

Al 青銅の熱処理に関する研究 (第1報)

— 亜共析 Cu-Al 合金の熱処理、恒温変態図および焼入性について —

Studies on the Heat Treatment of Aluminium Bronze (Report 1)

— On the Heat Treatment, Isothermal Transformation Diagram, and Hardenability of Hypoeutectoid Cu-Al Alloy —

根 本 正* 田 野 崎 和 夫*
Tadashi Nemoto Kazuo Tanosaki

内 容 梗 概

耐海水、耐酸、耐熱および耐摩耗性合金として用いられる特殊 Al 青銅の熱処理の基礎を確立するために Al 10% の亜共析 Cu-Al 合金の焼入焼戻による組織および機械的性質の変化について実験を行い、次いで恒温変態図を決定しさらに焼入性試験を行った。その結果焼入温度 800°C 以上から油冷することによつて十分焼が入り、焼入温度は 900°C くらいが適当である。冷却速度が減ずるにしたがい引張強さおよび硬さは低下し、伸びおよび絞りが増加するが、炉冷では自己焼鈍を起す。焼入温度から急冷した試料を 350~450°C で焼戻すと、組織が変化し硬さが急激に減少する。また焼戻による電気抵抗が変化する温度は焼入冷却速度が減ずるにしたがつて低温側に移動する。恒温変態図には 500°C 付近にノーズがあり 450°C 以上において初析 α の析出が先行し変態速度は相当大きい。したがつて十分硬化させるには油冷以上の急冷が必要である。これはジョミニー試験によつても確認され臨界冷却速度は約 115°C/s (油冷) である。

第1表 試料の化学成分 (%)

Al	P	Fe	Si	Mn	備 考
10.23	0.031	0.02	tr	tr	熱処理用
10.38	0.031	0.02	tr	tr	温度変態, ジョミニー試験用

1. 緒 言

特殊 Al 青銅は耐蝕、耐熱および耐摩耗性合金として知られ、船用ポンプの部品、化学工業用材料、自動車発電機用バルブおよび歯車、軸受などに用いられるが、最近これら材料の需要がふえてきたので本合金が取り上げられ、熱処理の基礎的研究が要望されるに至つた。そこで特殊 Al 青銅の熱処理の基礎を確立するために、まず Fe, Ni, Mn などの元素を含まない亜共析 (Al 10%) Cu-Al 二元合金について研究を行った。

2. 試料および実験方法

2.1 試 料

試料はクリプトル炉により 8 kg 熔製後金型 (80mm ϕ × 180 mm) に鑄造された。第1表は試料の化学成分を示す。インゴットは鍛造後機械加工により引張試験片 (JIS 4号試験片, D=14 mm, L=50 mm), 熱膨脹測定試片 (5 mm ϕ × 70 mm) および 3.5 mm ϕ × 50 mm), 検鏡試片 (10 mm ϕ × 15 mm), 電気抵抗測定試片 (5 mm ϕ × 120 mm) および第1図に示すジョミニー試験片がそれぞれ採取され、ついでこれらの試片は 800°C × 30分炉冷後各種の実験に供された。

2.2 実験方法

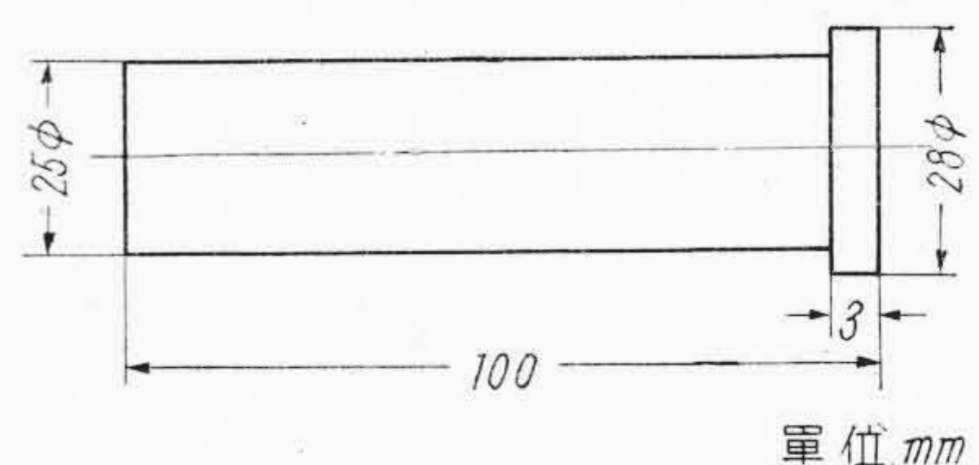
(1) 熱膨脹試験: 焼鈍材について本多式熱膨脹計, 佐藤式焼入試験機およびライツ社製自記熱膨脹計を用い約 800°C までの熱膨脹試験を行い変態点が調べられた。

(2) 焼入温度と硬さおよび組織: 550~1,000°C の各温度から水冷, 油冷, 衝風冷および空冷後硬さと組織を調べてその関係が求められた。

(3) 焼入冷却速度と組織, 硬さおよび引張強さ: 900°C から水冷, 油冷, 衝風冷, 空冷および炉冷後の試験片について焼入冷却速度と組織, 硬さおよび機械的性質との関係が求められた。

(4) 焼戻温度と組織および硬さ: 900°C から水冷または油冷後 100~700°C の各温度で1時間焼戻空冷後組織と硬さが調べられた。

(5) 電気抵抗測定: 800°C 炉冷, 900°C 水冷, 油冷, 衝風冷, 空冷およびサブゼロ処理した試料ならびに 900°C 水冷後 500°C で焼戻された試片を真空中で 650°C 付近まで 3~4°C/min の速度で加熱しながら試片の約 80 mm の区間の電気(全)抵抗変化を測定した。測定には電位差計が用いられた。



単位 mm

第1図 ジョミニー試験片

* 日立製作所日立研究所

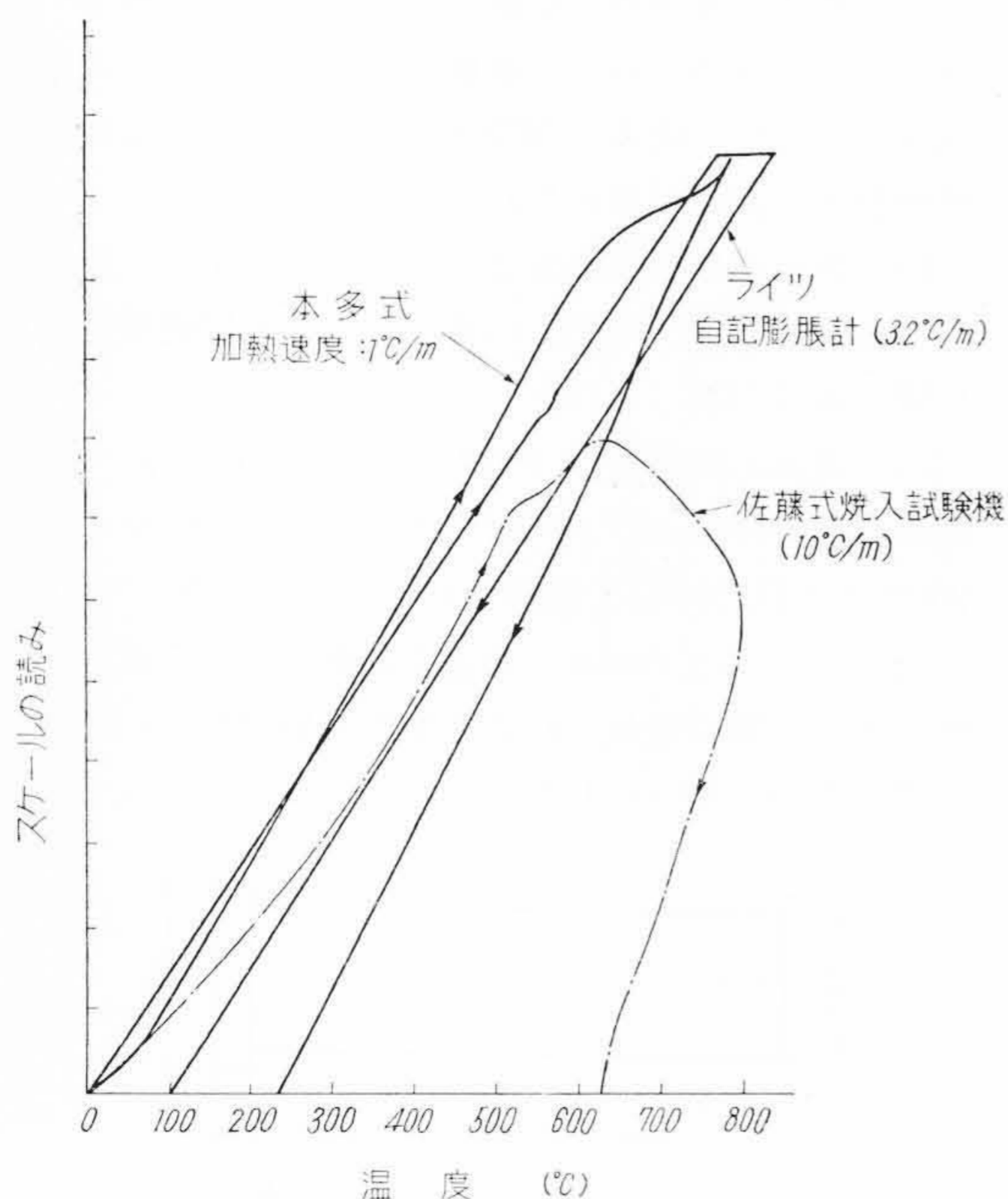
(6) 恒温変態図：最高加熱温度 900°C に 30 分保持後 550~350°C の各変態温度に種々の時間保持後水冷し保持時間に伴う硬さおよび組織の変化から恒温変態図が決定された。この場合短時間保持の実験には薄い小さな板状試片および 5 mmφ × 10 mm l の円筒状試片が用いられた。

(7) ジョミニー試験：鋼の焼入性試験方法 (JIS) に準じて行われた。すなわち焼入温度 900°C に真空中で 30 分保持後自由高さ 65 mm の噴水で一端焼入れを行い、次いで軸に平行で互いに 180 度へだてた両面を一樣に約 0.4 mm 研削後、水冷端から 1 mm おきに硬さ (微小硬度計) を測定し水冷端からの距離と硬さの関係が求められ、さらに塩化第二鉄溶液を用いて腐蝕し組織が調べられた。また水冷端から 2, 5, 10, 15, 20 および 30 mm の距離にあけられた 3 mmφ の孔に熱電対の先端を挿入し、その間隙を銀ろうをもつて充填し、パイロメータとストップウォッチによつて 800°C からの冷却速度が求められた。

3. 実験結果および考察

3.1 熱膨脹試験

第 2 図は各種熱膨脹計による熱膨脹曲線である。いずれも 570°C 付近でわずかに収縮し、さらに本多式、佐藤式では 650°C ライツ社製熱膨脹計では 760°C 付近より著しく収縮するが 800°C (840°C) より冷却してもほとんど直線的に収縮し常温に冷却後も元にもどらない。これは



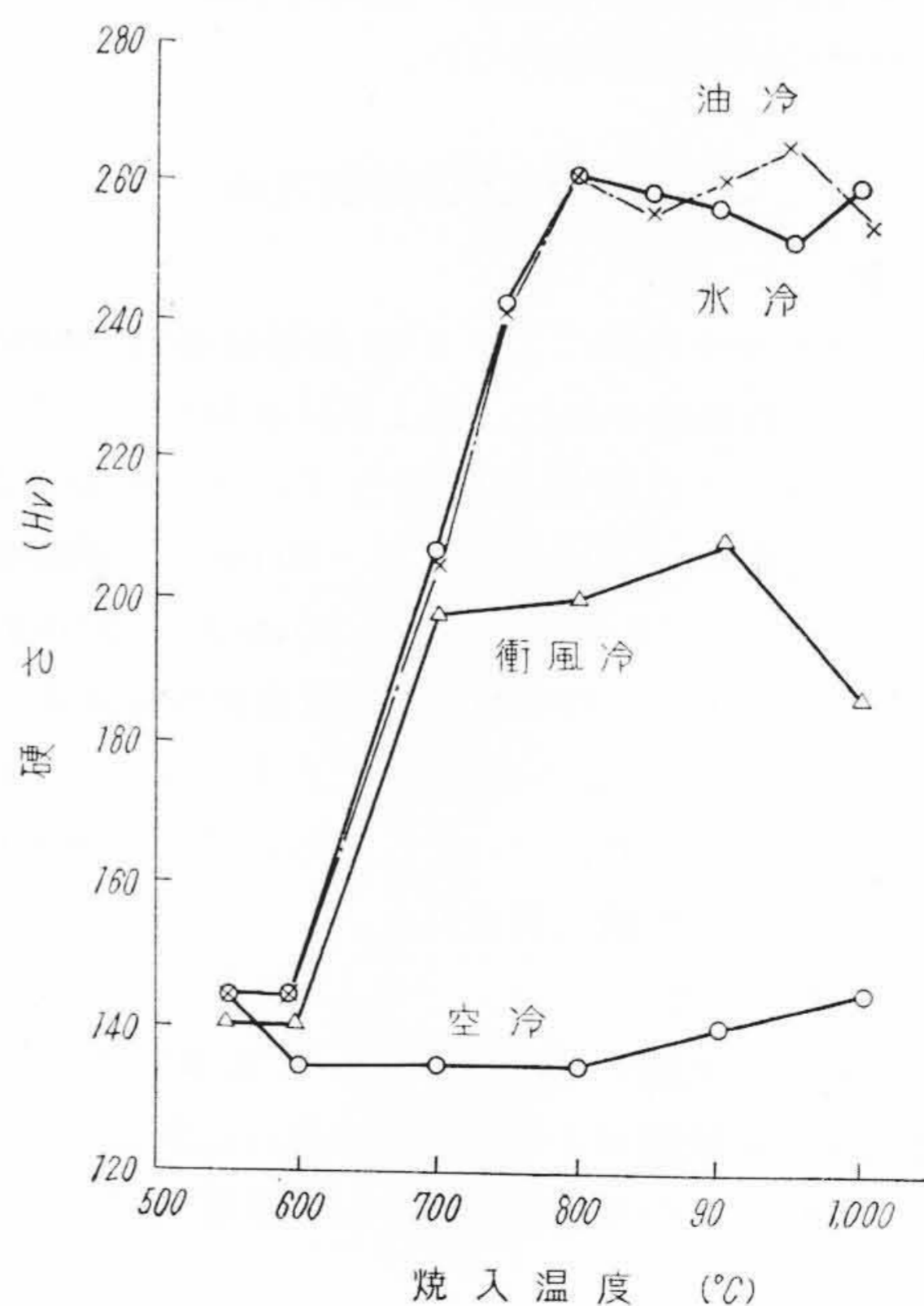
第 2 図 熱 膨 脹 曲 線

変態時に試験機の試料押えバネの圧力による試料の収縮も考えられるが⁽¹⁾、試片を装置から取り出してみると著しく弯曲しており、共析変態点 (570°C) 以上では軟化のために正しい熱膨脹変化を示さない⁽²⁾ことがわかる。したがつて変態点以下はさしつかえないが⁽³⁾、変態点以上の変化は試料をささえる部分を多くするか⁽⁴⁾、試料を太くするか、あるいは自由熱膨脹測定器を使用するなど特殊の工夫を施さないかぎり測定困難である。文献によれば⁽⁴⁾ Al 青銅は鋼とは逆に変態点で加熱時膨脹、冷却時収縮を示している。

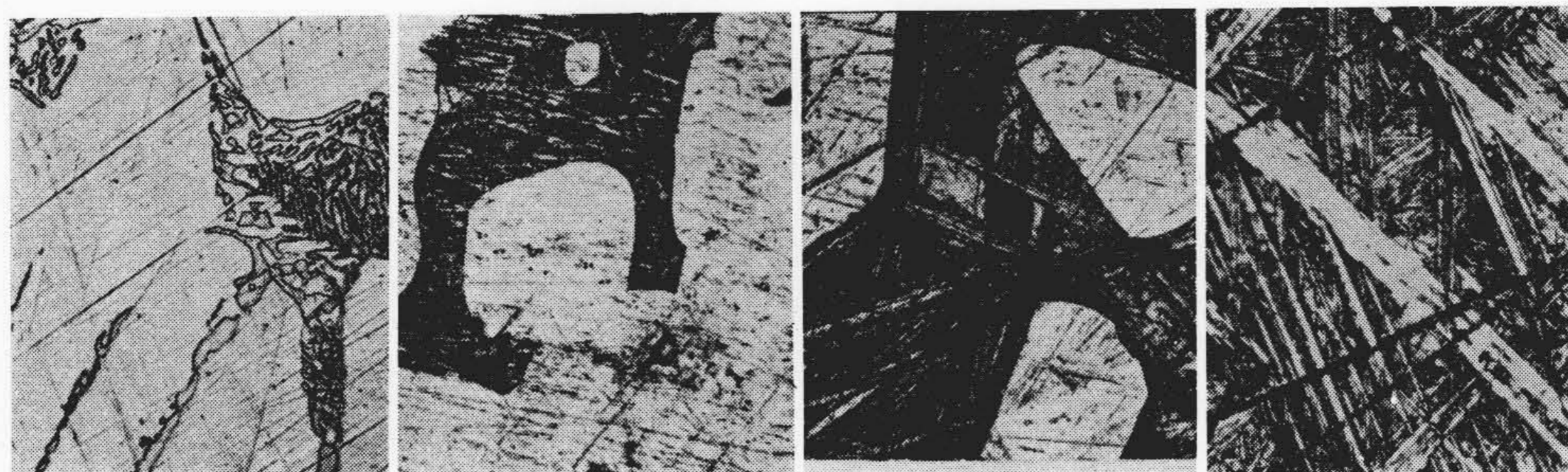
3.2 焼入温度と硬さおよび組織

第 3 図は 1,000°C 以下の各温度から水冷、油冷、衝風冷および空冷した場合の焼入温度と硬さとの関係を示す。空冷では焼入温度を上げて硬さはあまり変化しないが、ほかの三者では変態点 (570°C) を越した温度から冷却されるとほとんど同様に硬さが増し、衝風冷では 700°C 付近でほぼ一定となり、水冷と油冷は大差なく α の消失する 800°C 付近よりほぼ一定値となる。第 4 図は焼入温度による組織変化の代表的二、三の例を示す。なお参考のために第 5 図に Cu-Al 系平衡状態図を示す。

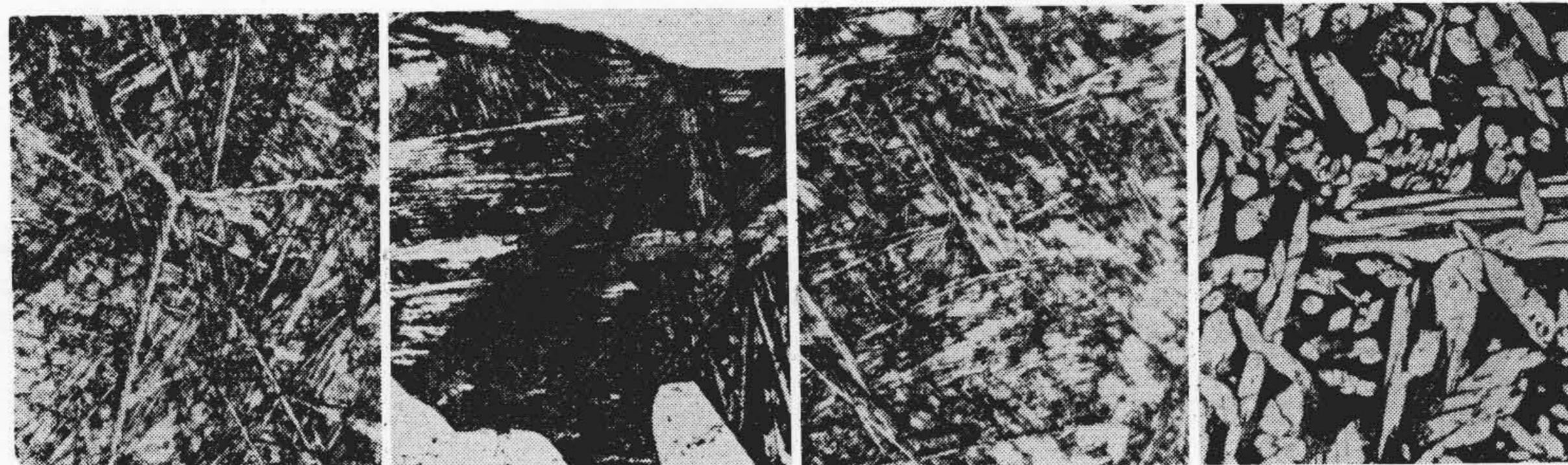
(1) 水冷の組織：550°C (第 4 図(1)) では焼鈍組織と同様 α + パーライトであり、600°C (第 4 図(2)) では α + マルテンサイト組織である。状態図から知られるように焼入温度の上昇とともにマルテンサイトの量および硬さが増し、700°C (第 4 図(3)) では 70%、750°C では 90%、800°C (第 4 図(4)) に至つて均一なマルテンサイト組織と



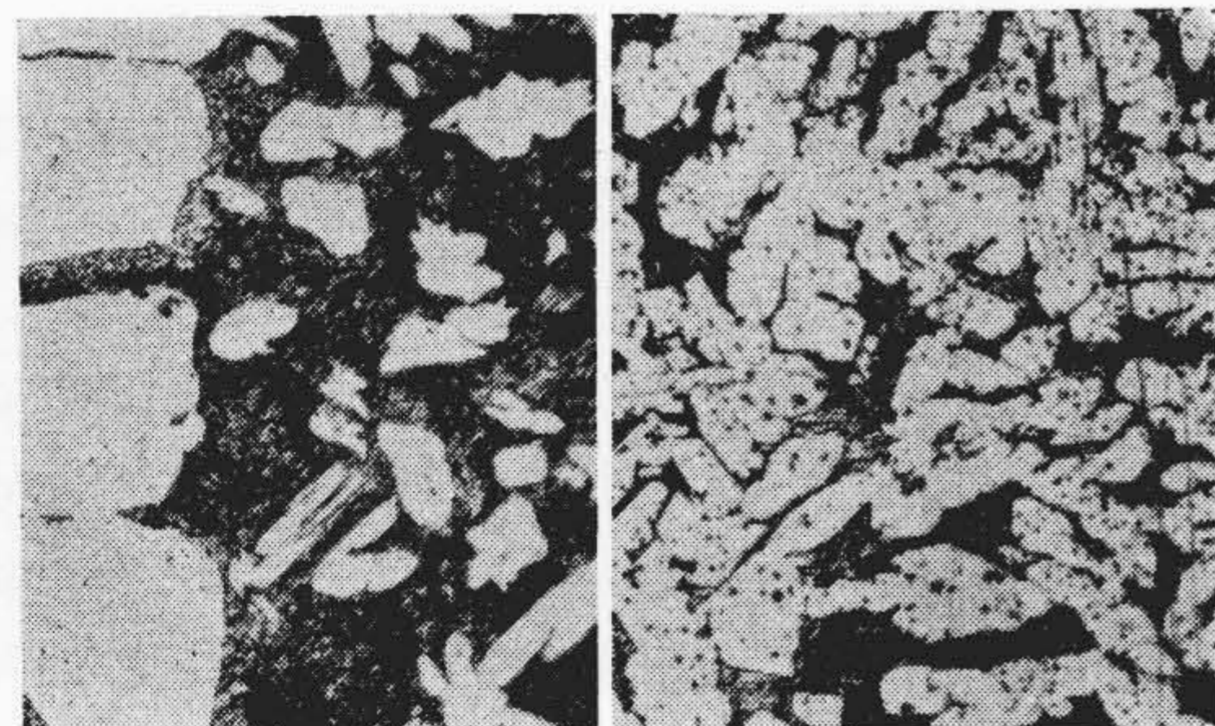
第 3 図 焼入温度および冷却方法と硬さとの関係



(1) 500°C 水冷 (2) 600°C 水冷 (3) 700°C 水冷 (4) 800°C 水冷



(5) 1,000°C 水冷 (6) 700°C 油冷 (7) 1,000°C 油冷 (8) 1,000°C 衝風冷



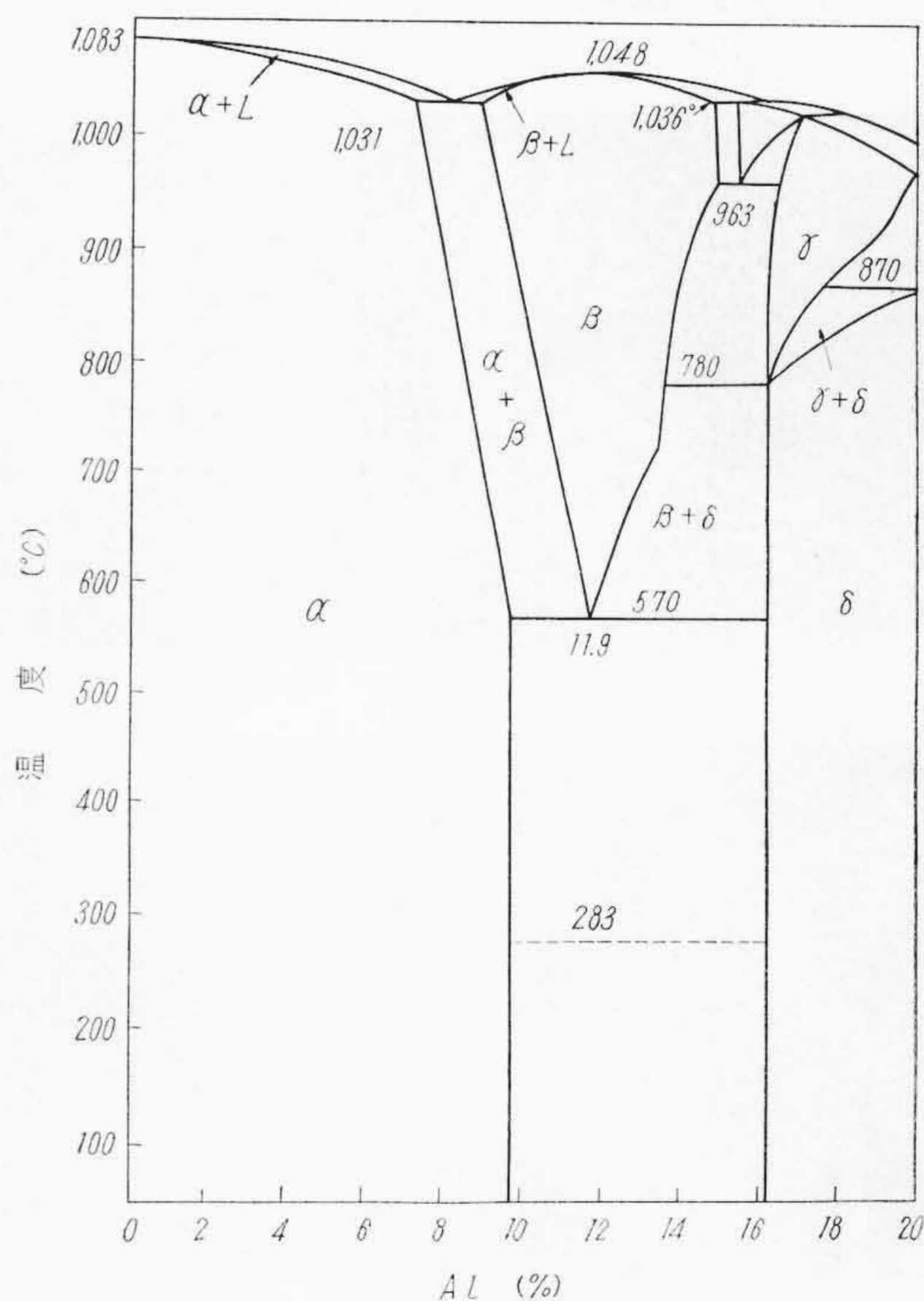
(9) 700°C 空冷 (10) 1,000°C 空冷

第4図 焼入温度および冷却方法と顕微鏡組織 (×400)

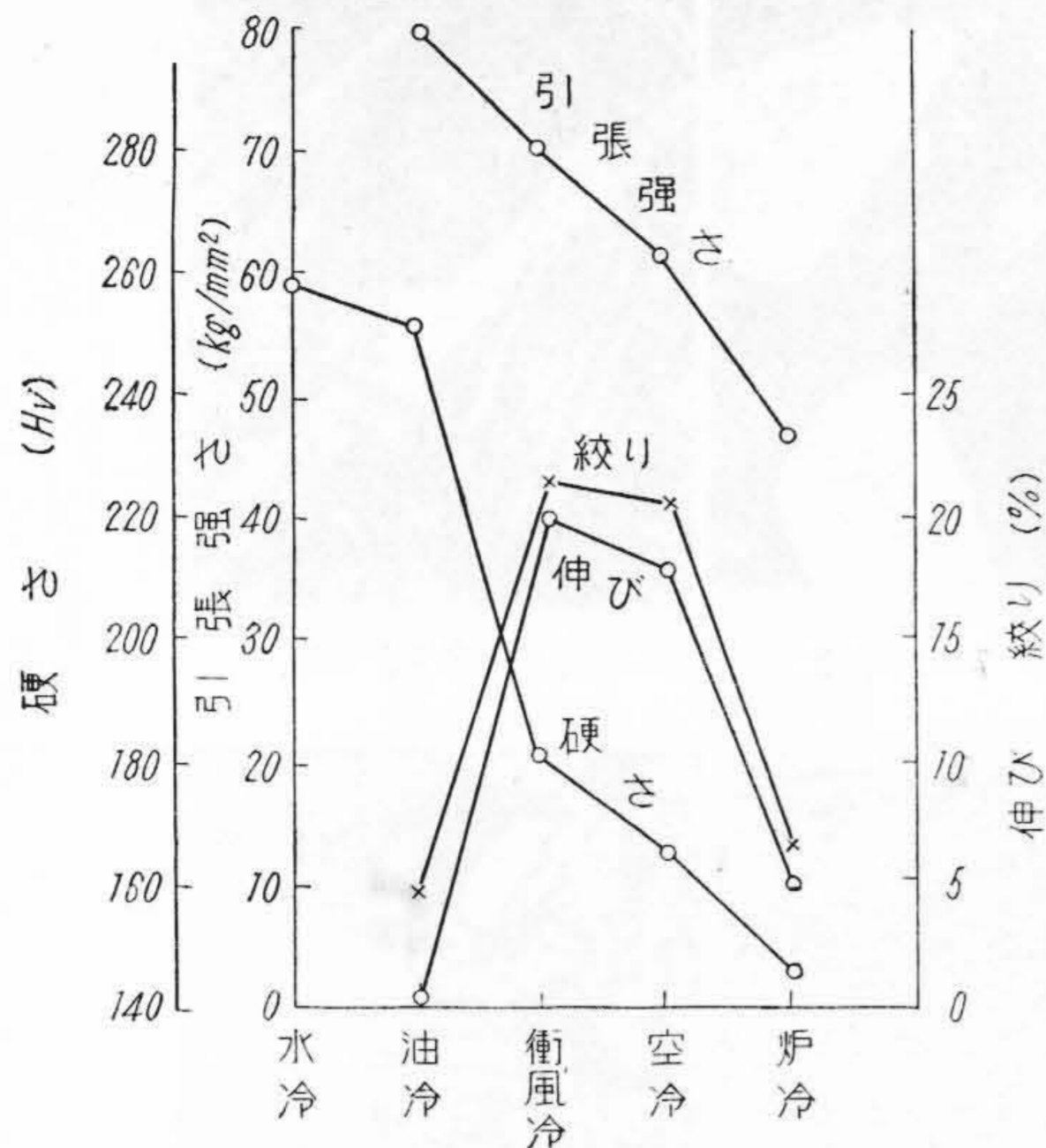
なる。800°C (第4図(4)) と 1,000°C (第4図(5)) を比較すると 1,000°C の方が均一で針も細かい。

(2) 油冷の組織: 水冷の場合と大体同様であるが 700°C (第4図(6)) の場合には不均一な組織であり写真の中程に見られるように上部ベーナイト状の幅広い部分もある。この部分は焼鈍状態では α であり、700°C では拡散不十分のために Al 量が少なく、冷却に際し比較的高温で変態が起りベーナイト組織になつたものと思われる。焼入温度が高くなると拡散が十分行われて均一となり 1,000°C (第4図(7)) では微細均一なマルテンサイト組織が得られる。

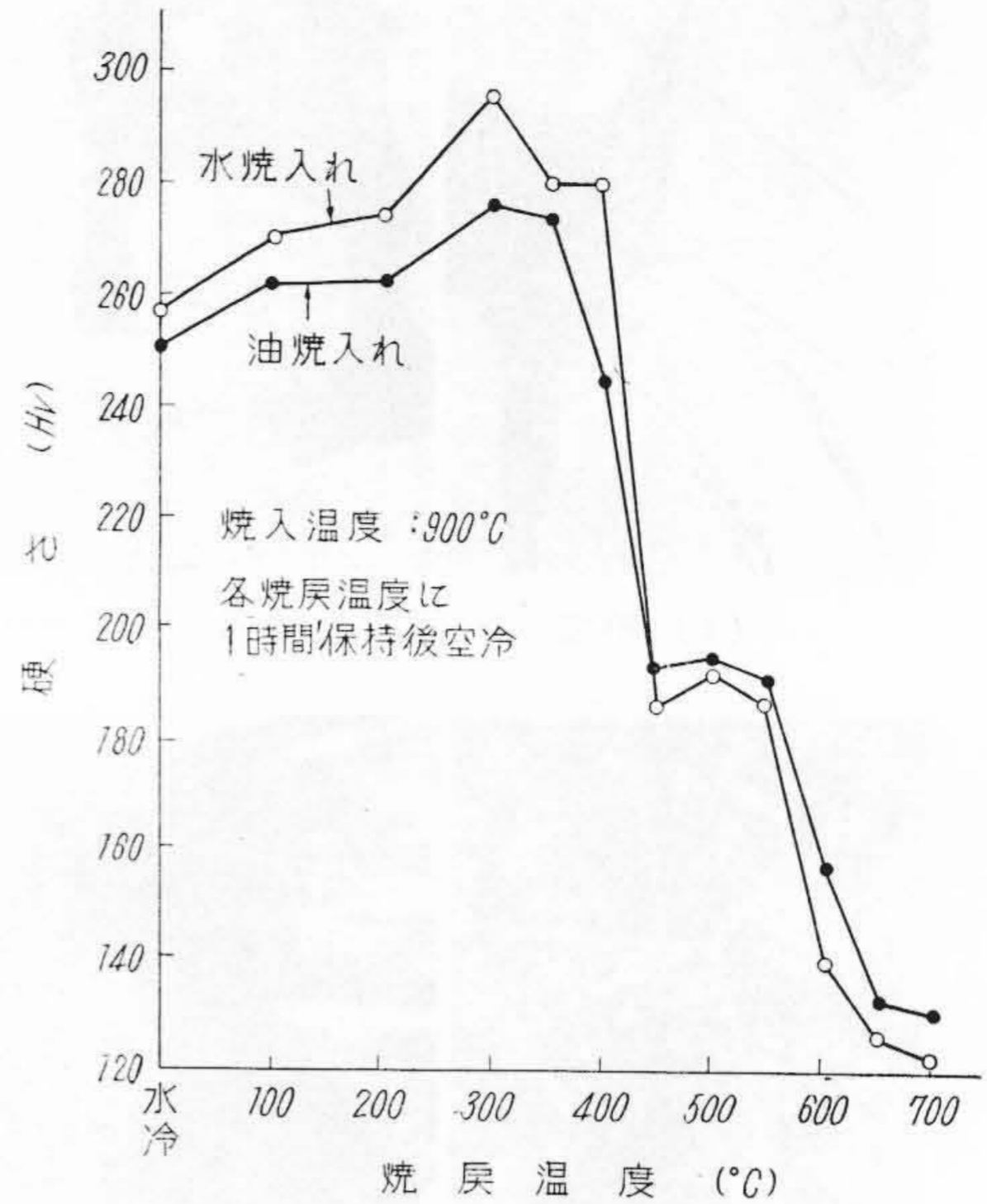
(3) 衝風冷却の組織: 水(油)冷と異なる点は冷却途中に α を析出し基質がベーナイト(トルースタイト)組織になることである。800°C では大部分の地はベーナイト組織であるが α の周囲に微細なトルースタイトが現れる。1,000°C (第4図(8)) では α + トルースタイト + ベーナイトの混合組織を示す。700°C 以上で硬さがあま



第5図 Cu-Al 系平衡状態図



第6図 焼入冷却速度と引張強さおよび硬さとの関係 (焼入温度 900°C)



第8図 焼戻温度と硬さとの関係

り変化しないのは α の量に大差ないためと思われる。

(4) 空冷の組織: α + 微細な共析組織で針状組織がほとんど認められない。700°C (第4図(9))の組織に見られる細かい α は冷却途中で析出したものであり、大きい α は焼入温度において溶け残つたものである。800°C以上の組織に見られる α は全部冷却中に析出したものである。1,030°C (第4図(10))では α 中に点状の δ らしき

ものの析出が認められる。

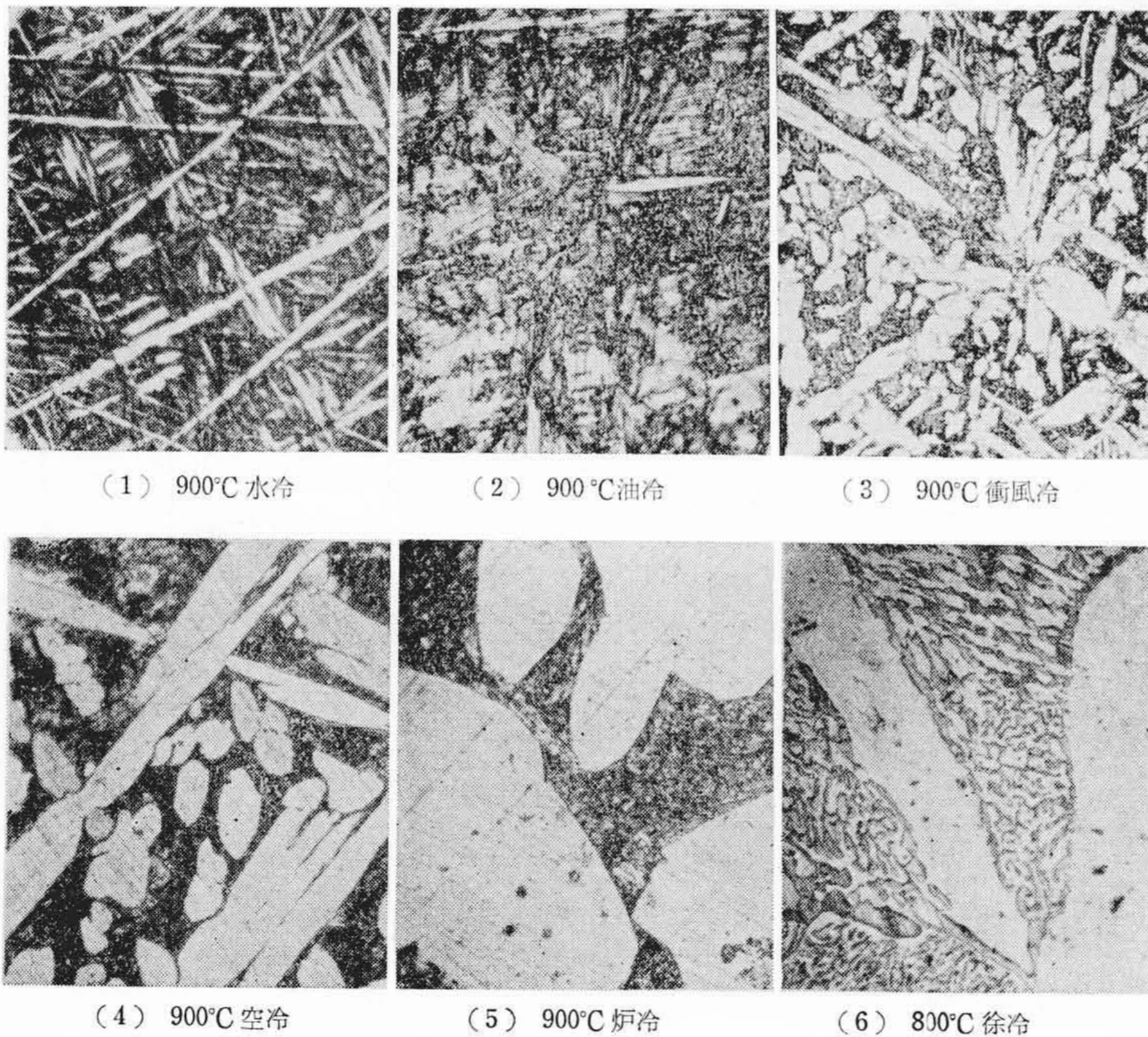
3.3 焼入冷却速度と組織, 硬さおよび引張強さ

第6図は焼入温度900°Cからの焼入冷却速度と硬さおよび引張強さとの関係を示す。ただし水冷の引張試験片は硬くてチャックにかめないために記入していない。引張強さと硬さは冷却速度が減るにしたがつて減少する

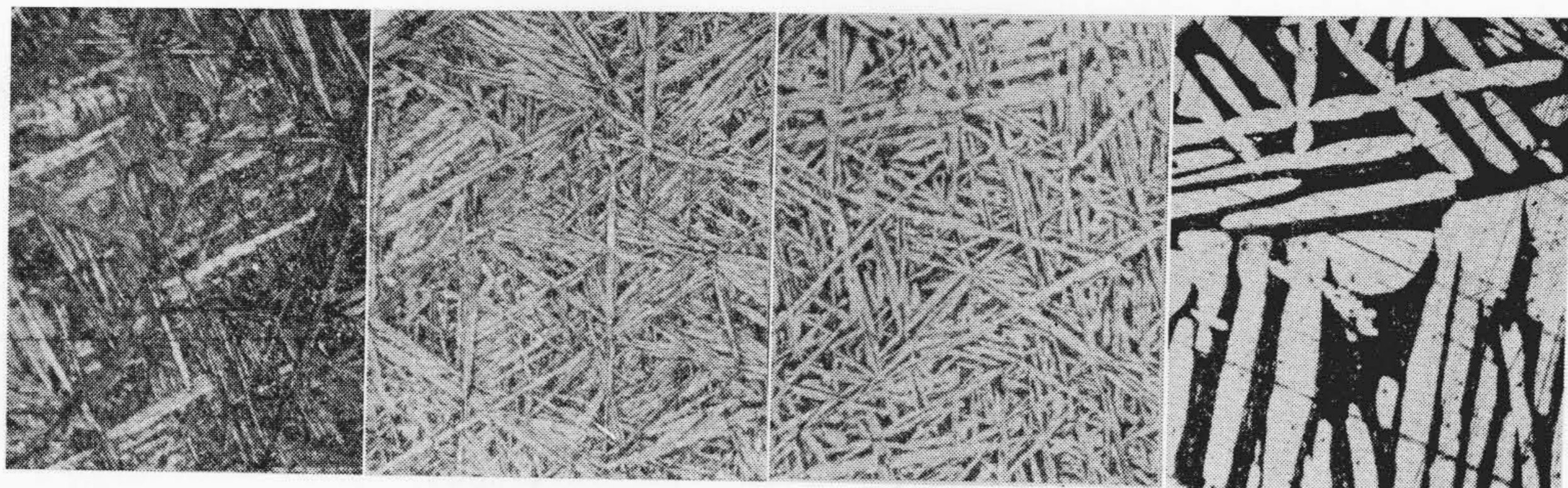
が、伸びと絞りは衝風冷, 空冷付近で最大となり炉冷ではかえつて減少する。第7図は900°Cからの焼入冷却速度による組織の変化を示す。前述したように水冷と油冷 (第7図(1)および(2))では針状晶のマルテンサイト (β') であるが油冷の方がこまかい。衝風冷却 (第7図(3))によつて初析の α がこまかく析出し地がペーナイト組織となると硬さは減少し靱性は増す。空冷 (第7図(4))では α はいつそう大きく地は微細な共析組織となり、炉冷 (冷速度約5°C/min (第7図(5))でいわゆる自己焼鈍を起して組織はさらに粗大となり機械的性質が急に減ずる。第7図(6))は800°Cから1°C/minで徐冷した組織であり、800°C炉冷と同様細胞状パーライトである。

3.4 焼戻温度と組織および硬さ

第8図は焼戻温度と硬さとの関係を示す。水または油焼入れとも300°C



第7図 焼入冷却速度による顕微鏡組織の変化 (×400)



(1) 300°C 焼戻 (2) 450°C 焼戻 (3) 600°C 焼戻 (4) 700°C 焼戻

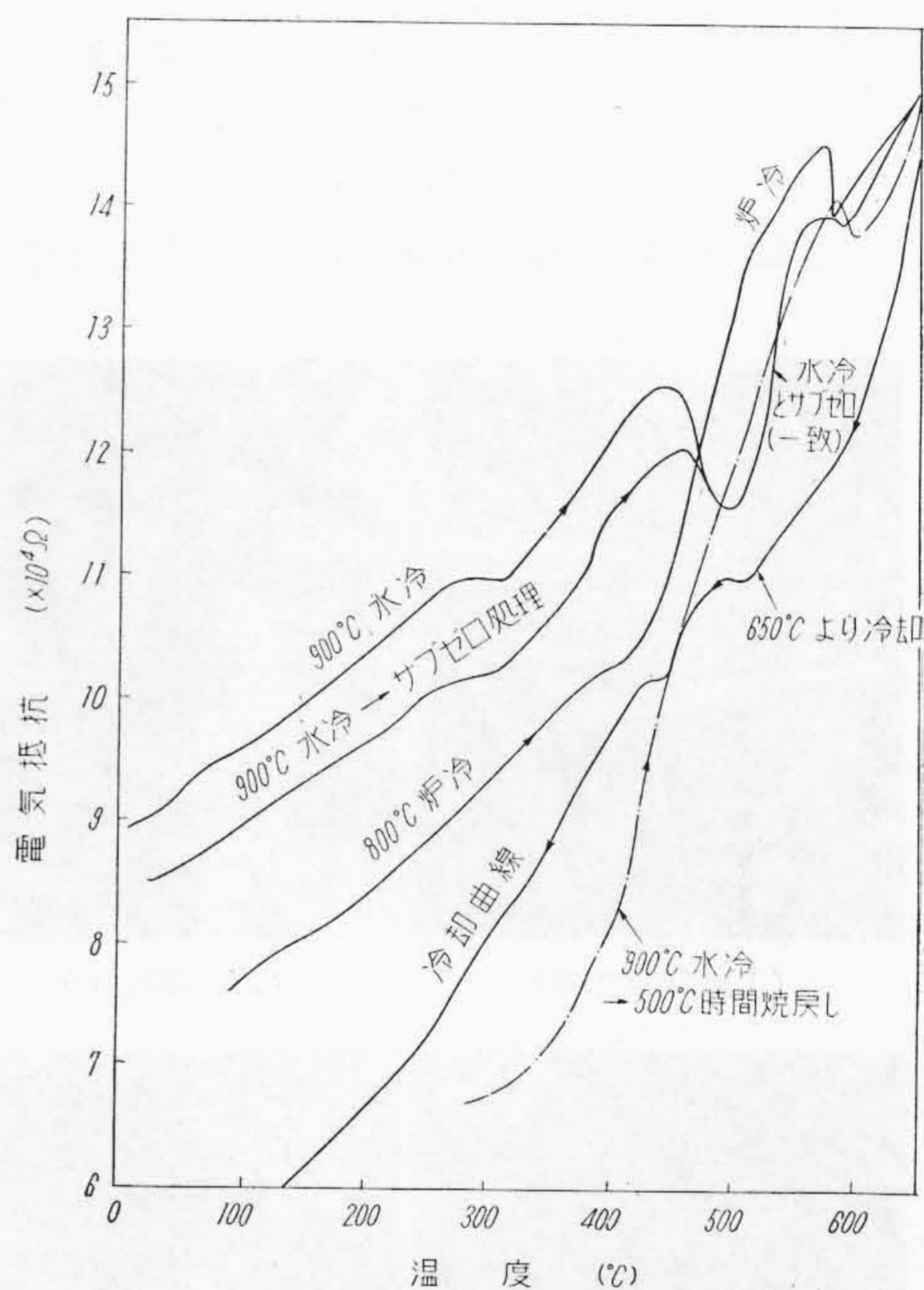
第9図 900°C水焼入れ試料の焼戻による顕微鏡組織の変化 (×400)

で最も硬く 350~450°C で急激に硬さが減少し後ほぼ一定となり 550°C (変態点) 以上でふたたび急激に低下する。低温では水焼入れの方が油焼入れよりも硬いが 450°C以上では逆転している。第9図は 900°Cから水焼入れ後 300, 450, 600°C および 700°C において1時間焼戻した組織である。これによると焼戻温度 300°C (第9図(1)) では白色と茶色の2種のマルテンサイトの針が立体的に重なっているが、350°Cで結晶粒界は赤味を帯びてくずれ、また地の針と針との間の部分もくずれる。400°Cでいつそうこの傾向が著しくなり 450°C (第9図(2)) ではマルテンサイトの針は茶一色になり 500°Cで針は部分的に平面化する。350~450°Cの組織の変化と硬さの低下はほぼ一致する。550°Cで針はまったく平面的となり針と針との間隙に球状化した δ が点在する。600°C (第9図(3)) の組織は針状の α +共析組織であり、700°C (第9図(4)) では α の針が丸味を帯びることが知られる。

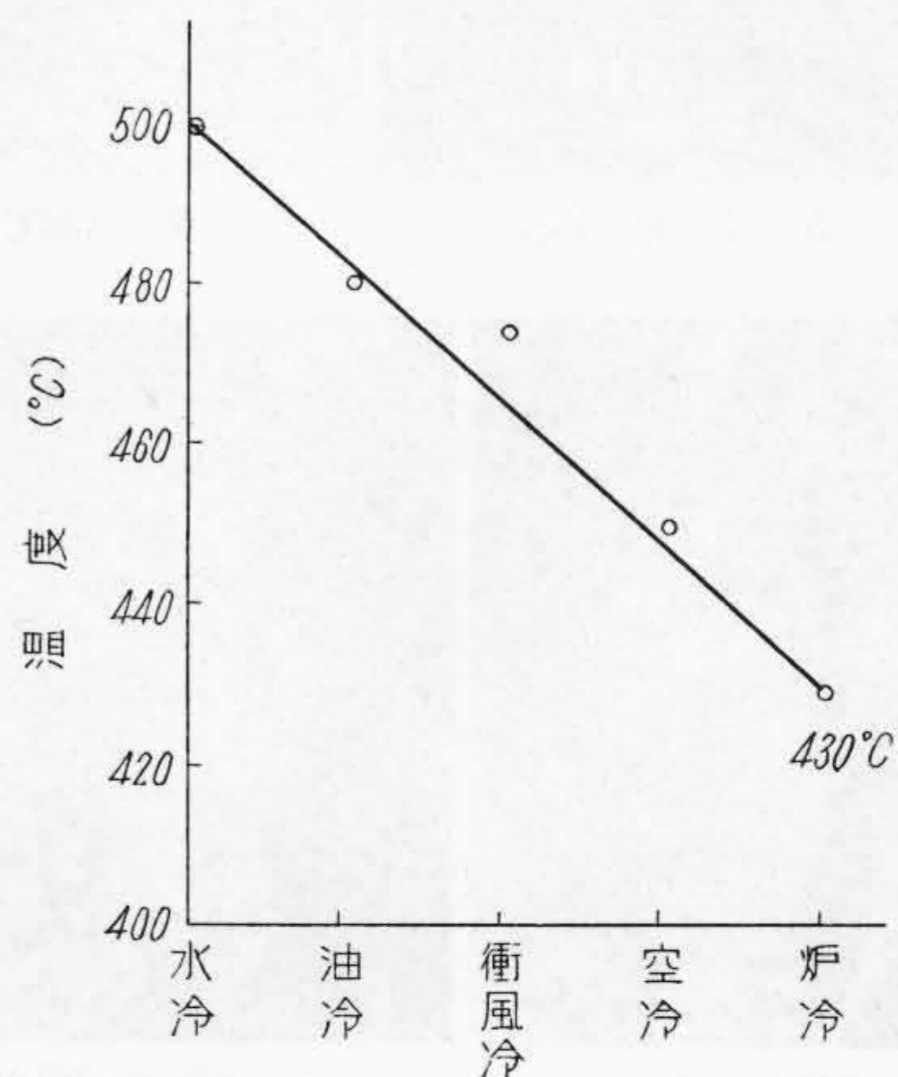
3.5 電気抵抗の変化

第10図はいろいろな熱処理を施したものの焼戻における電気抵抗の変化を示す。900°C水焼入れ試料は加熱に際し 270°C付近で減少し、さらに 450°C付近で大きく減少する。500°C付近でやや急激な増加があり 570°Cでふたたび減少する。サブゼロ処理したものもほぼ同様な変化を示す。まず 570°C付近の変化は共析変態によるものであるが、270°C付近の変化については、焼入れに基く β' 格子の不整と膨脹とが消失するために起るとする太郎良氏の説⁽⁵⁾⁽⁶⁾と δ の析出によるとする村井氏ら⁽⁷⁾の説があるが、焼鈍試料で 300°C付近に比熱の異常を認めた例⁽⁸⁾もあり、また West 氏ら⁽⁹⁾の見出したX相が関係するのではないかと考えられるので、この問題はいずれとも断定しにくい。

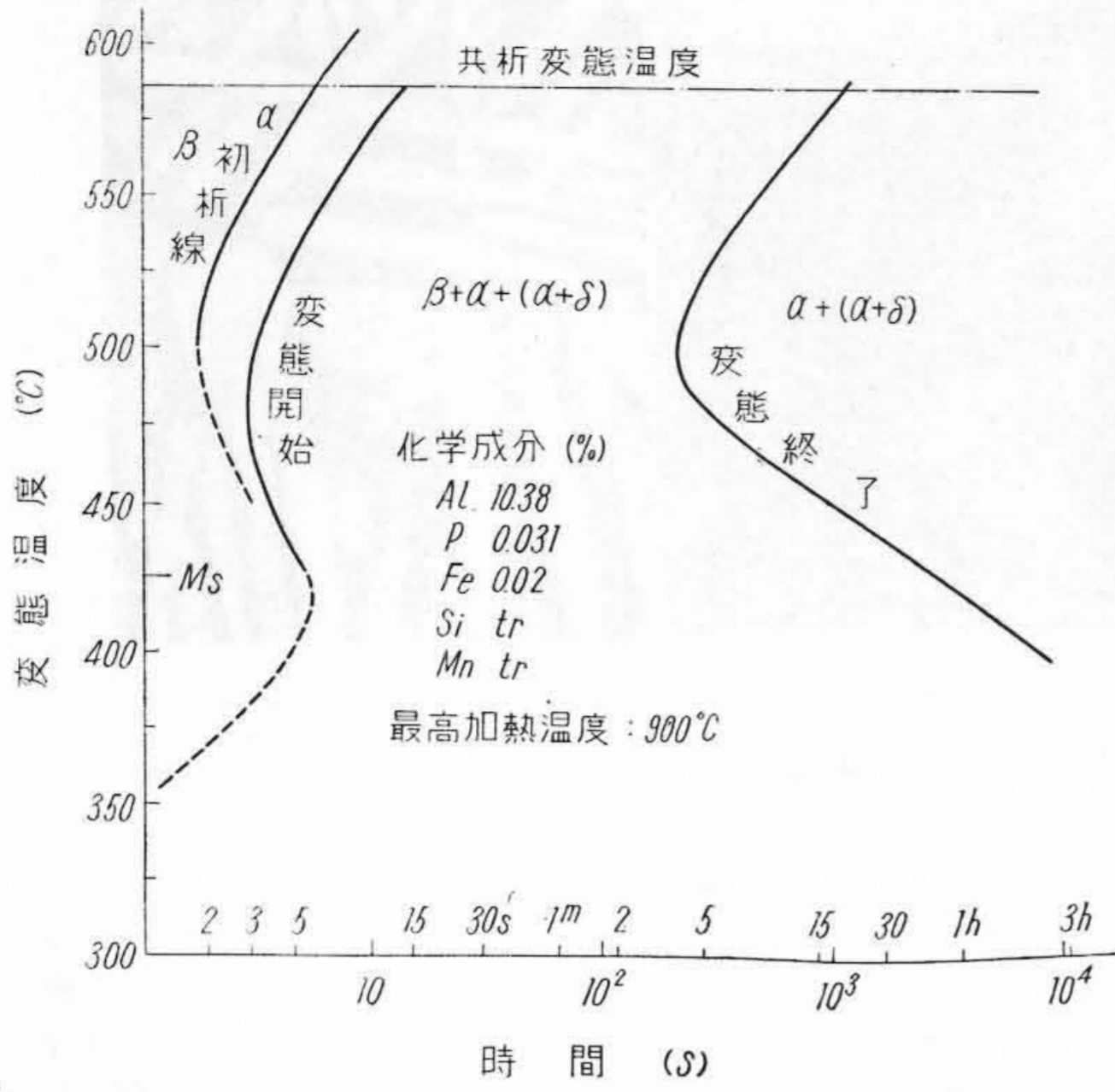
450°C付近の電気抵抗の減少は α の析出と β' が β_1 規則格子へ変化することによるもので、この二つの変化は重複して進行する。500°C付近の電気抵抗増加は β_1 の分解に基くものであり、この末期において未分解の β_1 が β に転移する。すなわち太郎良氏⁽⁴⁾⁽⁵⁾によれば



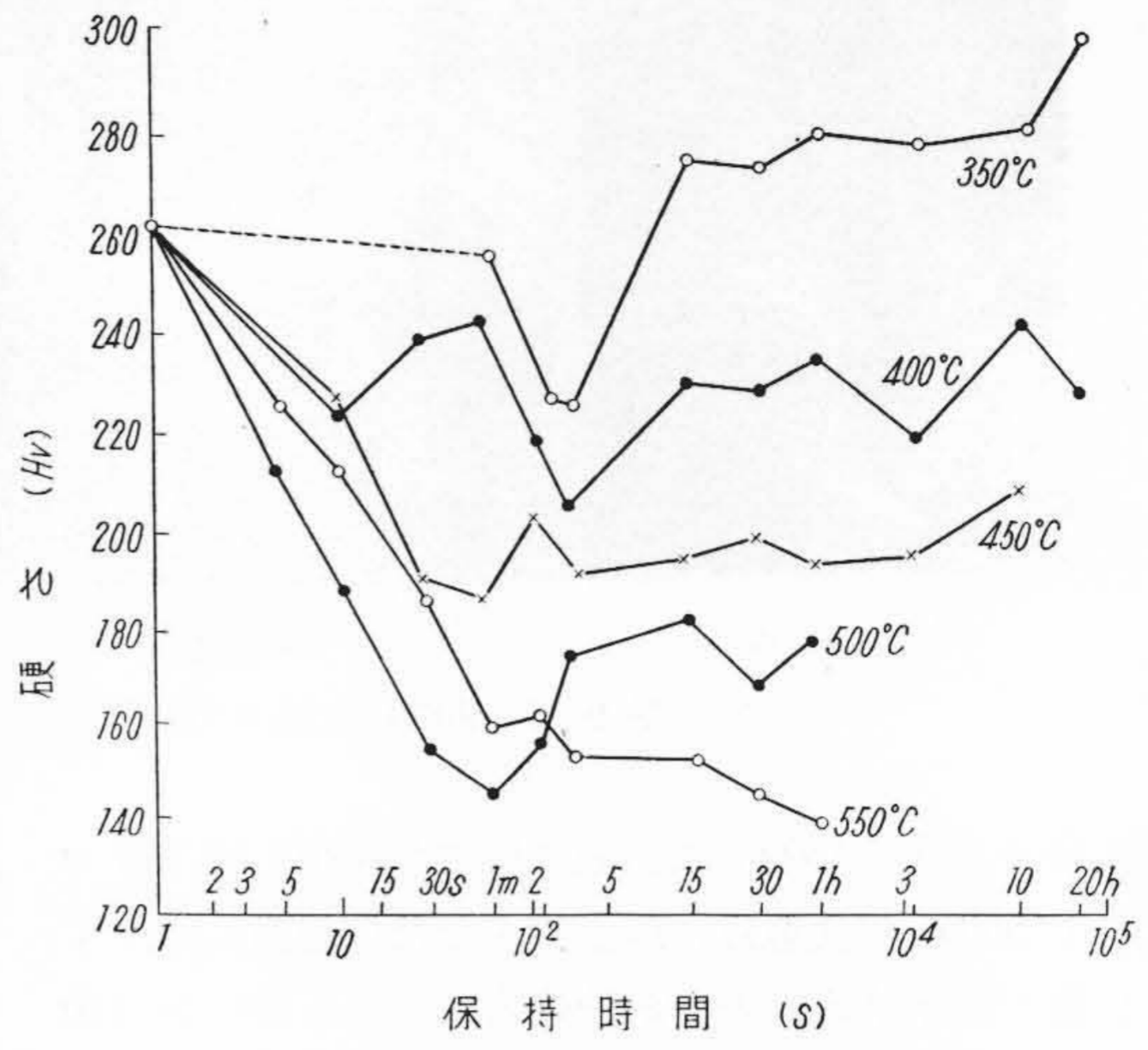
第10図 電気抵抗の温度変化



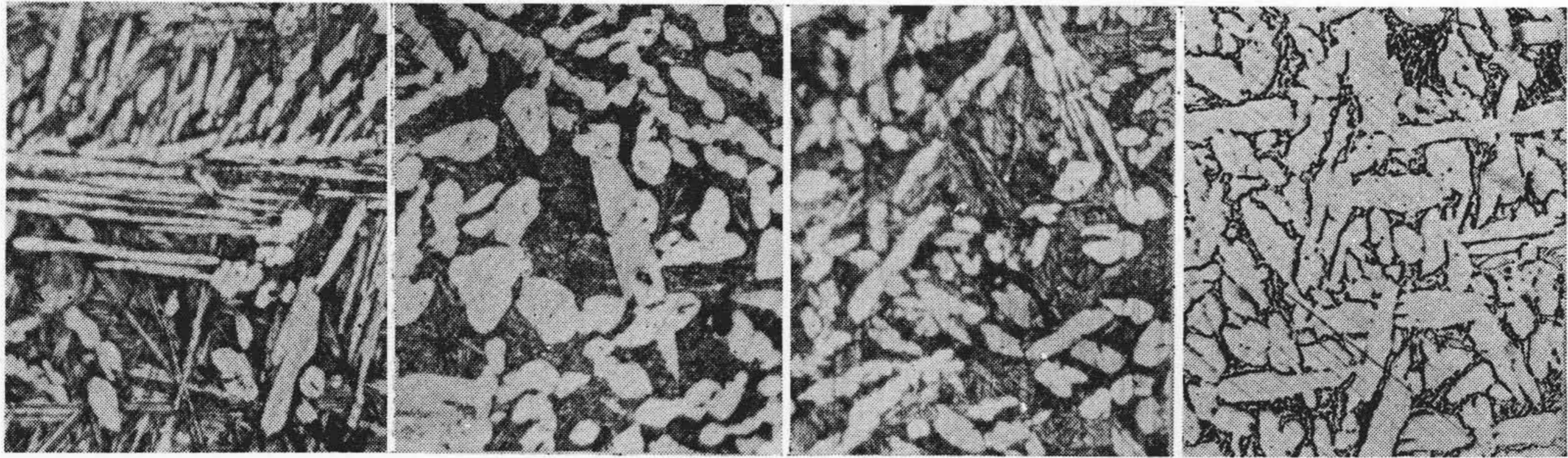
第11図 電気抵抗急増の温度と焼入れ冷却速度との関係



第 12 図 Cu-Al (10.38%) 合金の恒温変態図



第 13 図 恒温保持時間による硬さの変化

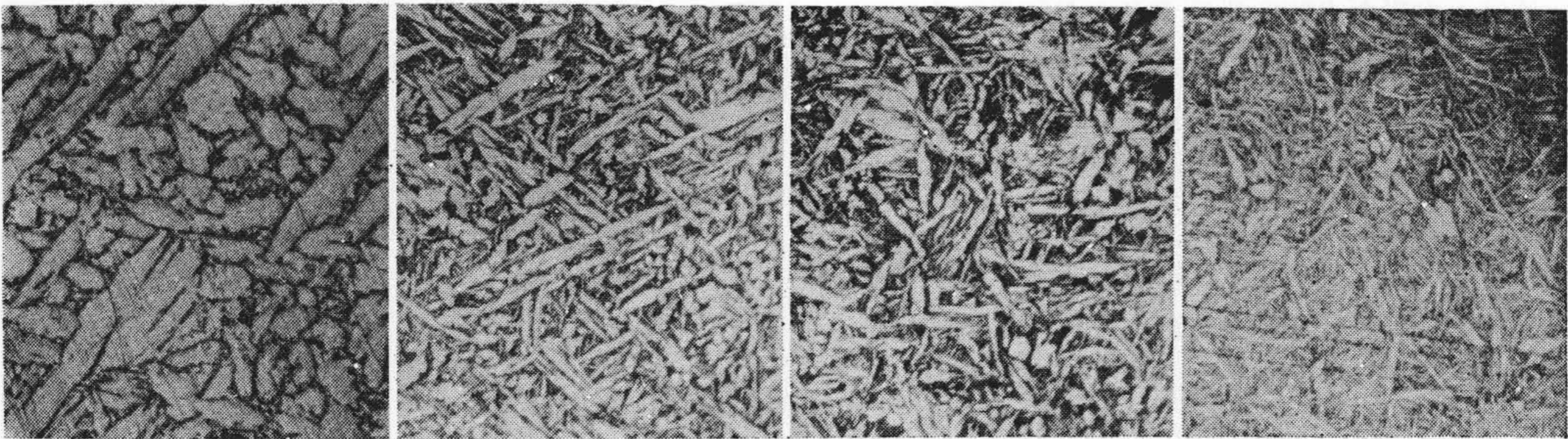


(1) 550°C×30秒

(2) 550°C×5分

(3) 500°C×10秒

(4) 500°C×5分

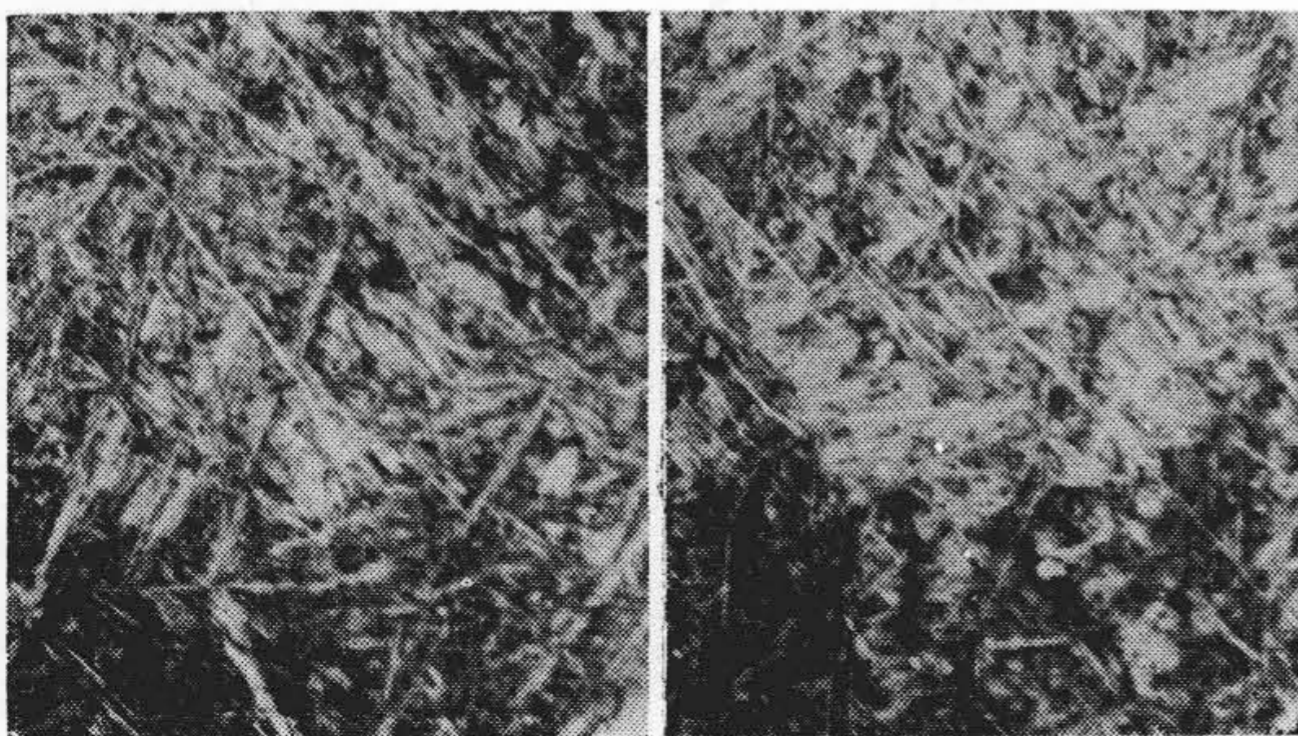


(5) 500°C×15分

(6) 450°C×1分

(7) 450°C×15分

(8) 400°C×1時間



(9) 350°C×15分

(10) 350°C×3時間

第 14 図 恒温保持時間による顕微鏡組織
の変化 (最高加熱温度 900°C)

(×400)

$\beta' \xrightarrow{450^\circ\text{C}} \alpha$
 $\beta_1 \xrightarrow{500^\circ\text{C}} \alpha + \delta$
 $\beta \xrightarrow{570^\circ\text{C}} \alpha + \delta$
 のように示される。これに対し小林、橋本氏⁽¹⁰⁾、村井、石井氏⁽⁷⁾および佐光氏⁽¹¹⁾は450°Cおよび500°C付近の電気抵抗変化はそれぞれ結晶粒界および粒内における共析変態によるとしているが、ここでは太郎良氏の説をとることとする。

次に800°C炉冷試料の焼戻変化をみるに380°C付近でわずかに電気抵抗の増加率が減少し430°C付近からふたたび増加する。前者は $\beta' \rightarrow \beta_1$ (同時に α が析出) 変化を示し、後者は $\beta_1 \rightarrow \alpha + \delta$ 変化を示す。したがって炉冷の場合においても共析変態が完結しないで一部 β' が生ずることがわかるが、このことは冷却時の電気抵抗変化からも知られる。すなわち500°C付近と450°C付近の2段に電気抵抗が増加しているが、これは過冷されて500°Cに至つて $\beta_1 \rightarrow \alpha + \delta$ 変態が生じ完結しないでさらに450°Cに降下して $\beta_1 \rightarrow \beta'$ マルテンサイト変態が生じたことを示している。900°C水冷後500°Cに焼戻したものはすでに $\alpha + \delta$ への分解が終了しているから加熱時電気抵抗の変化はほとんど認められない。

水冷試料は焼戻変化において500°C付近で β_1 の分解

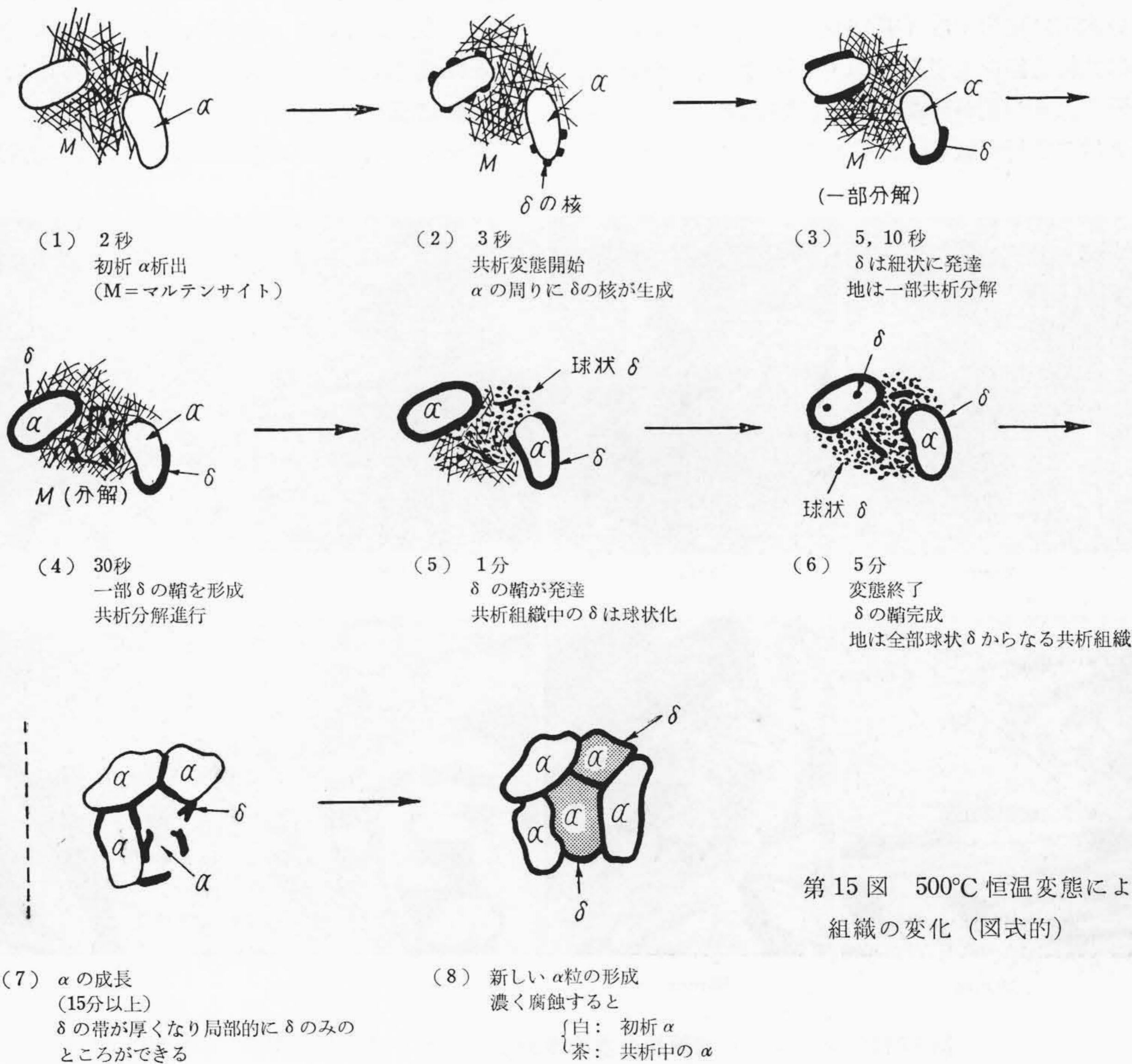
による電気抵抗の急増を示すが、この温度は第11図のように冷却速度が減ずるにしたがいほぼ直線的に低下し炉冷では430°C付近になる。

水冷試料をサブゼロ処理しても硬さは変化しないし焼戻による電気抵抗の変化も水冷と大差ない。また本合金においては常温で残留 β はほとんど認められていないこと^{(5)(12)~(14)}を考えあわせるとサブゼロ処理の効果は期待できない。

3.6 恒温変態図

第12図は最高加熱温度900°Cの場合の恒温変態図であり、第13図は恒温保持時間による硬さの変化である。これによるとノーズは500°C付近にあり、高温において共析変態開始前に初析 α の析出開始線がある。Ms点は430°C付近と考えられる。

第14図は恒温保持時間による組織の変化を示す。第14図(1)は550°C 30秒保持の場合で初析 α のほか一部パーライトが現われ(地はマルテンサイト), 550°C 5分保持後の組織は第14図(2)のようでパーライト変態はほとんど終了している。第14図(3)は500°C 10秒保持の場合ですでに共析変態が開始し、500°C 5分間保持すると第14

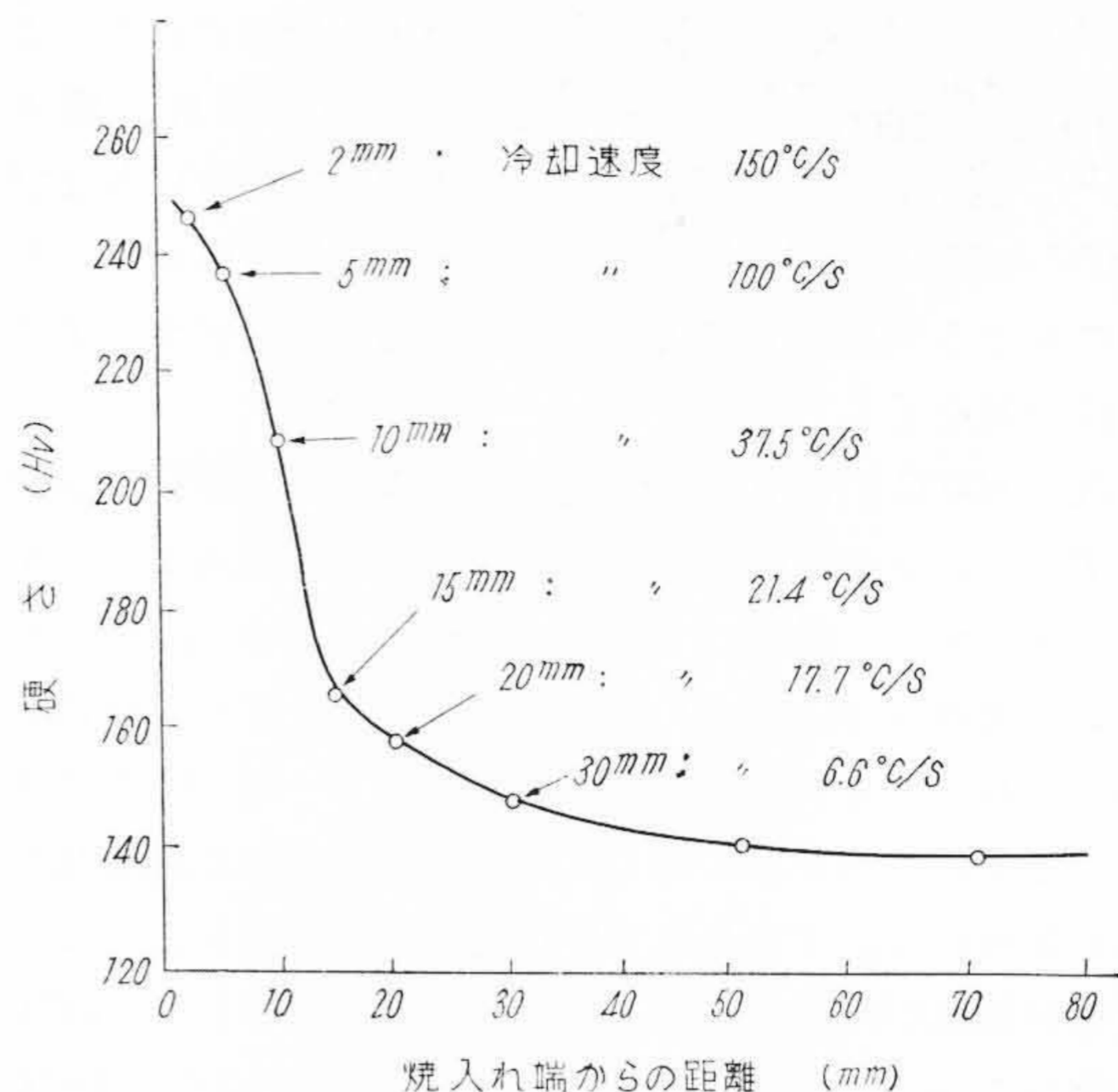


第15図 500°C 恒温変態による組織の変化 (図式的)

図(4)にみられるようにほとんど変態が終了して δ は球状化する。それ以上時間がたつと第14図(5) (15分)のごとく α の成長が起る。第14図(6)は450°C 1分保持の場合で変態は一部進行してペーナイトとなり、450°C 15分保持では第14図(7)のように全部ペーナイトとなり変態は終了する。第14図(8)は400°C 1時間保持の場合で変態終了に近くマルテンサイト+ペーナイトである。第14図(9)は350°C 15分間保持の場合で油冷と同様なマルテンサイトが一部分解した組織であり、同じく3時間保持すると第14図(10)のように分解が終了する。

以上のようにMs点以上では共析変態が生じ、Ms点以下ではきわめて短時間で β' マルテンサイトの焼戻変化が生じついで共析変態が起る。代表的共析変態は500°Cにおいて認められる。

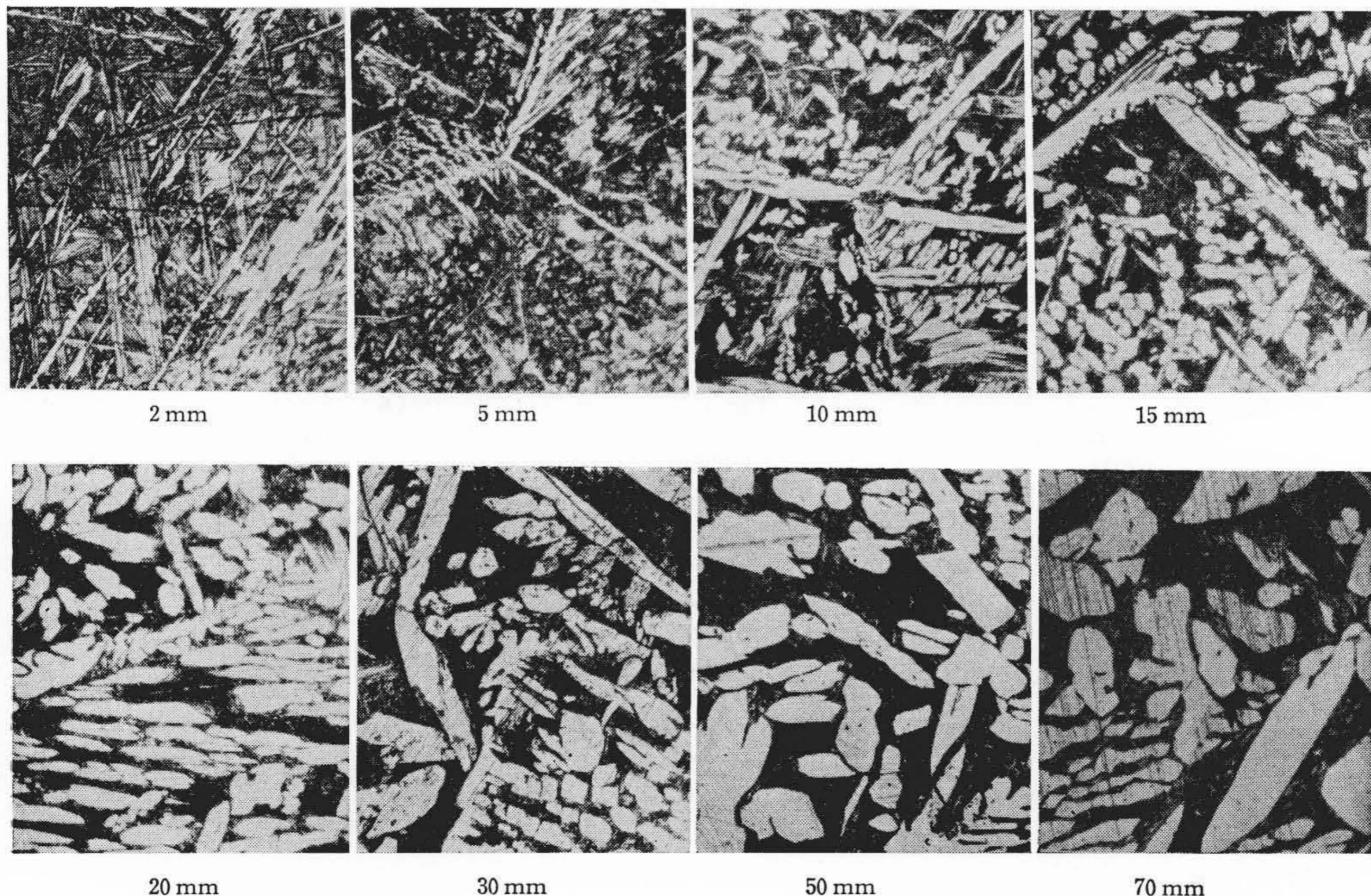
第15図は500°Cにおける恒温保持時間による組織の変化を図式的に示したものである。まず初析 α が析出して(第15図(1)) Alを周囲に拡散する。この場合Haynes⁽¹⁵⁾は β 域中に不均一組織が現われ約1分後にふたたび消失することを認めている。 α の周囲の β がAlに過飽和になると、ついにその境界に δ の核が起る(第15図(2))。これが共析変態開始である。 δ は α の表面に沿い次第に発達する(第15図(3)~(5))。同時に地も局部的に共析変態を生ずる。ついに α は δ によつて完全に包囲され δ の鞘が形成される(第15図(6))。ここまでくると地の共析変態もほとんど終了し球状の δ も明瞭



第16図 ジョミニー試験による焼入性曲線

に現われるようになる。共析変態が終了すると α の成長が起る。すなわち α の周囲の δ の鞘が次第に厚くなり隣の鞘と合体して局部的に δ のみの部分を生じ(第15図(7))同時に共析中の球状 δ も凝集連続して α の粒界を形成する。かくして α 領域の成長が終るが、新しくできた α は濃く腐蝕すれば茶色に着色されるので区別できる(第15図(8))。

β' マルテンサイトの焼戻変化は2段階に分けて考える



第17図 ジョミニー試験片の水冷端からの距離と組織との関係 (×400)

ことができる。第1段はAlに過飽和な α の生成であり、第2段はこの α から δ の析出である。 δ の析出様相はMs点を境として著しく異なり、高温では δ は α の周囲に析出するが、低温では α はAlに過飽和なために δ は α 内に析出する。

次に β' マルテンサイトの焼戻変化は350°Cにおいてはかなりすみやかに進行し焼入れのままより硬化している事実と考え合せると400°C以下でもう一つ別な安定相のノーズが存在するように思われるので目下検討中であるが第12図には点線で示してある。

3.7 ジョミニー試験

第16図はジョミニー試験の結果(硬さ)をまた第17図は水冷端からの各位置における組織を示す。第16図には30mmまでの各位置における800~500°Cの平均冷却速度も記入してある。これはBailey氏ら⁽¹⁶⁾の結果と同様な傾向を示し、硬さは水冷端からの距離が増すとともに漸次低下し30mmくらいではほぼ一定となり37.5~17.7°C/sの冷却速度で変化が著しい。水冷端から2mmおよび5mmにおける組織は β' マルテンサイトで硬さも高く、これは水冷および油冷に相等する。10mmにおける組織は α +ペーナイト+トルースタイトで衝風冷却に相等する。水冷端からの距離が増すにつれ α の形および共析量は大きくなり硬さも漸次低下して30mmでは α +共析になり空冷の組織に近づく。これ以上の距離では硬さも組織も著しい変化を示さない。組織変化によればマルテンサイト1相となる最小の冷却速度すなわち臨界冷却速度(上部)は水冷端から約4mmにおける冷却速度であり、2mmにおける150°C/s、5mmにおける100°C/sの冷却速度から求めると約115°C/sである。

4. 結 言

以上Al 10%の亜共析Cu-Al合金の熱処理、恒温変態図および焼入れ性などについて述べたが、これらを要約すると次のようである。

(1) 熱膨脹試験の結果によれば高温で軟化するために特殊な工夫を施さない限り変態点以上における長さの変化の測定は困難である。

(2) 焼入れ温度と冷却方法を変えて硬さと組織を調べた結果焼入れ温度800°C以上から水(油)冷すれば十分焼が入るが、適当な焼入れ温度は900°Cくらいである。

(3) 900°Cからの焼入れ冷却速度が減ずるにしたがって引張強さと硬さは低下し、伸びおよび絞りは衝風冷却

付近で最大となる。

(4) 900°C水(油)冷試料を焼戻すと350~450°Cで硬さが急激に減少し、マルテンサイト組織もこの間できずれる。

(5) 900°C水冷試料の焼戻における電気抵抗は270°C付近でわずかに減少しさらに450°C付近で大きく減少し500°C付近で急激に増加する。焼入れ冷却速度が減ずるにしたがってこれらの変化は少なくなり電気抵抗が急増する温度は500°C付近から直線的に降下する。

(6) 恒温変態図には500°C付近にノーズがある。450°C以上の恒温保持時間による組織は初析 α の析出、 α の周囲における δ の核生成、 δ の成長と地の共析分解、 δ の鞘の形成、変態終了さらに α の成長の順に変化する。450°C以下ではマルテンサイトの焼戻変化が短時間に生じついで共析変態が起る。

(7) ジョミニー試験において硬化するのは水冷端から30mm付近までであり、臨界冷却速度(上部)は約115°C/sで油冷に相等する。

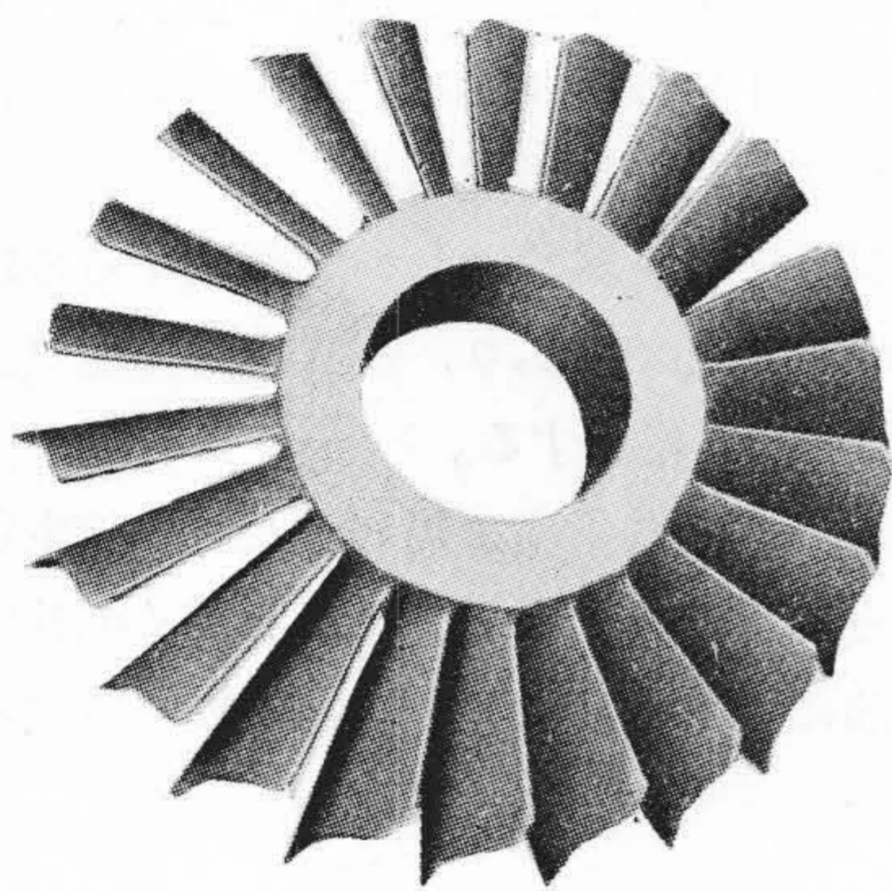
終りに臨み終始御指導を賜わった村上先生ならびに日立研究所三浦所長と小野部長に対し厚く御礼申上げるとともに実験に従事された青山悌司氏に感謝する次第である。

参 考 文 献

- (1) 玉置: 日本金属学会誌 19, 189 (1955)
- (2) 田辺, 小磯: 鉄と鋼 23, 439 (1937)
- (3) 吉田, 上田: 日立評論 35, 103 (1953)
- (4) 太郎良: 日本金属学会誌 8, 143 (1944)
- (5) 太郎良: 日本金属学会誌 13, No. 3 P. 6 (1949)
- (6) 太郎良: 日本金属学会誌 8, 511 (1944)
- (7) 村井, 石井: 日本金属学会講演概要(昭和31年春期)
- (8) 増本, 斎藤, 高橋: 日本金属学会誌 18, 98 (1954)
- (9) D. R. F. West, D. L. Thomas: J. Inst. Met., 83, 505 (1954-55)
- (10) 小林, 橋本: 日本金属学会誌 6, 443 (1942)
- (11) 佐光: 愛媛大学紀要(工学) 2, 289 (1952)
- (12) I. Obinata: Mem. Ryojun Coll. Eng., 2, 205 (1929)
- (13) I. Obinata: Mem. Ryojun Coll. Eng., 3, 87 (1930)
- (14) I. Obinata: Nature 126, 809 (1930)
- (15) R. Haynes: J. Inst. Met., 82, 493 (1953-54)
- (16) A. R. Bailey, H. C. Skevington: Metal Industry. 85, 285 (Oct. 1954)

ディーゼルエンジン用インデューサ

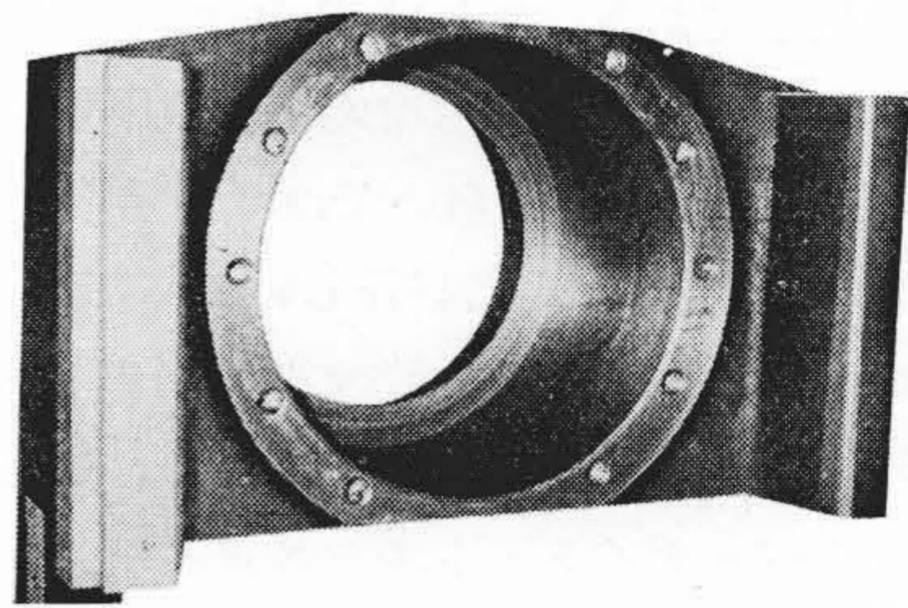
国内および海外の造船業界では最近各種船舶の構造用部品として鋳鉄鋳鋼が広範囲に使用されている。日立金属工業株式会社では浦賀玉島ディーゼル工業株式会社より第1図のような RT 67 過給機用ダクタイル鋳鉄製のインデューサを受注した。この製品は AB, ロイドならびに日本海事協会の規定した機械的性質の規格, 超音波探傷試験, 磁気探傷試験の厳重な性能試験に合格したもので, その優秀な成績が期待されている。



第1図 ディーゼルエンジン用インデューサ

鋳鋼製圧延機用ロール軸箱

ホットストリップミルの作業ロール軸箱は機械的性能のみでなく, ベアリング孔の精度を要求される軸承である。日立金属工業株式会社では写真のような寸法精度の高い圧延機部品のロール軸箱も製作して優秀な成績を得ている。



第1図 鋳鋼製圧延機用ロール軸箱

日 立
Vol. 20 No. 7

目 次

- ◎巻 頭 言 石黒敬七
- ◎火 力 発 電 所 を 見 る
- ◎風 を 売 つ て 40 年
- ◎シ ョ ー ル ー ム (ヒッターライト)
- ◎明 日 へ の 道 標 (シキ 300 大物車)
- ◎冷 凍 食 品 と 電 気 冷 蔵 庫
- ◎船 橋 ヘルスセンターと複動式エスカレーター
- ◎便 利 な 小 型 ポ ン プ
- ◎新 し い 照 明 施 設
- ◎日 立 だ よ り

誌代 1冊 ¥60 (〒16)

発行所 日立評論社
東京都千代田区丸ノ内1丁目4番地
振替口座 東京 71824 番
取次店 株式会社オーム社書店
東京都千代田区神田錦町3の1
振替口座 東京 20018 番

日 立 造 船 技 報

Vol. 19 No. 2

目 次

- ◎突合せ溶接における溶接中の変形ひずみの動的測定実験
- ◎小中形船用ディーゼル機関の得失について
- ◎熱膨脹継手の疲労強度について
- ◎板用ドリルにおける刃先の検討
- ◎防音壁構造について
- ◎微弱磁場測定装置とその応用
- ◎小形船舶に対する風圧による傾斜モーメントの研究

本誌につきましての御照会は下記発行所へ御願いたします。

日立造船株式会社技術研究所
大阪市此花区桜島北之町60