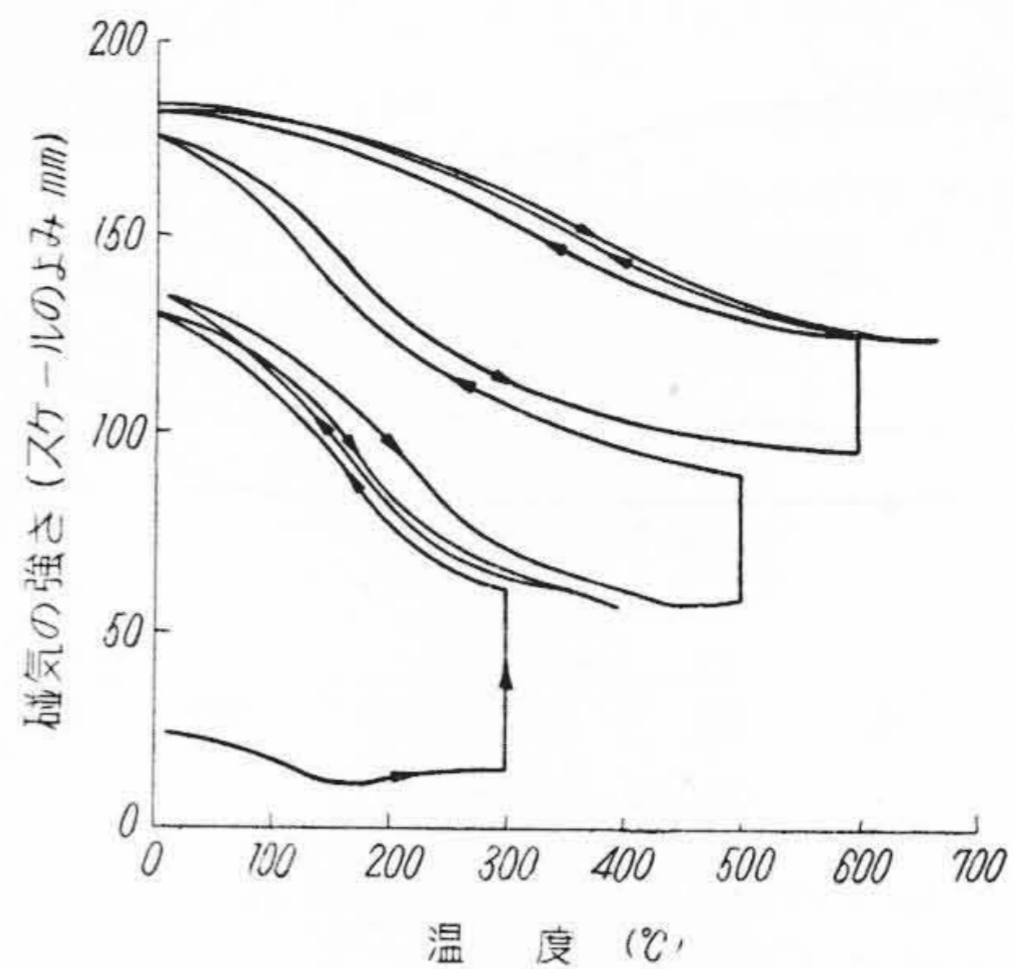
第11図 950°Cから油焼入れ後の示差磁気分析結果
Fig. 11. Results of Differential Magnetic Analysis of Specimens Quenched in Oil from 950°C

磁気が増加するが、その増加量は低温側では油焼入れが水焼入れより多く、高温側においては両者ともほぼひとしい。このように油焼入れが水焼入れより γ_R 量が多いことはこれまでによく知られた現象であるが、本鋼のように γ_R が2段に分解する鋼種では焼入温度が低い場合には低温側で分解する γ_R 量に相差があることが考えられる。

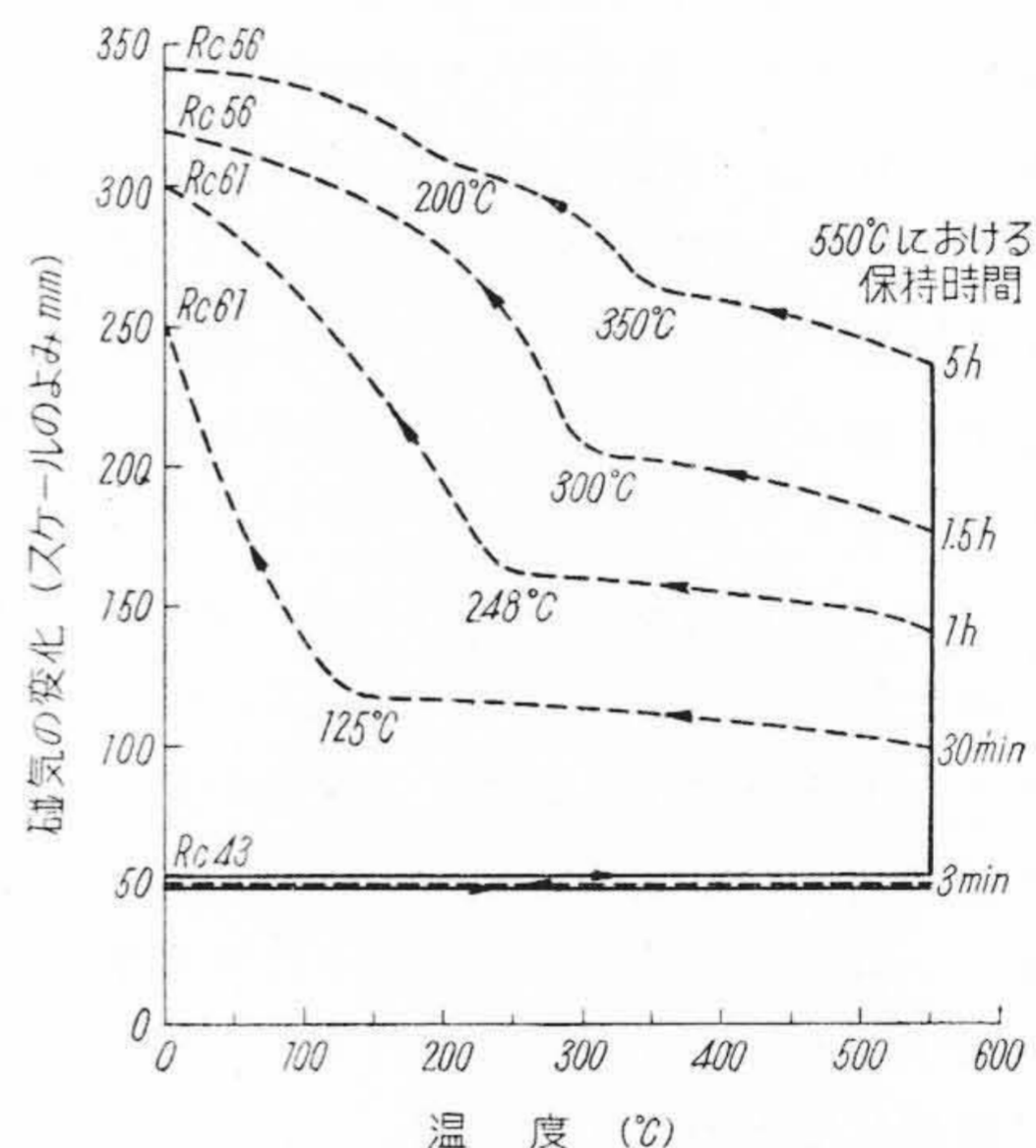
第11図は 950°C 油焼入れ試片につき、連続加熱 (1) および段階加熱時における保持時間が15分および1時間とした場合 (2) (3) の示差磁気分析結果である。これから (1) では 350 および 630°C で磁気がそれぞれ極大値を示すが、(2) および (3) で 300, 500 および 600°C で磁気が増加し、400°C では減少する。しかし段階加熱において 300°C に 1時間保持しても低温側での γ_R の分解はなお終了しないので 400°C に加熱途中で未分解 γ_R が α 相に変態する。そのために 300~400°C で極大値を示す温度は 300°C における保持時間が増すにしたがい低温側に移行することがわかる。

ついで第12図は 950°C 油焼入れ試片を繰返し加熱および冷却した場合の示差磁気分析結果である。すなわち磁気は 300, 500 および 600°C に保持する間に増加し、加熱温度が 400°C 以下の場合には冷却および加熱過程において A_0 変態が認められるが、これ以上になると不明瞭となり、600°C 以上の加熱により消失する。

さらに第13図および第14図は 950 および 1,150°C から油焼入れ後 550°C において各種時間保持後炉冷した場合の示差磁気分析結果である。なお炉冷後硬さ (R_c) を測定し、その測定値を記入した。まず焼入温度 1,150°C (第13図) の場合をみるに 550°C に 3分保持後の冷却過程においてオーステナイトは変態することなくきわめて

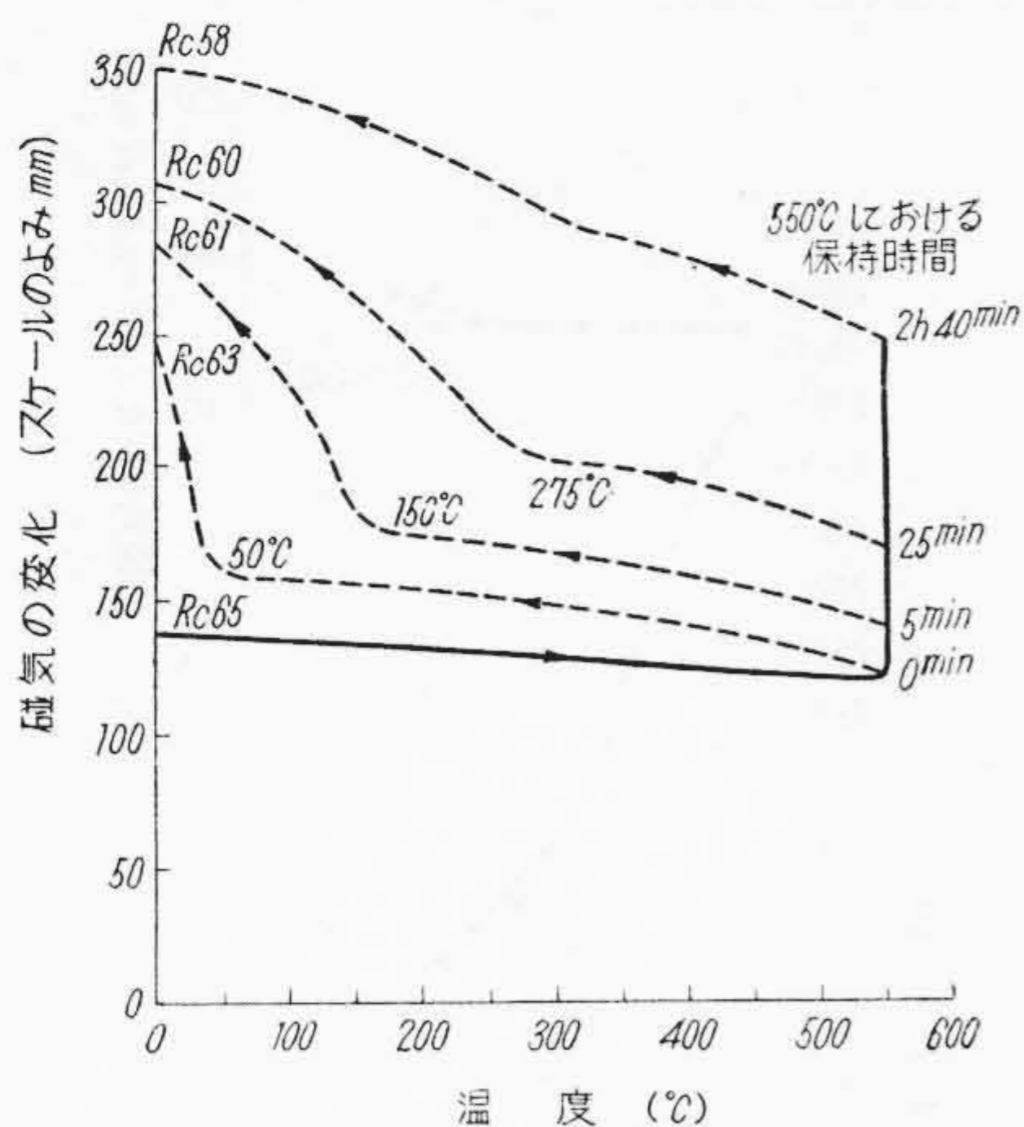


第12図 950°C から油焼入れした試片の示差磁気分析結果 (各温度に30分保持)
Fig. 12. Results of Differential Magnetic Analysis of the Specimen Quenched in Oil from 950°C (Holding Time at Various Temperature 30 min)



第13図 1150°C から油焼入れ後 550°C で各種時間焼戻した場合の示差磁気分析結果
Fig. 13. Results of Differential Magnetic Analysis of the Specimen Tempered at 550°C for Indicated Times After Quenched in Oil from 1,150°C

安定である。しかし 30 分保持すると焼戻しにより γ_R が $A_{\gamma I}$ 変態を起し、冷却においても 125°C 付近で二次 $A_{\gamma II}$ 変態による磁気増加が起る。1時間保持するとその分解がさらに進行し冷却に際し二次 $A_{\gamma II}$ 変態は 248°C で起り、さらに保持時間が増すと二次 $A_{\gamma II}$ 変態点が高温側へ移行する。これは 550°C において γ_R から炭化物が析出し、オーステナイトの C 量が減るために起る現象である。他方焼入温度 950°C (第14図) の場合には室温から 30 分で 550°C まで加熱後ただちに冷却しても $\gamma_R \rightarrow$ マルテンサイト変態が 50°C で生起し、550°C で 5 および 25 分保持すると二次 $A_{\gamma II}$ 点が 150 および



第14図 950°C から油焼入れ後 550°C において種々の時間焼戻した場合の示差磁気分析結果
 Fig. 14. Results of Differential Magnetic Analysis of the Specimen Tempered at 550°C for Indicated Times After Quenched in Oil from 950°C

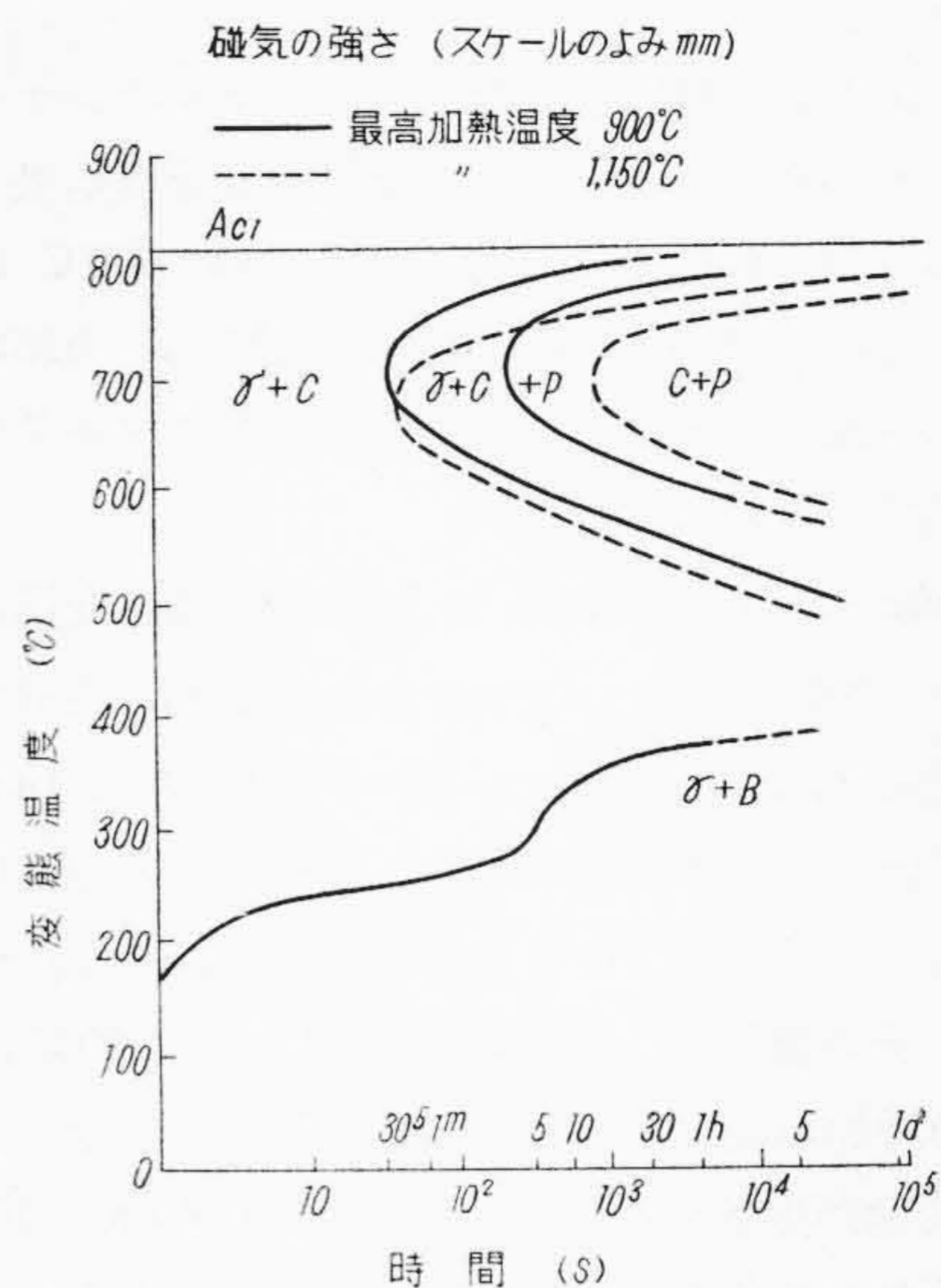
275°C まで上昇する。さらに保持時間が増して2時間40分になると焼戻温度において $\gamma_R \rightarrow \alpha$ 変態が完結することが知られる。

(3) 恒温変態図

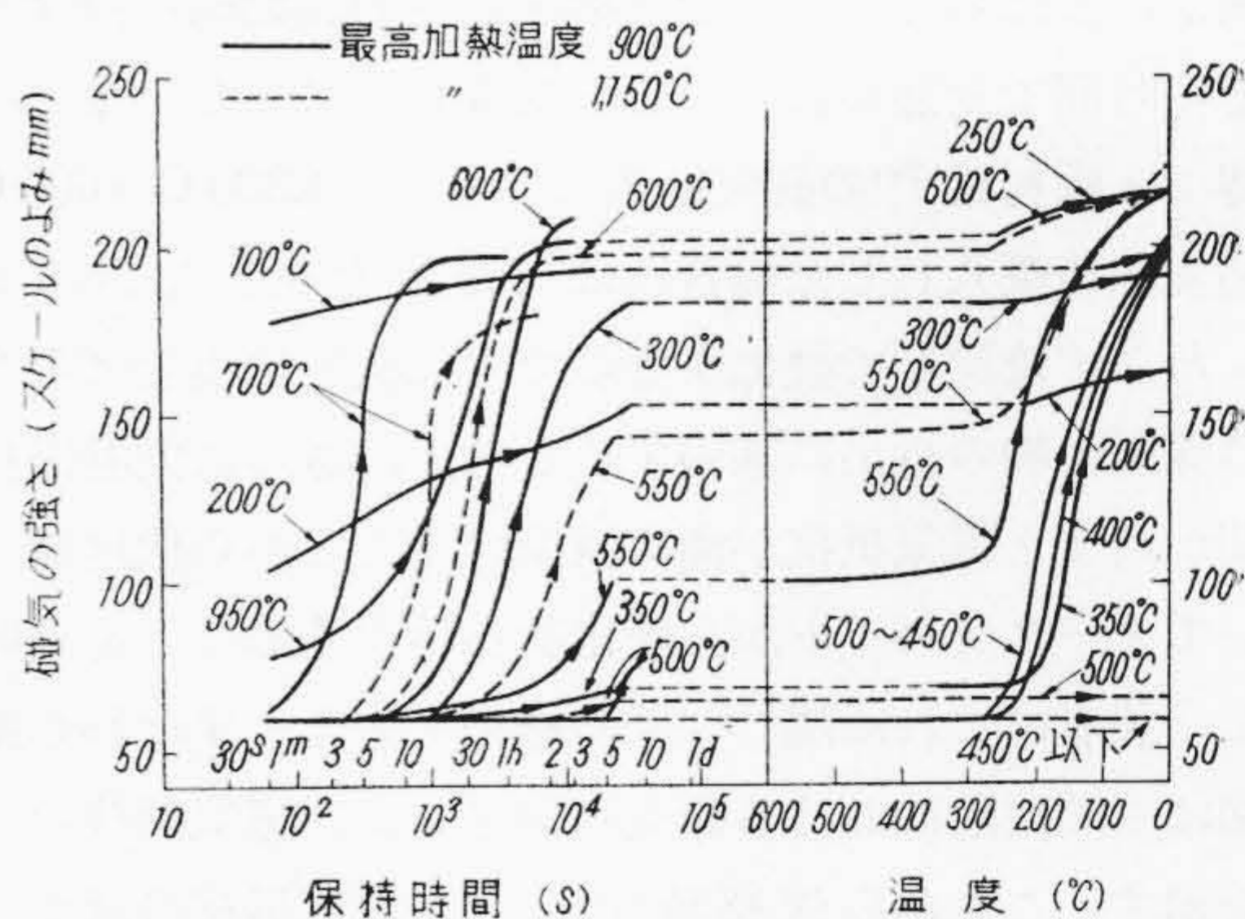
つぎに第15図は最高加熱温度 900 および 1,150°C の場合における恒温変態図を示し、第16図は各変態温度における恒温保持時間と磁気の強さとの関係(変態速度)を示す。これらからわかるように A_{γ_1} 変態温度における最速点は 700°C に位置し、最高加熱温度が 1,150°C の場合にはそれがわずかに低温側に降下し、変態終了曲線は長時間側に移行する。また $A_{\gamma'}$ および $A_{\gamma''}$ 両変態についてみるに最高加熱温度 900°C の場合には 400°C 以下に下ペーナイトとマルテンサイト両変態があらわれるに対し、1,150°C の場合には両変態は消失する。したがって最高加熱温度が 900°C の場合にはオーステナイトは 400~500°C の範囲で準安定であるに対し、1,150°C の場合には 500°C 以下で準安定である。これは前述の焼入温度と γ_R 量の関係(第3図)からも知られる。さらに第17図は変態温度 300°C における変態速度におよぼす最高加熱温度の影響を示す。これから知られるように加熱温度が上昇するにしたがい変態速度はいちじるしく減少し、最高加熱温度 1,150°C 以上においては長時間保持しても変態が起らない。

[IV] 結果に対する考察

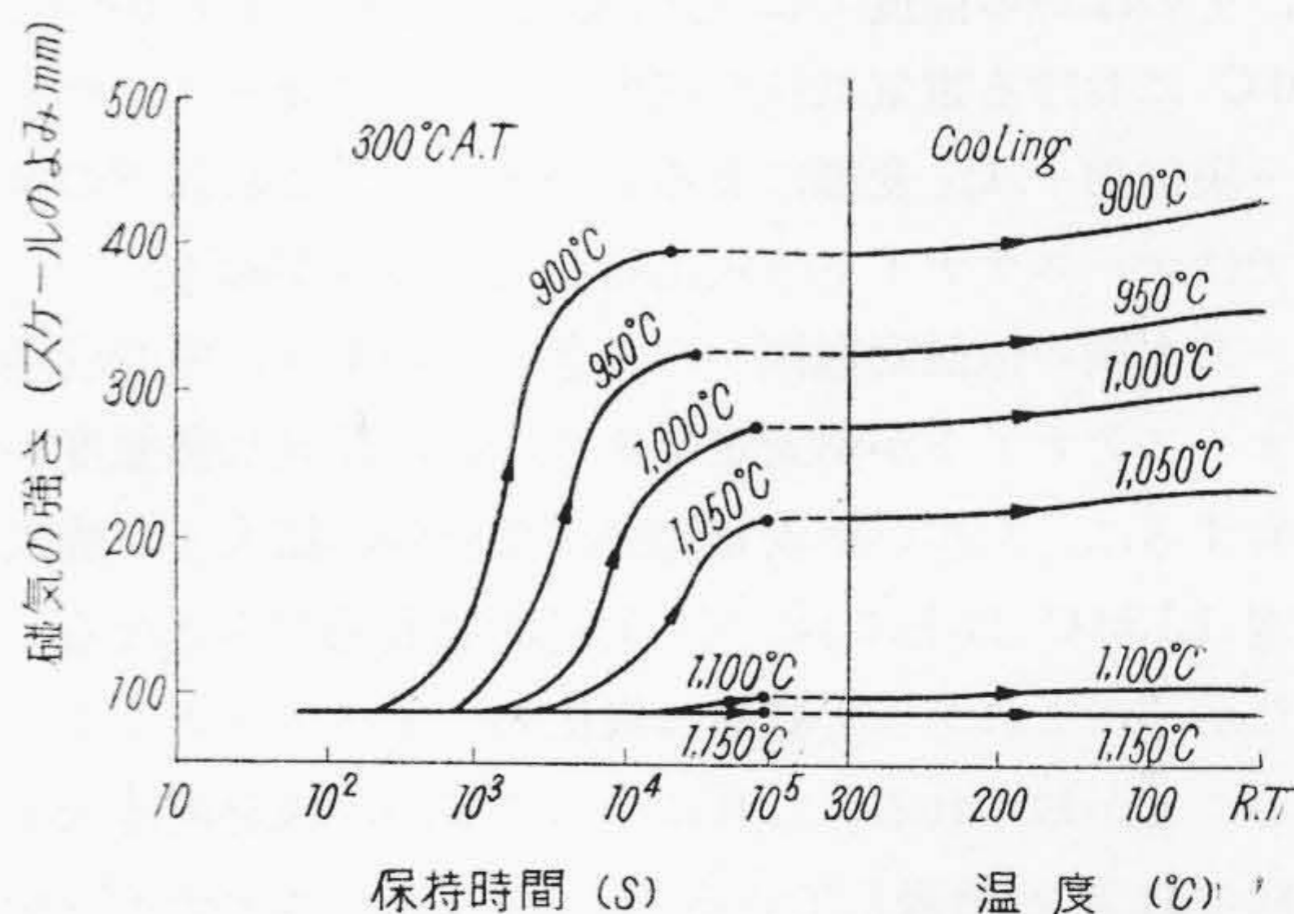
炭化物を生成する元素を含む高合金鋼が焼入れ後焼戻しされると二次硬化を示すことは古くより知られた事実である。その原因は焼戻温度における γ_R からの過飽和



第15図 高炭素高クロム鋼の恒温変態図 (最高加熱温度 900, 1,150°C)
 Fig. 15. Isothermal Transformation Diagrams of High Carbon High Chromium Steel (Maximum Heating Temperature 900, 1,150°C)



第16図 各変態温度における保持時間と磁気の強さとの関係
 Fig. 16. Relation between Intensity of Magnetization and Holding Time at Various Transformation Temperatures

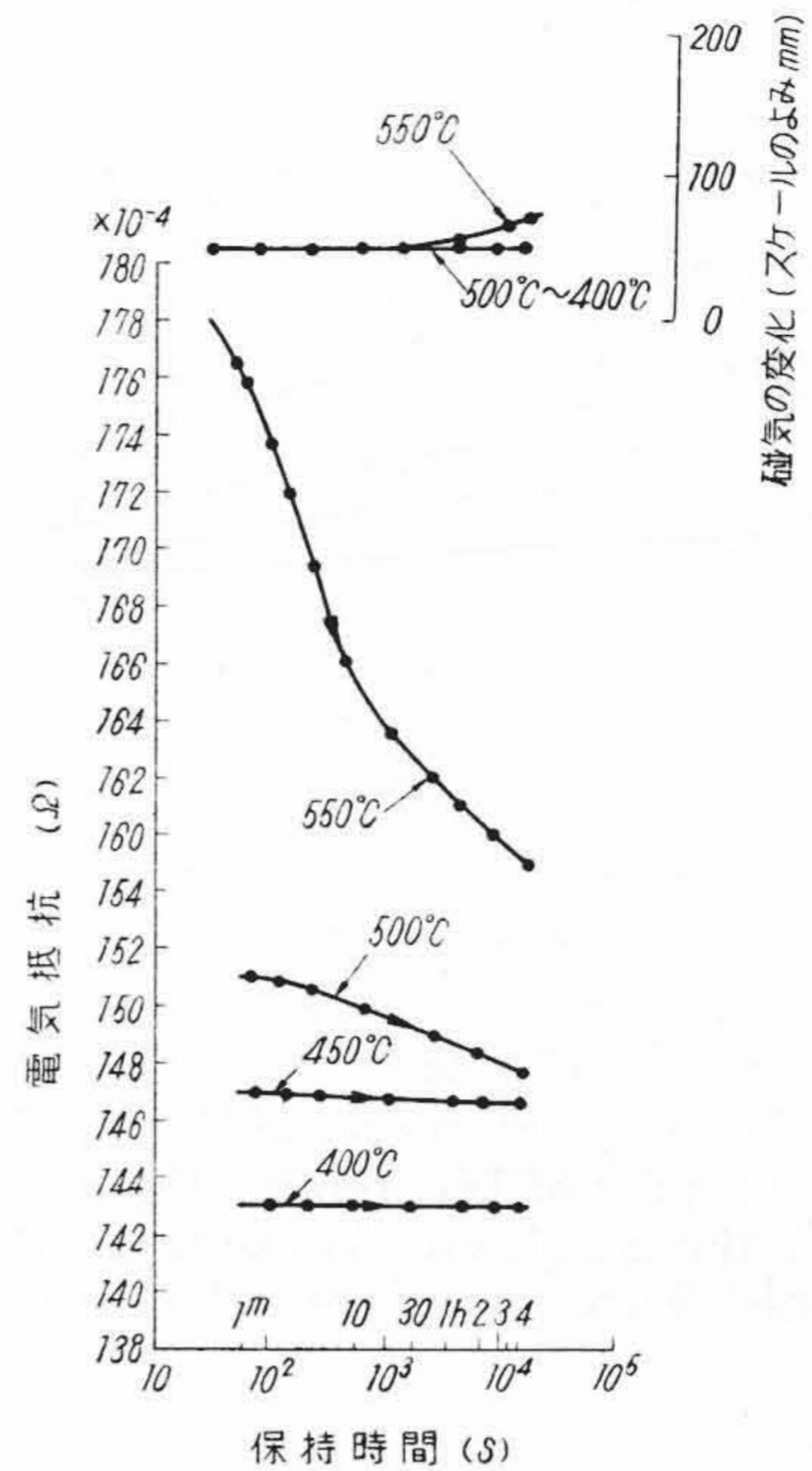


第17図 300°C における変態速度におよぼす焼入温度の影響
 Fig. 17. Effect of Quenching Temperature on the Transformation Rate at 300°C

炭化物の析出と冷却ともなう $\gamma_R \rightarrow$ マルテンサイト変態によるとされている。これは示差磁気分析結果 (第12図) から知られるように焼戻温度 550~600°C に保持する間に $\gamma_R \rightarrow$ 炭化物 + $A\gamma_1$ 変態が進行し、冷却においてなお未変態の γ_R がベーナイトあるいはマルテンサイトに変態するためである。

Ehnicke⁽¹⁾, Grossmann と Bain⁽³⁾ は高速度鋼の焼戻しにおいて焼戻温度で $\gamma_R \rightarrow$ 炭化物が起り、冷却で二次 $A\gamma''$ 変態が起ることを唱え、Houdremont と Benneck⁽³⁰⁾ は二次硬化が炭化物の析出によることを提唱し、そのほか多くの人々によつて焼戻機構が論ぜられている^{(31)~(32)}。その後伊丹, 三浦両氏⁽³³⁾ は 400~600°C における磁気の増加が認められることから焼戻温度において $\gamma_R \rightarrow \alpha$ 変態が生起することを証明し、Cohen と Koh⁽³⁴⁾ および Köster⁽³⁵⁾ は γ_R から炭化物の析出することを認めている。これに対し佐藤博士^{(36)~(38)} は以上の結果を基にして焼戻機構をつぎのように説明した。すなわち焼戻温度において最初 γ_R からじよじよに過飽和炭化物が析出し、しばらくして恒温変態図の変態開始線に達するとその時間で変態が起ることをあきらかにした。また門間博士と樹村氏⁽²⁹⁾ の研究結果によると、1,300°C \rightarrow 600°C 恒温変態後焼入れした場合には γ_R が存在しないにもかかわらず焼戻しで硬化するので、二次硬化現象は単なる特殊炭化物の析出に基因すると考え、さらに恒温保持時間が増すと電気抵抗が漸次減少することから伏培期においてオーステナイトから炭化物が析出することを証明した。著者はこれに関しつぎの結果をえた。すなわち第18図は中間段階における磁気の強さおよび電気抵抗の変化を示す。これから保持時間による電気抵抗の減少は 500~550°C の範囲でいちじるしく、その割合は変態温度の降下にしたがって減少し、400°C でそれが消失する。一方磁気は 550°C の場合には 30 分附近から増加するが、そのほかの温度では全然変化しない。したがって 550°C における電気抵抗の減少は主としてオーステナイト \rightarrow 炭化物 + $A\gamma_1$ 変態によるものであり、これ以下の温度ではオーステナイト \rightarrow 炭化物の変化のみが起る。

一方本鋼の恒温変態図からあきらかのように中間段階でオーステナイトが準安定であり、特に最高加熱温度が上昇するにしたがい準安定範囲が低温側へ拡大し、焼入れ温度 1,150°C 以上において $A\gamma_1$ 変態曲線のみとなる。したがってこれからは組織は炭化物 + オーステナイトとなることが知られる。これについて横山, 松倉両博士も同様の結果を発表している⁽³⁹⁾。なおオーステナイトを一たん常温付近まで過冷後再急熱するとその変態曲線は高温からの直接求めた変態曲線とほぼ相似的關係を示すが、前者がいちじるしく変態速度が大きいことは実験的



第18図 変態温度 400~600°C における保持時間が磁気の強さおよび電気抵抗におよぼす影響

Fig. 18. Effect of Holding Time at the Range of Transformation Temperature between 400 and 600°C on the Intensity of Magnetization and Electric Resistance

に証明されている^{(40)~(41)}。

以上の結果ならびに佐藤博士⁽³⁶⁾ および伊丹, 三浦両氏⁽³³⁾ などによる高速度鋼の研究結果さらには M. Cohen 一派⁽⁴²⁾ が焼入れ終止温度が γ_R 量にいちじるしく関係するとともに 2 回焼戻法が 1 回の長時間焼戻法より硬さは減少するが、 γ_R 量は少いことをあきらかにしていることなどから、2 回焼戻法における最初の焼戻しは焼入れによつて生成した変態応力を除去し、 γ_R から炭化物を析出させ冷却に際しての $\gamma_R \rightarrow$ マルテンサイト変態を促進させ、2 回目の焼戻操作によりあらたにできたマルテンサイトによる応力を除去するものと考えられる。したがって γ_R の分解には 2 回焼戻しが効果的であり、工具鋼の割れ防止に有効な処理であろう。

つぎに本鋼の繰返し焼戻しにおける示差磁気分析結果 (第12図) をみるに 300°C からの冷却曲線にあきらかに A_0 変態があらわれることから、かゝる高合金鋼においても焼戻温度が低い場合にはマルテンサイトおよび γ_R から単なる Fe_2C あるいは Fe_3C の析出が起ることが知られる。これと同様な結果を今井博士および竹村氏⁽⁴³⁾ は中炭素高 Cr 鋼 (C 0.6%, Cr 13%) についてえており、また Wever and W. Koh^{(44)~(45)} などは Cr-Mn 磁石鋼の炭化物を電解分離後、分析した結果低温で析出した炭化物中の Cr 量がきわめて少いことをあきらかにし

た。またさらに佐藤博士⁽⁴⁶⁾は Cr 鋼について同様な結果を発表している。

なお高炭素高クロム鋼の γ_R が2段分解を起すことは横山, 松倉両博士⁽⁴⁷⁾により認められているが, 両博士は第1段の磁気増加はマルテンサイトの分解に基づくものであるとしている。いま仮りにマルテンサイト $\rightarrow\alpha$ +炭化物の変化が起るとすれば, 鉄の一部は炭素と結合して I_{∞} の低い炭化物を作ることになり, 高磁場では磁気が減少するはずである。しかるに 300°C で磁気が増加することは γ_R の α 相への変態に外ならない。なお γ_R の2段変態の原因は主として焼入温度におけるオーステナイトへの C および Cr の溶解度の差によるものであり, 焼入温度にいちじるしく左右されるものである。

[V] 結 言

以上高炭素高クロム鋼の γ_R の挙動を磁氣的に追究した。これらの結果を要約すると下記のようなものである。

(1) 焼入温度が上昇するにしたがい M_s 点が降下し, $1,150^{\circ}\text{C}$ 以上でそれが室温以下に達し, 炭化物+オーステナイト組織となる。また硬さは焼入温度 $1,050^{\circ}\text{C}$ 以上で急減する。

(2) 焼入温度が上昇するにしたがい二次硬化を示す温度は高温側に移行する。

(3) 恒温変態図において最高加熱温度 900°C の場合には A_{γ_1} , $A_{\gamma'}$ および $A_{\gamma''}$ の各変態曲線があらわれるに対し, $1,150^{\circ}\text{C}$ の場合には A_{γ_1} 変態のみがあらわれ, 変態温度 500°C 以下でオーステナイトが準安定である。

(4) γ_R は焼入温度が $1,100^{\circ}\text{C}$ 以下の場合には $200\sim 300^{\circ}\text{C}$ および $500\sim 600^{\circ}\text{C}$ の範囲で2段に変態し, $1,150^{\circ}\text{C}$ 以上から焼入れされた場合には高温側で1段に変態する。

(5) 中間段階において恒温保持時間が増すにしたがいオーステナイトから炭化物が析出する。

(6) 焼入温度 950°C から水と油とに焼入れされた試片の γ_R 量の相違は低温で変態する γ_R 量の差である。

(7) γ_R は加熱に際しつぎの変態をなす。

$200\sim 300^{\circ}\text{C}$ $\gamma_R \rightarrow \text{Fe}_3\text{C}(\text{or } \text{Fe}_2\text{C}) + A_{\gamma'}$ 変態

$500\sim 600^{\circ}\text{C}$ $\gamma_R \rightarrow (\text{Fe, Cr})_7\text{C}_3 + A_{\gamma_1}$ 変態

(8) 焼戻温度における保持時間が増すと二次 $A_{\gamma''}$ 変態生起温度が高温側に移行する。

(9) γ_R は繰返し焼戻しにより短時間で変態する。

なお本実験結果に基き焼入歪の軽減を図る適当な熱処理方法を確立したい。

擧筆するにあたり懇切なる御指導を賜わつた村上武次郎博士に深甚なる敬意を捧げるとともに御援助を願つた日立製作所日立研究所三浦所長ならびに終始御指導と御

鞭撻下された小野健二博士に感謝の意を表す。また実験に熱心に協力された八重樫敏雄君および試料の加工に労を煩わした大内康司君に深謝する。

参 考 文 献

- (1) Ehncke, Arch. Eisenhüttenwes., 4, 23 (1930)
- (2) E. Maurer, K. Schroeter, Stahl u. Eisen, 49, 929 (1929~30)
- (3) M.A. Grossmann, E.C. Bain, High Speed Steel, 120 (1931)
- (4) Tofaute, W., A. Sponheuer, H. Benneck, Arch. Eisenhüttenwes., 8, 499 (1934)
- (5) 小柴, 日立評論, 23, 343 (1940), No. 6
- (6) 佐藤, 日本金属学会誌, 5, 81 (1941), No. 2
- (7) 大和久, 日本金属学会誌, 8, 140 (1944), No. 7
- (8) 小柴, 日本金属学会誌, 11, 12 (1947)
- (9) 小柴, 日立評論々文集, 2, 26 (1946)
- (10) 武田, 深瀬, 立川, 日本金属学会誌, 13, 26 (1949)
- (11) 出口, 鉄と鋼, 36, 9 (1950), No. 2
- (12) 多賀谷, 足立, 伊東, 鉄と鋼, 36, 13 (1950)
- (13) 金子, 日本金属学会誌, 19, 59 (1955), No. 2
- (14) 山中, 日下, 鉄と鋼, 41, 322 (1955), No. 3
- (15) J.L. Ham, R.M. Parke, A.J. Herzig, Trans. Amer. Soc. Metals, 29, 623 (1941)
- (16) 大和久, 日本金属学会誌, 8, 245 (1944), No. 6; S曲線集, 199~201 (1953)
- (17) 小柴, 日本金属学会誌, 10, 3 (1947), No. 3
- (18) 小柴, 高速度鋼 (1949)
- (19) F. Wever, W. Koch, Arch. Eisenhüttenwes, 21, 143 (1950)
- (20) A.E. Nehrenberg, Metal Progress, 64 (Nov-1951)
- (21) L.H. Seabright, Iron Age, 11, 101 (Oct-1951)
- (22) 小柴, 特殊鋼, 163 (1952)
- (23) 小柴, 西沼, 日本金属学会講演, (1952-9月), 概要, 45
- (24) 多賀谷, 足立, 松本, 辻, 鉄と鋼, 37, 27 (1951), No. 2
- (25) 安田, 村治, 鉄と鋼, 40, 1066 (1954), No. 11
- (26) 山中, 日下, 鉄と鋼, 41, 613 (1955)
- (27) 中沢, 日本金属学会講演, (1955-4月), 概要, 82
- (28) 根本, 日立評論, 別冊第11号, 21 (1955)
- (29) 門間, 樹村, 平田, 日本金属学会誌, 16, 378 (1952), No. 7
- (30) Houdremont, Benneck, Sharder, Trans. Amer. Inst. Min. Met. Eng., 116, 260 (1935)
- (31) Scott, Trans. Amer. Steel Treat., 1, 511 (1921)
- (32) Emmons, Trans. Amer. Soc. Steel., Treat, 19, 289 (1932)
- (33) 伊丹, 三浦, 鉄と鋼, 24, 261 (1938)
- (34) M. Cohen, Koh, Trans. Amer. Soc. Metals, 27, 1050 (1939)
- (35) Köster, Arch. Eisenhüttenwes., 64, 17 (1932)
- (36) 佐藤, 日本金属学会誌, 5, 81 (1941), No. 2
- (37) 佐藤, 日本金属学会誌, 5, 528 (1941), No. 10
- (38) 佐藤, 日本金属学会誌, 5, 635 (1941), No. 12
- (39) 横山, 松倉, 日本金属学会誌, 14-B, 60 (1950), No. 2

- (40) R.W. Balluffi, M. Cohen, B.L. Averbach, Trans, Amer, Soc, Metals, 43, 497 (1951)
- (41) 小野, 根本, 日本金属学会講演, (1954-4月), 概要, 48
- (42) Paul Gordon, M. Cohen, Robert S. Rose, Trans, Amer, Soc, Metals, 33, 411 (1944)
- (43) 今井, 竹村, 日本金属学会講演, (1955-10月), 概要, 36
- (44) F. Wever, W. Koch, Stahl u, Eisen., 74, 989 (1954)
- (45) F. Wever, W. Koch, Arch. Eisenhüttenwes., 21, 143~152 (1950)
- (46) 佐藤, 日本金属学会講演, (1956-4月), 概要, 52
- (47) 横山, 松倉, 日本金属学会誌, 18, 539 (1954), No. 10

日立金属工業株式会社

営業品目

- ・ 8印鉄管継手およびバルブ類 ・ 8印リンクチェーン ・ 可鍛鑄鉄品 ・ 鑄鉄品 ・ ダクタイル鑄鉄品 ・ 鑄鋼品
- ・ 鍛鋼品 ・ 製鉄用ロール ・ 非鉄金属用ロール ・ 非金属用ロール ・ 軽合金鑄物 ・ 炭車部品 ・ 産業機器部品
- ・ 安来ハガネ, 工具鋼, 刃物鋼, ステンレス鋼, 耐熱鋼, 構造用鋼, 特殊用途鋼, 磨帯鋼, 特殊鋼鋼板, 磨棒鋼, マグネット, 完成バイトおよびその他刃物製品

本社 東京都千代田区丸の内2丁目12番地
(仲15号館3階)
電話東京 (28) 4131(10) 4141(10) 7531(5)
電信略号 マルノウチ」ヒタチキンゾク

大阪営業所 大阪市北区梅田7番地の3
(梅田ビル9階)
電話大阪 (34) 0796, 1027, 1279
電信略号 オウサカ」ヒタチキンゾク

福岡営業所 福岡市天神町25番地の7
(協和ビル4階)
電話福岡 (4) 5831
電信略号 フクオカ」ヒタチキンゾク

名古屋営業所 名古屋市中村区広井町3丁目98番地
(名古屋ビル7階)
電話名古屋 (55) 2662
電信略号 ナゴヤニシ」ヒタチキンゾク

札幌駐在員 札幌市北3条西4丁目1番地
(第一生命ビル3階)
株式会社日立製作所札幌営業所内
電話札幌 (3) 2245
電信略号 サツポロ」ヒタチキンゾク

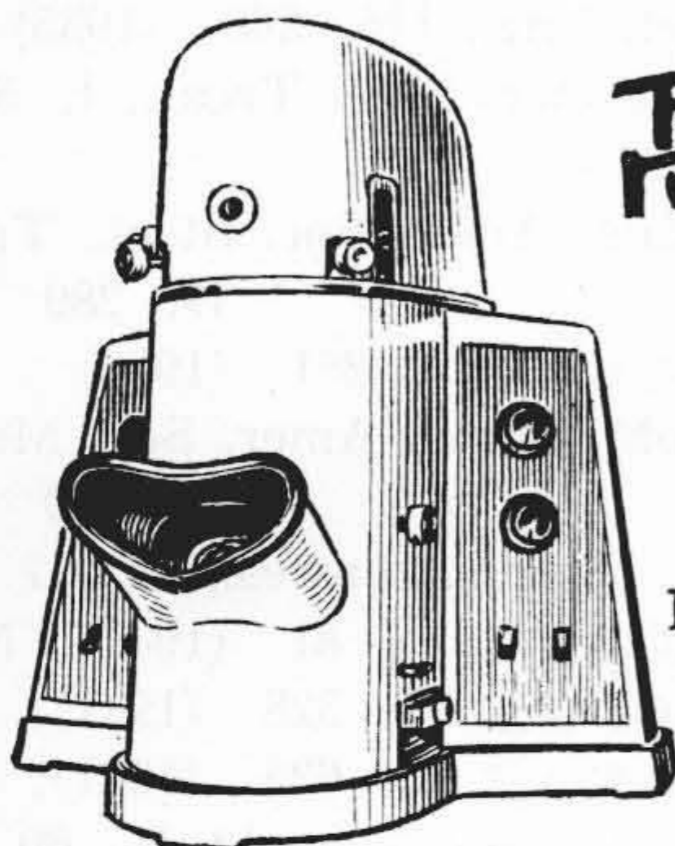
広島駐在員 広島市猿楽町87番地
(興銀ビル4階)
株式会社日立製作所広島販売所内
電話広島 (3) 5241, 5242
電信略号 ヒロシマ」ヒタチキンゾク

広畑駐在員 姫路市大蔵前町3番地
株式会社日立製作所広畑出張所内
電話姫路 2428
電信略号 ヒメジ」ヒタチキンゾク

八幡駐在員 八幡市通り町15丁目1754番地の1
(一宮ビル3階)
株式会社日立製作所八幡出張所内
電話八幡 1326, 2453
電信略号 ヤハタ」ヒタチキンゾク

工場および研究所

戸畑工場 若松工場 桑名工場
深川工場 安来工場 冶金研究所



高度の研究を推進する



日立電子顕微鏡

HM-2 型
日立卓上型電子顕微鏡

分光光度計

日立製作所 産業株式会社