



0.73%, 1.70%Mn 鋼, 急冷せるもので白色部は麻留田, 黒色部は吐粒洲組織を示す. 腐蝕液同上. ×1000

No. 11. (u)



0.40%C, 0.42%Mn 鋼, 油中焼入せるもので麻留田と粗粒波 (黒色部) 組織を示す. 吐粒洲が凝集して粗粒波となるもので, Troosto-sorbite を示す. 腐蝕液同上. ×1000

No. 11. (v)



0.9%C 鋼, 760°C より温湯中に焼入せるもので粗粒波とその一部は波來土となれる事を示す. Sorbitic Pearlite とも稱すべきものである. 腐蝕液同上. ×1000

No. 11. (w)

馬場マツノ博士

欠

欠

材料を使用すればよい。この組織も亦その本質は波來土と同一のものであるが波來土の如く層狀が明かではない。

(v) **オスモンダイト**(Osmondite) この組織は吐粒洲と粗粒波との中間のもので、特に酸によつて容易に腐蝕せられ暗黒となるものに、Heynが Osmond の發見を記念してこの名稱を與へたものである。吐粒洲の中で粒の大なるものである。吐粒洲と粗粒波は上述の如く單に程度の差で決して明瞭な境界區別があるものではないから、随つてこのオスモンダイトなる名稱は廣く用ひられてゐない。

Photo. No. 11 (r)~(w) は總て硝酸 1% のアルコール溶液で腐蝕したもので、(r) は 100 倍にしたもの、0.5% C, 24.4% Ni 鋼の大洲田組織を示し双晶が現はれてゐる。(s) は 1.2% C, 3.0% W 鋼を 1200° に加熱し 750° まで徐冷してから空中冷却をしたもので 500 倍に示し、大洲田粒の中に麻留田の現はれてゐる所を示した。(t) は 0.6% C 鋼を 800° から水焼入せるもので麻留田の一部が吐粒洲に變じた所を示し、麻留田と吐粒洲の混在せるものである。(u) は 0.73% C, 1.7% Mn 鋼を急冷せるもので麻留田と吐粒洲を示せるもの、更に (v) は 0.4% C, 0.42% Mn 鋼で油中に焼入せるもので麻留田と吐粒洲が粗粒波的になつた所を示したものである。(w) は 0.9% C 鋼を暖い水に 760° から焼入したもので粗粒波組織を示したものである。(t)~(w) は 1000 倍である。

(3) **本多博士の焼入理論** 本多博士の A_1 變態の説明を簡単に式をもつて書けば次の如くなる。

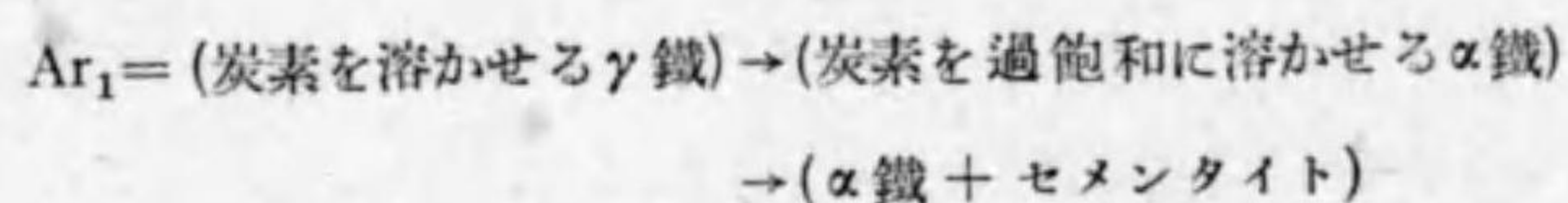
$A_1 = \text{大洲田 (炭素を溶解せる } \gamma \text{ 鐵)} \rightleftharpoons \text{波來土 (} \alpha \text{ 鐵とセメントイトの}$

混合物)

今 鉄原子の γ 型より α 型の變化を (1)

炭素原子が鉄原子の空間格子よりセメンタイトとして分離する
變化を (2)

とすれば



炭素を溶かせる α 鉄は麻留田である。

故に $Ar_1 = \text{大洲田} \rightarrow \text{麻留田} \rightarrow \text{波來土}$

即ち A_1 變態は大洲田より麻留田次に波來土へと階段的な變化をする。この説明は相則に矛盾すると主張する者もあるが、この反對は却つて誤である。何となれば相則は平衡を意味し同時に存在する相と成分との關係を表すものであるが、麻留田は平衡状態に於ては變化し去つて全く現はれないからである。

徐々に冷却する際には A_1 點に於て大洲田は先づ麻留田に變化し、不安定の麻留田は直ちに波來土に變化するからその結果は次の如くなる。

大洲田 \rightarrow 波來土

焼入すれば大洲田より麻留田への第1變化は遅れ 300° 以下で始めて起り、その變化の終る頃には試料は殆ど常溫になる。随つて麻留田より波來土への第2變化は、常溫に於て試料の粘性のために起る事が出来ないうで麻留田のまゝで残る譯である。

鋼が焼入によつて著しく硬度を増す事は、上記の第1變化が完結して

第2變化が完全に阻止せられた時に得られるのである。若し急冷速度が前の場合よりも少し緩慢なれば第2變化の一部分は進行して吐粒洲(波來土)が麻留田と混じて現はれる。而して大洲田と麻留田及び波來土の硬度は次の如くである。

大洲田の硬度 < 麻留田の硬度 > 波來土の硬度

随つて吐粒洲(波來土)を混有してゐる麻留田組織即ち不完全な焼入鋼の硬さは、純粹の麻留田の硬度よりも小さい。又冷却速度が極めて急速な場合は、第2の變化が完全に阻止せられる事は勿論第1の變化も一部分阻止せられる。この時には大洲田を混有した麻留田となり、其硬度は又純粹の麻留田よりも小さい。斯くの如き場合には更に之を液體空氣にて冷却すると残留せる大洲田は麻留田に變化するからその硬度を増加する。

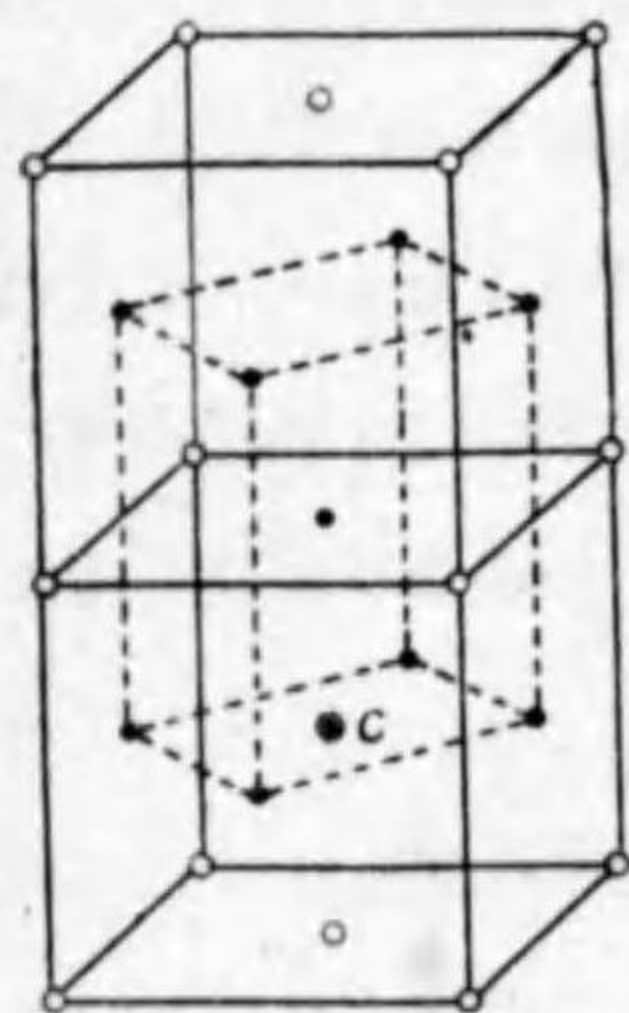
麻留田の名は大洲田から波來土への變化が途中で遮断せられて次の變化が進行しない時に現はれる組織で、麻の葉の結晶で留まつた組織の意味で本多博士がこの譯名を附した事は前述の通りである。

(4) α 麻留田と β 麻留田 焼入鋼の表面にX線をあて、鉄原子の配列を精細に研究すると、之が體心立方格子ではなく軸比が1.07の體心正方格子である事が知れる。焼入鋼の極めて薄い上層面だけがこの體心正方格子であるが、表面より1~2耗の内側のものはも早全部體心立方格子の一方が7%丈延びたに過ぎないものである。随つて兩者の其性質も亦極めてよく類似してゐるから、この體心正方格子型のもも麻留田と呼んで之を α 麻留田と名づけ、體心立方型元來のものを β 麻留田と名づけてゐる。但し炭素原子は何れも鐵格子内に過飽和に溶解してゐる。

α 麻留田は β 麻留田に比較して不安定で酸には腐蝕せられ易い。又硬度も少し低い。比容は β よりも大である。又磁性は弱く電気抵抗は大である。

(5) 大洲田より麻留田への變化の機構 大洲田より麻留田へ變化する機構について本多博士は次の如き説を提唱せられてゐる。

大洲田中の炭素は γ 鐵格子の如何なる位置にあるかは X 線によつて



第 96 圖

明かにする事は出来ないが、鐵格子内の最も空隙の大なる所即ち體心の位置にあるのであらうと考へられてゐる。而して大洲田は鐵原子の配列が面心立方型ではあるが、之を次の如く體心正方晶型とも見る事が出来る。即ち第 96 圖は面心立方格子を二つ縦に積み重ねたもので、その中で黒球印の鐵の原子のみに着目すると體心正方晶型である。そしてその長軸と短軸との比 $\frac{c}{a}$ は $\sqrt{2}=1.414$ である。

體心立方格子は軸比 $\frac{c}{a}=1$ の體心正方晶型の特別な場合と見る事が出来るから、大洲田より麻留田への變化は次の如き正方晶系の軸比の變化とも考へられる。即ち $\frac{c}{a}=\sqrt{2}$ の正方晶より $\frac{c}{a}=1.07$ の正方晶となり、之が更に $\frac{c}{a}=1$ の正方晶となる。然るに第 1 は大洲田、第 2 は α 麻留田及び第 3 は β 麻留田であるから、上記の變化は大洲田より α 麻留田となり、之が更に β 麻留田になる事である。即ち

軸比 $\sqrt{2}$ 正方晶 \rightarrow 軸比 1.07 正方晶 \rightarrow 軸比 1 正方晶

即ち 大 洲 田 \rightarrow α 麻 留 田 \rightarrow β 麻 留 田

随つて大洲田より麻留田に變化する機構は先づ軸比 $\sqrt{2}$ の體心正方晶を長さの方向に一樣に壓縮して之に直角の方向に一樣に膨脹せしめて軸比 1.07 とすれば α 麻留田となり、更に同様に壓縮と膨脹をなして軸比 1 となれば β 麻留田が得られる。大洲田中の炭素原子は體心に、又麻留田中の炭素原子は面心にあるから、前記の變化の際には炭素原子は鐵の原子に對して別にその位置をかへる必要がなく、そのまま留つておればよいから大洲田より麻留田への變化は極めて一層簡單である。純炭素鋼のこの變化を焼入によつて阻止する事が出来ない事と、この變化が低温にても起り得る事は上記の考によつて明瞭に了解せられる。

麻留田より波來土への變化は、炭素原子が鐵原子の格子内より粒の境界まで擴散して析出しなければならぬ變化であるから、高温度でなければ進行し難い。之がために麻留田より波來土への變化は當温では殆ど進行しない譯である。

又 α 麻留田が焼入鋼の表面にのみ生じ内部に β 麻留田を生ずる譯も簡単に説明する事が出来る。之は焼入によつて表面は最も急に冷却せられるから、第 1 の變化即ち大洲田より α 麻留田への變化が大部分進行するが一部は阻止せられる。又第 2 の變化即ち α 麻留田より β 麻留田は全部阻止せられるから、表面の近くには多少の大洲田を混有する α 麻留田を生ずるのである。又鋼の内部は比較的緩慢に冷却せられるから、第 1 の變化、大洲田より α 麻留田及び第 2 變化 α 麻留田より β 麻留田への變化は十分に進行して内部に β 麻留田が出来るのである。

焼入が極めて強く行はれる時に鋼の内部に β 麻留田と同時に大洲田を多少混へるも α 麻留田が少しも生じない事實がある。之は α 麻留田

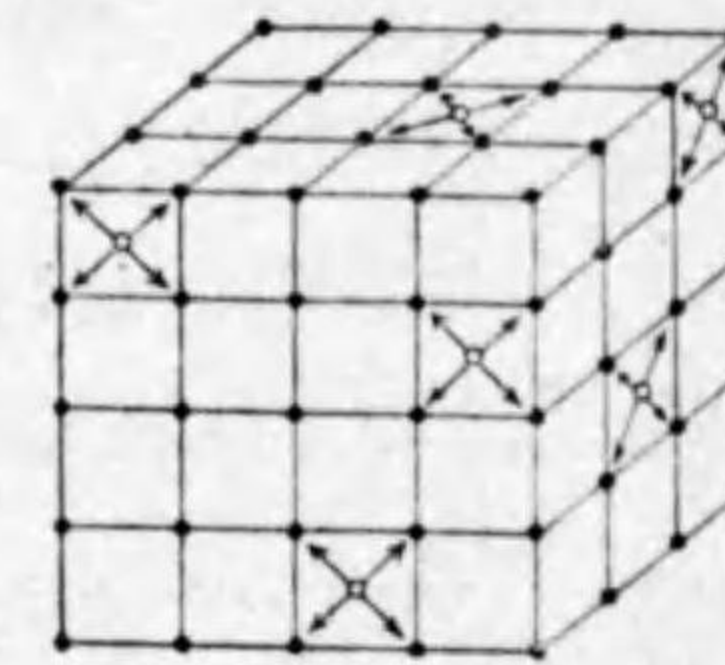
の比容が大洲田及び β 麻留田の比容より著しく大であるから、内部に於て大洲田より α 麻留田になる事は強大なる壓力をうける事になり、變化は極めて困難となるからである。随つて大洲田は α 麻留田に變化せずに残留するか、變化すれば直に比容の小なる β 麻留田となつてしまふためである。以上は本多博士の焼入理論とその機構についての巧妙なる説明である。

(6) 焼入液 同一炭素鋼を同温より水中に焼入すれば麻留田を得るが、之を油に焼入すると吐粒洲が得られる。斯くの如くその焼入効果は焼入をする液によつて異なる。この原因は加熱鋼より熱を奪ひ去る速度又はその能力の相異なるためである。熱を奪ひ去る速度は液の比熱、熱傳導度、粘性、揮發性による。比熱の大なるものは熱をとつて温度の昇る事が少い。随つて多量の熱をとつて鋼を冷却せしめる。熱傳導の大なるものは速に冷却し、粘性の大なるものは熱を奪ひ去る事がすくない。又揮發性の大なるものは加熱鋼の表面にその蒸氣を作つて之を圍繞するから、その冷却を妨げる。随つて揮發性が小で沸點の高い液の方が焼入効果が大である。故に焼入れとしては比熱と熱傳導度が大で粘性が小で揮發し難いものが最も大なる効果をあらはすものである。又是等の諸性質を適當に組合せたときに所要の焼入液が得られる譯である。

(7) 麻留田の硬度と比容 麻留田の鐵原子の配列は α 鐵と同一であるにも拘はずその硬度は α 鐵の3~4倍である。麻留田が α 鐵と異なる所は炭素を溶解せる事と、焼入によつて生ぜるものであるから、その内部に歪をうけてゐる事、更に焼入によつてその粒子は極めて微細なるものからなる事が違つてゐる。實際是等の事實が麻留田の硬度を著し

く高める原因となる事は確である。炭素が鐵格子中に溶解せるため何故硬度が大になるかと云へば、炭素原子は鐵の格子を歪ませる。そのために結晶内に生ずる歪りを妨げるからである。

この炭素原子が鐵の格子内で如何なる位置にあるか之はX線によつても未だ知る事は出来ないが、本多博士は α 鐵の立方格子面の中心にあるであらうと云はれてゐる。即ち炭素原子は格子内に於て鐵の原子とある距離で釣合を保たなければならない。餘り接近する事は互の斥力のために出来ないから、周囲の鐵原子に對して相對的の位置をとるものであらうと主張せられてゐる。斯くの如く考へれば、第97圖に於て○をもつて示せる如く炭素原子は主に隣接する6個の鐵原子に原子力を及ぼして互に釣合つてゐる。同博士は高温に於ける炭素の鐵に對する溶解



●印は鐵原子 ○印は炭素原子

第 97 圖

限度は1.7%であるから、鐵格子内に入りうる炭素原子数の最大数は鐵原子20個に對して1個を超す譯にはゆかない。随つて空間格子の面心に位置する炭素原子は格子上の鐵原子に力の作用を及ぼして、四角の枠に對角線の張り棒を入れた如くなつて、格子の構造を著しく強くすると考へてをられる。

上記本多博士の考によると、焼入鋼の硬度は炭素量と共に増大すべきであるが、この結論が含有炭素量0.6%位までの鋼にはよく事實と一致するのであるが、炭素量がこれ以上のものにあつては、炭素が加つても大して硬くはならない。この事實は炭素量が増加すると大洲田が現は

れ易く又麻留田の結晶が次第に大きくなる事によつて容易に説明する事が出来る。

而して焼入に伴ふ各種組織の硬度は大體次の如くである。

大洲田 < 麻留田 > 吐粒洲 > 粗粒破

次に比容は次の順序となる

麻留田 > 波來土 (吐粒洲) > 大洲田

大洲田より波來土への變化が大洲田より麻留田への變化より容積變化が小さい事は大洲田 → 麻留田變化は γ 格子型 → α 格子型であり、大洲田 → 波來土の變化は γ 格子型 → α 格子型と、固溶體中の炭素 → 遊離セメントの兩變化が起るため、 γ 格子型 → α 格子型の變化には著しい膨脹が伴ふが、固溶體炭素 → 遊離セメントの變化には收縮が伴ふためである。随つて焼入に伴ふ容積の膨脹は大洲田 → 麻留田の變化が完全に起り、麻留田 → 吐粒洲の變化が起らない時にも著しく、吐粒洲の生成の多い程膨脹が少ない。又大洲田 → 麻留田の變化が阻止せられる事の多いほど膨脹が少ない。

焼入鋼の各組織成分の硬度は次表の如くである。

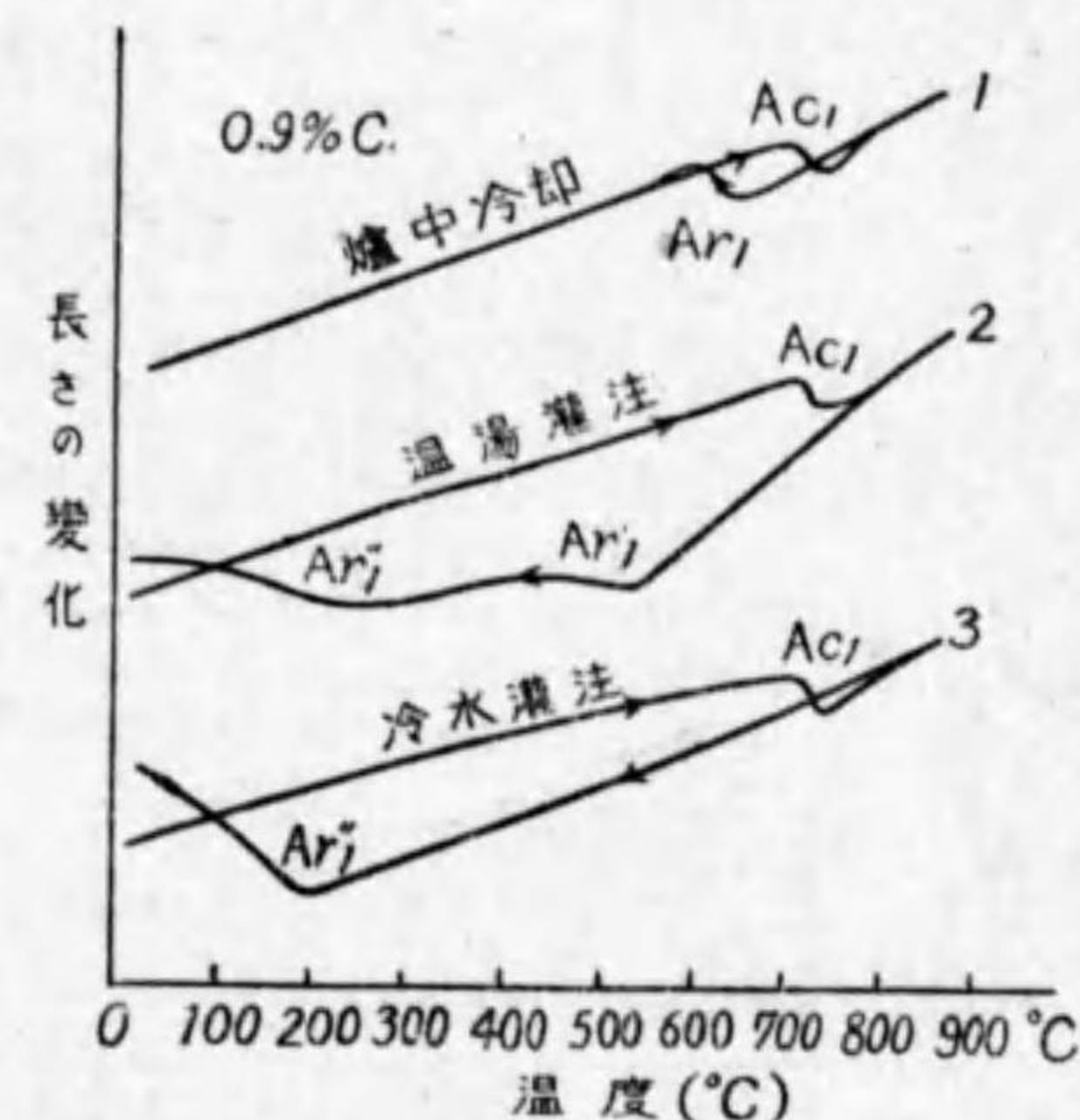
組織成分	ブリネル硬度	
地鉄	90 ⁽¹⁾	100 ⁽²⁾
大洲田	155	550
波來土 (0.9%C)	225	200
粗粒破 (…)	270	275
吐粒洲 (…)	400	400
麻留田	720	600

(1) 田丸博士

(2) Felton の結果

(8) 焼入による變態點の降下と焼入状態圖 0.9%C 鋼を熱膨脹計で冷却速度を變じて A_1 點を測定すると第98圖の如くなる。緩冷 (爐中冷却) すると曲線 (1) に見る様に Ar_1 は 700° 附近に現はれ、稍急冷 (温湯灌注) すると (2) に

見る様に Ar_1 は二段に分れ、 550° 附近と 300° 附近に現はれる。 550° 附近の變態を Ar_1' 變態と呼び大洲田から初析吐粒洲の析出する變化である。 300° 附近に現はれる變態を Ar_1'' 變態と云つて、大洲田が麻留田に

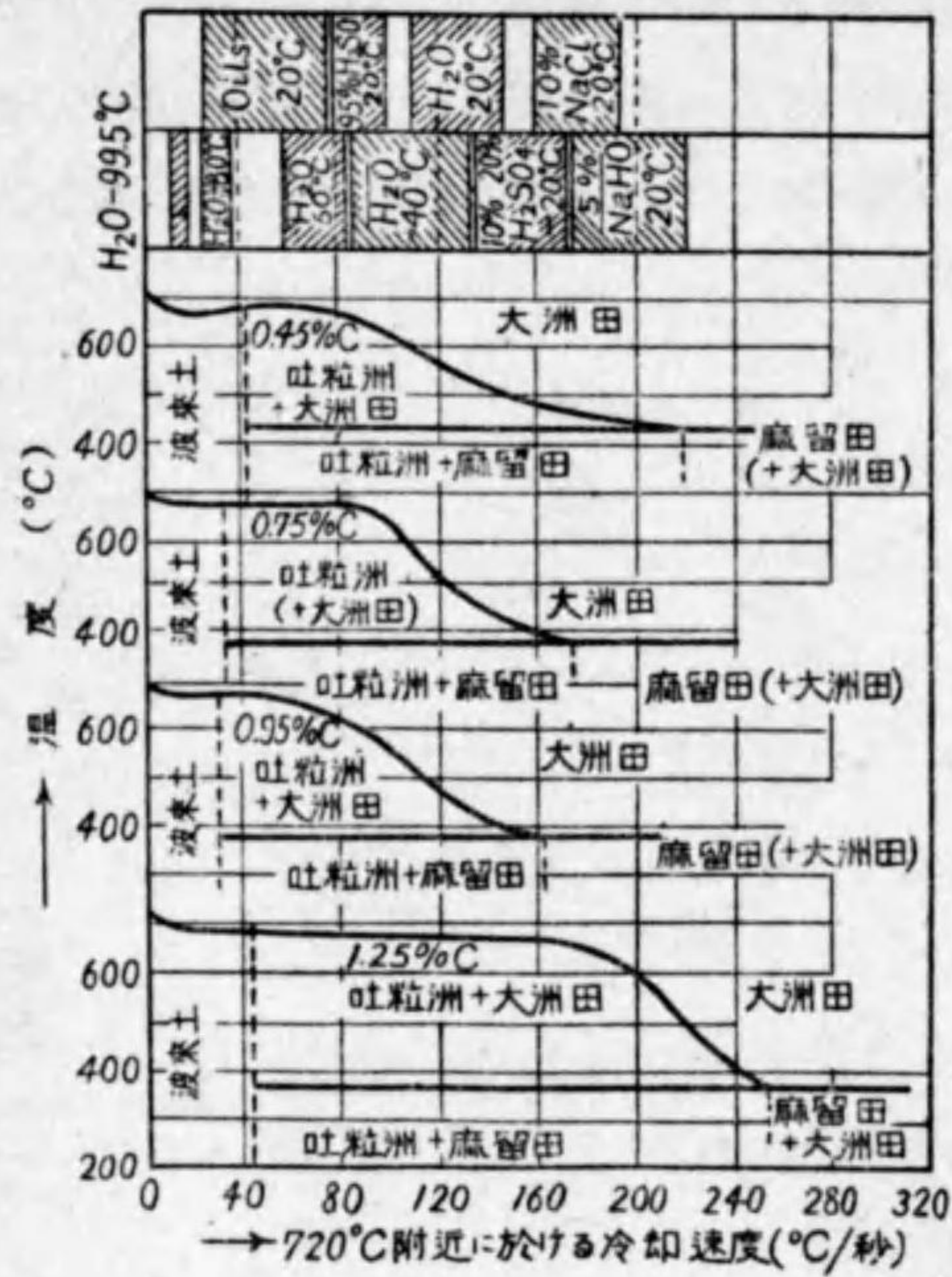


第 98 圖

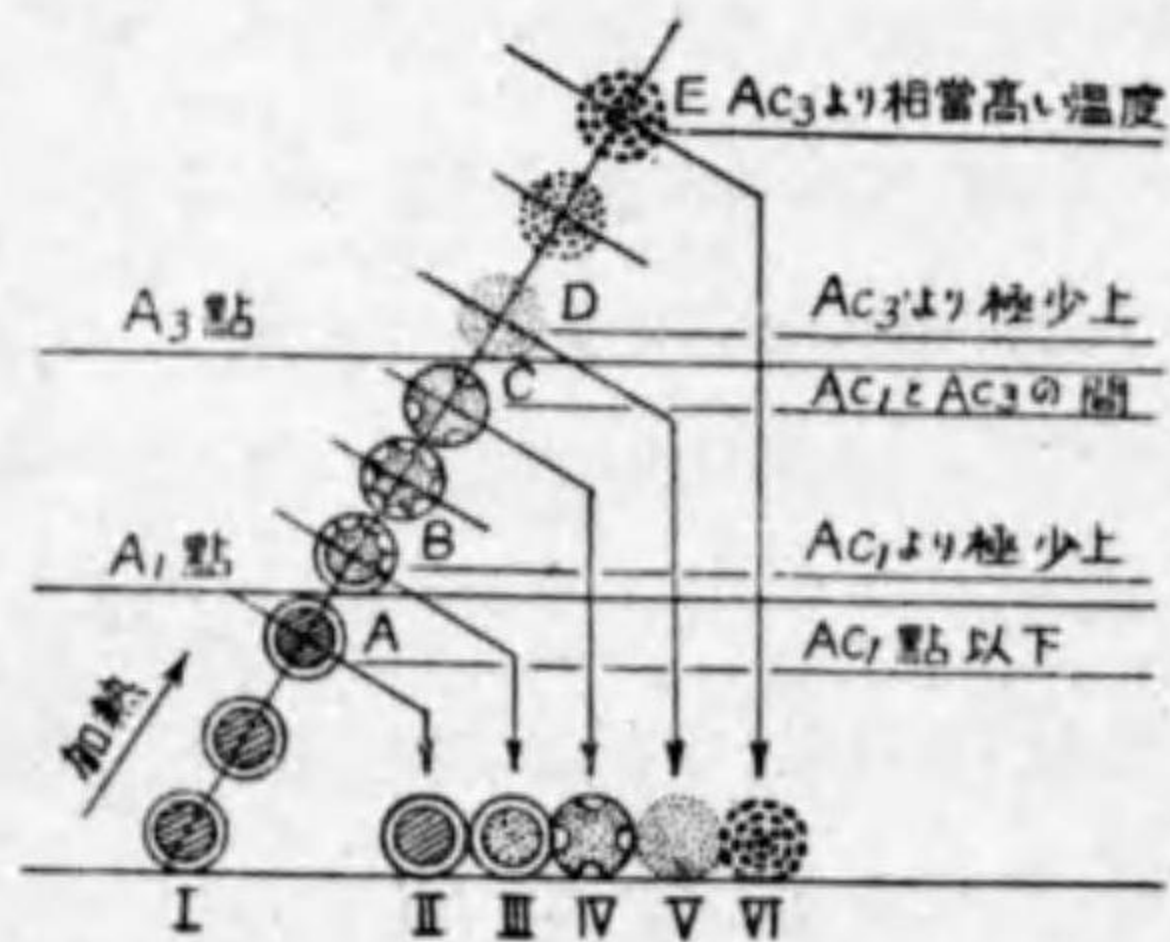
變化する變化である。非常に急冷 (冷水灌注) すると曲線 (3) に見る様に Ar_1'' だけが現はれる。

第99圖の様な圖を焼入状態圖と云ひ、その上部に示した冷却速度を得る焼入液を記入した。第99圖に於て横軸は冷却速度、縦軸は變態點を示す。縦に點線で示した冷却速度範囲内に於ては Ar_1' 及び Ar_1'' の二段變態の現はれる範圍、従つてこの範圍内の冷却速度によれば結節狀の吐粒洲と麻留田の組織を得る。

焼入の適當な温度を得るには第100圖に0.4%C鋼を例にとつてその加熱及び焼入に際して起る組織の變化を示して参考とした。(I)は標準組織で白色の部分が地鉄、ハツチを施せる部分は波來土、(II)これを Ac_1



第 99 圖



第 100 圖

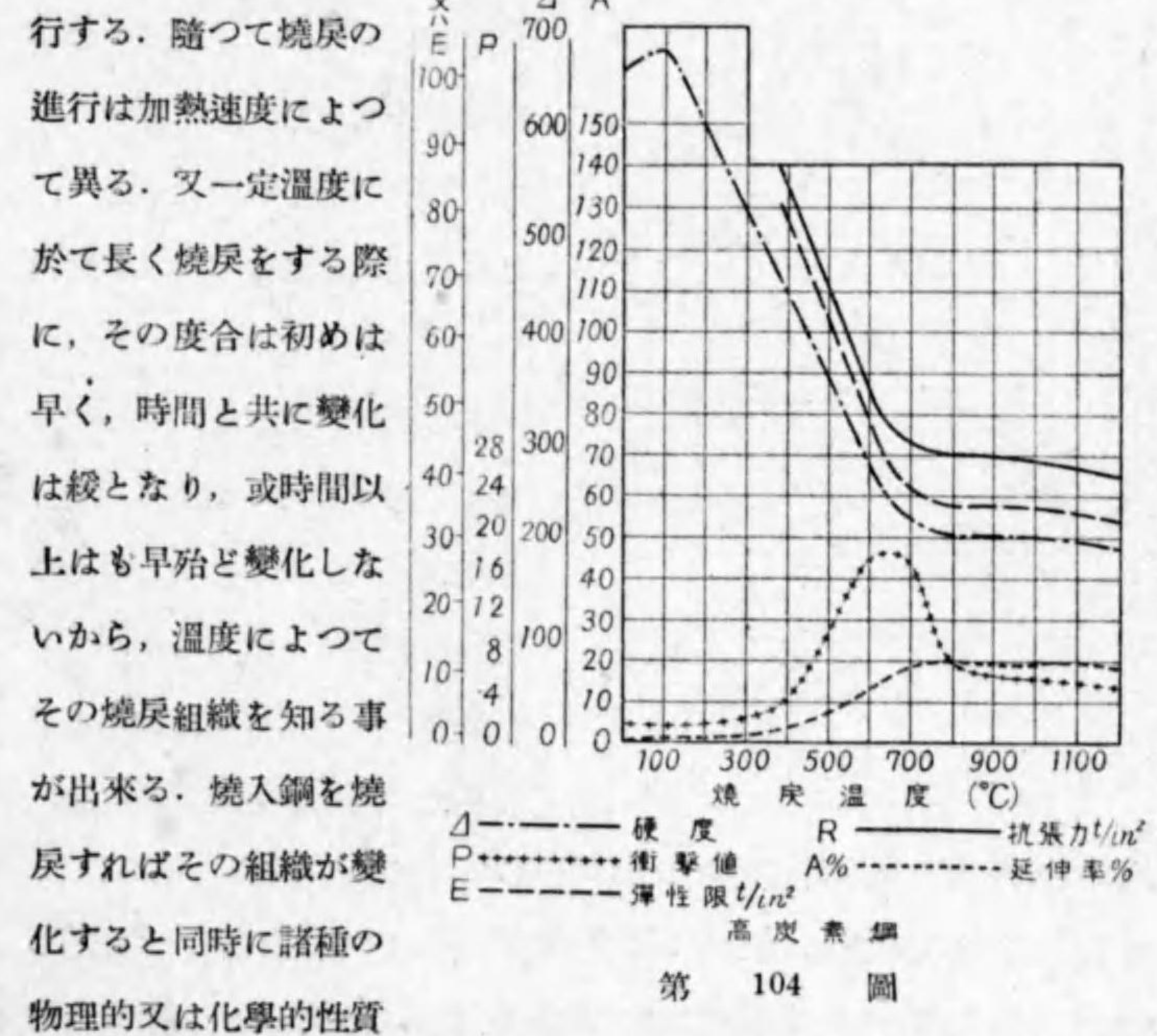
點以下迄 (A_1 迄) 加熱しても組織に変化がない。従て焼入効果がない。(III 及び IV)。 A_1 點~ A_3 點では $B \sim C_2$ の如く次第に大洲田が増して地鉄が減少するからこれを焼入すると大洲田の部分は麻留田となる。(V) A_3 直上では均一な大洲田となり、 γ 晶に再結晶し終り、最も微細な組織となるから、これを焼入すると最も微細な麻留田を得る。(VI) A_3 點以上次第に温度を上げると大洲田粒は粗大となるから焼入組織も又粗大となる。この圖により最大な硬度を

欠

(2) 麻留田 → 吐粒洲

(3) 吐粒洲 → 粗粒酸

焼戻は不安定状態を安定状態に変化するものであるから、其進行は温度と時間とに關係する。即ち温度が高ければ容易に焼戻せられ、又時間が長ければ一層よく進行する。随つて焼戻の進行は加熱速度によつて異なる。又一定温度に於て長く焼戻をする際に、その度合は初めは早く、時間と共に變化は緩となり、或時間以上はも早殆ど變化しないから、温度によつてその焼戻組織を知る事が出来る。焼入鋼を焼戻すればその組織が變化すると同時に諸種の物理的又は化學的性質が變化する。第102~104圖は低、中、高炭素鋼の焼戻による物理的性質の變化を示したものである。



が變化する。第102~104圖は低、中、高炭素鋼の焼戻による物理的性質の變化を示したものである。

(a) 少しく焼戻すると硬度及び抗張力は幾分増大する。これは残留大洲田が麻留田に變化するためである。

欠

(b) 200° 以上に於ては焼戻温度が高くなるに従て硬度、抗張力及び弾性限は減少し、延伸率は増加する。これは麻留田が次第に吐粒洲、粗

粒波に而して遂に波來土に變化するためである。

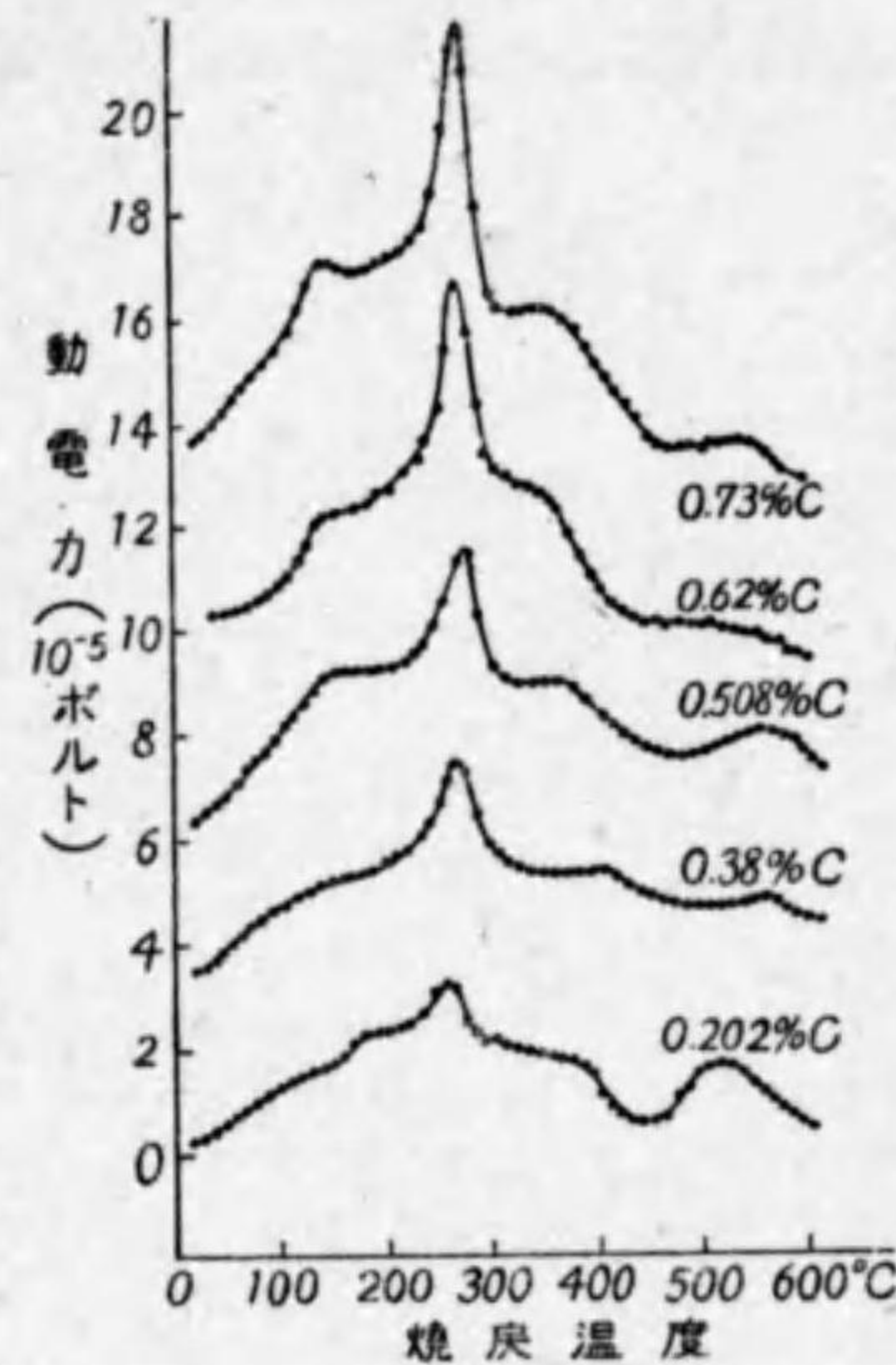
(c) 衝撃値は 300° 位までは殆ど變らないが、それ以上焼戻温度を上昇せしめるに従て上昇し、700° 附近で最大となる。これは焼入組織のすべてが粗粒波になるからである。

其他比重、熱膨脹、熱分析、磁氣、電氣抵抗、頑磁力、硬度、X線スペクトル等についてその變化が研究せられてゐる。

是等の諸性質の研究結果より

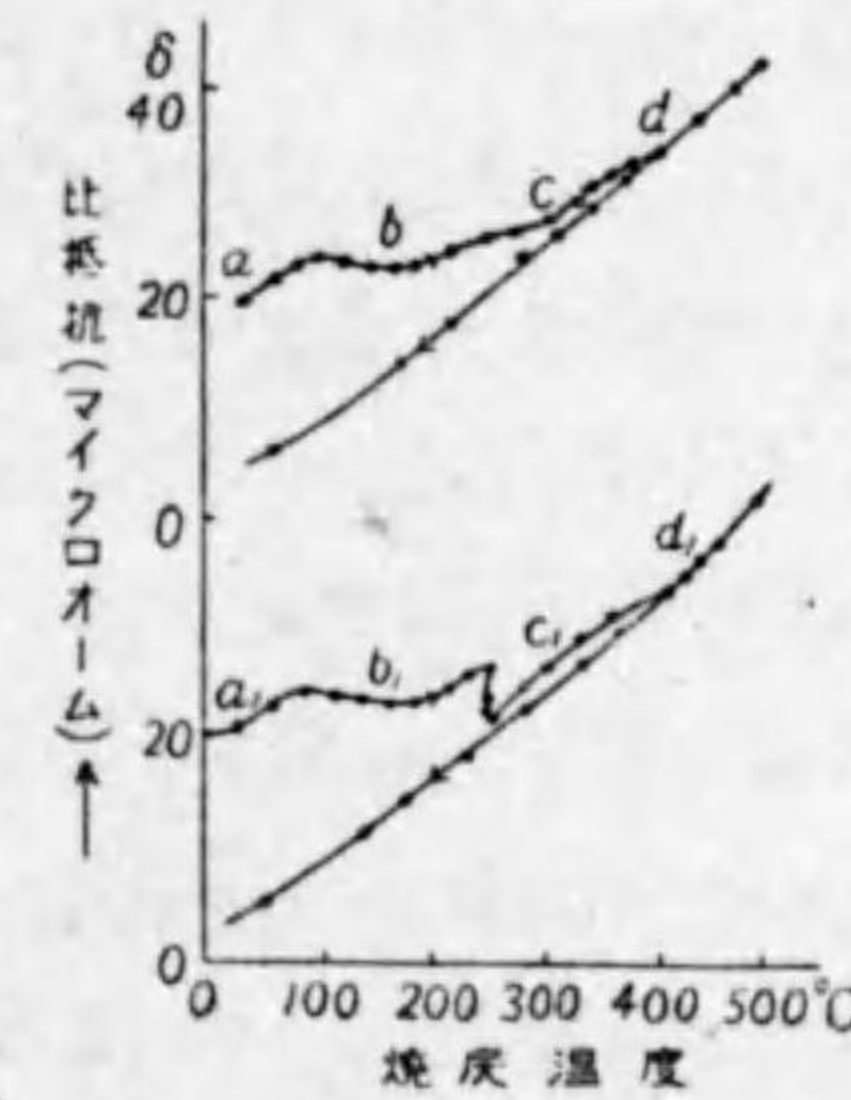
見て、焼入鋼を焼戻する際に

は最も不安定な α 麻留田は先づ 100°~170° 間で分解して β 麻留田となり、更に温度を上昇すれば 200°~300° 間に於て β 麻留田は分解して吐粒洲となると考へられてゐる。焼入を急激に行つた場合に大洲田が若干量残留する事がある。特に高炭素鋼の場合に著しい事は既に記述せる所があつた。而してこの残留大洲田は焼戻の際に如何に變化するかと云へば、本多博士によると、250° 以下は勿論 300° 附近 (Tammann は 300° 以上では大洲田は直接波來土になると考へてゐる。途中の経路

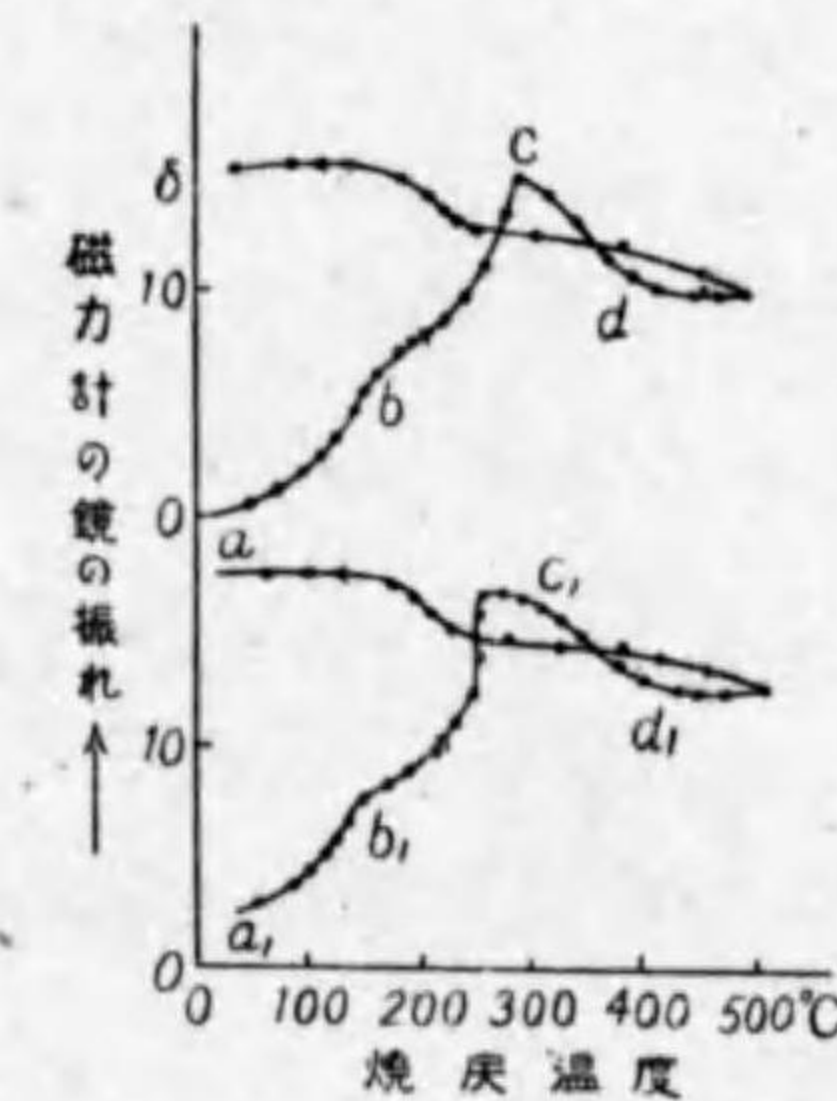


第 105 圖

を無視してゐる譯である) に於ても大洲田は先づ α 麻留田に變化する。而してこの變化は α 麻留田より β 麻留田への變化の温度よりも高温度に於て起るから、このものは直ちに β 麻留田となる。 β 麻留田も亦この温度に於ては直ちに分解してしまふから、その結果は吐粒洲となると云



電氣抵抗曲線
第 106 圖



磁氣曲線
第 107 圖

はれてゐる。

α 及び β 麻留田の分解又は残留大洲田の分解は何れも内部エネルギーの變化の減少である。随つてこの變化に伴つて起る發熱現象、並に焼入によつて歪をうけた鐵の結晶が焼戻の或る温度に於て再結晶を起すための發熱現象等を研究せんため、佐藤博士は極めて鋭敏なる示差分析装置によつて熱分析を行つた。その結果の一部は第 105 圖に示せる如くで、4ヶ所、即ち 150° 附近、260°~300° 附近、360°~380° 附近及び 530° 附近に發熱が認められる。

又松下博士の研究になる電気抵抗曲線と磁気の曲線を示せば第106圖と第107圖に示す如くで、上部の曲線は普通で加熱冷却を行つたもの、下部のものは加熱の途中250°に2時間保つてβ麻留田の分解を十分に完了せしめた場合である。是等の曲線上のab, bc, cdの變化は第105圖の第1, 第2, 第3の發熱に夫々對應するものである。

茲に

第1發熱(150°)及びab...α麻留田→β麻留田
(先に生成せられてゐるβ麻留田は100°以下にても極めて徐々に分解しつつあるが200°で急に進む)

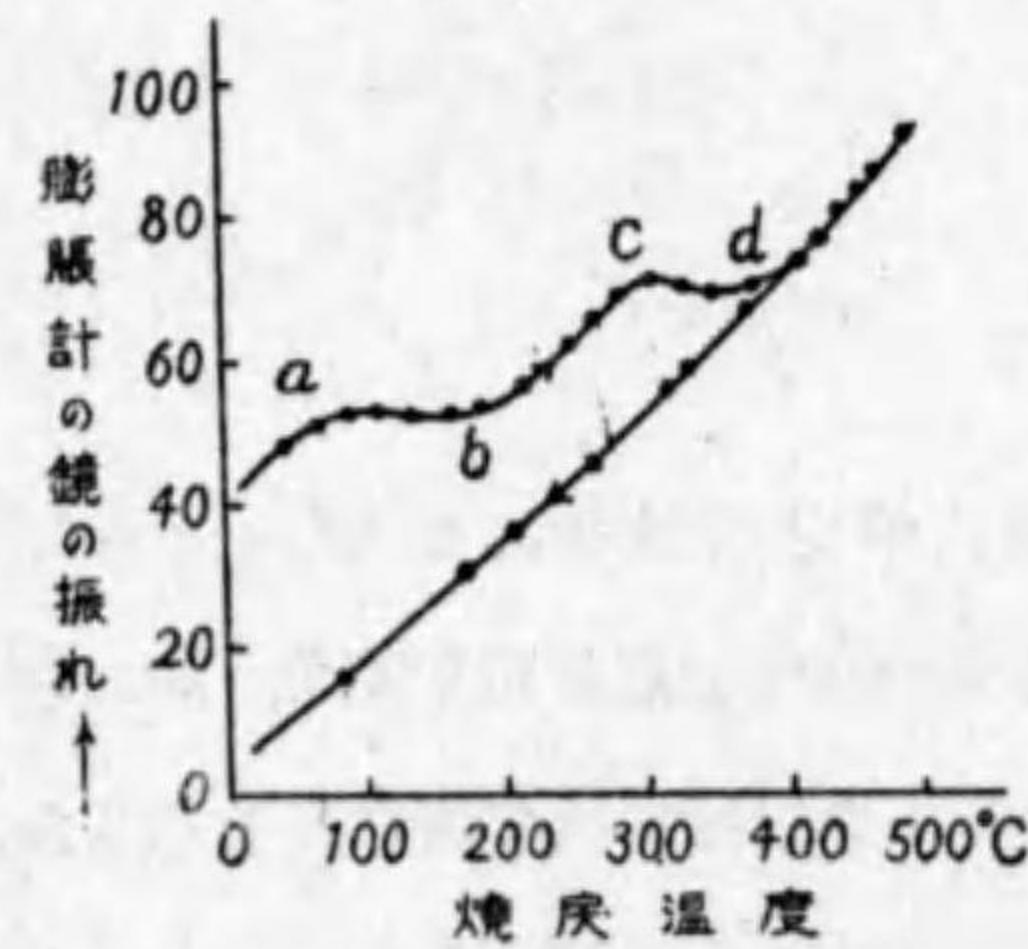
第2發熱(260°~300°)及びbc...
 { β麻留田→吐粒洲
 殘留大洲田→麻留田→吐粒洲

第3發熱(360°~380°)及びcd...十分明かではないが松下博士に

よればβ麻留田より析出した炭素原子と鐵原子とが化合してセメントイトを作るに基因すると云ふ。

第2の發熱量と炭素量との關係を検すると、之は直線とならずに炭素量の増加に伴つて發熱量は遙に増大してゐる。若しこの第2の發熱量がβ麻留田の分解のみによるものとすれば、之は炭素量と共に直線なるべきであるが、

實際は上記の如く曲線であるから、この發熱量には殘留大洲田の分解に



第108圖

よる發熱量が重なつてゐるものと考へたのである。この事實は顯微鏡試験其他の研究によつて明かにせられてゐる。

第108圖は熱膨脹曲線で之には第106圖と第107圖の曲線上のbcに相當する變化は現はれないが、300°~400°に起るcdなる第2の收縮は磁氣の減少と電気抵抗の減少を伴ふ變化である。松下博士は上記の如く之をセメントイトの成生によるものと結論せられてゐる。同博士は次の如き實驗によつて之を證明してゐる。即ち焼入鋼を磁氣分析装置内に入れ250°に保つて焼戻を行つてβ麻留田の分解に伴ふ炭素原子の析出に基く磁氣の強さの増加する事を觀測し、2時間後に磁氣の強さが一定となり、更に僅に温度を上昇すると磁氣の強さは増さずして却つて減少せる状態となつたものを、其温度より冷却して之を熱膨脹装置に移して實驗せる所、なほ依然と第2段のcd收縮が現はれる事を確めた。この譯はセメントイトの生成せる結果鐵原子が消費せられて磁氣の強さは減じ、非金屬的炭素が金屬的セメントイトとの置換によつて電気抵抗が減じ、又セメントイトの容積が鐵と炭素との混合體の容積より小であるために收縮が起ると説明せられたのである。

然るに佐藤博士の熱分析の結果はcdの變化は發熱反應である。セメントイトの生成熱が發熱なればよいのであるが、最近に於ける渡瀬博士の精密なる實驗によれば之は吸熱反應であるから、熱分析の實驗結果と一致しない。即ちこのcd變化が果してセメントイトの生成によるものかどうか未だ疑問としなければならない。

熱分析曲線に於て粗粒波と波來土との境界とも思はれる530°附近の發熱はα鐵が再結晶を起すために基因するものと考へられる。

次に焼戻に伴ふ機械的性質の變化を略述すれば次の如くである。

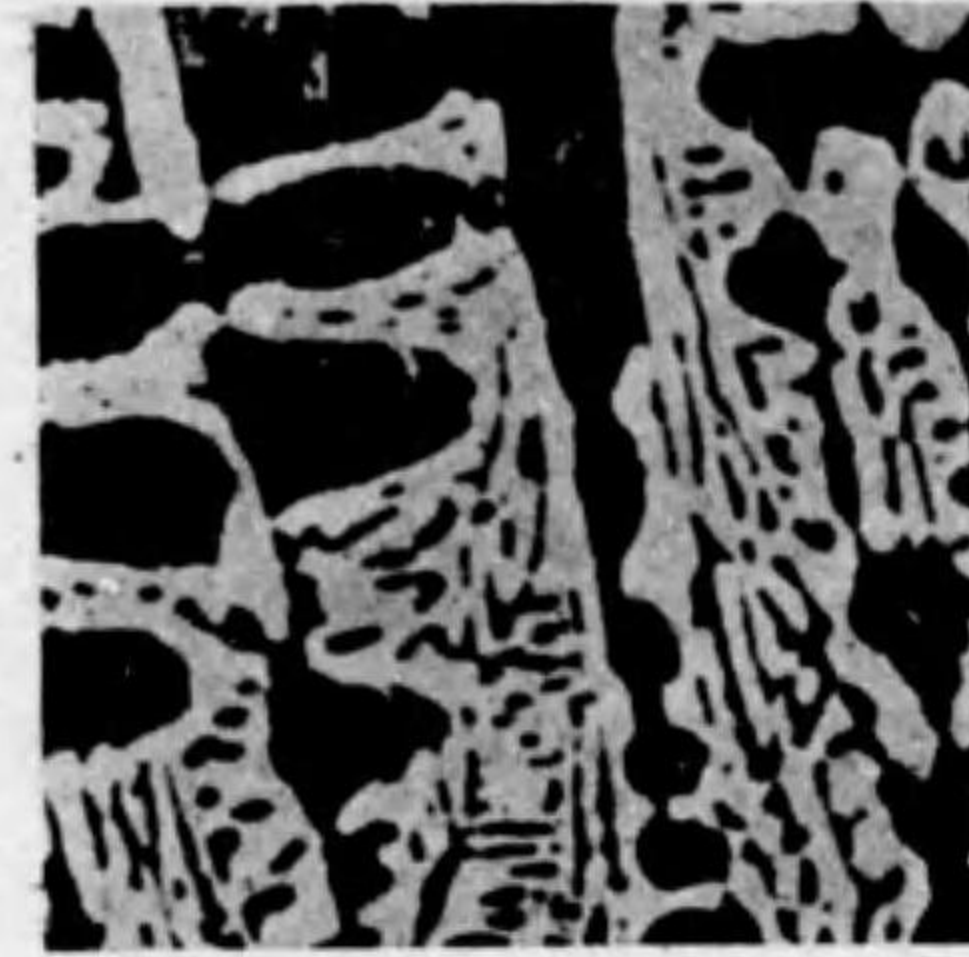
硬度と抗張力は少しく焼戻すれば増大する。之は α 麻留田が β 麻留田へ變化する事と残留大洲田が β 麻留田へ變化するためである。更に 200° 以上に焼戻をすると焼戻温度が高くなるに従つて硬度、抗張力及び弾性限は減少し、延伸率が増加する。之は麻留田が漸次に吐粒洲、粗粒破及び波來土に變化する事に基因する。

焼戻によつて得られる衝撃値は 300° 位までは殆ど變らないでそれ以上に焼戻温度が昇るに従て増加し、 700° 附近に於て最大となる。之は粗粒破組織である。所が A_c3 以上に熱するときは却つて減少する。又衝撃値は炭素量の増加と共に減少する。

§ XXIX. 鑄鐵の概念 (Cast iron)

鑄鐵又は鉄鐵 (pig iron) とは 1.7% 以上の炭素を含有する鐵炭素合金である。その組織も性質も鋼とは全く異つたものである。その冷却速度と混在してゐる成分とによつて、炭素がセメントイトとして存在したり、又は黒鉛 (graphite) として存在したりする。その斷片の破面を見て白色なるものは炭素がセメントイトとして析出してゐるもので、之を白鉄鐵 (white pig iron) と云ひ、炭素の大部分が黒鉛として析出してゐるものは破面は灰色を呈してゐる。後者を灰鉄鐵 (gray pig iron) と云つてゐる。若し炭素が兩方の形で混在してゐる時には之を點鉄鐵 (mottled pig iron) と呼んでゐる。而して白鉄鐵はその顯微鏡組織より次の3種に分ける事が出来る。

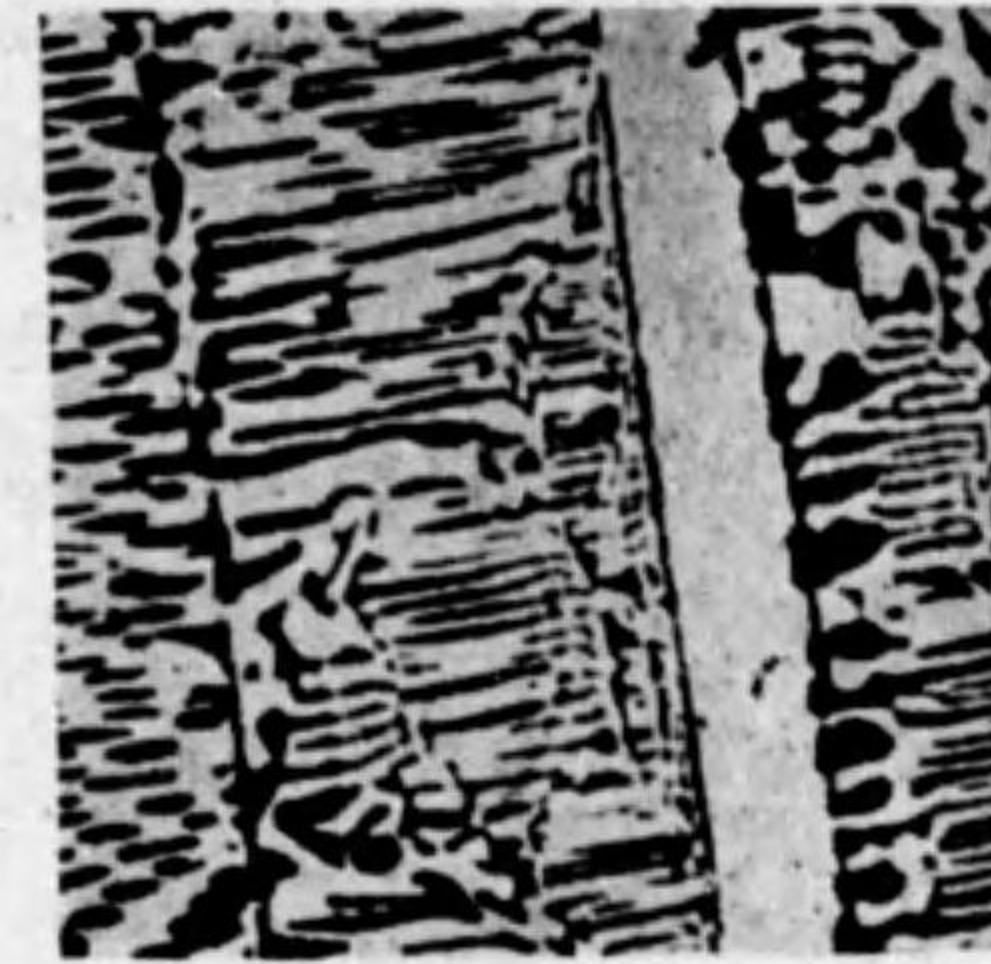
(i) 亞共晶鉄 (hypo-eutectic cast iron) 炭素量 $1.7\sim 4.3\%$



亞共晶白鉄

黒色部は初晶大洲田として析出し、之が A_1 以下で波來土となつた部分を示し、他の部分は共晶のレデブライトを示す。硝酸腐蝕 $\times 100$

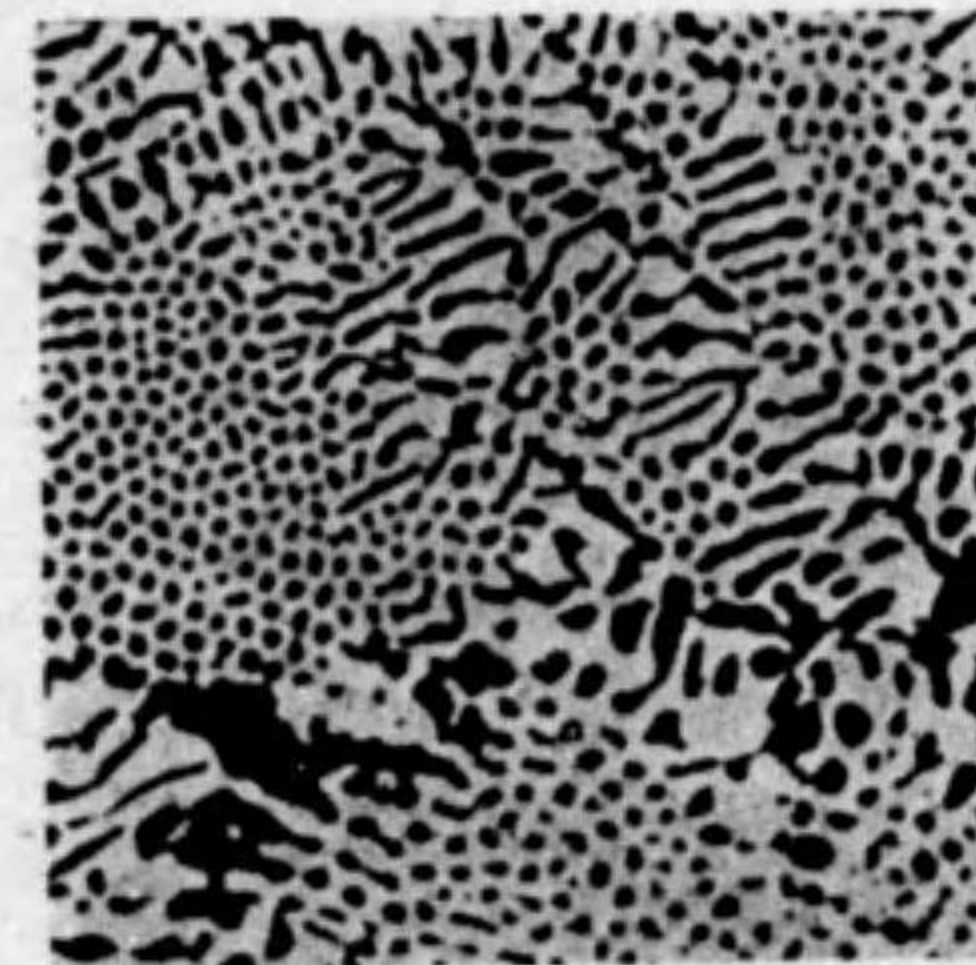
No. 12 (a)



超共晶白鉄

白色棒状は初晶として析出したセメントイトで他の黒色混合部分は共晶のレデブライトを示す。この寫眞の中央部を斜に切ると (a) の如く、又水平に切ると (c) の共晶組織の如く見へる。腐蝕液同上 $\times 100$

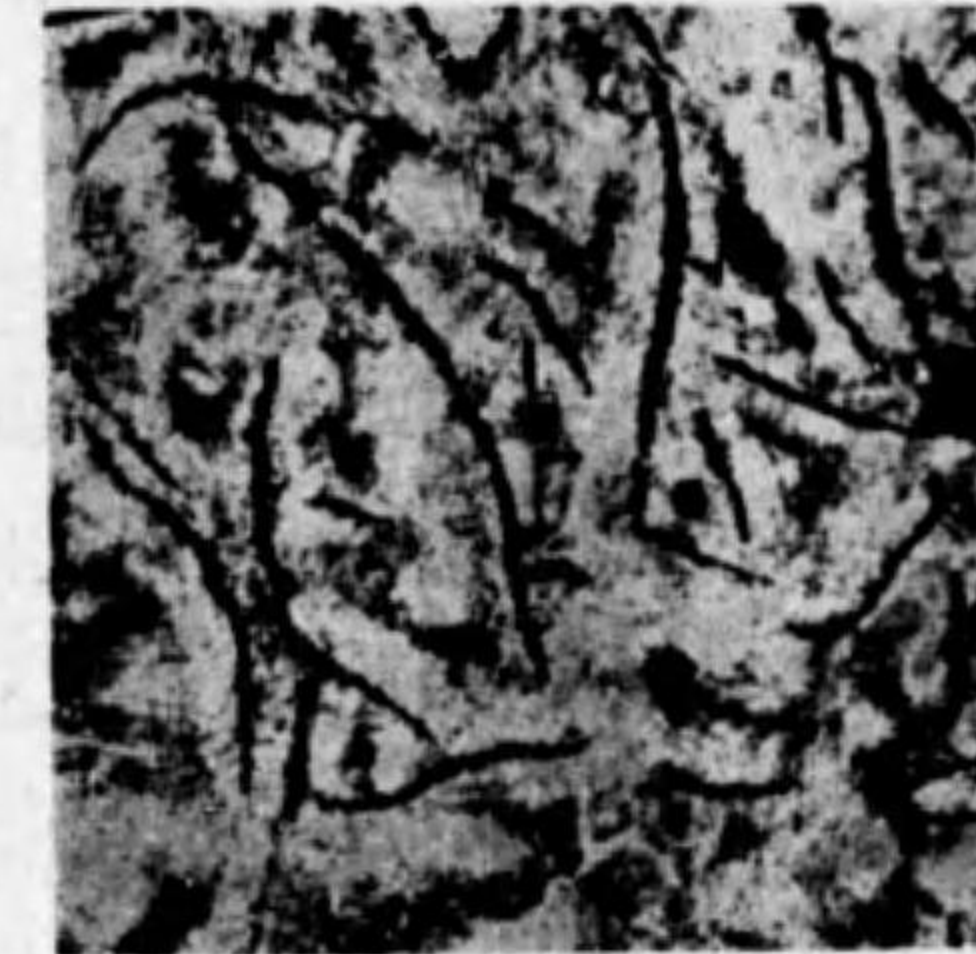
No. 12 (b)



共晶白鉄

レデブライトと稱す共晶組織を示す。腐蝕液同上 $\times 100$

No. 12 (c)



へマタイト鉄鐵

黒色片状のものが黒鉛を、黒鉛から離れた白色部がセメントイトを、灰色層状のものが波來土を示す。腐蝕液同上 $\times 100$

No. 12 (d)

(ii) 共晶鉄 (eutectic cast iron) 炭素量 4.3%, この組織を特にレデブライト (ledeburite) と呼んでゐる。

(iii) 超共晶鉄 (hyper-eutectic cast iron) 炭素量 4.3% 以上。

Photo. No. 12 (a) は炭素 3.75% の亜共晶鉄で黒色の大きな島は第 88 圖の状態圖に於て BC 線に沿ふて初めに晶出した大洲田である。

他の小黑點と白色部の混合状態の部分は 4.3% C に相當する共晶組織である。上記大洲田を共晶温度 1130° 以下に降下すれば、Acm 線に沿つてセメンタイトを析出して常温に於ては波來土となるものである。故に黒色の大きい島を擴大して見れば波來土組織を示してゐる。

Photo. No. 12 (a) は炭素量 4.3% の共晶鉄で所謂レデブライトとなつてゐる。即ち融體が冷却して 1130° に達して、即ち状態圖の C 點に達して大洲田 E とセメンタイトとを同時に晶出したもので、全部一樣な混合状態の組織である。固體に於ける共析點 (eutectoid) の 0.9% C 鋼に相應するものである。

Photo. No. 12 (b) は炭素量 4.5% の超共晶鉄で 1500° より空中冷却せるものである。白色棒状の結晶は CD 線に沿つて初めに晶出したセメンタイトである。他の細い部分 **Photo. No. 12 (c)** は上記の共晶組織で 4.3% C に相當するものである。

セメンタイトは高温に於ても不安定なもので容易に鐵と炭素に分解する。上記白鉄に於て融體より初めに晶出したセメンタイトは 900° 以上に長い時間置かれると分解して鐵と炭素即ち黒鉛になる。この黒鉛は第 2 段に生成せられたものであるから之を分解黒鉛 (secondary graphite) と呼んでゐる。又鉄を融體より十分に徐々に冷却するとき炭素が黒

鉛となつて現はれる。これは炭素の一部が鐵の融體に十分に溶解せられずに極めて微細な核となつて浮遊してゐたため冷却に際して之が核となり、黒鉛が晶出してセメンタイトが現はれない特種な場合である。この場合も白鉄の場合の如く炭素量に従つて亜共晶灰鉄、共晶灰鉄及び超共晶灰鉄とが存在する。亜共晶灰鉄は初晶として大洲田を晶出するもの、超共晶灰鉄は初晶として黒鉛を晶出するものである。但しこの場合は平衡状態を意味するものではない。

Photo. No. 12 (c) は炭素 5%、珪素 2% の灰鉄で初晶の黒鉛は黒く大きく長く出てゐるが、其他の小片は共晶黒鉛である。

融體鉄鐵が凝固して白鉄となるか灰鉄となるかはその成分、冷却速度、瓦斯及び酸化物の存否、混合炭素の有無等によつてきまるものである。

第六章 デュラルミンと時効硬化現象

§ XXX. デュラルミン (Duralumin)

デュラルミンは軽合金の中でも有名な鍛造用合金で、熱処理によつて軟鋼にも匹敵し得る機械的性質を持つ優良な航空機材料の一つである。

獨逸の Dürener Metallwerke A.G. の技師 A. Wilm が 6 ケ年に亘る研究によつて、1911 年に發明せるもので、その成分の大體は次の如くである。

3.5~4.5%Cu, 0.5~1%Mg, 0.5~1%Mn, 0.2~0.8%Si, 0~0.5%Fe (不純物) で、英國に於ては 2L1, 2L2, 米國では 17S, 瑞典では Avional などと呼ばれてゐる。機械的性質は次表の如くである。

No.	理 條 件	抗 張 力 kg/mm ²	延 伸 率 %
(1)	板材, 初め熱間圧延後に冷間圧延せるもの	28.4~31.8	4~0
(2)	板材 300~350° で焼鈍軟化せるもの	18.1	18
(3)	(1) 或は (2) を 510° に熱し水焼入直後	31.5	19
(4)	(3) を室温で 4 日間時効せるもの	41	18

この合金は常温でも壓延することが出来、常温壓延を増すに従つてその機械的性質が變化する。次表はその例である。

壓延を大にすると抗張力は増すが伸びは急激に低下する。これを 325~350° に焼鈍すると常温加工の影響は除かれ、如何なる冷却の方法によつても元の軟質のものに返すことが出来る。

この軟質デュラルミンを 480~500° に加熱して水に焼入れて、これ

を常温に放置すると、その硬さ及び抗張力が徐々に増大し、一定の時間の後では不変となり、40kg/mm² 以上の抗張力を示す。この事實を常温時効又は時効硬化 (age-hardening) と呼んでゐる。

焼鈍せる軟質デュラルミンの常温加工の影響

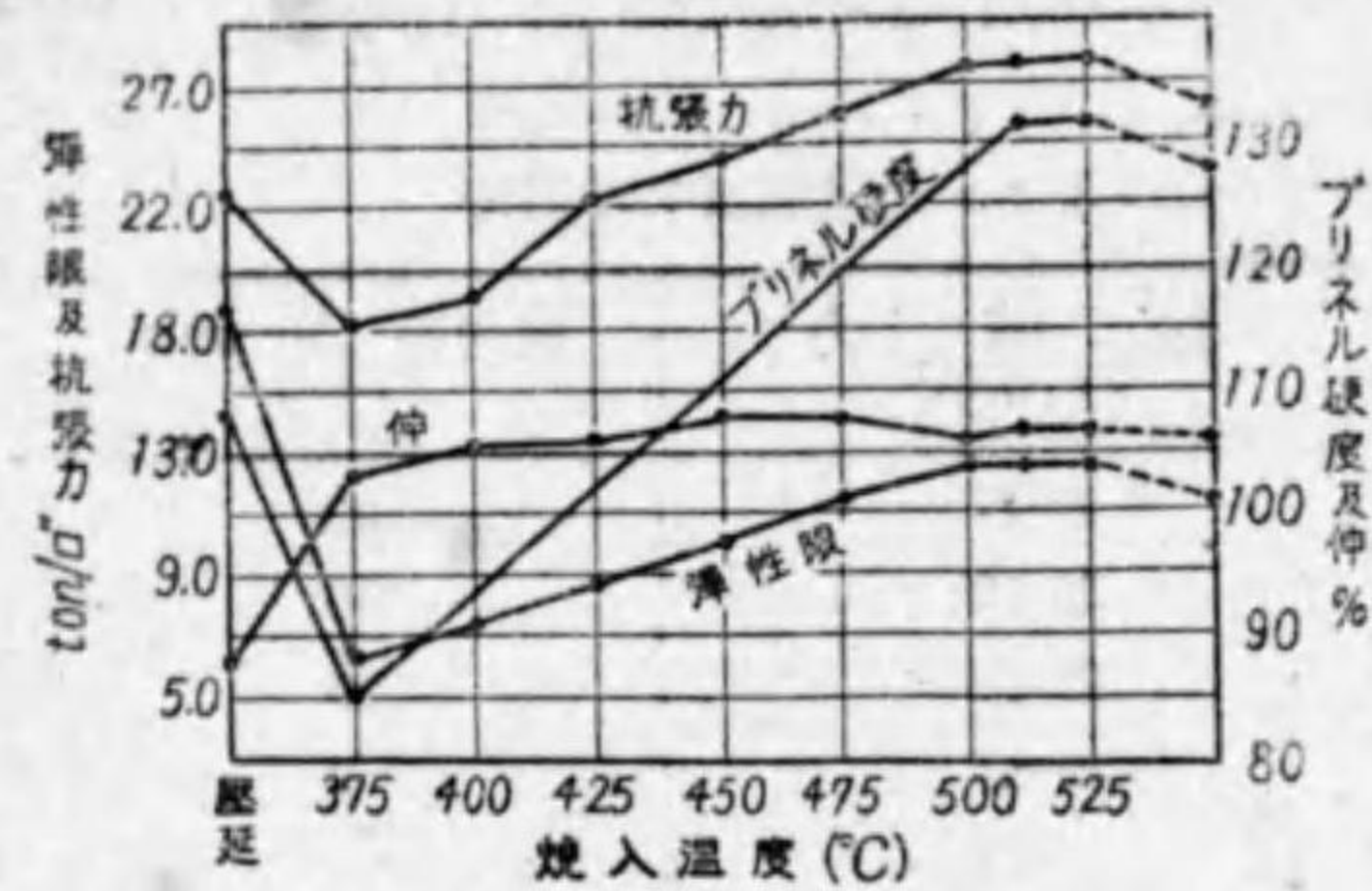
厚さの減少 (%)	抗 張 力 kg/mm ²	延伸率 (50.8mm) (%)
0	26.77	23
10	28.19	20
20	29.14	10
30	30.87	7
40	32.44	5
50	33.55	5
60	34.65	4

水焼入後初めの 10 時間で硬度は急に上昇し、30 時間で時効作用は止る。しかし全く安定するのには大體 7 日間後と云はれてゐる。デュラルミンの時効の原因に就ては後述する所があるが、こゝには先づデュラルミンの熱処理による性質の變化に就いて記述する。

§ XXXI. デュラルミンの熱処理

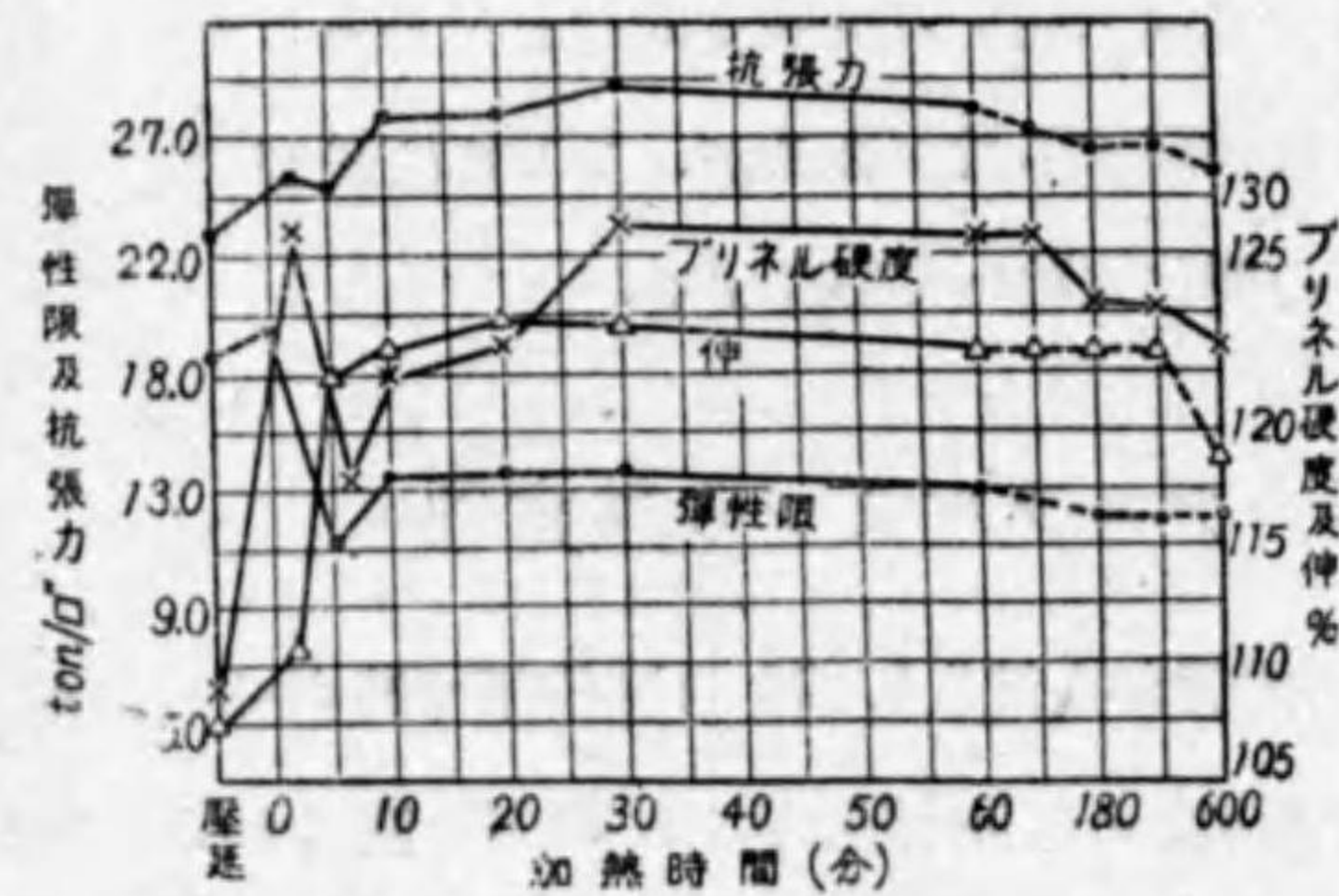
デュラルミン板を種々の温度から焼入し 26 日間常温で時効せしめた場合の材料の機械的性質と温度との關係を示すと第 109 圖の如くなる。即ち 480° 近くまでは焼入温度の高いほど硬度も抗張力も増加してゐるが、延伸率は 525° 邊から少々降下してゐる。最良の機械的性質のものを得るには、515° 邊から焼入するとよいが、温度をよく調節しないと過焼 (burning) や泡脹 (blistering) をする恐れがあるから注意が肝

要である。實際作業では 495~515° の間でよい。我國軍部の航空規格では 490~520° となつてゐる。焼入の前の加熱時間の影響は第 110 圖



デュラルミン板を種々の温度より焼入れて室温で6日間時効せしめた時の機械的性質

第 109 圖



焼入温度 512° に加熱する時間がデュラルミン板の常時時効 6 日後の機械的性質に及ぼす影響

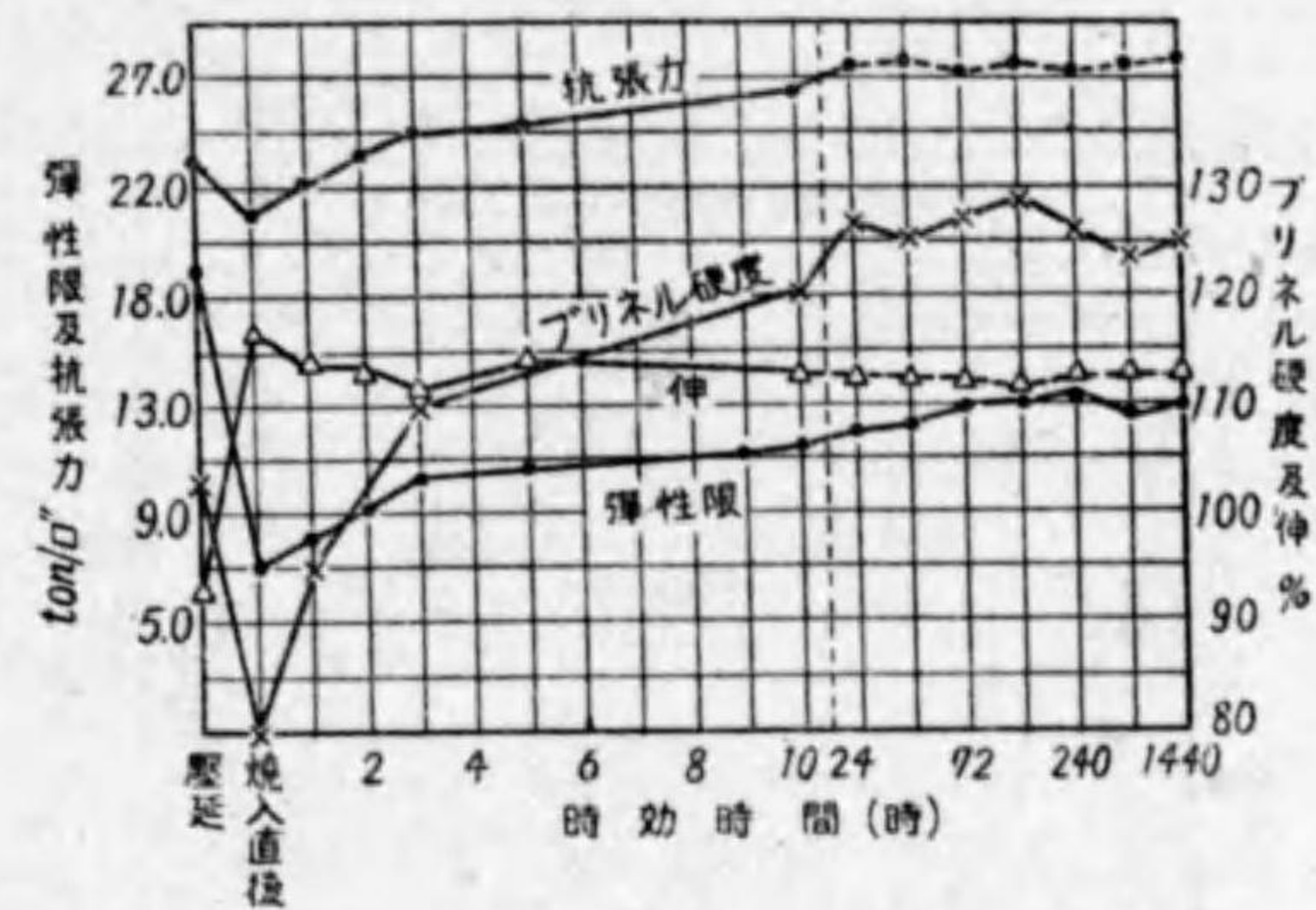
第 110 圖

ら板材や複雑な形のもの焼入するときには變形をさせぬ様注意が肝要

に示す如くで、厚さが 1/2 吋位の板材であれば約 30 分も加熱すれば十分である。しかし材料が大になれば加熱時間を長くせねばならぬことは當然であるが、2 時間以上加熱してもよい効果は得られずに却つて材質を損ねることが多く、衝撃値の減少が大きい。但しこのことは圖には示されてゐない。

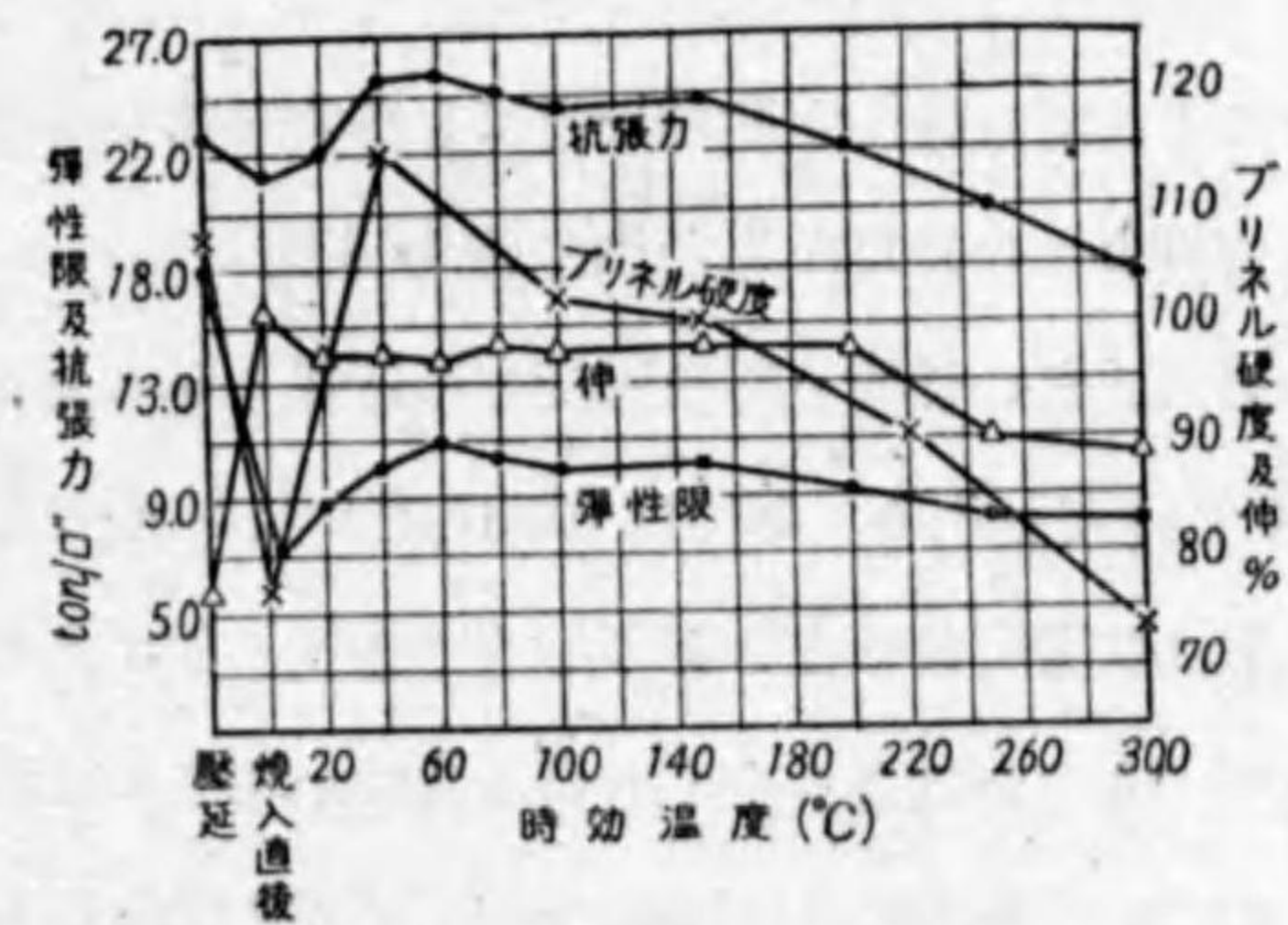
デュラルミンは 500° 近くの温度で非常に軟かいから

である。又時効させるには通常は常温又は沸騰水を用ひてゐるが、高温で人工時効させることはない。第 111 圖は 512° から焼入した板を常温時効せしめたときの時間と性質との關係を示したもので、始めは急に後に



512° より水焼入したデュラルミン板を常温時効せしめた時の時間と機械的性質との關係

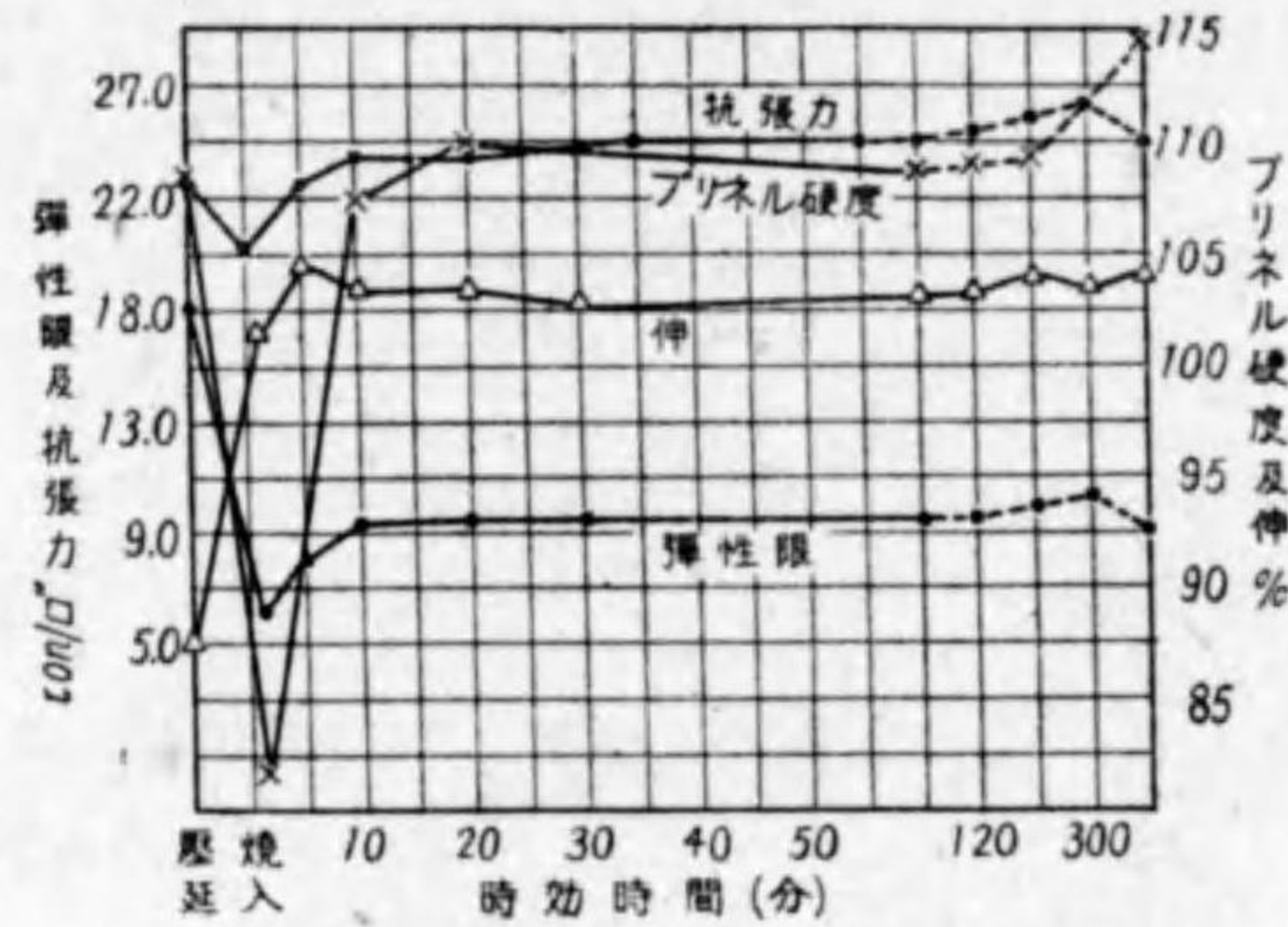
第 111 圖



512° より水焼入したデュラルミン板を 100° で時効せしめた時、機械的性質と時効時間との關係

第 112 圖

なつては徐に改良されて来る、更に時効温度を 100° にしたときの時間と性質との関係は第 112 圖に示す如くで、この場合には機械的性質は約 5 時間で最良となり、其後は徐々に悪くなる傾向にある。更に一層高



512° から焼入したデュラルミン板の機械的性質と時効温度 (時間の時効) との関係

第 113 圖

温で時効させると、時効時間を節約し得ても適当な時間を節約することが難しいから、実際には應用出来ない。第 113 圖は種々の温度で 1 時間づゝ時効させたときの性質と時効温度との関係を示したもので、抗張力は 60° 近くで最大となり、それ以上の温度では却つて軟化する。この場合の最大値は常温時効のときよりも小である。故に人工時効は時間的節約は出来てもよい性質のものを得る目的から云つて適しない。

次表はデュラルミン板の色々の状態に於ける機械的性質を比較したもので、この表から判ることは、512° から寒剤又は油中に焼入した試料の強さ伸は大體等しく、しかも同温度から水焼入して 100° で 1 時間時効

18 ゲージシートのデュラルミン板の性質

處 理	比例限界 (kg/mm ²)	抗張力 (kg/mm ²)	延伸率 (%)
冷間壓延 (硬) のまゝ	28.7	36.2~37.8	3~0
350° より空中冷却	5.5	21.1	11
350° より爐中冷却	3.9	18	
400° より空中冷却	9.8	29.9	15
500° より空中冷却	19.2	42.5	18
500° より爐中冷却	5.4	22.1	15
512° より水焼入直後	10.6	29.9	21
512° より寒剤中に焼入	20.2	43	19
512° より油中焼入	20.2	42.8	19
512° より水焼入して、 100° で 1 時間時効	14.5	39	18
同上 100° で 10 時間時効	14.3	39.4	20
同上 200° で 1 時間時効	13.4	35.4	18
同上 300° で 1 時間時効	10.4	27.1	10
同上 大氣中で 144 時間時効	20	43.2	18
同上 大氣中で 1440 時間時効	19.8	42.8	18
十分に熱處理硬化後冷間壓延	47.3 降伏點	50.4	

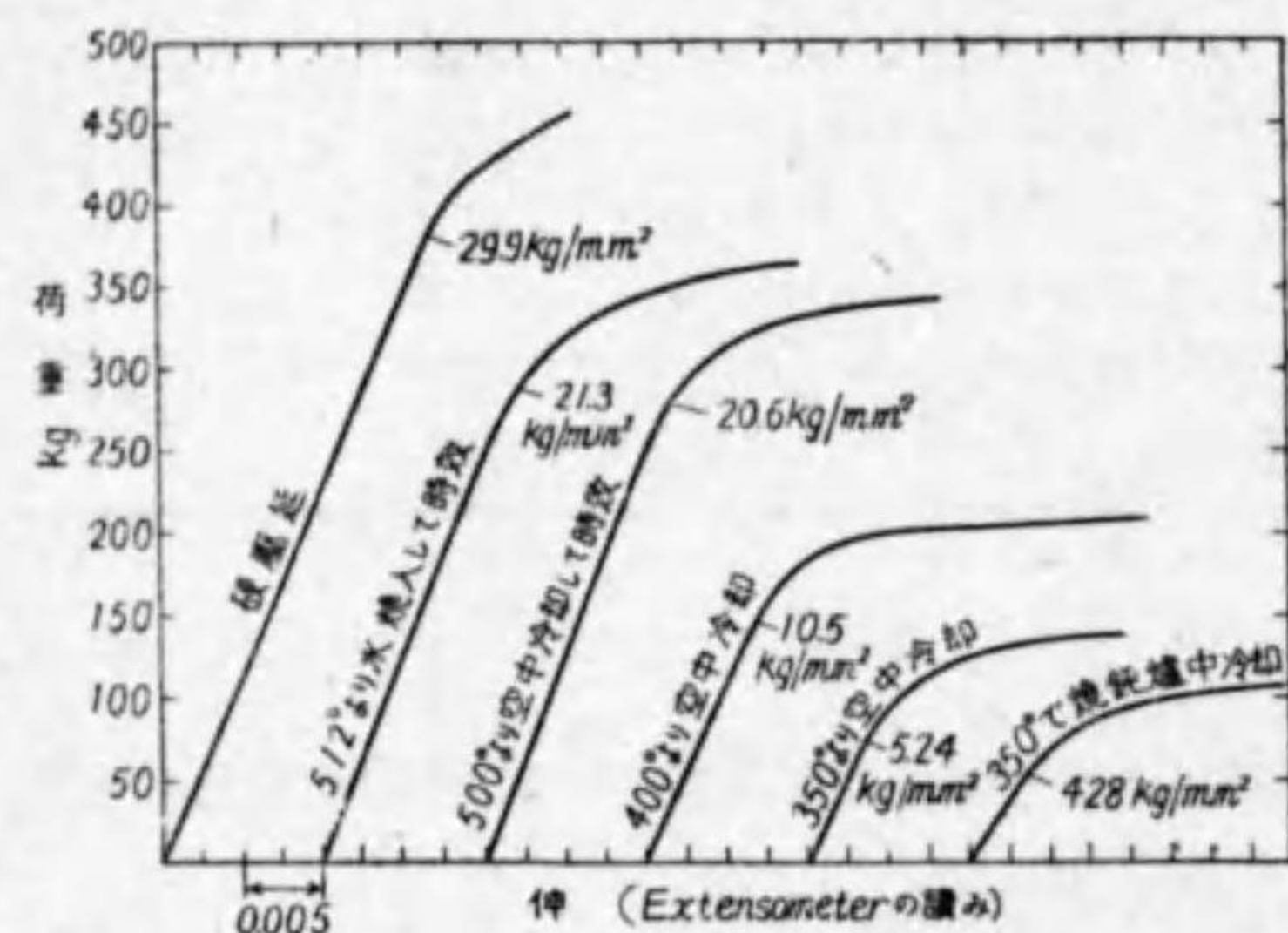
せしめたものに匹敵する。

同一の板に焼入と常温時効とを數回繰返してもその機械的性質には悪影響を及ぼさぬことを Teed が報告してゐる。

この合金の焼入もその冷却速度の相違によつてその性質を變へる。次表は 1 吋丸のデュラルミン棒材から直径 0.564 吋の標準引張試験片を作つて 490° から夫々水焼入、油焼入、及び空中放冷せしめて、1 週間常温で時効せしめたときの機械的性質を比較したものである。斷面積で 1/4 吋² の材料では空中放冷のものは冷却速度が十分でないことが明かであるが、油と水とでは焼入の相違で性質に差異を認められない。

デュラルミンの冷却速度の相違による性質の変化

性質	受入のまま	冷却方法		
		水焼入	油焼入	空中放冷
0.1% 耐力 kg/mm ²	36	32.6	35.1	22.4
0.2 " " "	—	34.3	35.8	23.2
0.3 " " "	—	35.3	—	23.8
抗張力 "	53.6	52.0	51.8	38.7
延伸率 % (2吋)	15.3	16.0	15.2	13.8
断面収縮率 (絞り)	18.6	14.4	18.0	16.7
硬度, V. H. N.	149	128	127	95



デュラルミン板の荷重と伸の関係曲線

第 114 圖

Johnson の弾性限值である。曲線の傾きは軟いもの (右方のもの) ほど小で、軟い材料は弾性限の小さなことを示してゐる。左方の3箇の曲線の傾は大體同一で弾性係数が相等しいことを意味してゐる。即ちデュラルミンの弾性係数は焼鈍以外の熱処理によつて余り影響されない。焼入

第 114 圖はデュラルミンの機械的性質に及ぶ熱処理の影響を示したもので、圖に示した6箇の曲線は何れも同一尺度で表はしてあるが、その原点は便宜上右にずらせてある。矢印のある點の數値は

してから時効せしめたデュラルミンの弾性係数は約 7400kg/mm² として大きな誤差はない。

§ XXXII. 航空機用材としての本邦デュラルミン材の規格とアルデュール (Aludur)

本邦に於ける航空機用材としてのデュラルミンの規格に就ては昭和13年8月航空評議會及び陸海軍航空規格として次表の如き性質を持つことが規定せられた。即ち規格成分としては、3.3~4.2%Cu, 0.3~0.7%Mg, 0.3~0.7%Mn, 0.5%Si 以下, 0.6%Fe 以下のもので、490~520° から水焼入をして常温で時効せしめたときに、材料の形状と寸法に従て夫々次表の性質が必要としたものである。

規格名	寸法 mm	耐力 (0.2%) kg/mm ²	抗張力 kg/mm ²	延伸率 %	ブリネ ル硬度	180° 屈曲試験
棒材	<40	22	>38	>14		
	40~100	—	>35	>14		
	100~150	—	>32	>14		
	≥150	—	>30	>14		
鍛造品	<40	22	>38	>14	>90	
	40~100	—	>35	>14	>90	
	100~150	—	>32	>14	>90	
	≥150	—	>30	>14	>90	
曲軸室鍛造品			>24	>10	>65	約420°より空冷
板及帯板	<0.4	22	>38	>12		
	0.4~10.0	22	>38	>15		t < 2mm
	10.0~30.0	21	>36	>13		r = 3t

規格名	寸法 mm	耐力 (0.2%) kg/mm ²	抗張力 kg/mm ²	延伸率 %	ブリネ ル硬度	180° 屈曲試験
板型材	>0.4	22	>38	>12		
	0.4~3.2	22	>38	>12		
押出型材	<3.0	20	>34	>14		
	≥3.0	20	>36	>14		
管 材						
鋸 種			>38	>16	>26	

なほデュラルミンに類似のものでアルデュール (Aludur) と云ふ合金があるが、これには2種類あつて、その標準組成は次表の如くで、普通のデュラルミンに比してマグネシウムと珪素を稍々多く含有しマンガンを除去したものである。これは 480~520° で熱間加工が出来又常温加工

種 類	% Cu	% Si	% Mg	% Fe
アルデュール 533	0	0.7~2.0	0.4~1.0	0.3~0.5
アルデュール 570	2.5~5.5	0.7~1.0	0.2~0.7	0.3~0.5

でも薄板或は線にすることが出来る。このもの、完全焼鈍温度は 350~400°, 焼入温度は 480~520° で、焼入後 130~160° で 10~30 時間人工時効させることが必要である。次表はその性質を纏めたものである。

処理条件	比 重	電気伝導度 m/Ωmm ²	熱膨脹 係 数	弾 性 率 kg/mm ²
焼鈍材 533	2.65~2.70	30~32	0.000023	6330
熱処理材 533	2.65~2.70	28~32	—	6800
焼鈍材 570	2.75~2.85	27~29	0.000029	6400
熱処理材 570	2.75~2.85	22~26	—	7000

つゞく

処理条件	抗張力 kg/mm ²	性 限 kg/mm ²	延 伸 率 %	硬 度 10/150/30
焼鈍材 533	16~22	7.5~10	27~20	40~50
熱処理材 533	25~36	17~24	18~8	70~100
焼鈍材 570	18~23	8.5~10	25~28	50~60
熱処理材 570	38~46	22~28	22~10	90~130

§XXXIII. デンク—デュラルミン (Zinc-Duralumin)

元來この合金は亜鉛を 20% 程度含むもので Zeppelin 飛行船に用ひられたのが初まりである。近頃のもの改良せられ次の如き複雑な組成を持つ。即ち 2~3%Cu, 15~20%Zn, 0.25~0.5%Mg, 0.25~0.5%Mn.

次表は Rosenhain, Archbutt 及び Hanson の E, F 及び G 合金でその性質も次表に示す通りである。

これらのもの、中 E 合金は抗張力は大きであるが伸びが小さい。これを

種 類	%Cu	%Zn	%Mg	%Mn	%Si	%Fe
E	2.5	20	0.5	0.5	0.2	0.2
F	0.75	..
G	..	18	0.35	0.35	0.80	—

種 類	抗張力 kg/mm ²	降 伏 点 kg/mm ²	延 伸 率 %	疲 勞 限 界 kg/mm ²	比 重
E 300° 焼鈍	40	23	20	± 15	3.1
400° 焼入時効後	61.5	48	10	—	..
F 焼入時効後	55.0	..	18	—	..
G 焼入時効後	54.0	..	19	—	..

緩和するために F 合金で珪素の含量を増し, G 合金では銅以外のものを減じてある. これらの合金の鑄造加工に際してマグネシウムは鑄造直前に添加し, 300~350° で熱間加工をする. 加工するときに割れ易いのがこの合金の一大缺點であるが, 鑄塊の表面を少しく削り落とすと加工し易くなると云はれてゐる.

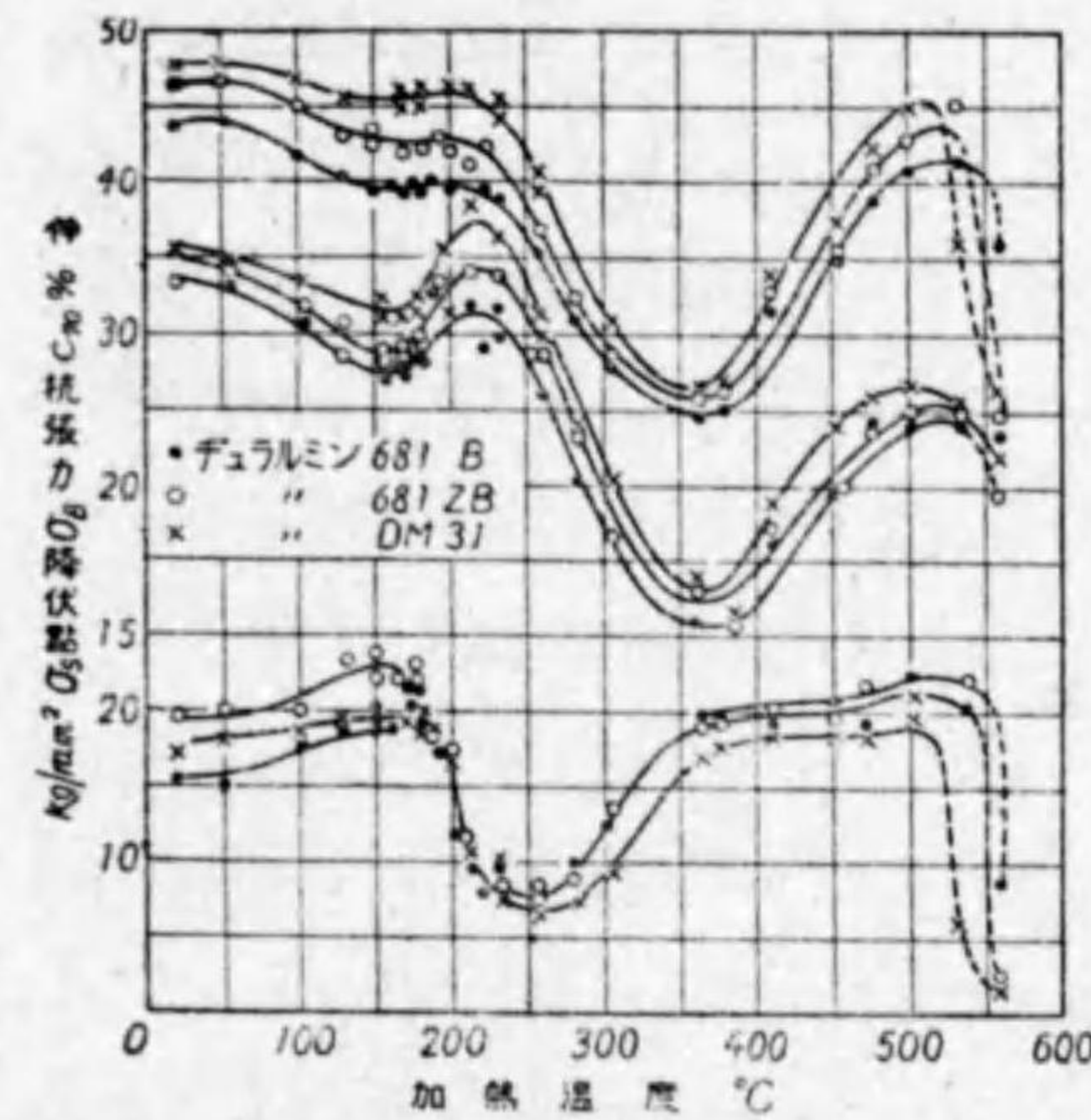
焼入温度は 350~450° の比較的低い温度で行ひ, 450° 以上に熱すると却て性質の低下がある. この合金は亜鉛を含有してゐるので腐蝕し易く, 特に海水中では粒間腐蝕を起して速かに崩壊するので一般には使用せられない.

§ XXIV. 超デュラルミン (Super-Duralumin)

鍛錬用軽合金としては上記デュラルミンは最も優秀な性能を持つものとせられてゐたが, 最近に於て超デュラルミン或は 45 珪デュラルミンと稱せられて, デュラルミンよりも一層強い軽合金が造られるに至つた. 米國の Aluminium Co. of America が發賣する軽合金 C17S はこの部類に入るもので, その成分は普通のデュラルミンに比して珪素を多くしたものと, マグネシウムを多くしたものと二種類がある. 前者は焼入

合金名	組成				抗張力 kg/mm ²	延伸率 %	ブリネル 硬度
	%Si	%Cu	%Mg	%Mn			
C17S (米)	1.3	4.0	0.5	0.5	46	10	118
Avional 411 (西)	1.0	4.8	0.5	0.8	46~52	8~12	115~130
Superduralumin(米)	0.75	4.5	0.5	0.5	45~50	8~12	160~170
DM31 (獨)	0.65	3.66	1.38	1.17	50~52	10~12	140
24S (米)	—	4.2	1.5	0.6	46	20	105

後 150~170° で人工時効させて最高の機械的性質とし, 後者は焼入後に常温で時効せしめて十分に時効硬化するものである. 前表はこれらの成分と機械的性質を示したものである.



デュラルミン及び超デュラルミン板 (2mm) を熱処理した後種々の温度に熱して急冷した時の加熱温度と機械的性質との關係

第 115 圖

デュラルミン 681B では焼入温度を 530° 位まで高めても機械的性質を悪化させないが, 超デュラルミン例へば DM 31 では焼入温度は 490~500° が適當である. 斯く温度範圍の狭い合金では温度の調節に十

合金	%Si	%Cu	%Mg	%Mn	%Fe
681 B	0.3	4.2	0.5	0.3	0.3
681 ZB	0.6	4.5	0.5	0.8	—
DM 31	0.65	3.36	1.38	1.17	0.29

第 115 圖は普通のデュラルミン及び超デュラルミン板に熱処理を施してから種々の温度に加熱して急冷した場合の機械的性質と加熱温度との關係を比較したもので, この三種の合金は次表の如き成分である. この圖から判る様に, 超デュラルミンの熱処理は大體に於て普通デュラルミンと同様に行はれる. 但し普通

分注意を拂ひ且つ加熱爐から引出す際にも手早く水に入れることが肝要である。500°以上に熱すると危険で、DM31の時効硬化は普通デュラルミンよりも速かに起り、焼入後2日位の常温時効で硬化は大體完了する。24Sの様に珪素の存在を必要としない合金に於ては熱処理硬化はAl-Cu-Mg三元系合金につき考へればよろしい。最近の西村博士の研究せられた状態圖によると、24Sの様な合金の時効硬化現象は、二つの化合物CuAl₂とAl₁₃Cu₇Mg₈(之をSと名づく)のアルミニウムに対する溶解度の變化によるものと考へられる。合金中に含まれる銅とマグネシウムの量がCu:Mg=4:1.5の割のとき常温時効硬化が最も著しく、マグネシウムの含量がこの割合よりも少い場合には、焼入せられた過飽和固溶體からはCuAl₂とS化合物が析出する。マグネシウムの量が4:1.5よりも多くCu:Mg=1:1迄の範圍では析出するものはS化合物のみである。CuAl₂とSとの二相が析出する様な組成の合金では常温で十分時効硬化するが、S相のみが析出する様な組成の合金では50~100°位に時効させて初めて十分に硬化する。且つマグネシウムの量が多くなるほどその傾向が著しい。即ちこの系の合金の常温時効硬化の原因となるものは過飽和固溶體よりS化合物を析出せんとする傾向である。珪素を多量に含む超デュラルミンではAl-Cu-Mg-Siの四元系で、Al, CuAl₂, Mg₂Si, 及でSiの四相平衡の範圍の合金となる。Al固溶體からS化合物を析出しない。この系の合金が150~170°の人工時効で十分に硬化するのも上記の相違に基因してゐると考へられる。

我邦に於ける航空機用超デュラルミンSD(24S)の各種規格があるが、組成は3.8~4.8%Cu, 1.2~1.8%Mg, 0.4~1.0%Mn, 0.6%Si以

下、0.6%Fe以下で、490~500°から水中に焼入し、常温で時効せしめたとき一定規格の性質を持つことをきめたもので、規格表はこゝには省略する。

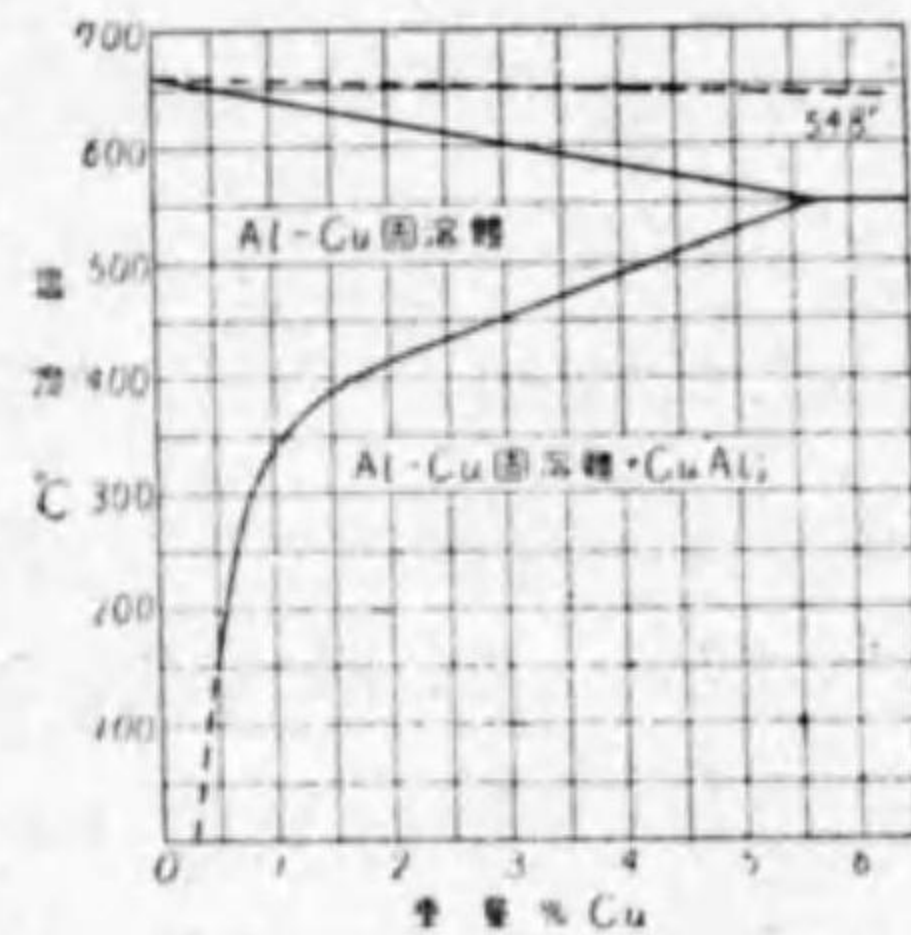
§XXXV. デュラルミン系合金の時効硬化

焼入した鋼を常温又は100°以下に保持すると極めて僅かに硬度を増して時効硬化を起すが、その値が小さいので世人の注意を引かなかつた。然るにA. Wilmが1903~1911年間の研究でデュラルミンを發明し、これを焼入して常温に放置しておくとなつて硬化することを見出し、この時効現象が學者の注目の標となつた。§XXX項で既述せる如く、焼鈍せるものは抗張力18~25kg/mm², 延伸率10~14%, プリネル硬度40~60であるが、500°から水焼入して常温に3~5日間も放置すると抗張力35~45kg/mm², 延伸率20~25%, 硬度100~120にも達して0.2%C鋼の機械的性質にも匹敵する様になる。この時効硬化はその後Al-Cu, Al-Mg₂Si, Al-MgZn₂, Mg-Al等の輕合金, Cu-Be, Cu-Al, Cu-Ni₂Si, Cu-Co-Si系合金, Fe-Cu, Fe-WやFe-Moの鐵合金其他にも生ずることが見出されてゐる。

この時効硬化は溶質原子が微粒となつて基質の地に析出するために硬化すると云ふ**析出硬化説**(precipitation theory)を主張する英米系の學者と本多博士を始め小久保博士等はこれに反對して、微粒子が析出する以前に固溶體の内部に變化があつてそのために起る。即ちデュラルミンの時効硬化は過飽和の固溶體の内部で溶質原子が移動して結晶格子に歪

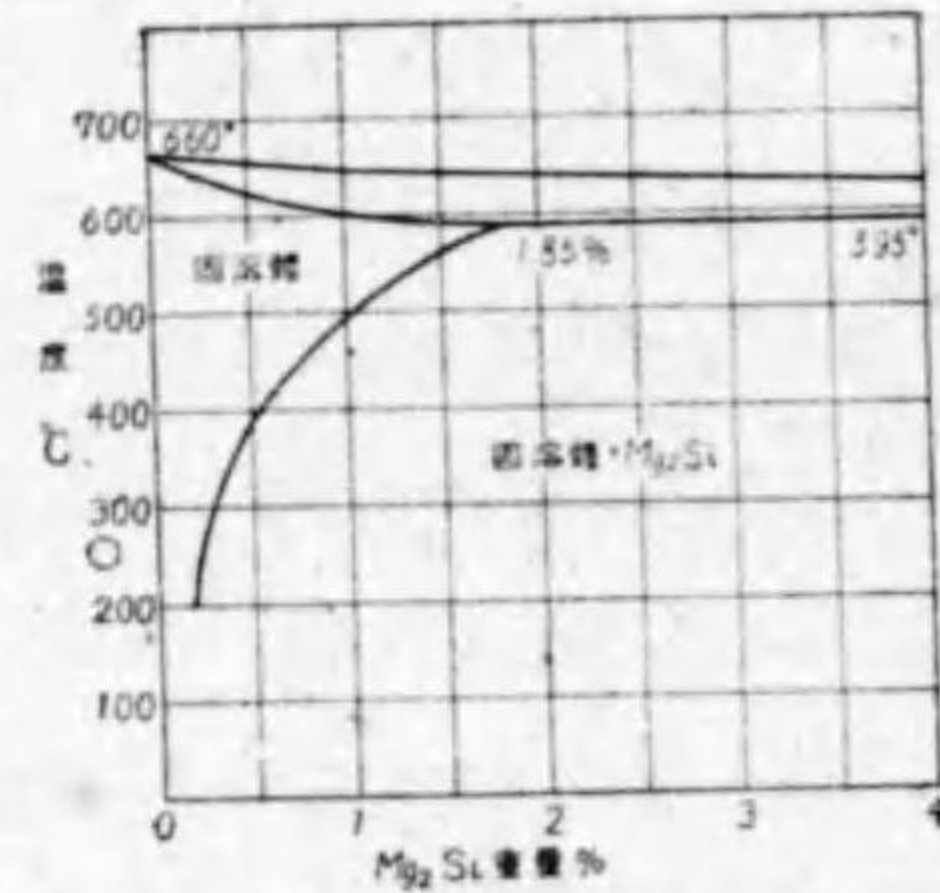
を起すためであると云ふ格子歪説を提唱し、獨逸の Wassermann 等も銅に於ける麻留田組織の様な中間相の現出することをX線的に實證してこの歪硬化説 (strain-hardening theory) を支持した。

デュラルミンの成分は前述の如くで、どの成分がこの硬化現象の主要因子であるかを確めねばならない。鐵は不純物として入るもので硬化現象には參與しないのみならず却て常時時効を妨げる。マンガンは結晶粒の微細化に役立つ機械的性質をよくするも時効硬化の直接原因とはならない。時効に與かる成分は銅、マグネシウム及び珪素で、 CuAl_2 と Mg_2Si なる化合物の形に於て硬化に與ると考へられてゐる。



Al-Cu 系の Al 側の状態圖

第 116 圖



Al-Mg₂Si 系の Al 側の状態圖

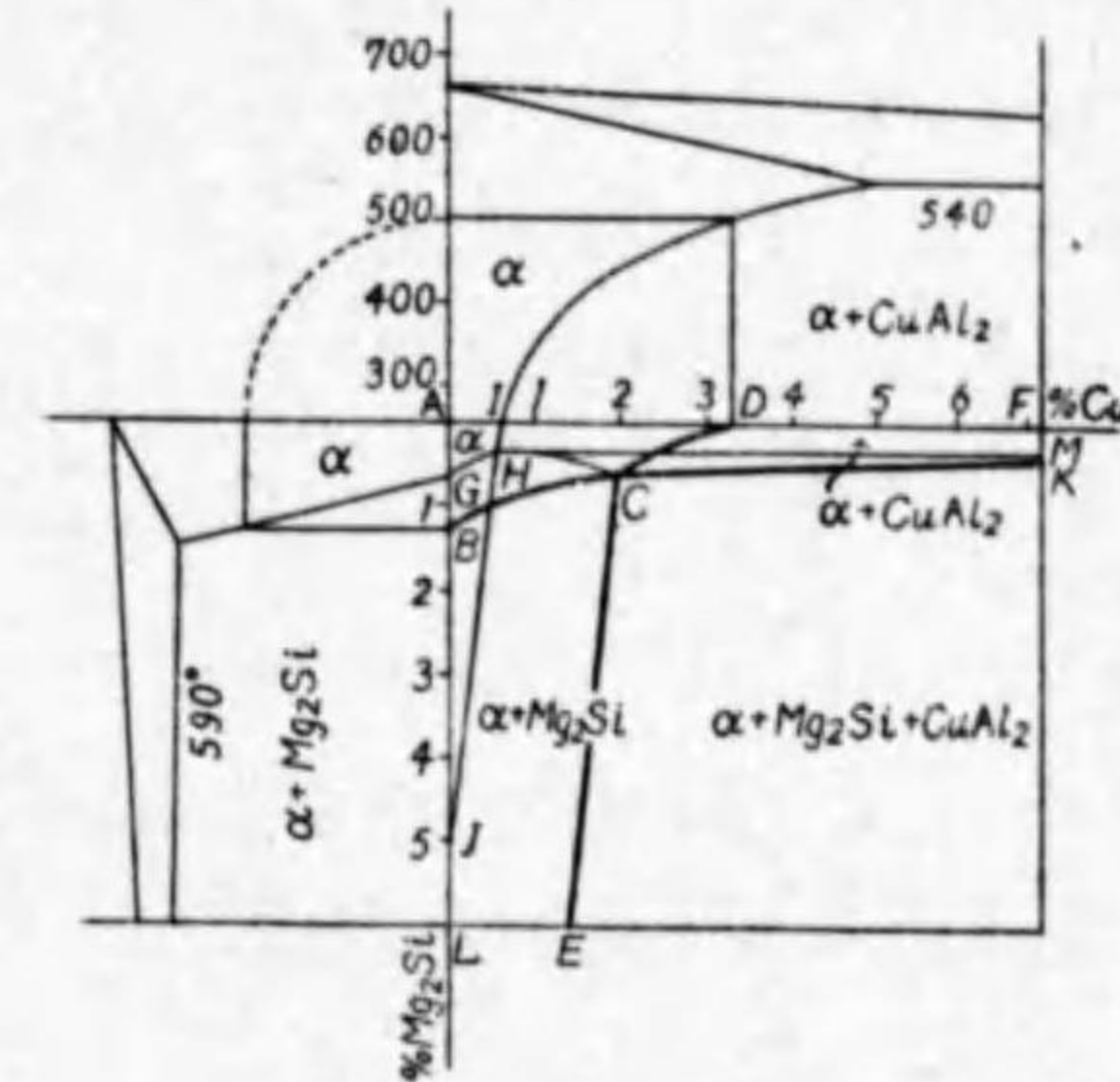
第 117 圖

第116圖と第117圖は Al-CuAl₂ 系と Al-Mg₂Si 系合金の状態圖で何れもアルミニウムに對してこれ等の合金の溶解限度が高温に於て大きく、常溫では殆んど溶解度を持たない。斯様にこの溶解度が溫度によつて變ることが、合金の時効硬化を起す根本的の主因で、上記二元系合金

に就て研究が行はれてゐるから次項に於て夫々記述する所がある。

デュラルミンを Al-CuAl₂-Mg₂Si なる三元系合金と見なし、古く Hanson と Gayler が第118圖の如き状態圖を提出した。この圖に於て BCDEK と GHIJK は夫々

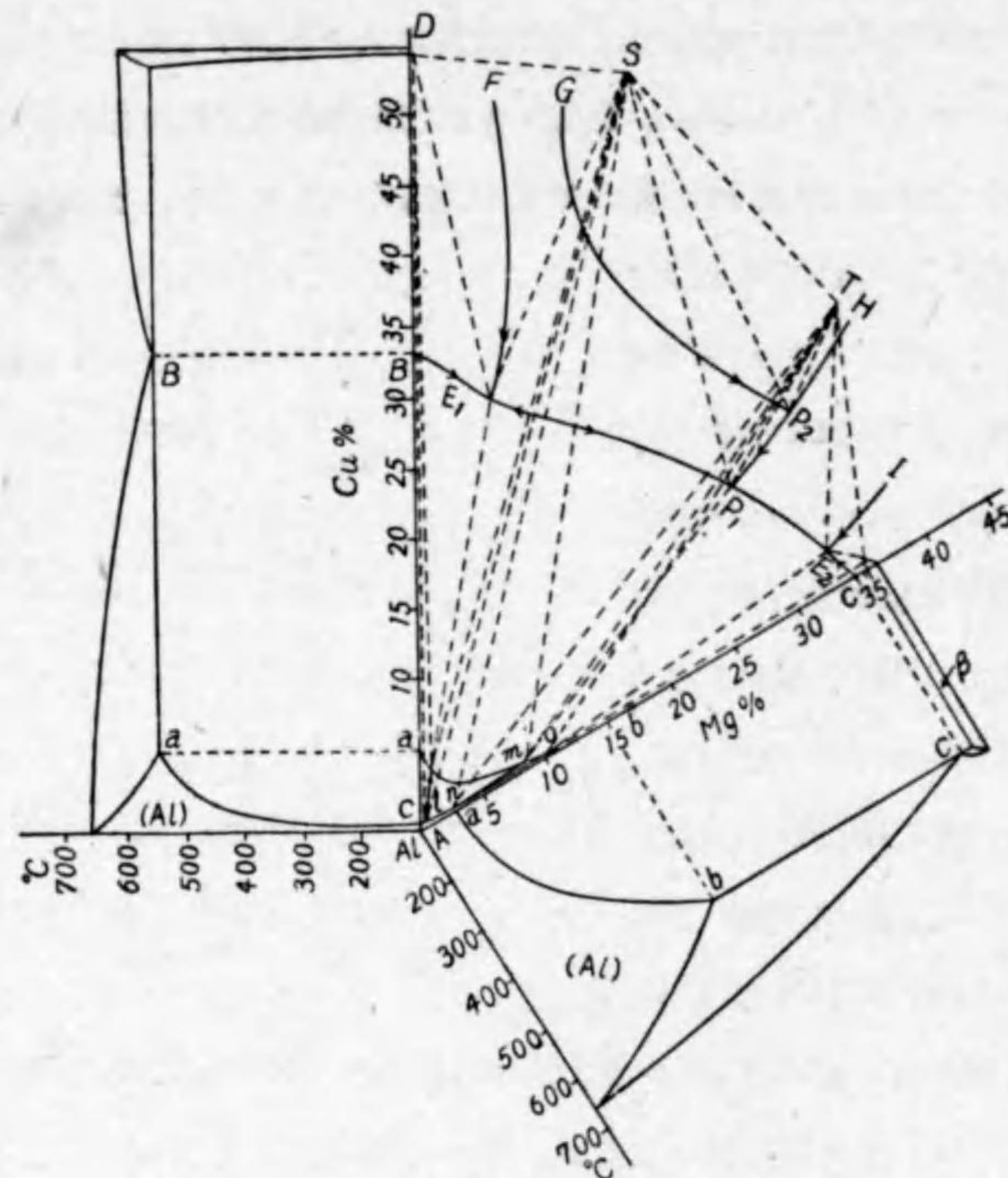
500° と 250° に於ける平衡を示す。即ち BCD は 500° に於けるアルミニウム側固溶體の溶解度線であるが、250° になると GHI の様に狭くなる。又アルミニウム固溶體、CuAl₂ 及び Mg₂Si の三相の共存する區域は 500° では CEK の内、250° では HJM



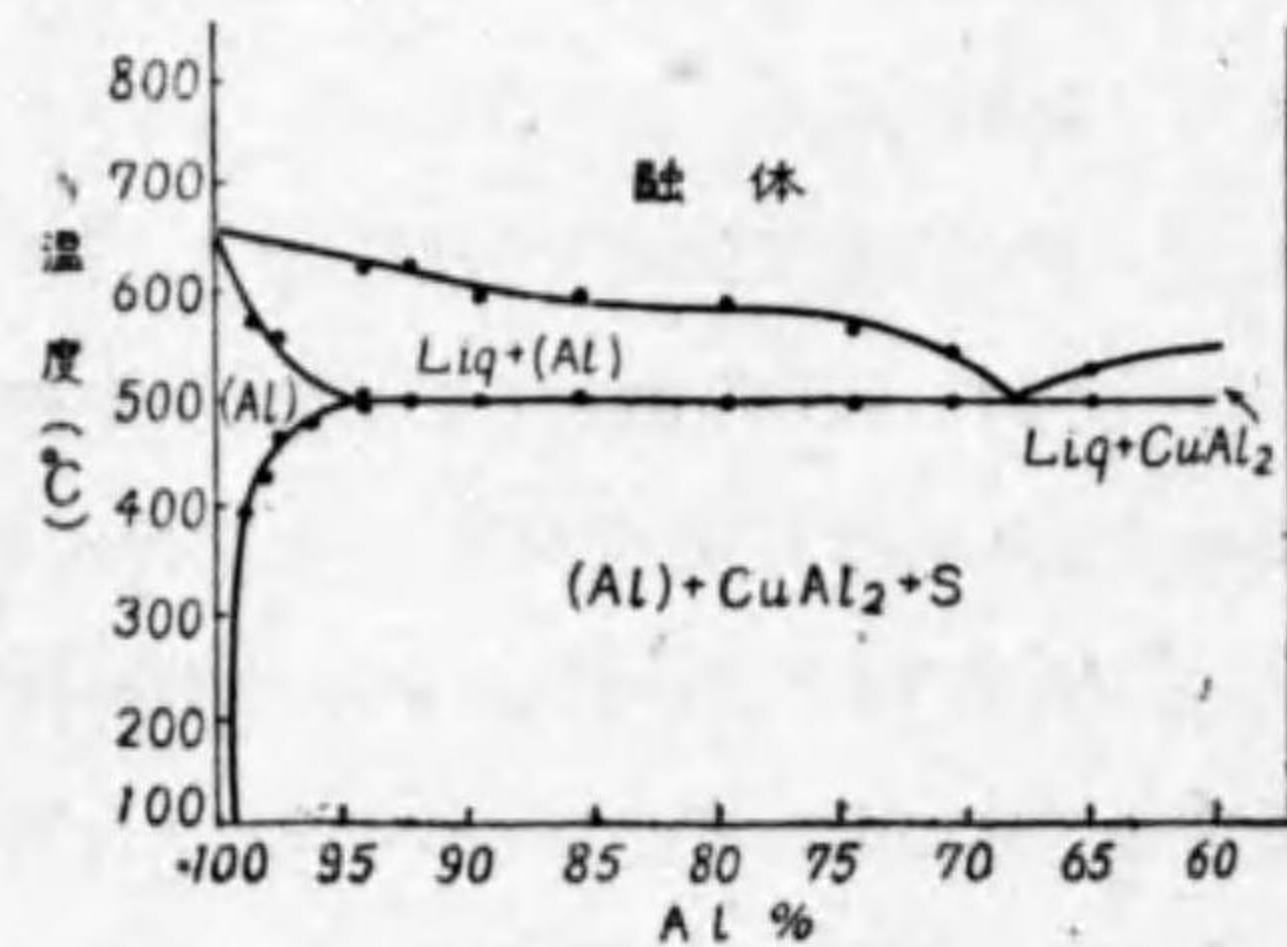
第 118 圖

の様に擴がる。故にデュラルミン組成の合金を 500° から焼入すると、大體アルミニウム固溶體となるが、徐々に冷却すると CuAl₂ と Mg₂Si が析出して來る筈である。即ちこの三元系状態圖に於ける溶解度面の變化することがこのデュラルミン時効硬化の根本の主原因である。

最近西村博士は Al-Cu-Mg 三元系合金の状態圖を決定してデュラルミンはこの三元系で取扱ふことが妥當で、第119圖に示した様な状態圖を提出してゐる。S と T は夫々 Al₁₃Cu₇Mg₈ 及び Al₅CuMg₄ なる三元化合物であり、アルミニウムと S 化合物に近い組成の合金が第120圖に示す様な断面を持つ。S 化合物も亦溫度の相違でアルミニウムに對する溶解度を變化するので Al-CuAl₂-S の組成範圍内にある合金が最



第 119 圖



第 120 圖

も著しい時効性を持つと云はれてゐる。又珪素の存在を考察に入れると四元系合金となり、西村博士は次の如く考へられてゐる。即ちデュラルミン中に 0.3%Si があれば、

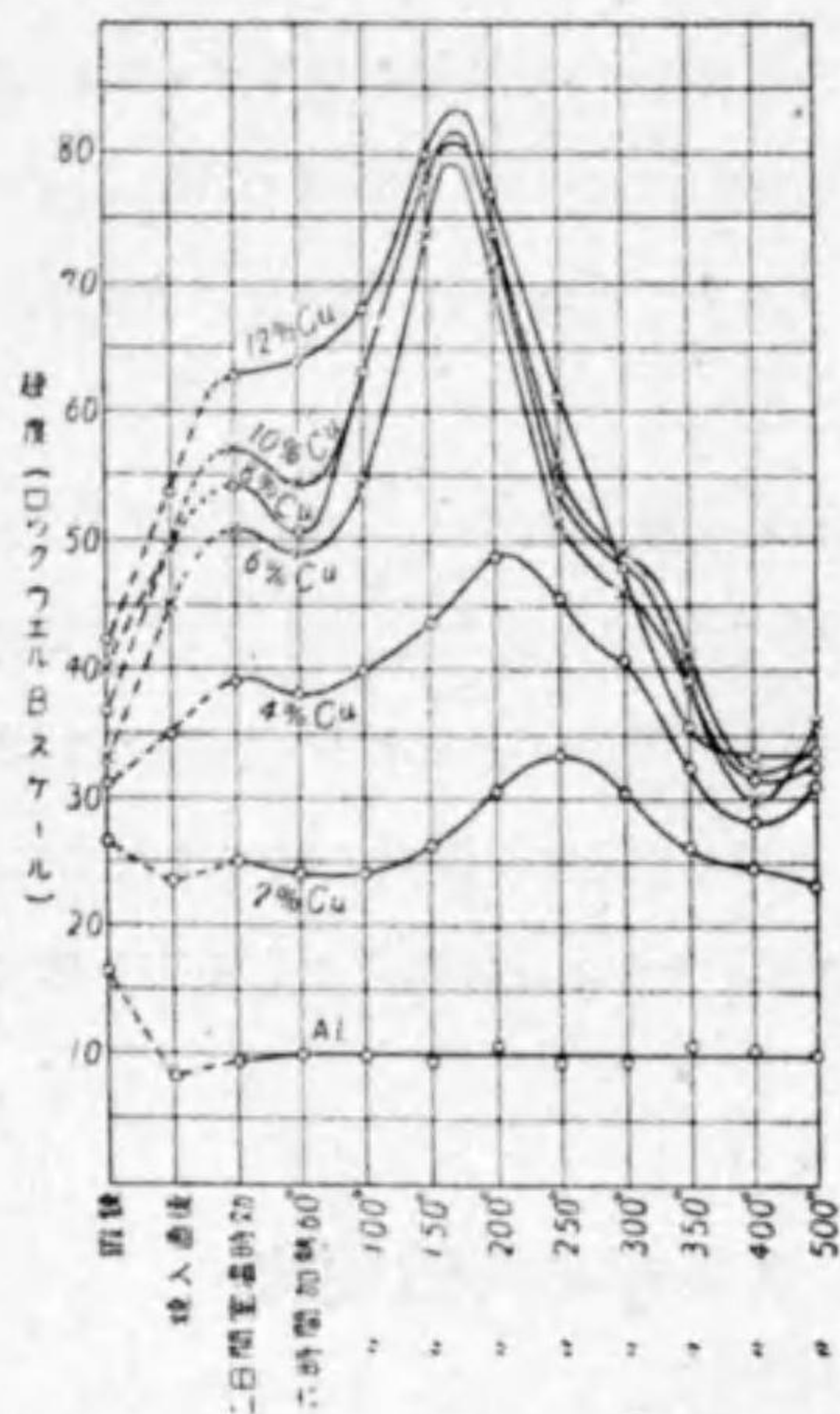
この珪素は 0.52% Mg と結合して Mg_2Si を造る。そしてこのマグネシウムが 0.52% 以上もあれば、過剰のものは銅及びアルミニウムの一部と結合して S 化合物を作るから $Al-CuAl_2-S-Mg_2Si$ の区域合金となり、マグネシウムが 0.52% よりも少なければ $Al-CuAl_2-Mg_2Si-Si$ 区域の合金となるから、珪素に比してマグネシウム含量の多いデュラルミン例へば 24S 型の超デュラルミンの場合には $CuAl_2$, S 及び Mg_2Si の三者、マグネシウムの含量の少ないデュラルミンの場合は $CuAl_2$ と Mg_2Si の二者が時効硬化に関係すると述べてゐる。

これを要するにデュラルミンの硬化は今迄に考へられてゐた $CuAl_2$ と Mg_2Si の他に、S なる三元化合物の存在を追加したもので、何れもアルミニウムに対するこれ等化合物の溶解度の變化が時効硬化の主因であることには異ならない。故にこの時効硬化の機構に就ては次項に於て Al-Cu 系に就て考へれば、當然デュラルミンの場合にも適用し得て、しかも簡単に諒解し易い。

§ XXXVI. Al-Cu 系合金と時効硬化現象の機構

第 116 圖に示した如くこの系の合金に於て添加する銅には、その量と熱処理の相違で次の三つの形が存在する。即ち (a) 固溶體或は過飽和固溶體として存在する。(b) 微細な $CuAl_2$ 化合物の粒子として存在する。例へば過飽和固溶體を 200° 近くまで保持すると得られる。(c) 比較的に大きな $CuAl_2$ 粒子として存在する。例へば固溶限度以上の銅の添加量のもので、高温加熱しても固溶體を作らぬもの。

上記何れの状態にあつても銅の存在は材料の硬度を増すが、その効果は(c)の場合が最小である。故にこの合金の硬度は銅の溶解限度即ち6% Cu位までは銅含量と共に急に増し、6%Cu以上では徐々に増す。溶解限度以上の銅の添加は材質を不均一にすると共に靱性を減少せしめるので抗張力は6%Cu近くのもの最大である。それ以上のものは抗張力も延伸率も共に減少する。故に本系合金の實用物としては鍛錬用として4~5%Cuのものである。しかしAl-Cu二元系は余り使用されないで之に1~2%Si及び1%Mnまでを含有したものが多く用ひられる。次に焼入は510~530°に45~30分間も加熱して沸騰水に焼入れ、



Al-Cu系合金の硬度と熱処理の関係

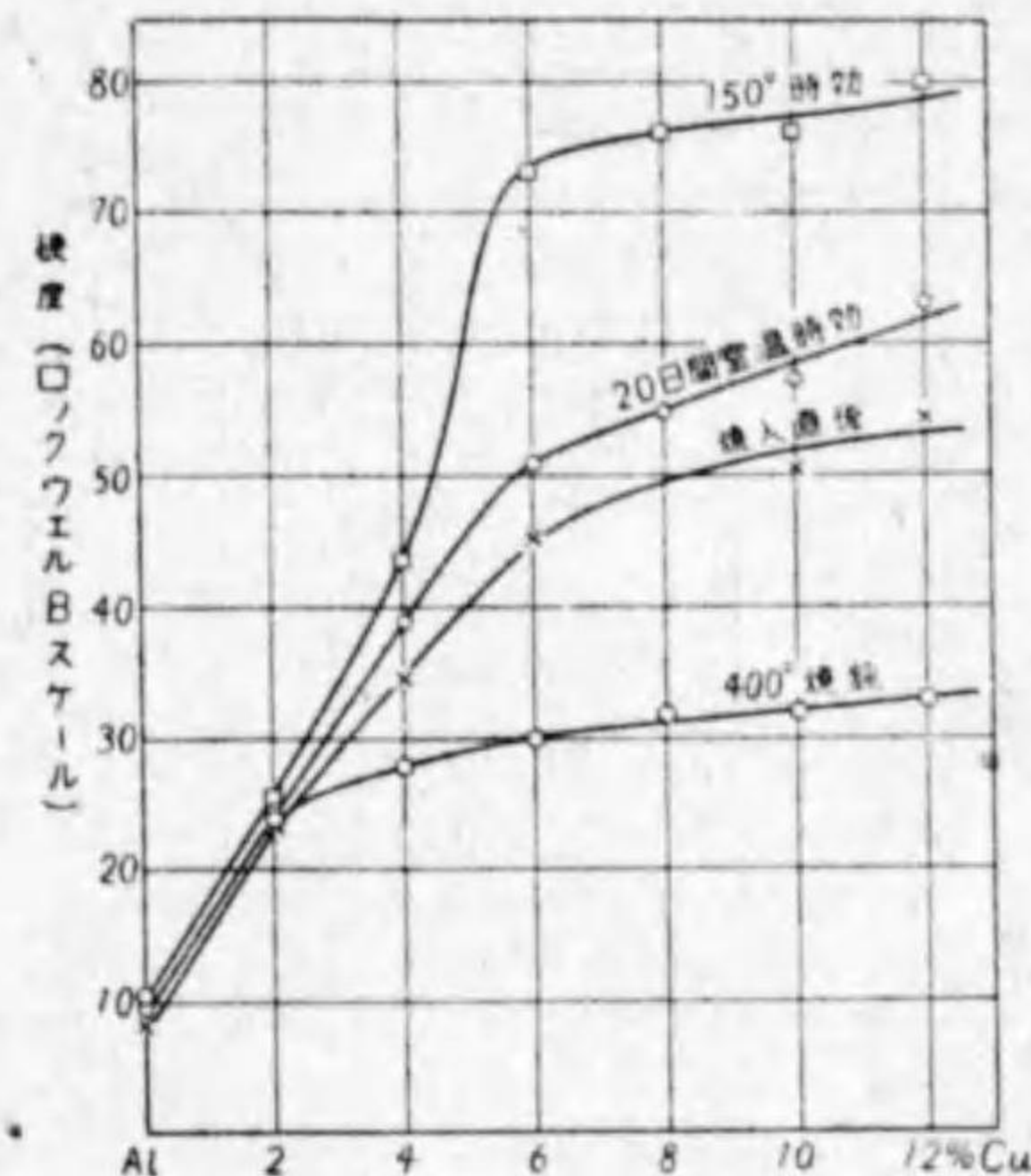
第 121 圖

140~150°で4~15時間人工時効せしめる。銅を十分固溶さすためには溶解度曲線と共晶線の延長との間で出来るだけ高い温度で行ふのがよい。しかし548°共晶温度以上に加熱すると材料の一部が熔融して過焼(burning)を起すから注意が肝要である。但し組織が一様になつてから

後ならば固相線迄も熱しても過焼しない。この加熱温度範囲は銅の含量の多いものほど狭く温度の調節が難しくなる。この鍛錬用の合金の熱処理効果は銅含量が丁度溶解限度の5~7%のものが最大である。5%Cu以上のものが使用されないのは實際問題として上記の困難があるからで、更に材料中に不純物が少くあると共晶温度が純二元系のものより低くなるからである。更に又銅の含量が多いと合金が脆くなるので加工も出来なくなるのも一つの理由である。但し加工せずに又靱性も餘り必要としない鑄造用のものとしてNo. 12 (8%Cu), L 10 (10%Cu), L 8 (12%Cu), L 7 (14%Cu)合金がある。銅4%以下のものは鑄造が困難であるので鑄造用としては特に簡単な形のものに限られてゐる。又銅の多いほど鑄造し易いが脆くなるので14%以上のものは實用化されてゐない。

後ならば固相線迄も熱しても過焼しない。この加熱温度範囲は銅の含量の多いものほど狭く温度の調節が難しくなる。この鍛錬用の合金の熱処理効果は銅含量が丁度溶解

限度の5~7%のものが最大である。5%Cu以上のものが使用されないのは實際問題として上記の困難があるからで、更に材料中に不純物が少くあると共晶温度が純二元系のものより低くなるからである。更に又銅の含量が多いと合金が脆くなるので加工も出来なくなるのも一つの理由である。但し加工せずに又靱性も



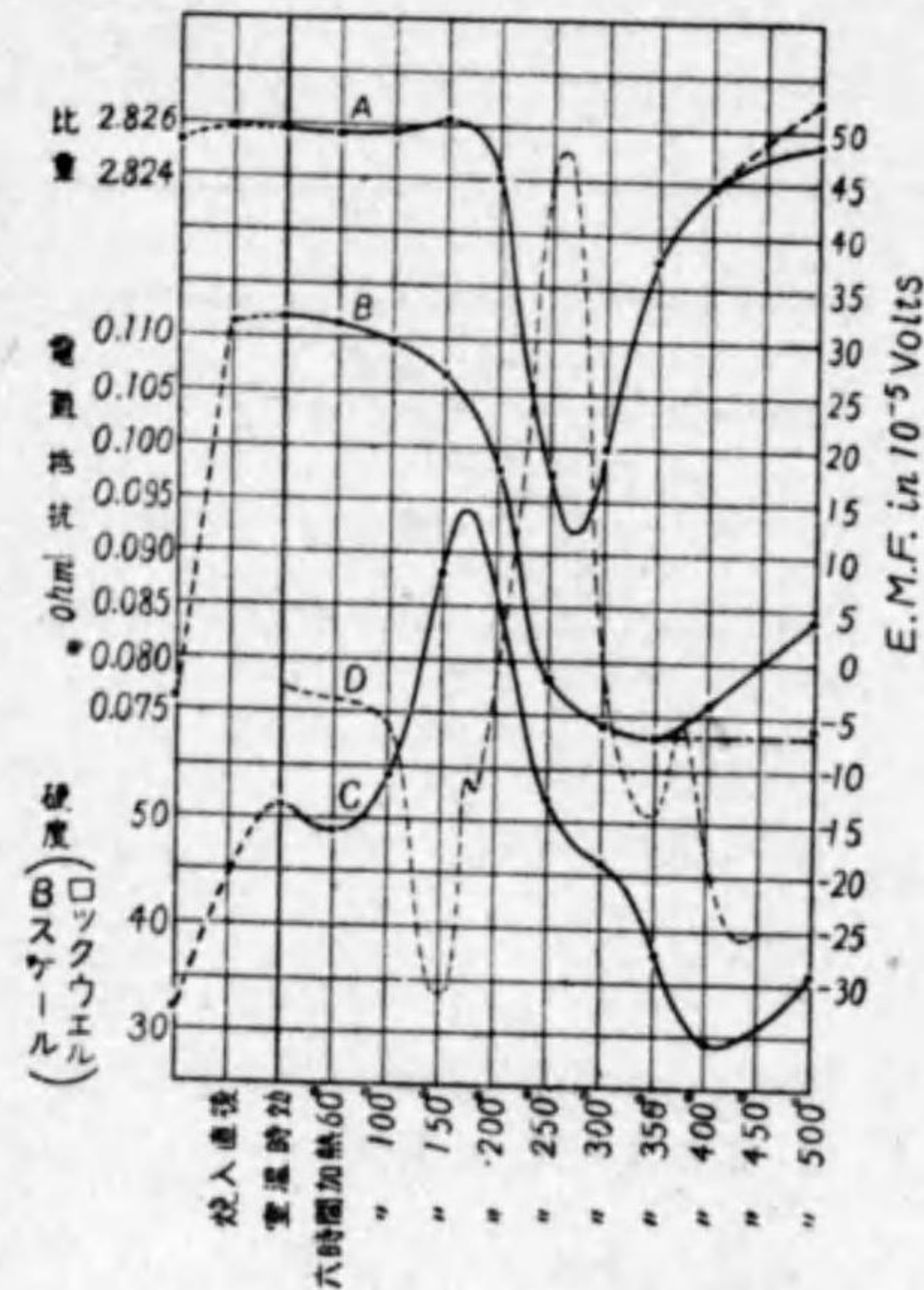
Al-Cu系合金の熱処理による硬度の變化と銅の含有量との關係

第 122 圖

餘り必要としない鑄造用のものとしてNo. 12 (8%Cu), L 10 (10%Cu), L 8 (12%Cu), L 7 (14%Cu)合金がある。銅4%以下のものは鑄造が困難であるので鑄造用としては特に簡単な形のものに限られてゐる。又銅の多いほど鑄造し易いが脆くなるので14%以上のものは實用化されてゐない。

更に溶解度以上の銅を含む合金でも勿論時効硬化するが硬化の割合は却て少い。これは焼入の際に加熱温度が共晶温度以下であることが必要のために、その添加する銅は全部固溶しないので、一部CuAl₂として存在し、これが熱処理効果を減退せしめる所以である。

第121圖は銅含量の色々異なる合金の硬度と時効温度との関係を示したもので、何れも十分に冷間加工したものを545°に30分間加熱して



A: 比重曲線 C: 硬度曲線
B: 電気抵抗曲線 D: 熱分析曲線
6% 銅合金の諸性質と焼入れ後の加熱温度との関係

第 123 圖

析出するためであるか或は又これが析出する以前の原子の移動集合による歪のためかを実験的に小久保博士が決定せる所を述べてみよう。

第123圖は6%Cu合金を十分に鍛錬してから545°に30分間加熱して冷水に焼入れ、2日間常温で時効させた後に、順次に60°、100°、150°

から冷水に焼入れをなし20日間常温で時効せしめた後で、順次に色々の温度に6時間宛保つてから室温に冷却して測定した。時効硬化の割合は6%Cuのものが最大である。又時効温度は170°邊が最大硬度に達する。

第122圖は合金の色々の状態に於ける硬度と添加銅との関係を示したものである。

次にこの合金の時効硬化する原因に就て前述の如く、過飽和固溶體からCuAl₂が微粒子となつて

等の温度に夫々6時間づゝ保つてから常温にまで徐冷して、比重(A曲線)、電気抵抗(B曲線)、硬度(C曲線)を測定した。D曲線は、焼入れた試料を150°に6時間保持して大體最高硬度に達せしめて、一應常温にまで徐冷した後で、毎分約2.5°の割合に温度を上げてゆつた時に起る熱變化を示した熱分析曲線である。この圖から知れる様に、焼入れ後の常温時効では硬度が45から51に増し、電気抵抗は僅かに増す。圖には現はれないがこの間に比重も極めて僅かに増す。硬度は100~150°の時効で著しく増加するが、この間に於ける比重及び電気抵抗の變化は比較的小さい。比重及び電気抵抗の著しく減少する温度範圍(170°以上)では硬度も亦著しく減少する。

アルミニウムと銅の原子容は夫々16.48及び11.74Å³で、銅原子はアルミニウム原子よりも遙かに小さいから、アルミニウムに銅の溶解した固溶體結晶の格子常數はアルミニウム結晶のそれよりも小さくなつてゐる。この事實はX線的に實證せられてゐる。故にこの固溶體から銅がCuAl₂として析出すれば、結晶の格子常數が大きくなるべきで、これと同時に電気抵抗も亦著しく減少して焼入れ前の値に近づく筈である。又固溶體から溶質物質が析出する際には必ず著しい發熱が伴ふ筈である。第123圖でこれらの變化の起るのは硬度が略極大値に達した後である。故にこの合金の常温或は人工時効に於て硬度の増加するのは、CuAl₂が析出する以前の原子の移動集合に基因し、CuAl₂が析出すれば合金は却て軟化すると考へねばならない。尙ほ100~170°間で硬度の著しく増加する範圍で、相當な熱吸收(D曲線の下降)のあることが現はれてゐるのは、銅原子の移動集合によつて結晶格子に歪の出來

るためであると結論されてゐる。結晶格子に歪みを生ずると電気抵抗は増す。しかしその増加量は數%程度である。然るに過飽和固溶體から溶質物質が析出する場合には數十%の抵抗減少が起る。電気抵抗曲線Bが150°邊まで徐々に下降してゐるのは一方原子の移動が盛んに進行して歪みが増すと同時に多少の析出も起つてゐることを示すものである。

300°附近で硬度が減少して少々停滯してゐるが、これは再結晶のためである。再結晶の起ると共に比重は増し、多少の發熱がある。これに相當する曲線Dでは50°ほど高い温度に現はれてゐるが、これは加熱速度が異なるからである。

350°以上の電気抵抗曲線で上昇し始めるのは、この温度以上になると、先に析出したCuAl₂が再びアルミニウムの中に溶解し始めて、冷

合金名	Alに添加された元素			機械的性質	熱処理
	%Cu	%Mn	%Si		
Lautal(獨)	4.4~5.5	0.5	0.2~0.5	これ等の合金を加工して適當に熱処理すると抗張力42~50kg/mm ² 延伸率10~20% プリネル硬度120~110位となる	焼入温度510~530° 140~150°に5~15時間時効せしむ
Aeron(獨)	4.0	0	1~2		
25S(米)	4.0	1.0	0.8		
L. M. (佛)	4.75	0.75	0.75		

却速度が十分に緩かでないために多少とも焼入の効果が現はれたものと考へられる。硬度の曲線Cにもこの影響が現はれてゐる。故に若しも冷却速度を十分小さくしてとればB曲線は350°以上の鎖線で示した様になる筈で、實驗の結果もそうなつてゐる。

このAl-Cu系合金の特徴は焼入直後の硬さが十分に焼鈍したものよりも餘り大きくなく、且つ常温であまり時効硬化をしないから、焼入後に強く冷間加工して所要の形状に作る場合に適した材料である。市場に出てゐるものの二三を示すと前表の如くである。

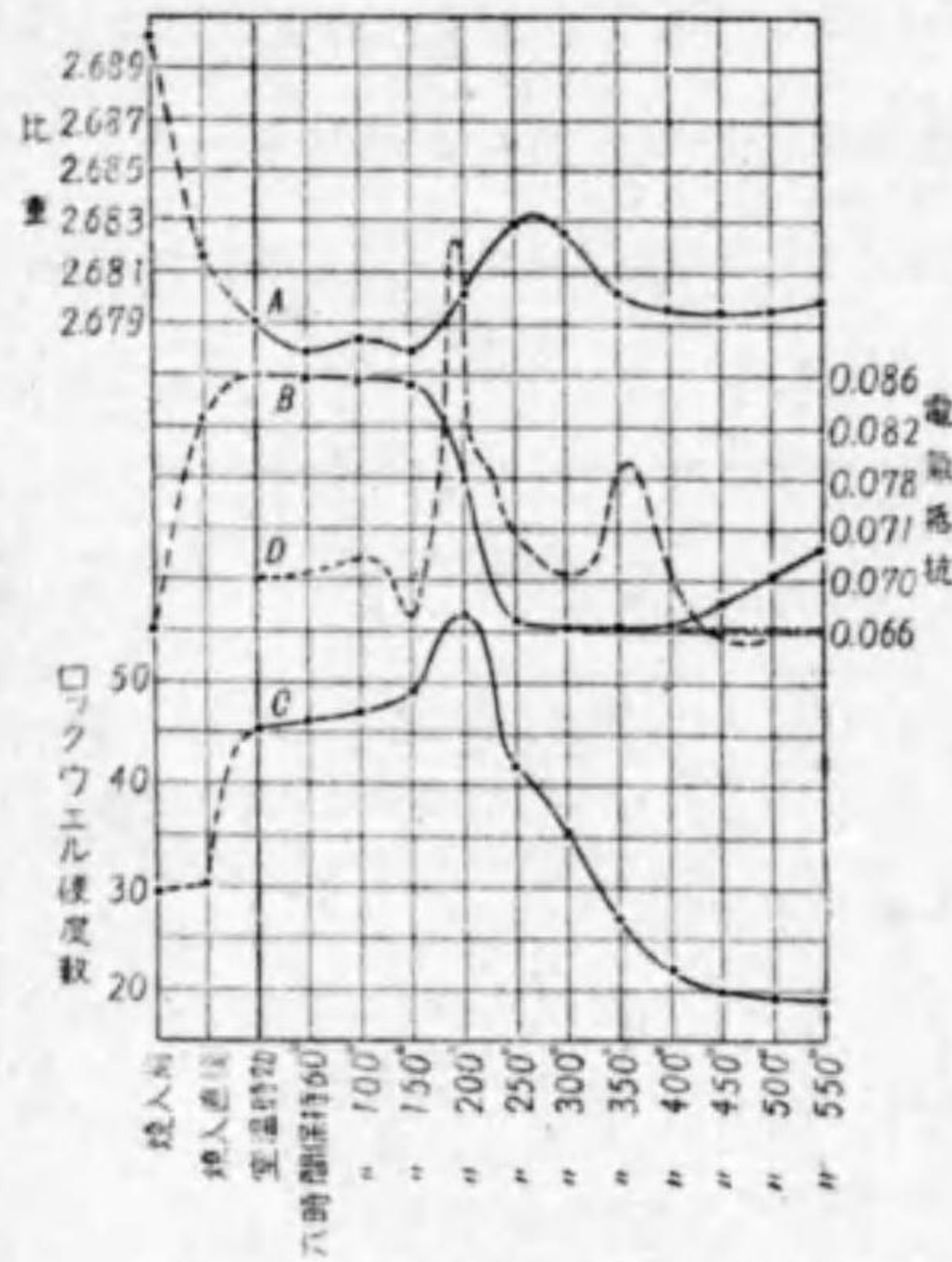
§ XXXVII. Al-Mg₂Si 系合金

このAl-Mg-Si系の合金ではマグネシウムと珪素とがMg₂Siの割合で1~2%程添加されたものが熱処理によつて改良されるもので、この種のものには色々のものが市場にあるが、次表はその一例を挙げたものである。

合金名	Alに添加した元素				機械的性質	熱処理
	%Mg	%Mn	%Si	%其他		
Aldray(西)	0.4~0.5	—	0.5~0.6	—	適當な熱処理によつて大體同じ機械的性質のものが得られる。抗張力32~36kg/mm ² 延伸率6~18% プリネル硬度80~100 但し材料の形状加工度によつて多少は變化する。	510~530°より焼入150~160°約2時間時効せしむ。
Almelec(佛)	0.6	0.6	0.6	—		
Silal V(英)	0.8~1.5	0.5~1.0	0.3~1.0	Ti 0.3		
51S(米)	0.5~0.8	0.6	0.6~1.2	—		
Anticorodal(西)	0.7	0.6~0.8	0.9~1.1	—		
Aludur(獨)	0.5~1.3	0.3~0.8	0.3~1.0	—	Ca 0.2	
Almalium(佛)	1.0	—	2.0	—		
Montegal(獨)	0.95	—	0.8	—		
Legal II(獨)	0.8~1.2	0.6~1.0	0.9~1.2	—		

この合金の強さは前記のAl-Cu合金に比して少々劣るが靱性に富むので強度の加工に耐へ、電気抵抗が小さく且つ耐蝕性が大であるから主として送電線用に供せられてゐる。送電線として強さと伸びが大きい上

に電気抵抗が小さいことを必要とするので、材料を焼入してから常温で時効せしめてから後に更に冷間加工をした後で適当な温度で焼戻をする。銅、鐵、マンガンは電気抵抗を大にするのでこれらの添加は避くべきである。少量のカルシウムを添加すると電気伝導をよくするので送電線には少量のものが入れられてゐる。獨の Montegal はこの性質を利用したもので、0.2%Ca 程度が含有されてゐる。既述の第117圖は Al-



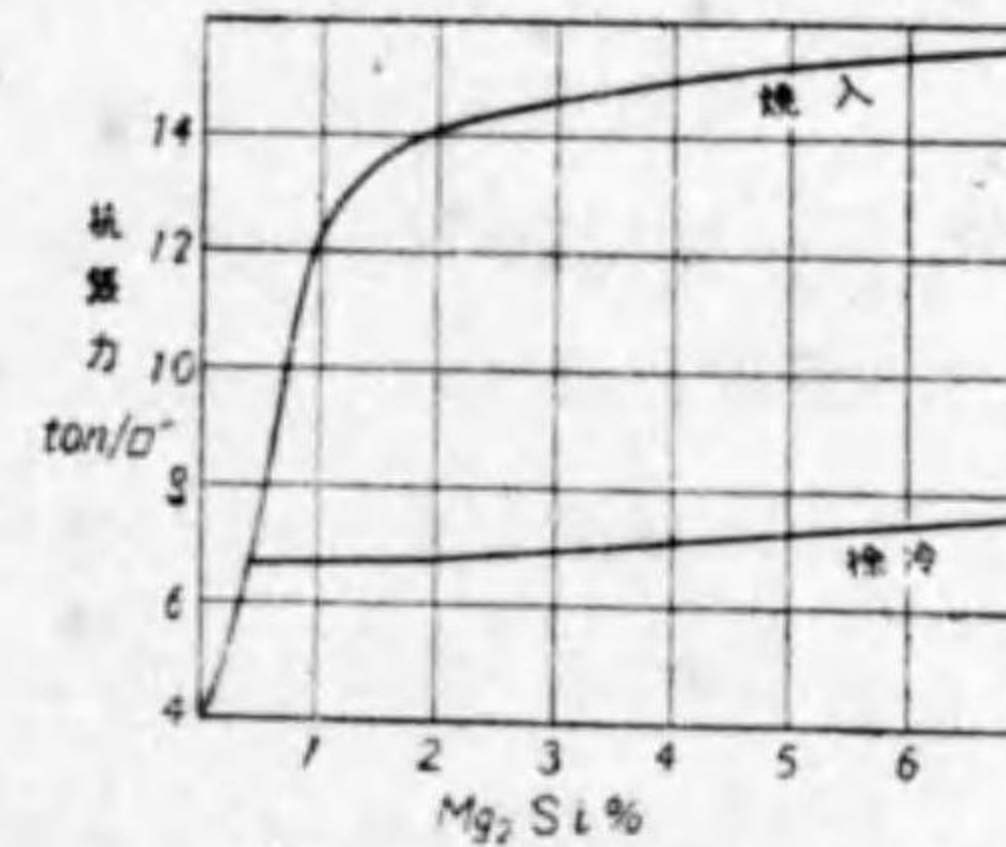
Mg₂Si 1.5% を含有する Al 合金の諸性質と焼戻温度との関係

第 124 圖

小久保博士によると、第124圖は 1.5% Mg₂Si の合金をよく鍛錬して、575° に 30 分間熱して水中に焼入した試料に就て、第123圖に示したと同様な實驗結果である。A 曲線は比重、B 曲線は電気抵抗、C 曲線は

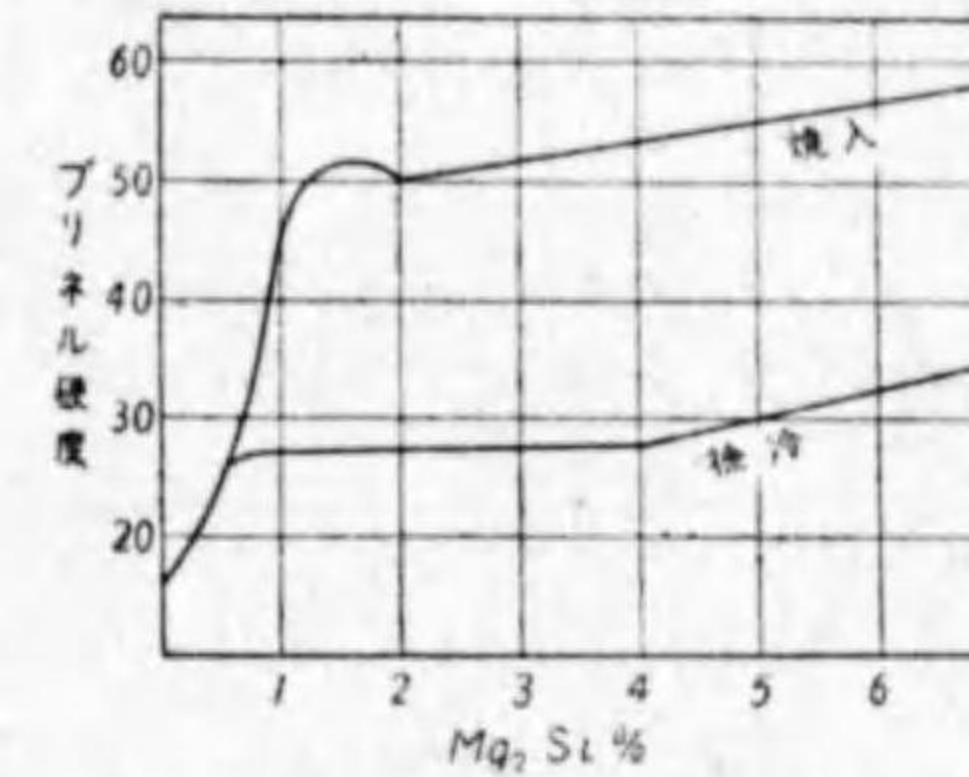
Mg₂Si 系の状態圖のアルミニウム側を示したもので、アルミニウムに対する Mg₂Si の溶解度は共晶温度 (595° 13% Mg₂Si) で 1.85%、400° で 0.55% に減少してゐる。この合金の時効硬化の原因は Al-Cu 合金の場合と同様に、焼入した過飽和固溶體からマグネシウムと珪素原子が Mg₂Si として析出するのに都合よい位置をとるために固溶體の結晶内で移動集合するためである。

硬度を夫々表はしたもので、D 曲線は熱分析で試片を徐々に加熱した場合のものである。前の三曲線とは加熱の方法が違つてゐるので對應する温度を比較するに便のため 50° だけ左方にずらせてある。第124圖で判る様に、この合金は常温に於て著しく時効硬化するが最大の硬度を得るには 170~200° で數時間時効させるのがよい。但し時効温度を高くすると伸びが減少するので實際問題としては 170° 附近で時効するのがよい。



Al-Mg₂Si 合金の抗張力と Mg₂Si 含量との関係

第 125 圖

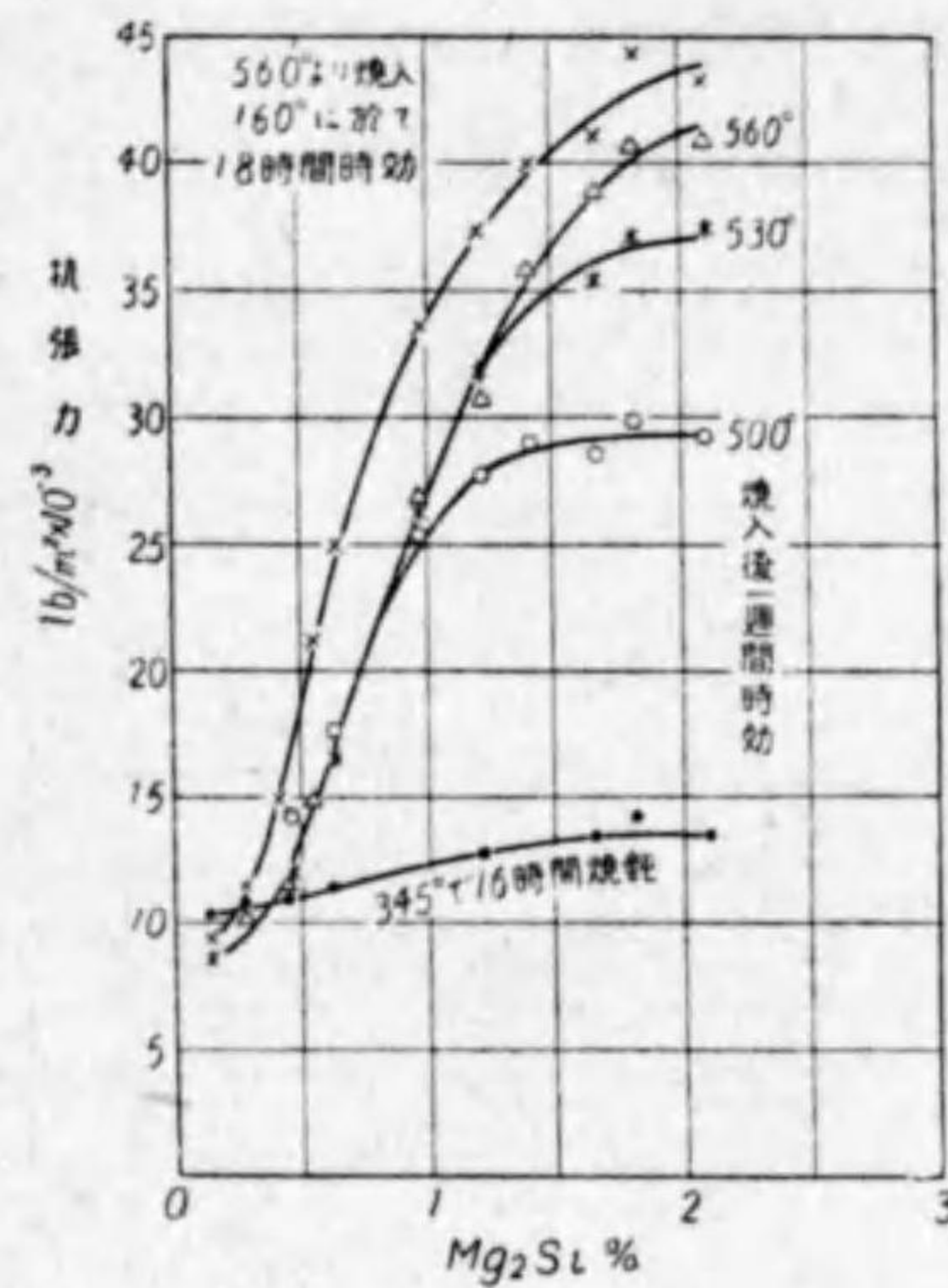


Al-Mg₂Si 合金の硬度と Mg₂Si 含量との関係

第 126 圖

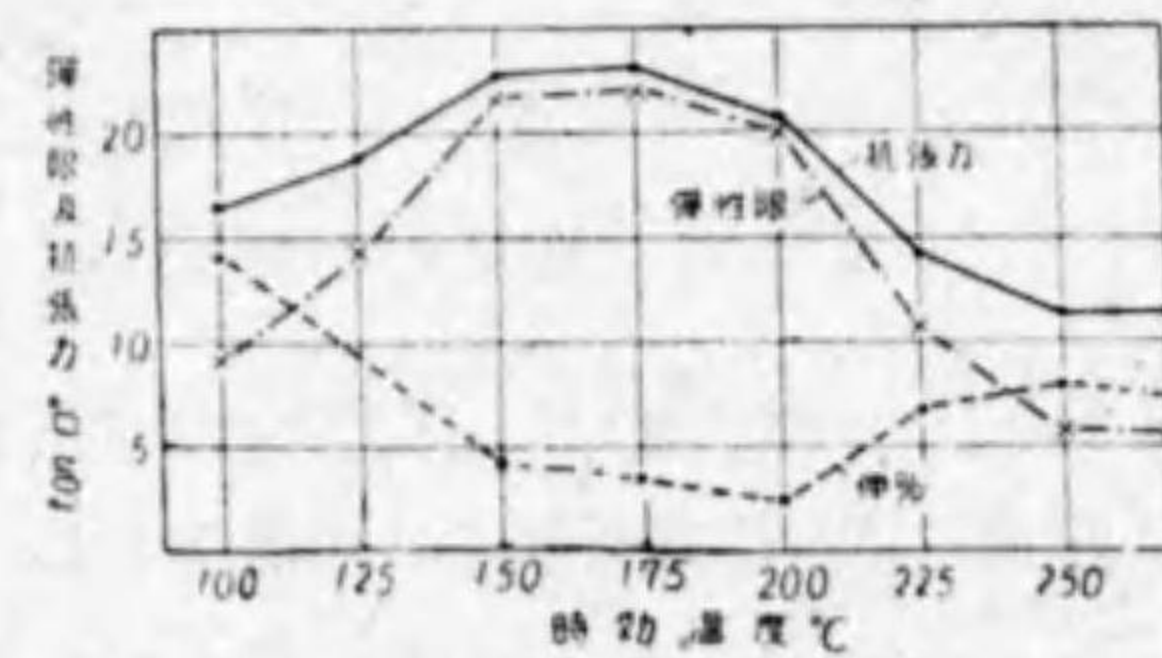
次に熱処理による抗張力と硬度の變化と Mg₂Si 含量との關係を示すと第125圖と第126圖に示す如くで、Mg₂Si の量はその溶解度限附近までは熱処理の効果は Mg₂Si 含量と共に急に増加し、それ以上は餘り變化しない。第127圖は Mg₂Si 含量と焼入温度と強さの關係を示したもので、焼入温度は 560° までは高いほど効果が大きい。マグネシウム又は珪素の何れか、Mg₂Si の割合よりも少しく過剰にあつても合金

の強さと硬さは大きくなるが、時効硬化の割合が減少するから Mg_2Si の割合よりも一方を餘り多く添加することは避けるべきである。特に過剰のマグネシウムは Mg_2Si の溶解度を著しく減少せしめるので合金の



Al-Mg₂Si 合金の Mg₂Si 含量と熱処理効果の関係

第 127 圖



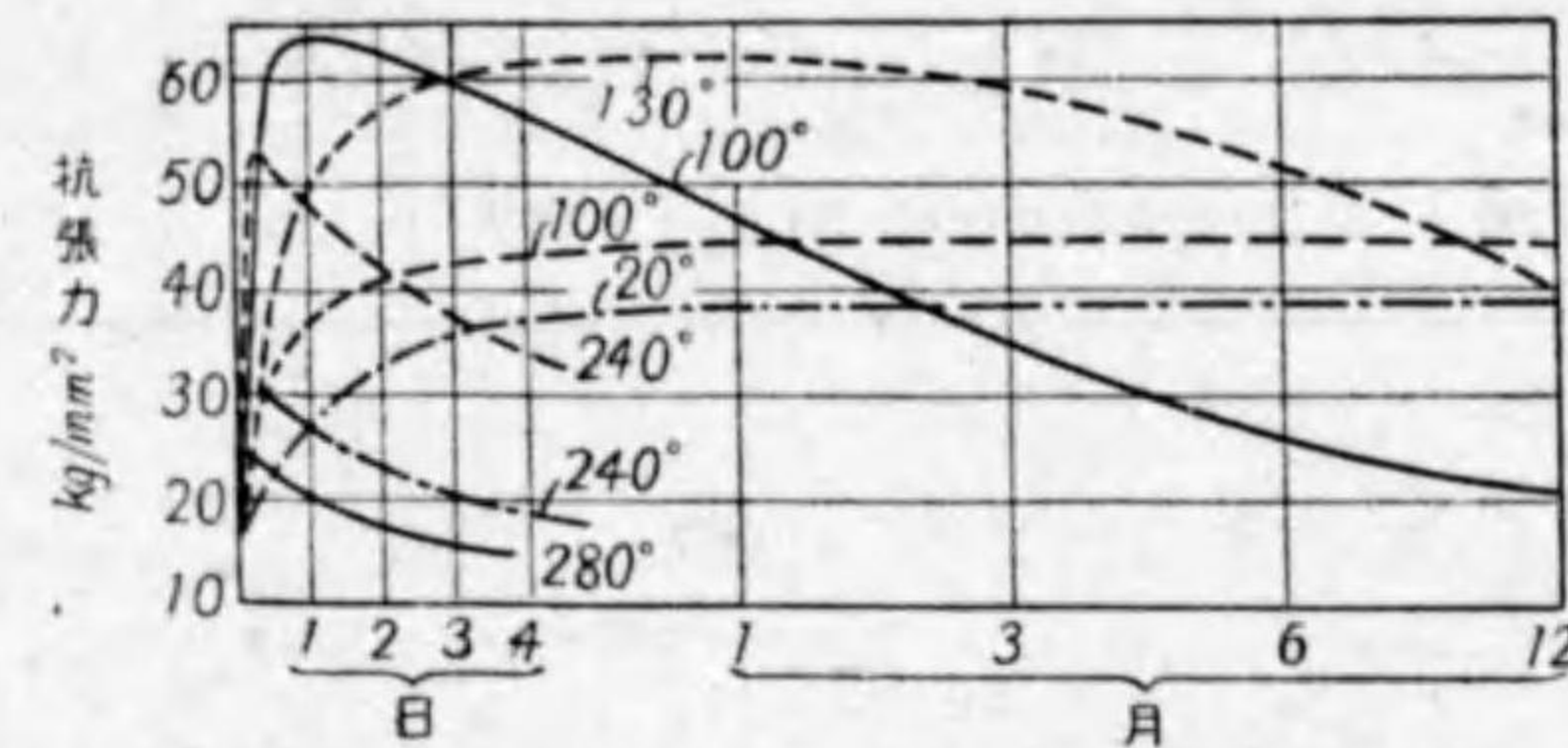
機械的性質と時効温度との関係

第 128 圖

熱処理効果を減退せしめる。故に實用合金としては珪素の方を幾分よけいに加へるものが多い。この合金の鍛錬用の實用範圍は 0.6~1.0% Mg, 0.8~2.0% Si の範圍のものである。焼入温度は 510~550°で 590° を越すと過焼する。

この系の組成と少しく異なるが合金の時効温度と機械的性質との関係を第 128 圖に示した。この試料は次の組成即ち 1.35% Mg, 0.98% Si, 0.47% Fe, 殘 Al で, Mg_2Si としての量は 1.99%。過剰の珪素は 0.25% で, 各温度に 6 時間保つたときの値である。抗張力及び弾性限は 175° まで時効温度の上昇と共に増すが, 延伸率は最初から減少す

ることを示してゐる。尚ほ時効温度と時効時間との関係は第 129 圖に示してある。100° で 1 日間時効せしめるのが最もよい効果を示してゐる。



Al-Mg-Si 系合金の抗張力の時効温度及び時効時間による變化

第 129 圖

この合金系に入るもので R 合金 (A51S) は鍛造が容易に出来るので航空機の曲軸室の鍛造に用ひられてゐる。本邦の曲軸室鍛造品規格は、試験片の中心部より採つて次の性質を持つことが必要である。

0.4~1.5% Mg, 0.7~1.5% Si, 0.15~0.7% Mn (Mn は Cr で代用し得) 0.6% Fe 以下, 530~560° より水焼入, 150~170° で 12~24 時間焼戻, 抗張力 28kg/mm² 以上, 延伸率 8% 以上, ブリネル硬度 80 以上。

Aldray 合金もこの系に入るもので 0.3~0.5% Mg, 0.4~0.7% Si で, 400~450° で容易に加工し得る。常温加工も出来る。焼入後は強く常温加工してその機械的性質を改良し得られるのがこの合金の特徴である。500~550° で焼入して 120~200° で人工時効させる。160° で 1 日時効

させると最高のものが得られる。Aldray の焼入焼戻値の標準の性質は次表の如くで電気伝導性が大であるから送電線に用ひられる。

比重	電気伝導度 m/Ωmm ²	電気抵抗温度係数	膨脹係数	抗張力 kg/mm ²	降伏点 kg/mm ²	弾性限 kg/mm ²	延伸率 %	弾性係数 kg/mm ²
2.7	30	0.0036	0.000023	31.5	27	25	5	6500

終

索 引

(A)	同素體を持つ成分が固溶體を作る場合	124
	(E)	
亜共晶銑	液溶體	1
亜共析鋼	液相線	66, 72
α 鐵	液相線と固相線とが接する三つの場合	75
α 麻留田と β 麻留田	液相線と固相線との變曲點	76
アルヂユール	鹽化アンモニウムの水溶液	79
アルミニウム試片の切り面	(F)	
アルミニウム青銅の双晶線	不均一系	1
アルミニウム珪素合金の組織	不均一系平衡	2
アルミニウム銅マグネシウム三元系合金の状態圖	不變系	4
アルミニウム銅系合金と時効硬化現象の機構	腐蝕像	15
アルミニウム銅系合金の硬度と熱處理の関係	二つの融體から一つの固相を生ずる場合	132
アルミニウムと Mg ₂ Si 系合金	(G)	
(D)	γ 鐵	8
δ 鐵	原子格子のパラメーター	72
電解銅の双晶	逆速度曲線	47
電気抵抗測定法	凝縮系	4
銅の腐蝕像と結晶粒	凝固の間隔	66
銅錫合金の固溶體の組織	凝固の過程と顯微鏡組織	109, 117
同一成分の二つの變態點が連結される場合	(H)	
同素體	鋼の A ₁ 變態	161
同素體を持つ成分が固溶體を作らない場合		

鋼の Acm 變態	165	はる場合	129
鋼の加工	181	變態範圍	163
鋼の機械的性質と加工との關係	183	非晶質	12
鋼の顯微鏡組織	171~173, 186~188	標準組織と顯微鏡試験	167
鋼の高溫加工	181	包晶反應	106
鋼の焼鈍と加工	176	包晶及び共晶反應を生ずる三元系状態圖	152
鋼の常溫加工	182	本多博士の焼入理論	193
鋼の組織状態圖	174	本邦デュラルミン材の規格	221
鋼の層狀波來土組織	87	(I)	
鋼の性質と熱處理	155	一成分系	3, 6
鋼の定義	159	一元系	3
鋼の適當な焼鈍溫度	177	一變系	4
鋼の標準組織	167	(J)	
鋼の變態	159	自由度	3
鋼の變態に伴ふ諸性質の變化	166	状態圖	5
鋼の麻留田組織	175	蒸氣、水及び氷の平衡状態圖	6
鋼の焼入	189	磁氣の變態點	8
鋼の焼入に伴ふ大洲田、麻留田、吐粒洲及び粗粒破組織	190	時間對溫度曲線	44
灰鉄中の Fe_3P と大洲田共晶組織	87	示差曲線	48
灰鉄鐵	210	示差膨脹計	57
灰鉄の顯微鏡組織	211	樹枝狀組織の生成	8
白鉄鐵	210	樹枝狀組織	10
白鉄の顯微鏡組織	211	重量濃度と原子濃度の關係	41
平衡の移動	2	常溫加工による強さの變化	185
偏析	71	デュラルミンと時効硬化現象	214
偏晶反應	116	デュラルミン	214
變數	3	デュラルミンの熱處理	215
變態點が上昇して固相線と交はる場合	126	デュラルミンの冷却速度の相違による性質の變化	220
變態點が降下して固相線と交		デュラルミンの機械的性質に及ぼす熱處理の影響	220

デュラルミン系合金の時効硬化	227	共析點	126
デックデュラルミン	223	共軛溶液	60
純鐵の α, γ, δ 状態と磁氣變化	7	共軛線	138
純金屬の顯微鏡組織	10	共軛晶共析反應	150
純アンチモンの樹狀組織	11	キューリー點	8
純アルミニウムの鑄造組織	14	合金と熱分析	42
純鐵の結晶粒間	14	合金の重要性と状態圖決定法	42
純鐵の研磨面	25	固體の相互溶解度	63
純鐵の再結晶組織	31	固體に於ては二成分間に化合物を作るも熔融するときは分解して二種の融體となる場合	121
純鋼の樹狀組織	15	固體で變態を持つ場合	122
純鋼の結晶粒	11	固相線	66, 72
準安定	21	固溶體	1, 2, 34
(K)		固溶體の原子配列	34
化學變化と不均一系反應	2	固溶體の樹狀組織	70
過冷却	9	固溶體と融液との平衡	74
滑走帶	17, 24	固溶體より固溶體への變態	77
加工と焼鈍による再結晶	28	黒鉛	210
化合物の組成が融點曲線上に一つの極大點を示す場合	103	(M)	
氣溶體	1	水及び純鐵の状态變化	6
均一系	1	麻留田	190, 191
金屬結晶の組織と顯微鏡組織	8	麻留田の硬度と比容	198
金マグネシウム合金の固溶體の組織	16	(N)	
金屬間化合物	34, 37	熱分析	44
機械的混合物	34	熱膨脹の測定法	53
系	1	燃燒鋼	179
結晶粒の大小	21	二元系	3
共晶點	82	二元状態圖の應用と練習	132
共晶點が變態點となる場合	94	二變系	4
共晶鉄	212	二成分系	3, 34
共析晶	126		

二成分系に於ける温度と濃度の圖示	39
二成分の共晶反應	79
二成分化合物	103
二成分の包晶反應	96
二成分が融體に於て完全に溶解しない場合	115
二成分が如何なる割合に於ても溶解しない場合	115
二成分間に化合物 $A_m B_n$ を作りこれが融體に於て成分金屬と唯一部分溶解する場合	121
二成分 $A B$ が夫々變態點 A' と B' を持ち A_α と B_α 又 A_β と B_β とは總ての割合に固溶する場合	125
二種の固溶體が共晶として晶出する場合	88
二種の固溶體の一方が包晶として生ずる場合	96
(O)	
大洲田	191
大洲田組織	169
大洲田より麻留田への變化の機構	196
オスモンダイト	193
温度と濃度	39
(P)	
波來土	169
波來土セメント	170
(R)	

冷却速度の變化による固相に於ける均一組織の違ひ	68
冷却速度の影響	93, 101, 113
兩成分 A_β と B_β は總ての割合に固溶するが, $A_\alpha B_\alpha$ とは相互溶解度に限界のある場合	126
兩成分金屬は相互に溶解度に或限界を持ち, 變態點に於て更に溶解度を變ずる場合	132
磷青銅の鑄造組織	11
臨界温度	60
臨界範圍	163
(S)	
三元系	3
三元共晶反應を生ずる三元系状態圖	143
三變系	4
三成分系	136
三成分系の濃度圖示法と三元状態圖	136
三成分系に於ける溶解度面	137
再結晶	29
再結晶の最も盛に起る温度	185
再融反應	129
成分	3
成分の一方が變態を持たないか又は變態點が常温以下にある場合	125
セメントの A_0 變化	165
セメントの球狀化と黒鉛化	179
析出硬化説	227
相	1

相の状態	2
相律	4
双晶	17, 24
粗亞鉛の結晶の組織	16
粗亞鉛の結晶の腐蝕像	16
粗粒破	192
初晶面	144
初析セメント	170
四元系	3
晶出過程と Tammann の説	18
眞鍮の α 固溶體の研磨面	25
7:3 眞鍮の双晶	26
錫の燒鈍前の研磨面の組織	30
錫鉛合金の組織	87
錫マグネシウム合金の組織	106~108
(T)	
鐵珪素合金の組織	113
鐵クロム炭素合金の組織	113
鐵炭素系の状態圖	155
吐粒洲及び粗粒破組織	190
吐粒洲	192
鑄鐵の概念	210
超共晶鉄	212
超共析鋼	162
超デュラルミン	224, 226
(Y)	
燒入液	198
燒入による變態點の降下と燒入状態圖	201
燒戻に伴ふ組織の變化と物理	

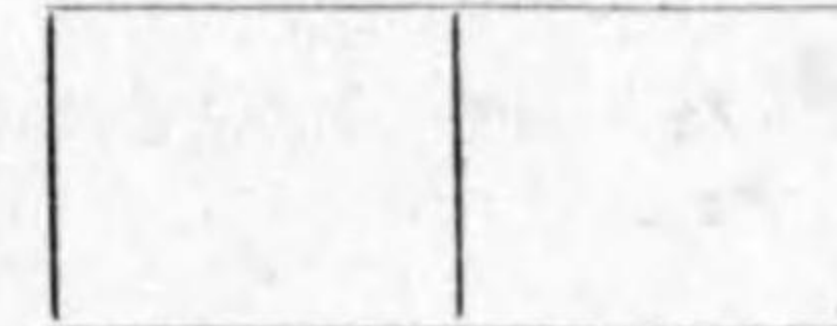
的性質の變化	204
溶液	2
溶解度曲線	60, 138
溶解度	74
積杆關係	40
融解の間隔	66
融解曲線	85
歪の除去	185
歪硬化説	228
融體より固體の晶出する過程と結晶粒の大小	18
融體より固體への凝固變態	65
融體でも固體でも全率に互に溶解する合金	65
融體に於て完全に溶解するも固體に於ては全く溶解度を持たぬ場合	79
融體に於ては總ての割合に溶解するが固體に於ては相互溶解度に或る限度のある場合	88
融體の或範圍内で完全に溶解しない場合	116
融體から固溶體として凝固するときの三元状態圖	142
融點の降下	73
融點の上昇	73
融點曲線上に極大を示さない場合	106
(Z)	
全膨脹計	54

昭和16年12月1日印刷
昭和16年12月5日發行

金屬の組織と熱處理

Ⓢ 定價 ¥ 3.80

外地 ¥ 4.18



S III.

著者 エン フウ ヒコ ザウ
遠藤彦造

發行者 但木貞雄
仙臺市國分町88

印刷者 笹氣幸助
仙臺市國分町88

印刷所 笹氣印刷所
仙臺市國分町88

仙臺市國分町88
發行所 仙臺書院

電話 2636 振替仙臺 26585

日本出版文化協會會員番號 114035

配給元 日本出版配給株式會社

東京市神田區淡路町2丁目9番地

2175

仙臺書院發行書目

理學博士 遠藤彦造著	不 銹 鋼	定價 3.00 菊判 238頁 送料 0.14
理學博士 遠藤彦造 工學博士 森岡 進	共著 耐酸・耐蝕・耐熱用の鋼と鑄鐵	定價 6.50 A・5判 400頁 送料 0.20
理學博士 遠藤彦造著	金屬の組織と熱處理	定價 3.80 A・5判 247頁 送料 0.14

100

563.6-E597



1200500746718

5636
59
7

終