

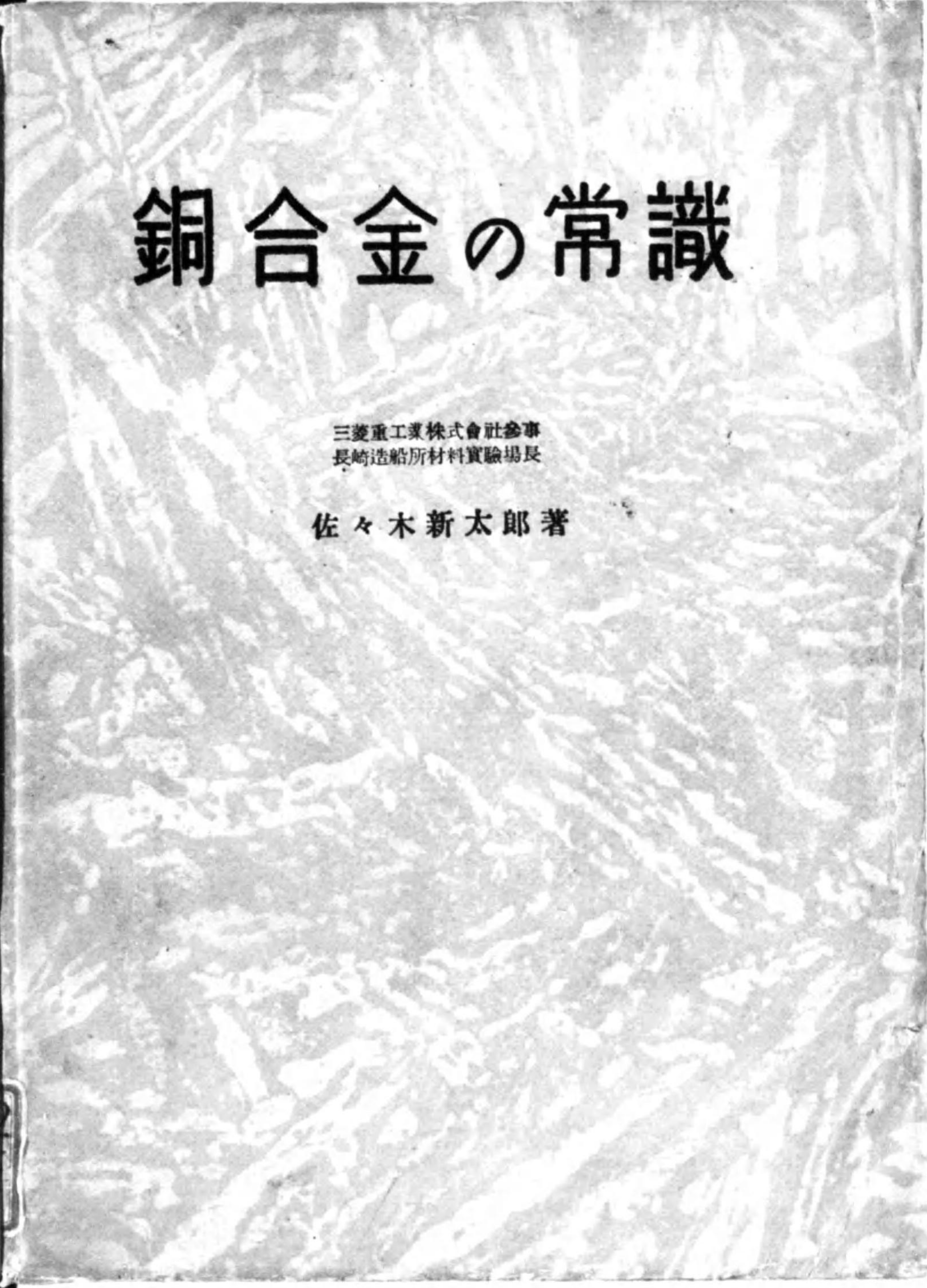
始



銅合金の常識

三菱重工業株式会社参事
長崎造船所材料実験場長

佐々木新太郎著



977
58

565.2
SA75



銅合金の常識

三菱重工業株式会社参事
長崎造船所材料実験場長

佐々木新太郎著

2603

金屬社

東京・大阪



序 言

太古金屬が我々祖先に鑑賞された最初は自然金であつたことは想像して誤りなからう。彼の燦然たる黄金色は、我等祖先に驚異を興へたことは當然中の當然と感受出来る。即ち人類の金屬時代は黄金時代を發祥としてゐる。現在に於てすらもカムチャツカから北方に在つては砂金を裝飾の具に供し、これが又物品購入の貨幣となつてゐることは太古さながらの有様を今日にも示現してゐると見るべきである。これに並び自然銅の利用も併せ考へられる。而してこれ等が柔靱で石にて打てば或程度迄の加工が可能なることは一層その利用價値を増して居つたであらう。

進んで摩擦熱に依つて火を作ることを知つて以來、冶金は極めて幼稚なものであるが、芽を出したことも亦當然の結果と考へられる。自然銅が緑青色となるを見知つた眼は銅鑛石の發見に導き、これに幼稚な熱間冶金が結び付き、鑛石の金屬化を覺るに至つた。勿論初めは高溫度還元なるものは望まれない。低溫度還元による金屬化から出發したに相違ない。夫れには純粹の銅の還元を非ずして、より熔解點の低い銅合金を直接鑛石から作ることが最初であつたと考ふべきである。銅合金は黄金色を呈する。彼等がこれを發見した時、黄金を人工にて作り出したとして喜悅の情に溢れたことは今日人造ゴム、人造石油に成功せるよりも遙に大なりしことは今日我々の眼に彷彿たるものがある。これを創意とし永劫今日の銅合金に迄發達した。

この長大な歴史に研磨されて、今尚銅合金の存在は工業界に重きをなし

てゐる。

過去に於ける銅合金は鐵の發見以前に於て唯一の金屬として尊重せられ銅器時代を結成せしめて居つたが、續いて高温還元を爲し得る迄燃料及び築窯術の發達せることは鐵器時代を生み、銅器時代に代つて今日の重工業を大成せしめるに至り、銅合金は退嬰の跡を辿る運命に陥つた。

然るに今日尙銅合金の存在を必要とされてゐるのは其所に何かの理由が在在しなければならぬ。鋼に比べて銅合金の特徴とする所は、熔解點が遙に低いから鑄造容易である。柔軟性に富むから常温加工に依つて正確な形のものを作ることが出来る。これを使用するに當つて鋼の如く發錆又は腐蝕すること少きは長き用途に耐え、同時にその色彩の美を長期に維持すること等である。他方銅合金が鋼に比しての缺點を見るに、銅合金は製鍊加工容易なるに拘らず鋼に比し高價である。夫れは銅合金の産額が少いからである。更に又鋼に比し銅合金の力は弱い。この二點が銅合金が重工業の間にその使命を果すに就て一抹の暗影を投げるものである。銅合金の様相を熟視すると、奥殿深く立て籠る美姫と云ふ女性的の感を離れることが出来ない。鋼の如く蓬髮茫茫と原野に立つ勇士の面影といふ男性的のものを銅合金には見られないのである。

今日銅合金の採用されて居る状況を見るに、この女性的感念に魅惑され、浪費してゐると云ふも過言で無い。今日金屬の大消耗戰に従事する者にはこの浪費は許されるべきもので無い。資源保存の上から考へ、銅合金の鋼に代へ得るものは英斷を以て轉向を期さなければならぬ。

著者が銅合金の記述をなし、然も銅合金を排撃するが如き言 述べるも金屬の産狀を洞察してのことである。故に銅合金の使命を明にし、その要

ある所には夫れを用ひ、その要なき所は鋼に轉向する。これを多少なりとも表現し度いと考へて本著書を記した所以である。

銅合金が斯かる所に使用されて居る。夫れは何故か。又夫れが絶對必要であるかを熟慮し、絶對必要と知れば益々その効果を擧ぐべく努力し、若し鋼に轉向すべきであるを知れば、これを鋼に轉向すべきである。この判斷を下し得るには銅合金の其所に用ひられてゐる使命を知悉して居らなければならぬ。銅合金と鋼との間に一聯の共通點がある。これを銅亜鉛合金たる眞鍮に就て例を求めて見ることにしよう。

七三眞鍮は銅70%亜鉛30%と云ふ合金であつて、鑄造するには稍々困難であるが、柔軟性に富むが故に管や板に冷間加工で作ることが容易であることを特徴としてゐる。

これを鋼に求めるとオーステナイト鋼に着目される。これが他の鋼とは異なつて七三眞鍮に類似せる所を擧げると

- (イ) 兩者共に一元的單一な固溶體組織である。
- (ロ) 共に分子配列が面中心であつて結晶を變形せしめるに便である。
- (ハ) 降伏點が低いから粘性變形を起し易く冷間加工に適してゐる。
- (ニ) 發錆腐蝕に對する抵抗力大である。

然し兩者に間隔も存在する。オーステナイト鋼は眞鍮に比べて熔解點が遙に高い。従つて鑄造が困難である。壓延も一般鋼に比して容易とは云ひ得るが、眞鍮に比べては夫れ程に容易ではない。これを解決しなければ七三眞鍮をオーステナイト鋼に轉向することは行はれ得ない。然し轉向不可能なりとして拱手傍觀してゐる様では技術者存在の價値を疑はれる。これを打開すべき方途を見出さなければならぬ。即ち鑄造困難なる點は電氣爐の發達

が解決の鍵を興へる。歴延困難なる點は熱間加工の進歩が解決する。

これ等を知つて銅合金より鋼への轉向が行はれ得るのである。

結論として銅合金の必要なる使命は飽くまで果すべく、又これを鋼に轉向せしむべきものは轉向せしむべきものである。

この間の消息は銅合金の本質を知悉してこそ爲し得ることである。

以上の意味を以て本書を紹介するものである。

昭和18年8月


著 者 謹

目 次

第I章 銅合金の概念	1
第1節 銅合金の使命	1
第2節 銅合金の種類	7
A 脱酸劑として作用するもの	10
B 合金そのものの材質を強化するもの	12
第3節 新合金の出現	15
第I章 銅-亜鉛合金	17
第1節 亜鉛含有量の相違に依る機械的性質と 用途との關係	17
第2節 眞鍮の熔解並に鑄造に就て	26
第3節 眞鍮の熱間加工	42
第4節 眞鍮の冷間加工	46
第5節 眞鍮に起る内部應力と時期割	48
第6節 眞鍮の熱處理	56
A 鑄造せるものの焼鈍	57
B 冷間加工せるものの焼鈍	58
1) 時期割防止の焼鈍	59
2) 軟化を目的とせる焼鈍と再結晶	60

第7節 真鍮並に錫入真鍮の腐蝕	74
第8節 腐蝕疲勞, マンガン青銅の腐蝕疲勞限界	91
第9節 真鍮の硬度と抗張力との關係	95
第10節 真鍮の物理的諸性質	95
第11節 真鍮に及ぼす諸金屬の影響	97
A 鐵の影響	98
B ニッケルの影響	101
C マンガンの影響	106
D アルミニウムの影響	110
E 六四真鍮にマンガン, 鐵, アルミニウム を加へた合金に就て	119
F 珪素の影響	121
G 磷の影響	128
第III章 銅-錫合金	130
第1節 古代の銅-錫合金	130
第2節 銅-平衡状態圖と機械的性質との關係	133
第3節 銅-錫合金の熔解	138
第4節 銅-錫合金の耐蝕性	139
第5節 銅-錫合金の冷間加工	141
第6節 銅-錫合金の熱處理	141
第7節 銅-錫合金の腐蝕性	149
第8節 ガンメタル	149

A ガンメタルの配合と機械的性質	149
B ガンメタルの鑄込温度と機械的性質	150
C ガンメタル鑄物の焼鈍	151
D ガンメタルの高温度に於ける機械的性質	151
E ガンメタルに及ぼす鉛の影響	152
F ガンメタルに及ぼす磷の影響	154
第9節 磷青銅	155
第IV章 銅-アルミニウム合金	163
第1節 銅-アルミニウムに及ぼす各元素の影響	165
A 鐵の影響	165
B ニッケルの影響	165
第2節 アルミニウム青銅の腐蝕	168
第3節 アルミニウム青銅の鑄造	169
第V章 銅-ニッケル合金	171
第VI章 銅-ニッケル-錫合金	174
索引	175



第I章 銅合金の概念

第1節 銅合金の使命

鐵器時代以前の銅器時代に於て銅合金の用ひられた點を考へると、

- (i) 銅類鑛石が鐵鑛石などに比して綠色、黃金色等に着色されてゐて、衆目を惹くこと大であつて人類に發見され易かつた事。
- (ii) 鑛石を金屬化するための還元、熔解作業が鐵に比して遙かに容易である事。
- (iii) 銅合金類は軟質であるため加工し易い事。

等の事が思ひ付かれる。

勿論この時代の銅合金と云ふのは、鑛石中に含まれた銅と錫とが同時に還元されて、自然に合金を作つてゐたもので、特に銅と錫とを別々に作つてゐたものではないから、錫はむしろ銅の不純物として混入したものと見るべきで一定の割合で錫を含んだものではない。故にこの時代の銅合金には還元熔解の容易な錫、鉛、アンチモニー等の様な金屬が多く含まれてゐる。且つこの時代に於ては人口密度も稠密ではなく經濟上の種々の制肘もなかつたから、原料の産額の大小も問題とならず、又戰爭に於ける兵器の優劣さも餘り問題とされず、平和裡にこれ等のものを利用し、弄んでゐたと考へるべきである。

次に鐵器時代に入るに及んで資源の貧富に依る經濟價格の高低が考へられるに及び、銅合金類は産額の小さな事から次第に貴重品視され、且つ兵器として鐵に劣るの所以を以て、戰爭の頻發と共に鐵の利用が擴大される様になつた。而して鐵の中に於ても一般家庭用としては鑄鐵が考へられ、武器兵器には鍊鐵を利用すると云ふ様な自然的分類も生じたが、その間に在つて尙銅合金が採用された理由を見ると貴重品としての用途が多く、

- (i) 宗教的信仰の目標となるべき佛像、時鐘等に於て、經濟的に高價なるを論外として、その象徴となるべきものを技術的に作り得る事を考へた場合採用されてゐた。これ等のものを作るには鑄造容易であると云ふのがその主なる點である。勿論雨露に依つて腐蝕しない事も考慮されてゐる事は云ふ迄もない。
- (ii) 鐵は錆びるために廢棄するが、銅合金は錆びる事がなく永久的保存を目的とした時に採用されてゐた。この場合銅合金が薄板に作り易く、その機械的性質が靱性に富み薄板とした場合に折損し難い事も併せ考へられたであらう。

その後鐵器時代の進むに従つて各般の機械乃至は兵器の進歩に依つて、更に銅合金はその使命を見出された。鑄鐵は時代の要求する強力の點に於て劣つてゐた。鍊鐵は大物として加工するのが困難である。この點を銅合金に依つて満足さすべく使用された。例へば鑄鐵の大砲が火藥の進歩のために強さの點に於て不充分と認められたが、鍊鐵を以て大砲を作る技術は未だ發見されてゐなかつた。この時に銅合金の大砲が作られる様になつた。ガンメタル、カノンブロンズの如きがそれである。

この情勢が近來まで持續された。近來に於ける銅合金の使命としては、

- (i) 複雑な形態のものを鑄造する場合に、鑄鐵では強力不足、又鑄鋼で作らうとしても形が複雑なために鑄造が困難であると認められた場合に銅合金が採用される。
- (ii) 鐵、鋼類に於ては發錆、腐蝕の恐れあるを以て銅合金を採用する。
- (iii) 壓延、引拔に依る板及び管の製作が容易であるから銅合金を採用する。

この様な情勢を維持して來たが、鋼の加工技術が進歩すると共に銅合金の範圍を次第に蠶食して、一時鐵器時代に入つても銅合金の用途は擴大されるものと思はれたのであるが、現今では元の様に貴重品としてその利用範圍を狭められてゐる。現今銅合金が貴重品視されてゐる一例を挙げると、軍艦には銅合金の利用は相當多いのであるが、商船ではその利用程度が非常に少ない。兵器は經濟を犠牲にしてもその戰鬥力の増大に重きを置くので、貴重品と雖も必要と認めれば採用する。商船に於ては經濟を第一とするために貴重品の使用は出来るだけ避ける。この様な關係から上述の様な結果を生じたのであるが、各所に於てこれに類似した事實が認められる。

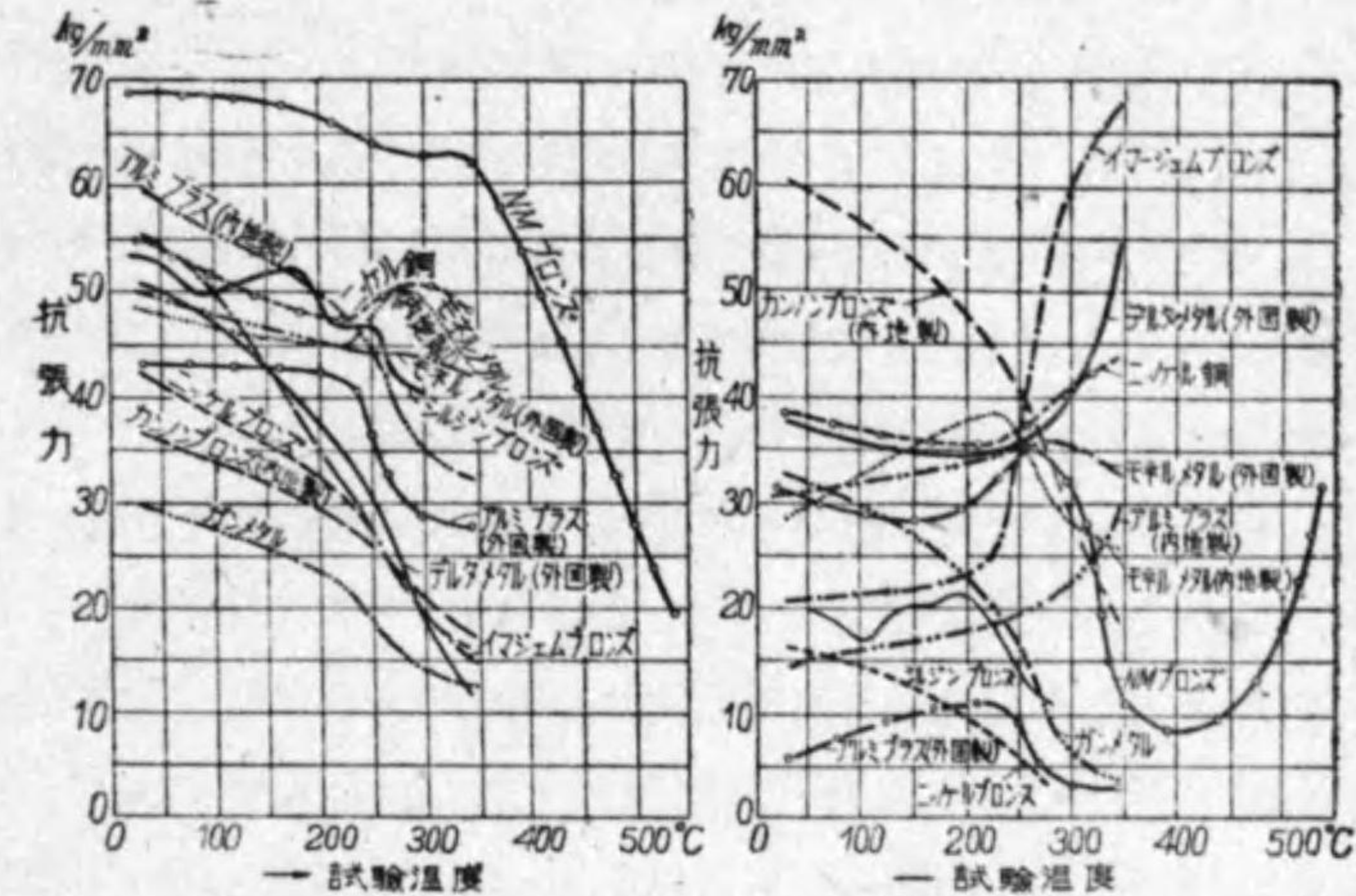
今から凡そ25年前蒸氣タービンが世の中に現はれた頃を思ひ返すと、その頃は鐵鋼類では強力さは充分でも腐蝕するから使用に堪へない。銅合金では腐蝕の心配はないが強さが不足すると云ふので、鋼を腐蝕しないものにしようと思ふ研究と、銅合金を鋼に劣らない強力なものにしようと思ふ2つの研究が競争して、何れが勝利を収めるであらうかと思はれたのである。この競争の初期に於ては鋼の研究が敗けた形であつた。その上に腐蝕しない鋼が出来たとしてもそれを使用の目的に合致した形を作り出す事が困難であると云ふ事實も伴つて、強力部分には主として銅合金が用ひら

れた。而して銅合金も機關の馬力の増大すると共に強力合金へと改良されて行つたのである。例へばタービン翼は最初六四真鍮で作られたものが、マンガン銅となり更に磷青銅に改良された。又一方蒸氣通路の管等は銅管かガンメタルの鑄造品になり、弁類は悉くガンメタルの鑄造品であつたのが、これを強力化すべく先づガンメタルに他の元素を添加する改良案も出たが、これも面白くないとされて他の銅合金が考へられて來た。その頃に考へられた各種銅合金の高温度に於ける抗張力試験結果並にその化學成分を示すと第1表及び第1圖の様である。ところが機關の發達は蒸氣壓力を益々大ならしめ、蒸氣溫度を更に上昇せしめる様になつた。これに對して遂

第1表 強力銅合金の化學成分 (%)

名稱	銅	亜鉛	鐵	アルミニウム	錫	ニッケル	鉛	マンガン	珪素	炭素	磷	硫黄
ガンメタル	87.63	2.15	痕跡	—	10.14	—	—	—	—	—	—	—
アルミブラス (外國製)	86.38	—	3.57	9.47	—	0.54	—	—	—	—	—	—
イマージュブロンズ	53.88	41.41	1.17	0.23	1.30	痕跡	—	—	—	—	—	—
モネルメタル (外國製)	27.48	—	1.43	—	—	67.62	—	3.21	0.11	—	—	—
カノンブロンズ (内地製)	87.86	—	0.20	7.13	—	4.14	—	—	—	—	—	—
ニッケルブロンズ	45.70	33.88	0.17	—	1.06	12.23	1.99	—	—	—	—	—
デルタメタル (外國製)	56.68	40.26	1.46	0.35	1.19	—	痕跡	—	—	—	—	—
アルミブラス (内地製)	67.33	27.13	1.32	3.14	0.85	—	—	—	—	—	—	—
モネルメタル (内地製)	25.04	—	3.13	—	—	10.37	—	0.89	0.16	—	—	—
ニッケル銅	—	—	—	—	—	25.5	—	0.98	0.11	0.27	0.02	0.29
N.Mブロンズ	47.78	36.88	3.06	0.18	—	11.5	痕跡	0.45	0.05	—	—	—
シルチンブロンズ	83.74	11.66	0.04	—	—	—	—	—	4.81	—	—	—

第1圖 強力銅合金の機械的性質



に銅合金の改良は行き詰つた。

400°Cに加熱された時所要の強さを出すとか、而も鑄造容易であるとか、壓延加工も可能であるとか、鍛造も出来るとか云ふ性質を具備したものが発見されなかつた。偶々発見したと思つて使用してみると甚だしく腐蝕すると云つた様な有様で、銅合金の改良と云ふものは行き詰りの形となつたのである。その時になつて銅合金を止める事にして、鋼の腐蝕しないものはなからうかと探した所、不銹鋼が既に発見されてゐる事を知つたのであつたが、これは所要の形狀に加工するのは銅合金のその様に簡單ではなかつた。それでも銅合金は行き詰つて了つたのであるから是非ともこの不銹鋼を使用し得る様にしなければならぬ運命に置かれたために、其所に多大の努力が拂はれて遂にその努力は報いられ不銹鋼をタービン翼に採用

し得るに至つた。こゝに銅合金に代つて不銹鋼の時代が現出したのである。他の一方に於て蒸氣管等の鑄物も従來鑄造技術の幼稚なために鑄造困難と考へられガンメタルで作られてゐたものが、技術の進歩に依つて容易に作られる様になり、これ又ガンメタル鑄物が鑄鋼に代へられ發錆、腐蝕等に依つて實用上不都合を感じる所には、不銹鋼又は銅合金を嵌製する事にしてゐる。例へば傘に於て傘の本体である外殻は鑄鋼で作られ、傘及び傘座には不銹鋼又は銅合金を嵌製すると云ふ様な場合である。

以上の様な経過で現在の或る一部のものは銅合金から不銹鋼への過渡時代とも考ふべきもので、銅合金と不銹鋼兩者に對する研究の競争は、出發に於て銅合金が勝つてゐたが次第に不銹鋼に追ひ抜かれて今は不銹鋼が優勢である様に思はれる。然しこの競争は未だ決勝點に入つてはゐない。尙銅合金の方が鑄造壓延等の加工が不銹鋼より遙かに容易であるから、銅合金の方が遙かに廉價である。従つて銅合金の方が經濟的に優勢である。尙現在では不銹鋼を用ひては全然所要の形に作る事は不可能と考へられてゐるものが多い。この種に屬するものに於ては銅合金が優勢である。

一步更に進んで考へて見ると不銹鋼の加工困難と云ふものは技術の未熟に基づくものであるから、今日の不可能も將來は可能と云ふ域に達するものと考へられる。この進歩が何處まで發展するかその程度の如何に依つて勝敗が決められるものである。

以上述べた銅合金と不銹鋼との競争が如何に推移するかを常に刮目して、その情勢に應じて銅合金に對する態度を決定する事を忘れてはならない。

以上は一般の大勢を考へたもので、内容を詳しく考へて行くと特殊銅合

金でなければならぬ、他のものでは使用に耐へないと云ふものもあるから、これ等に對しては何故さうなつてゐるかを理解して將來を考へなければならぬ。

第2節 銅合金の種類

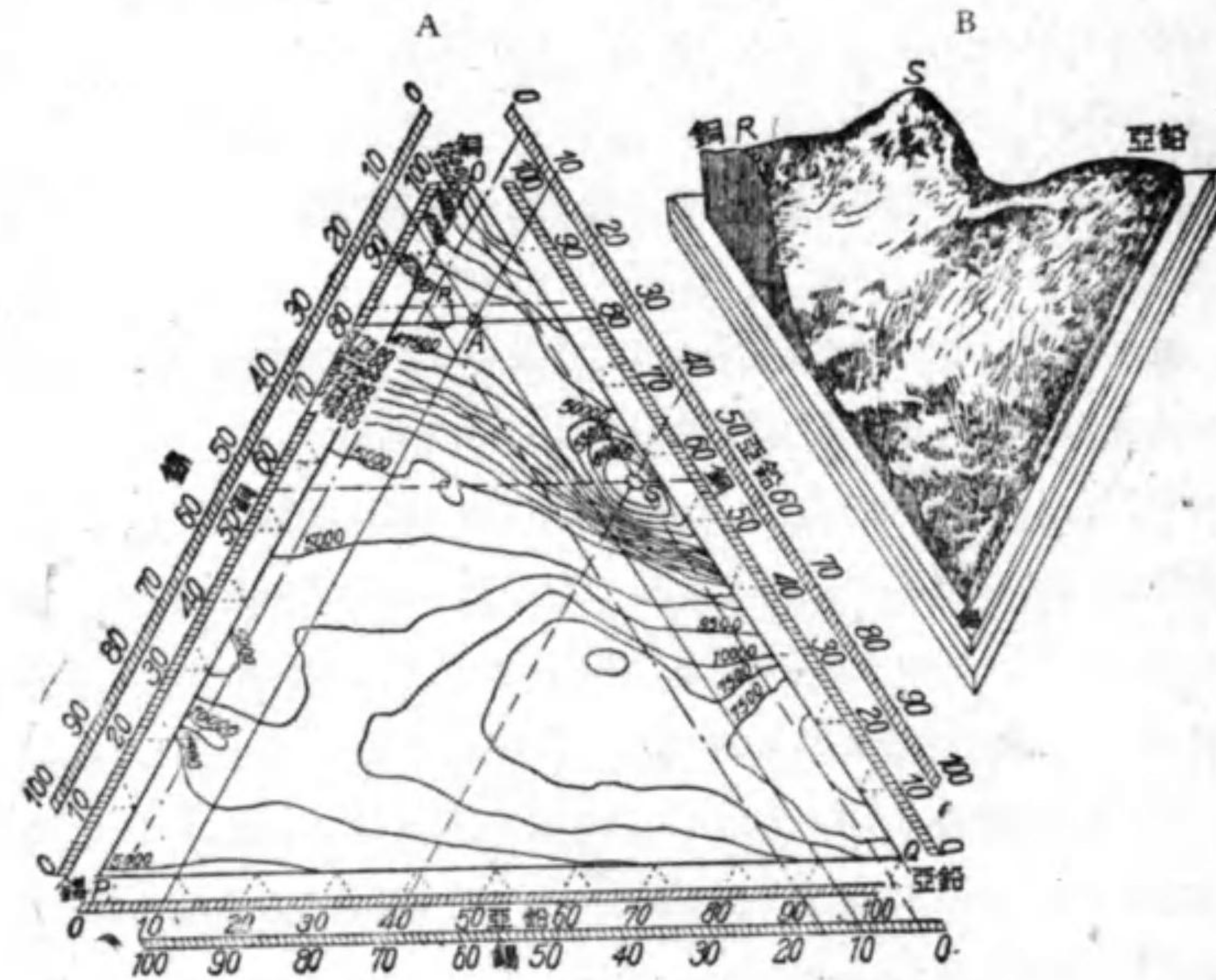
古來主として用ひられた銅合金は銅-亜鉛合金又は銅-錫合金を主體としたものであつた。次で強力銅合金が考へられると共にアルミニウム、珪素、マンガンの様なもの比較的安價に供給せられる様になり、第1表に示した様な合金が考案される様になつた。即ち上述した2つの銅合金以外に銅-ニッケル合金、銅-アルミニウム合金等を基調としたものが現はれ、これに錳、珪素、マンガン等を加へて強力にしようとしたものと見るべきである。

これ等各種の合金の各々に就ては以下章を分つて述べる事にするが、最も古く且つ現在でも最も廣く用ひられてゐる銅-亜鉛合金と銅-錫合金との強力上の比較を試みよう。

第2圖A及びBは銅、亜鉛、錫の3元素が種々の割合で合金を作つた時の抗張力の大きさの比較を表はしたものであるが、圖は正三角形の各邊を100等分してその數字が%を示す事になつてゐる。

銅はOP及びOQの2邊に沿つて%を示し、O點に於て100%となり、P又はQ點に於て0%となつてゐる。亜鉛はQO並にQPの2邊に%を示し、Q點を100%としてO點並にP點にて0%となつてゐる。錫はPO並にPQの2邊に%を示しP點を100%としQ點及びO點にて0%となつてゐる。今銅80%、亜鉛10%、錫10%と云ふ配合の位置を求めようとする

第2圖 銅・亜鉛・錫抗張力状態圖



るならば、銅を表はす2邊の80%の點を結び更に亜鉛10%を示す2邊の點を結び又錫10%を示す邊の點を結ぶと、これ等の3つの線はA點で交叉する。このA點が三角形内にて銅80%、亜鉛10%、錫10%を表はす點となるのである。この様にして3つの金屬の任意の%を示す點が正三角形内の何處かに必ず求められるのである。

斯うして求められた各種の配合の諸點に於てその配合のものが表はす抗張力の大きさを記し、恰も地圖で同じ高さの點を結び合す等高線を作つて高低を示すと同じ様で、同じ抗張力を示す點を結び合す等抗張力線なるも

のを作つて地圖と同様に抗張力の大小が判断出来る様にする。これが第2圖のAである。Aを地圖と考へて高低を立體的に示したのがBで、高い所が抗張力が大きく低い所は小さいと考へれば可い。山の高い所即ち抗張力の大きい所が2箇所ある。圖のR點とS點である。R點は銅82%、錫15%、亜鉛3%に相當し、S點は銅56%、亜鉛46%、錫3%となつてゐる。R點の抗張力は47,500封度/平方吋で、S點の抗張力は65,000封度/平方吋となつてゐる。R點は銅に錫を加へたもの、S點は銅に亜鉛を加へたものと考へて銅-錫合金と銅-亜鉛合金との強力の最大部分の比較が出来るわけである。即ち各々に於てこの點附近を狙つて強大な合金を作らうとするのであるが、抗張力の餘りに高いものは靱性に乏しく脆いものとなるから、抗張力は稍々低くなつても延伸率の相當にある靱性に富むものを實用に供するから、實際に使用されるものでは鉛や亜鉛はこれよりも少ないものが用ひられる。

抗張力は錫を用ひるよりも亜鉛を用ひる方が高いものが得られる事は上述のR點とS點との比較で明らかであるが、實際これを鑄造するに當つてのその難易と云ふ事が考へられる。

銅-亜鉛合金の熔解したものは酸化亜鉛を作り易く、これが滓となつて鑄物の中に入り込んで残り易いので、滓のないものが出来れば抗張力の大きいものが得られるのであつても、滓が鑄物の中に残るために抗張力の大きいものが得られないとなれば、銅-錫合金は銅-亜鉛合金に比して抗張力は小さいが滓が鑄物の中に残る様な事はないから、滓に依つて抗張力を減ぜられる事はない。結局滓を含み易い、即ちそのために抗張力の低くなり勝ちな銅-亜鉛合金よりも、銅-錫合金の方が抗張力は大きいものとなる。その

ため少し複雑な鑄物で亜鉛を添加してはどうしても滓が入る事を免れ得ないと云ふ様な場合には銅-錫合金を採用する。

錫と亜鉛の価格を比較すると大體錫の方が亜鉛に対して10倍近い価格を有つてゐる。この価格の相違で錫を用ひるか亜鉛を採用するかを決定して来る。經濟上からは出来るだけ安價な亜鉛を使ひたい。故に簡単な鑄物で滓の混入する心配の無いもの、例へば管に取り付けるフランジの様なものには銅-亜鉛合金を使つてゐる。又板や棒に作るインゴットは圓柱とか角柱の鑄物に作るのであるから、矢張り滓の入らないインゴットが作られる。板や棒には銅-亜鉛合金が用ひられ、銅-錫合金は餘り使はれない。

鑄物でも種類に依つては滓が入つて力が弱くなつても差支へない、形が出来れば良い。それよりも安く出来た方が可いと云ふ様なものが相當ある。一般家庭の水道のコックとか眞鍮器具、宣徳火鉢と云ふ様なものである。この様な場合には銅-亜鉛合金が用ひられてゐる。

以上の様な條件から銅-錫合金と銅-亜鉛合金の何れを採用するかと云ふ事が決定する。

次にこれ等の合金の強さを錫又は亜鉛以外の金屬を加へて大ならしめ様と考へて、種々の合金が作られてゐる。この目的に用ひられるものとして大體次の様な事が考へられる。

A. 脱酸劑として作用するもの

合金の熔解並に鑄造に當つて熔金の中に酸素が酸化物の滓となつて混入する。これに依つて合金の性質は脆弱となるから、この酸化物の合金中に入り込むのを防止するものが脱酸劑である。この脱酸の目的を達する脱酸

劑の具備すべき性質としては、第一にその合金を作つてゐる金屬が酸素と化合する力よりも脱酸劑の酸素と化合する力の方が強く、既に合金の金屬と化合してゐる酸素を脱酸劑の化合力で脱酸劑の方に奪ひ取る必要がある。第二に脱酸劑が酸素を奪ひ取つて出来た脱酸劑の酸化物が合金から分離し易いものでなければならない。若し合金中にこの酸化物が残れば滓が残る事になるから脱酸の目的を達したものは云へない。

B. 合金そのものの材質を強化するもの

合金の材質を強化する作用としてはいろいろ考へられる。合金は小さな結晶粒が石垣を作る様に集積してゐるものであるから、石垣を強くするものと考へて、この石垣を強くするにはどうするかと云ふのに、一つには石垣を作る石そのものを強くする事、又一つには石そのものを細かくする事、又他の一つには石垣の石と石とを結合する目地を強くする事などである。合金に於ても全く同様の事が云へるのである。即ち結晶粒を微細にする事、結晶粒を強靱にする事、結晶粒と結晶粒との結合を強化する事などである。以上三つの目的を達するためにいろいろの金屬が加へられるのである。

脱酸劑としては磷、珪素、マンガン、アルミニウム、バナジウム、ナトリウム、木炭等が用ひられ、強化劑としてはニッケル、クロム、鐵の様なものが用ひられる。更に惹張つた考から脱酸と強化の目的を同時に果す様な元素を用ひようとしてゐる。

實際脱酸劑を使つた時に脱酸劑の使用量が少ないと脱酸作用が不充分となるために、酸素が合金中に残留する事になつて強力な合金が得られないから、脱酸劑を必要以上と思はれる位過剰に加へて脱酸の目的を完全に果

す様にしておく。

斯うすると脱酸剤として用いた金属の一部分は合金中に更に合金を作る事になる。このために合金の材質を悪くする様なものであつては脱酸の目的は達しても他の原因で材質が害せられる事になつて、一方の敵は除いても他の敵が現はれた事になり結局不良のものとなるから、この様な性質の脱酸剤は用ひる事が出来ない。故に脱酸剤として用ひられる金属は脱酸として有効である上にそれが残留して合金を作つた場合に有害でないのみならず、強化剤としても有効である事を望まれるわけである。而してこれは無理な事ではないのであつて、燐、珪素、マンガ、アルミニウム等が現在この目的で採用されてゐる。燐青銅、マンガ青銅、シルジ、アルミ真鍮等がこれに属する種類であると考へられる。

銅-亜鉛合金に脱酸の目的を加味しないで強化の目的でニッケルや鐵を加へたものでデルタメタルと云ふ様なものがその1例である。銅-亜鉛合金は海水の腐蝕作用に對し抵抗力が弱り、これを防止するために他の金属が加へられる。海軍の規定には海水に接觸する真鍮類は錫1.0%を含む事を要すと定められ、これで腐蝕を防止する事にしてゐる。この目的で銅60%、亜鉛40%のものに錫1.0%を加へたものをネーバルブラス(海軍真鍮)と云ひ銅70%、亜鉛30%のものに錫を加へられた復水器管はアドミラルティチューブ(海軍管)と稱してゐる。これ等は海軍規格に適合する様に作られた事を示す名稱である。

以上の様にして銅-錫合金及び銅-亜鉛合金並にそれ等から誘導されるいろいろの名稱の真鍮や青銅が出来て來るのである。

序に青銅と真鍮の名稱の區別に就て一言述べると、銅-亜鉛合金を真鍮

と云ひ、銅-錫合金を青銅と云ふのが大體の區別であるが、前に述べた様に亜鉛は安價であるので、真鍮と云ふと青銅と云ふのに比して安物と云ふ印象を興へ、それが合金使用者の先入主となつてゐる。それで銅-亜鉛合金を基礎としていろいろの金属を加へて強化したものを尙真鍮と稱すると安物と誤解され、販賣上損をするに云ふ商業的觀念に立脚して、強力真鍮と云ふべきものはすべて青銅と命名してゐる。第1表でニッケル・ブロンズ、イマヂウム・ブロンズ、N.Mブロンズ、シルジ・ブロンズ等のものがこの例である。この様にして青銅の名は混用されてゐる。

近來銅-錫合金を青銅と云ひ、銅-亜鉛合金を黄銅と云ふ様な名稱も考へられてゐるが、商業上は上の様な事情から兩者を判然と區別した名稱は用ひ難いであらう。然し吾々技術者から考へるとその様な觀念に囚はれないで、名稱は明らかに區別して行きたいと考へるものである。

錫-亜鉛又は銅-錫合金以外の銅合金の種類の概略を述べる事にする。

比較的早く考へられたのは銅-ニッケル合金で、ニッケルが40~30%含まれたものを一般にモネルメタルと稱してゐる。我國では小田メタルと云ふものがこの種に屬してゐる。住友では銅70%、ニッケル30%の割合で復水器管を作つて實用に供した例もある。然し現在ではニッケルの價格が高いのと入手困難のため復水器管の様なものは、アルミ真鍮系の安價なもので代用される様になつてゐる。故にこの種のもは大量に使用される事は少ない。價格は高くてもそれだけの價值があると認められた場合に限つて使用されてゐる。その特徴と云ふべき點は腐蝕に耐へて強力であると云ふ事である。モネルメタルは近來モネルと改稱されて、その商品名は商標登録を取消された。

ニッケルは熔解中に炭素を吸収し易いので、モネルメタルを黒鉛坩堝で熔解すると坩堝並に燃料燄炭から炭素を吸収して脆弱なものとなり易い。甚だしい場合には吸収された炭素が黒鉛となつて鑄鐵と同じ組織を呈するに至つて、その機械的性質も鑄鐵同様の脆弱なものとなる。故にニッケルと銅とを別々に配合した坩堝爐でモネルメタルの良好なものを作る事は困難である。そのために鑛石そのものに銅とニッケルとを含んでおいてそれから直接にモネルメタルを作つたものを米國から輸入して使用しなければならなかつた。又モネルメタル加工の際に出来た屑を集めて坩堝爐で再熔解しても有効に使用する事は出来ないから、益々モネルメタルの價格を高める事になり我國では餘り廣く採用されなかつた。然し電氣爐の發達した今日では粘土坩堝を用ひて電氣爐で熔解する事にすれば、熔解中に炭素の吸収は起らない。著者が電氣爐で行つた例では炭素吸収量 0.05% に止める事が出来た。この様になれば炭素吸収に伴ふ不都合は解消出来るから、これに關する難點に就ては再検討しても可いと思ふ。モネルメタルでは軟かいので、錫又は鐵を加へて硬化し特殊の場合に愛用されてゐるものもある。

銅-アルミニウム合金もモネルメタルと殆ど同時代に考へられた。鐵、ニッケルを強化剤として加へたものが多く採用されてゐる。この種の合金はアルミニウムが酸素と化合し易く、出来た酸化アルミニウムは耐火性が大であるため、熔解した合金中から分離し難く製品中に酸化アルミニウムが残留し易いので、製品に針穴程度の澤山のブローホールや黄點と云はれるものなどを多く生じ、腐蝕性を増したり強力を減じたりする事が起るから、大量製産をするのには餘り歡迎されてゐない。然しこれ亦電氣爐を使用して熔解中に酸化する事を防止出来れば、これ等の難問題も解決される

のではないかと考へられる。

銅-鉛合金に就ては銅と鉛とが合金を作らないと云ふ點を利用して摩擦部分に使用されるが、合金を作り難いものを合金であるかの様にして鑄造するので鑄造上相當の技術を要する。従つて特殊の場合に利用されるもので一般的なものではない。

第3節 新合金の出現

古來存在してゐた金屬をいろいろ組み合せて新しい合金を作ると云ふ事は、今までにいろいろ研究されてゐるのでこの方面から新合金の出現する見込は少ない。今まで單體の金屬として市場に出なかつたものが、電氣精鍊の進歩に依つて近來市場に出始めたと云ふ様なものを利用する事に依つて、新合金の出現と云ふ事が行はれてゐる。

新らしく金屬として出たものの中稍々古い所ではアルミニウム、クロムの様なもので、比較的新しいものでは珪素、マグネシウム、ナトリウム、カルシウムの様なものがあり、稀有金屬としてはワナジウム、ジルコニウム、ベリリウムの様なものが考へられる。新金屬の出現は電氣精鍊電氣の發達に基づくものであるが、合金を熔解するにも電氣爐の利用に依つて新合金の出現を促進する事になつた。又從來の坩堝爐では完全熔解が出来ないと云つて實用に供せられなかつたものが、電氣爐に依つて實用に供し得る様になるとも考へられる。近來銅合金の熔解に高周波乃至は低周波電氣爐の利用が益々盛んにならうとしてゐる際に當つて、この諸點を考へて置く必要がある。

これ等の詳細に關しては、以下必要に應じてその都度記述する事にするが、アルミ真鍮、シルジン青銅等が廣く使用されてゐる例はこれである。

第II章 銅-亞鉛合金

第1節 亞鉛含有量の相違に依る機械的性質と用途との關係

銅は元來軟質のものである。これに亞鉛を加へれば強さを増すが強さを増すに従つて脆弱となつて、遂には使用に耐へなくなる。この脆弱にならないで實用に供せられる範囲内に於て考へる事にする。

前に述べた様に普通の銅-亞鉛合金は鑄造困難であるために、鑄造品は一般機械部分品としては用ひられないで板、棒乃至管として用ひられてゐるから、これ等壓延物に使用されるものとして、各種の性質を考へる事にして、本合金に對しては鑄物のことに就ては考へない事にする。

第3圖には亞鉛の添加に従つて合金を作つてゐる結晶の状態の變化する事、それに應じて硬度、抗張力、延伸率、電氣抵抗並に熔解したものが常溫に冷える迄の收縮率等の變化する様を示してある。これ等の内抗張力試験成績を見ると亞鉛50%以上になれば抗張力、延伸率共に低下して最早や實用に供せられないことを表はしてゐるから、機械部分品として用ひられる銅合金の亞鉛含有量はこれより少ないもので充分である。なほ亞鉛45%附近では抗張力は最大となつてゐるが、延伸率が20%位に低下して脆性を増し壓延、引拔等の作業が困難となるからこの點に於て不適當と考へら

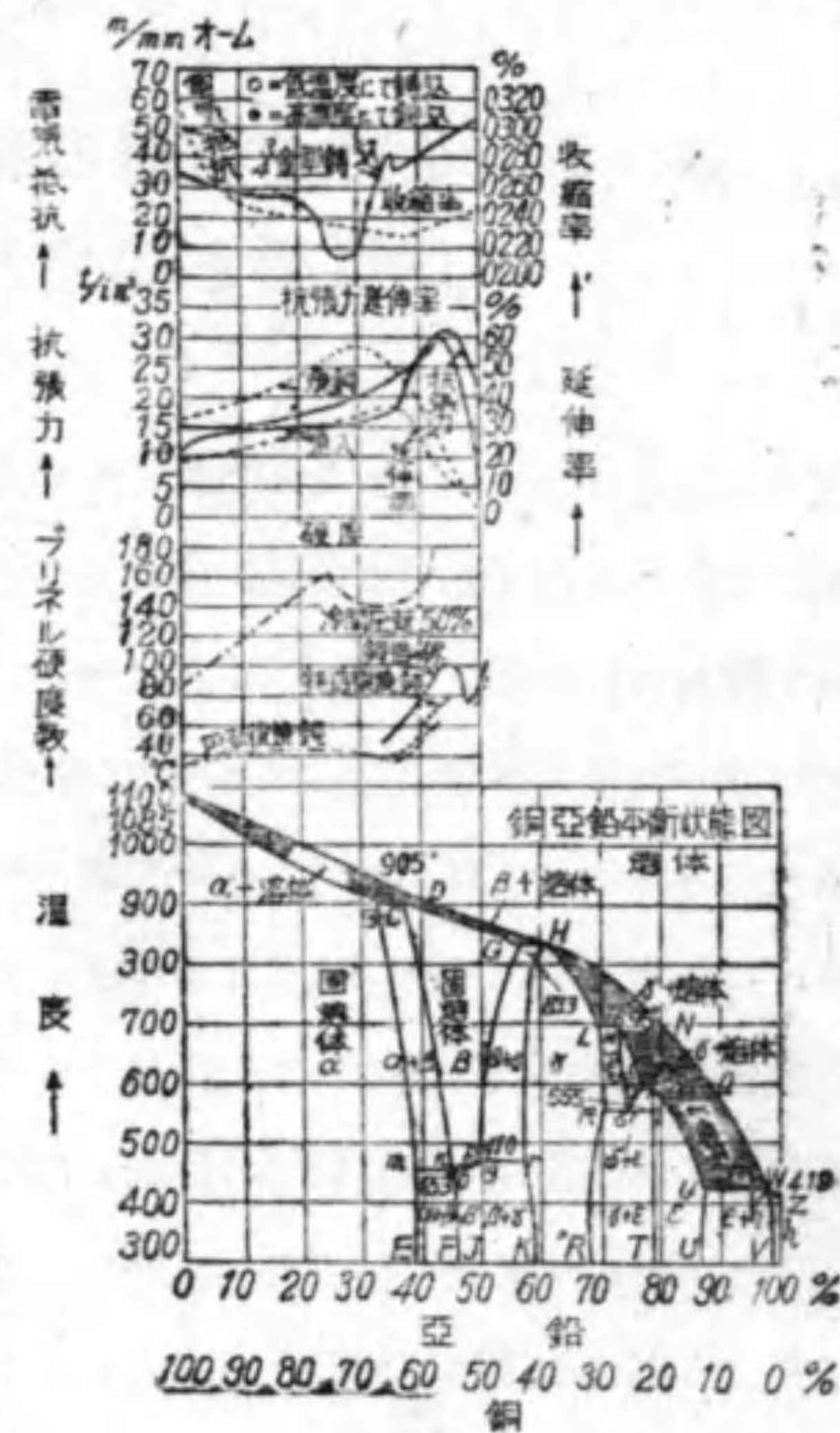
れる。結局亜鉛 40% 以下を含むものが一般的に用ひられてゐると考へて差支へない。

第3圖で銅-亜鉛平衡状態圖

として示してあるものは、横の方向に亜鉛の%を示し、亜鉛の含有量の變るに従つて組織がどの様に變化するかを示し、縦の方向には温度を示し、亜鉛の含有量は變らない場合でも温度の變化に依つて起る組織の變化を表はしてある。故にこの圖から任意の亜鉛含有量のものが任意の温度でどの様な組織上の状態を有するかを知る事が出来るのである。今眞鍮を作つてゐる銅と亜鉛とがどの様な状態で作つてゐるかを見ると、銅に亜鉛が溶け込んで一様なもの

になつてゐて、銅及び亜鉛の存在を別々に見分ける事は出来ない。この状態を固溶體を作つてゐると云ふ。平衡状態圖に於て亜鉛が約 39% を含むE點に至るまでは α (アルファ) と云ふ種類の固溶體を作り、約 47% のF點から 50% のJ點に至る間の亜鉛を含むものは β' (ベータプライム) と云

第3圖 銅-亜鉛平衡状態圖と機械的性質の比較



つて、 α とは性質を異にした固溶體を作り、E點とF點との間の亜鉛を含むものは α と β' との兩者を含んでゐる。 α と β との機械的性質の相違は第3圖で明らかであるが、 α の方は軟質で抗張力小で延伸率が大きいである。 β' の方は硬質で抗張力大であるが延伸率小で脆性に富んでゐる。且つ α 又は β' の中でも亜鉛が多いほど硬質の度を増すのである。

尙EとFとの間は α と β' との兩方を含んでゐる。今これの擴大せるもの

第4圖 鈍せる α 組織 $\times 100$



第5圖 β' 組織 $\times 100$



第6圖 $\alpha + \beta'$ 組織 $\times 100$



第7圖 鑄造の儘の α 組織 $\times 100$



を示すと、第4圖は α が石垣状に集つてゐるもので、圖の中に直線の平行した縞の様な模様が現はれてゐるが、これは別の關係から現はれたもので組織を見る上からは無關係と考へて差支へない。第5圖は β' の石垣状の組織を示したものである。第6圖は $\alpha + \beta'$ 組織を示したもので、 β' の石垣状の

組織の間に α の結晶が散在してゐる。

次に亜鉛 30% を含んだものを 1000°C に熱したとすれば熔けて融體となつてゐる。これは冷却して漸次温度を下げて行くと、30% を示す垂直線に沿つて第 3 圖の下方に向つて進み常温に至るまでにこの垂直線に沿つて第 3 圖に示された様な變化を起すのである。即ち 950°C に相當する所で垂直線が AD 線と交はる。即ちこの温度に於て融體が固溶體を作つて固まり始めるのである。次第に温度が下つて AB と交はる温度になる迄には、融體中の固つて固溶體になる量を増して、AB と交はつた温度で全部が固溶體として固まる。而してそれから常温に至るまでは少しも變化を起さない。

この時 AD と交はる所の温度で融體の一部が固溶體として固まるが、この固まる固溶體はこの點の示す温度即ち 950°C の固化温度を有してゐる合金である。この温度で固化する固溶體の割合は、AD 線と垂直の交點 950°C を示す點から水平線を引いて、AB と交はる點が示す割合のものである。即ち亜鉛を約 22% を含んだものである。更に温度が下つて次に固まるものはやはりその温度に水平線を引いて、AB と交はる點が示す配合のもので亜鉛は 22% 以上含まれるものとなる。次第に温度が下つて來るに従つて固まるものは順次亜鉛含有量の多いものとなり、30% の垂直線が AB 線と交はる温度から水平線を引き、AD 線と交はる點の示す % 即ち 38% の亜鉛を含んだものが最後に固まるのである。この最初に固まるものは亜鉛の少ない固化温度の高いもので、順次固化温度の低いものが固まり始めた最初の一點を核心として、恰も樹木が成長する様に外へ外へと固化温度の低いものが固まつて行く。第 7 圖にその 1 例を示した。圖では羊齒の葉の様な模様を示してゐるのがそれである。この羊齒葉 1 つ宛

が 1 つの核心として出来たものである。これを樹枝状組織と云ふ。鑄造したものが冷えて固まつた儘のものはこの様な組織を示すのである。これを焼鈍すると第 7 圖に示した樹枝状に於て核子中に最も固化温度の高い、亜鉛の少ないものがあり、外の方へ行くに従つて亜鉛の多いものとなると云ふ成分的の相違のあるものが、亜鉛が多い方から少ない方へ擴散されて全部が一様に 30% の亜鉛のものに平均されて、第 4 圖に示した様な石垣状の組織となるのである。

次に亜鉛 40% を含んだものに就て上と同じ様な事を考へて見ると、先づ D 點の温度即ち約 900°C で C 點の示す亜鉛含有量即ち約 37%、亜鉛の β が固溶體に固まり、温度の下るに従つて亜鉛の多い β が核心から外へ外へと固まつて行つて CG 線と 40% の垂直線の交はる點に水平線を引き、それが DH 線と交はる點の示す亜鉛含有量即ち 43% 亜鉛のものが最後に固まり、それより以下の温度は全部 β の固溶體となつて、更に温度が冷えて Cn 線と交はる點即ち 780°C 以下になると β の一部から α が分離されて α と β との混合組織のものとなり、更に温度が下つて mn 線と交はる點即ち 453°C になると β 組織が同素體 (同一元素から成るもので物理的、機械的性質の異なるもの) である β' と云ふものに變化する。この場合に約 890°C 即ち CG 線と交はつた所から約 800°C の Cn 線の交はつた所の間では全部 β 組織を有してゐる。而してこれを徐々に冷却すれば上述の變化をして $\alpha + \beta'$ の混合組織となるのであるが、この温度から水に入れて急冷したとすれば上の變化をする餘裕がないので、 β の儘で常温まで冷却され常温に於て β 組織を現はすのである。又 Cn 線と交はる點即ち約 780°C と mn 線と交はる 453°C との間では $\alpha + \beta$ であるが、これ亦水に入れて急冷すれば $\alpha + \beta$ 組織

が常溫で得られるのである。この様に徐冷すれば β' や $\alpha+\beta'$ であるべきものを急冷して常溫で β や $\alpha+\beta$ 組織にする事を焼入したと云ふ。

以上の様に焼鈍して樹枝状組織を石垣状に變へたり、焼入して β 又は $\alpha+\beta$ 組織等を出す等の熱處理に依つて組織を變へれば、それに應じて機械的性質も變るのである。熱處理に依つて機械的性質の變る事に就ては後に詳述する事にして、第3圖にも熱處理に依つて機械的性質の相違する有様が大體示されてある。

第2表は日本標準規格の銅-亜鉛合金の配合割合と標準機械的性質並に各種検査方法とを一覧表としたものである。検査法中の水銀試験と云ふのは眞鍮には時期割と云つて製造後時日を経て後に龜裂を生ずる事があるので、この時期割の恐れがないかどうかを確めるためである。

第2表で判る様に眞鍮(黄銅)は銅70%、亜鉛30%のもので七三眞鍮と云はれてゐるものである。

銅60%、亜鉛40%のものを六四眞鍮と云つてゐるものでこの2種に分たれると考へられる。

七三眞鍮の方は α 組織のみから出来てゐて比較的軟質である。六四眞鍮は $\alpha+\beta$ 組織で β' が出てそれだけ硬質になつてゐる。この性質の相違から實用上の區別が考へられる。即ち七三眞鍮の方は軟質であるから、板や棒に延し易く又、それだけ安く出来上るから棒や線や管で餘り強さを要しない部分に使用される。六四眞鍮は硬質であるから延し難いし亜鉛を多く含んでゐるから、それだけ價格も高く、特に強さを要する部分とかボルトやナットの様に捻子を切るもので、軟質では捻子が毀れ易いと云ふ様な所に用ひられる。要するに硬軟の相違に應じ適材適所に用ひれば可い。同

じ黄銅でも軟質のものと硬質のものと規格を別に分けてあるものがある。これは特に亜鉛含有量を變更して硬軟兩様に分けたものではなく、硬質のものは引延した儘で低溫で焼鈍したものとか、軟質のものは高溫度で焼鈍したものとか、引拔や熱處理に依つて硬軟の加減をしてゐるのが普通である。

尙眞鍮の種類が七三眞鍮と六四眞鍮の2種に略々限られたに就き、七三眞鍮は上述した様に歴延引拔等の加工が容易な範圍で、出来るだけ強力なものと云ふ點から定められたものであり、六四眞鍮の方は歴延、引拔の様な加工の方は多少犠牲に供しても強力なものを得るために定められたものである。而らば強力に重きを置くを以て亜鉛含有量の尙多いものを採用したらとの考も出て來るのであるが、これに就て少しく説明を加へて置く。六四眞鍮の組織は α と β' との混合組織で硬質の β' の間に軟質の α が介在してゐる事になつてゐる。

これ以上に亜鉛を増加すると α 組織は消失して β' の硬質のもののみより成立した組織となるのである。銅がフェライトと云ふ軟質のものとパーライトと云ふ硬質のものが混合した組織であるために、銅が強力に靱性に富むと云ふ良質を有してゐる様に六四眞鍮に於てもこの事が考へられる。硬い β' は強いが脆いと云ふ性質であるから β' のみで組織されたものは極端に云へば石や陶器を錘で叩く様なもので比較的破壊され易い。所が β' と β' との間に軟かい α が挟まつてゐれば、これ亦極端に云つて小石の集まりを鉢で混じて塊を作つた様なもので、これを錘で叩いても鉢のために錘の力は殺がれて破壊され難い事になる。この様な關係から β' のみで出来たものは $\alpha+\beta'$ の混合組織のものよりも破壊され易いのである。六四眞鍮は $\alpha+\beta'$

第 2 表 真 鍮 類

材 種	化 学 成 分 (%)					機 械 試 験						熱 学 試 験				
						抗 張 力 (kg/mm ²)			延 伸 率 (%)			軟 質	半 硬 質	硬 質	軟 質	半 硬 質
	銅	亜鉛	鉛	錫	不純物	軟 質	半 硬 質	硬 質	軟 質	半 硬 質	硬 質					
黄 銅	第 1 種	69~72	-	-	-	>23	>35	>41	>50	>25	内 圓 半 徑 厚 150° の 1 倍 の 1 倍	内 圓 半 徑 厚 150° の 1 倍 の 1 倍	内 圓 半 徑 厚 150° の 1 倍 の 1 倍	-	-	-
	第 2 種	66~68	-	-	-	>23	>35	>41	>50	>25	.	.	.	-	-	-
	第 3 種	53~59	-	-	-	>35	>41	>48	>50	>15	内 圓 半 徑 厚 150° の 1 倍 の 1 倍	内 圓 半 徑 厚 150° の 1 倍 の 1 倍	内 圓 半 徑 厚 150° の 1 倍 の 1 倍	-	-	-
火 鍮 銅 棒	徑 又 は 對 邊 距 離 15 mm 未 滿	58~61	-	-	-	<35	>35	-	>25	-	内 圓 半 徑 徑 又 は 對 邊 距 離 の 2 倍	徑 又 は 對 邊 距 離 の 2 倍	75°	-	-	-
	徑 又 は 對 邊 距 離 15 mm 以 上	55~62	-	-	-	<35	>35	-	>25	-	内 圓 半 徑 徑 又 は 對 邊 距 離 の 2 倍	徑 又 は 對 邊 距 離 の 2 倍	75°	-	-	-
熱 処 理 黄 銅 棒	第 1 種	59~62	-	1.1~2.5	-	<0.5	-	-	-	-	内 圓 半 徑 徑 又 は 對 邊 距 離 の 2 倍	徑 又 は 對 邊 距 離 の 2 倍	105°	-	-	-
	第 2 種	53~62	-	1.5~3.0	-	<1.0	-	-	-	-	内 圓 半 徑 徑 又 は 對 邊 距 離 の 2 倍	徑 又 は 對 邊 距 離 の 2 倍	75°	-	-	-
高 力 黄 銅 棒	第 1 種	-	-	-	-	-	>94	-	>38	-	-	-	-	-	-	-
	第 2 種	-	-	-	-	-	>82	-	>35	-	-	-	-	-	-	-
	第 3 種	-	-	-	-	-	>46	-	>35	-	内 圓 半 徑 徑 又 は 對 邊 距 離 の 2 倍	徑 又 は 對 邊 距 離 の 2 倍	75°	-	-	-
	第 4 種	-	-	-	-	-	>44	-	>35	-	内 圓 半 徑 徑 又 は 對 邊 距 離 の 2 倍	徑 又 は 對 邊 距 離 の 2 倍	75°	-	-	-
一般 用 黄 銅 管	第 1 種	65~72	-	-	-	<2.7	>38	-	>35	-	管 端 上 の 外 徑 の 7 倍 以 内 の 厚 度 内 に 沿 っ て 行 っ た 時 180° 以 上 の 角 に 曲 げ 試 験 し 時 該 部 に 脆 断 を 生 ぜ ず 試 験 する 事 を 要 す	-	-	-	-	-
	第 2 種	62~66	-	-	-	<2.5	>38	-	>35	-	管 端 上 の 外 徑 の 7 倍 以 内 の 厚 度 内 に 沿 っ て 行 っ た 時 180° 以 上 の 角 に 曲 げ 試 験 し 時 該 部 に 脆 断 を 生 ぜ ず 試 験 する 事 を 要 す	-	-	-	-	-
機 械 用 黄 銅 管	第 1 種	60~72	-	1.0~1.5	-	<0.62	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
	第 2 種	60~72	-	-	-	<0.625	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-

に 關 する 日 本 標 準 規 格

打 撃 試 験	水 屈 試 験	彎 曲 試 験	沖 撃 試 験	扁平 及 び 屈 曲 試 験	加 熱 試 験	打 痕 試 験	切 開 試 験	水 屈 試 験
-	-	-	-	-	-	-	-	-
銀 色 又 は 銀 色 の 方 向 よ り 切 断 し 時 該 部 に 脆 断 を 生 ぜ ず 試 験 する 事 を 要 す	-	-	-	-	-	-	-	-
棒 の 端 上 の 約 錐 形 尖 端 に 打 ち 戻 す 事 を 要 す	試 験 管 中 に 15 分 間 浸 入 し 後 試 験 する 事 を 要 す	-	-	-	-	-	-	-
-	上 に 同 じ	-	-	-	-	-	-	-
-	上 に 同 じ	棒 の 一 端 を 約 錐 形 尖 端 に 打 ち 戻 す 事 を 要 す	-	-	-	-	-	-
-	管 上 部 長 さ 75 mm の 試 験 片 を 切 り 取 り 試 験 する 事 を 要 す	管 の 端 を 約 錐 形 尖 端 に 打 ち 戻 す 事 を 要 す	管 端 上 の 外 徑 の 1.25 倍 以 上 の 厚 度 内 に 沿 っ て 行 っ た 時 180° 以 上 の 角 に 曲 げ 試 験 し 時 該 部 に 脆 断 を 生 ぜ ず 試 験 する 事 を 要 す	管 端 上 の 外 徑 の 1.25 倍 以 上 の 厚 度 内 に 沿 っ て 行 っ た 時 180° 以 上 の 角 に 曲 げ 試 験 し 時 該 部 に 脆 断 を 生 ぜ ず 試 験 する 事 を 要 す	-	-	-	-
-	火 鍮 銅 棒 に 同 じ	-	管 端 上 の 約 錐 形 尖 端 に 打 ち 戻 す 事 を 要 す	-	管 を 約 60°C に 加 熱 する 事 を 要 す	管 の 端 を 約 錐 形 尖 端 に 打 ち 戻 す 事 を 要 す	管 を 約 60°C に 加 熱 する 事 を 要 す	70kg/cm ² の 水 屈 試 験 時 該 部 に 脆 断 を 生 ぜ ず 試 験 する 事 を 要 す

組織であるがこれ以上亜鉛を加へると β' のみの組織となつて、上述した様に強さは増しても却つて破壊され易く、機械部分品としては不適當である。この意味から銅-亜鉛合金に於て強力をさとせるものと云ふのに對して六四眞鍮の配合のものが定められてゐるのである。

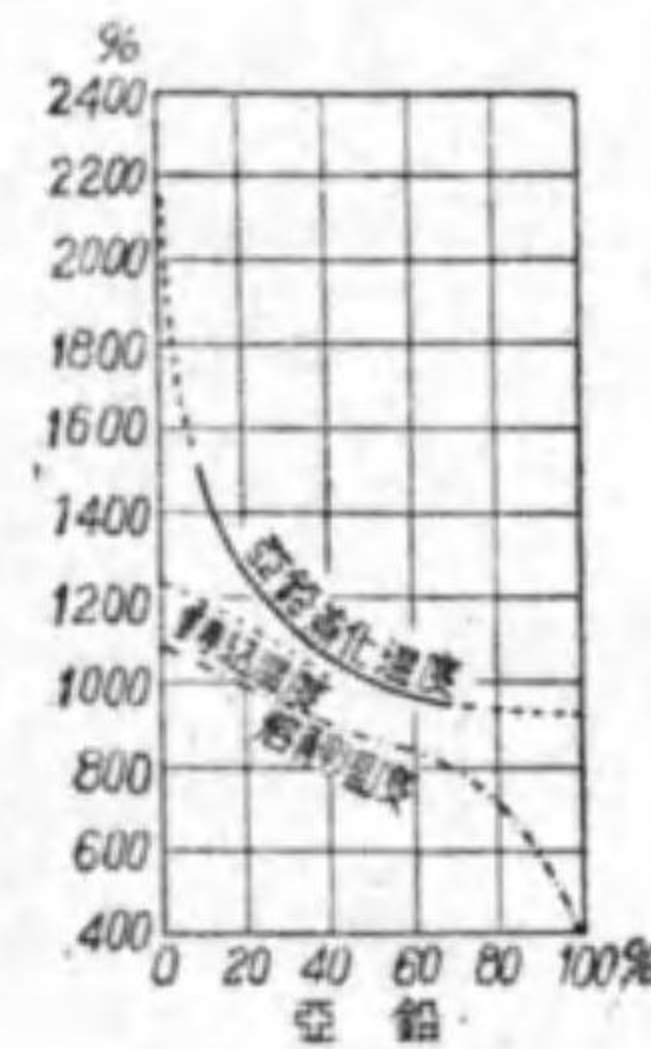
第2節 眞鍮の熔解並に鑄造に就て

眞鍮を熔解するに當つて注意せられる事は亜鉛の熔解損失量である。この點は鐵などに比して値の高い亜鉛を損失するのであるから、熔解費を廉くする上に於て相當重要に考へなければならぬ。亜鉛の熔解損失に就ては次の點が考へられる。即ち亜鉛の酸化損失と蒸化損失である。前者は亜鉛が酸化されて白い煙になつて逃げて行くもので、後者は蒸氣になつて出て行くのである。

亜鉛が酸化して損失する量は熔解坩堝で装入亜鉛量の約5~10%と云ふ見當である。正確な數字は熔解状態で一定してゐない。これは熔けた高温度の亜鉛が空氣に觸れて起る現象であるから、空氣に觸れさせないで熔解する事が出来たならばこの損失は免れる事が出来る。勿論工業的操業で完全に空氣に接觸させないで熔解すると云ふ事は望まれないにしても、出来るだけ接する事を少なくする事は出来る事である。近來高周波乃至低周波誘導電氣爐が眞鍮の熔解に利用されてゐるが、その利點と考へられる一つは亜鉛の損失を少なくする事が出来るからである。電氣爐であるために燃料の燃焼のために空氣を送る必要がないから、酸化性熔中では亜鉛が熔解される事を避ける事が出来る。従つて酸化に依る亜鉛の損失を減ずる事が出

來るのである。現在電氣爐の熔解費が坩堝爐の熔解費よりも高くなるにしても、その高價になるだけは亜鉛の酸化損失を少なくすることに依つて充分に補ひ得るから、結局電氣爐を使つた方が利益だと云ふ結論になる。これが電氣爐の使用が發展しつゝある所以である。電氣爐を用ひるならば亜鉛の酸化損失量は装入亜鉛量の1%以下に止め得る事が出来るであらう。

第8圖 眞鍮の亜鉛蒸化温度



次に亜鉛の蒸化損失であるが、眞鍮に於ける亜鉛の蒸化を始める温度は第8圖に示した様である。眞鍮の亜鉛蒸化温度は亜鉛が増加すると低下してゐる。

然しこの低下の状態が亜鉛の増加するに従つて蒸化温度と熔解温度とが接近して來るから、亜鉛の多い眞鍮になるほど熔解温度に達してから少し温度を上げれば蒸化を起す事になつて、蒸化に依る亜鉛の損失が大になり易い。即ち亜鉛の多い眞鍮になるほど蒸化損失に注意を要する事になる。

眞鍮の熔解に銅を熔解する電弧爐を用ひると温度が上り過ぎて亜鉛の蒸化損失を大にするから、眞鍮の熔解には電弧爐は採用出来ない。従つて温度の上昇の甚だしくない電氣爐を用ひるのであるが、それでも温度を上げすぎれば蒸化損失は大となるから注意しなければならない。又鐵瓶に蓋をして中の湯を沸騰させると蒸氣壓が高められて蓋を飛ばして湯が吹き出し、火鉢に灰神樂を起すと云ふ様な事實に似た事が誘導電氣爐にも起り、温度が上り過ぎ蒸化が激しくなると爐内にある熔金が爆發的に飛び出して非常な危険を生じ、損失を大きくするから誘導電氣爐に依る熔解にはこの蒸化

に對して警戒を要する。

合金が熔解されるに當つて合金面に接觸するガスが熔金中に吸収される。この吸収する状態は合金面の状況、接觸するガスの種類及び合金の加熱される温度に依つて異なるのであるが、七三真鍮を熔解するに當つてガスを合金中に吸収する吸収率の1例を示すと第9圖の様である。

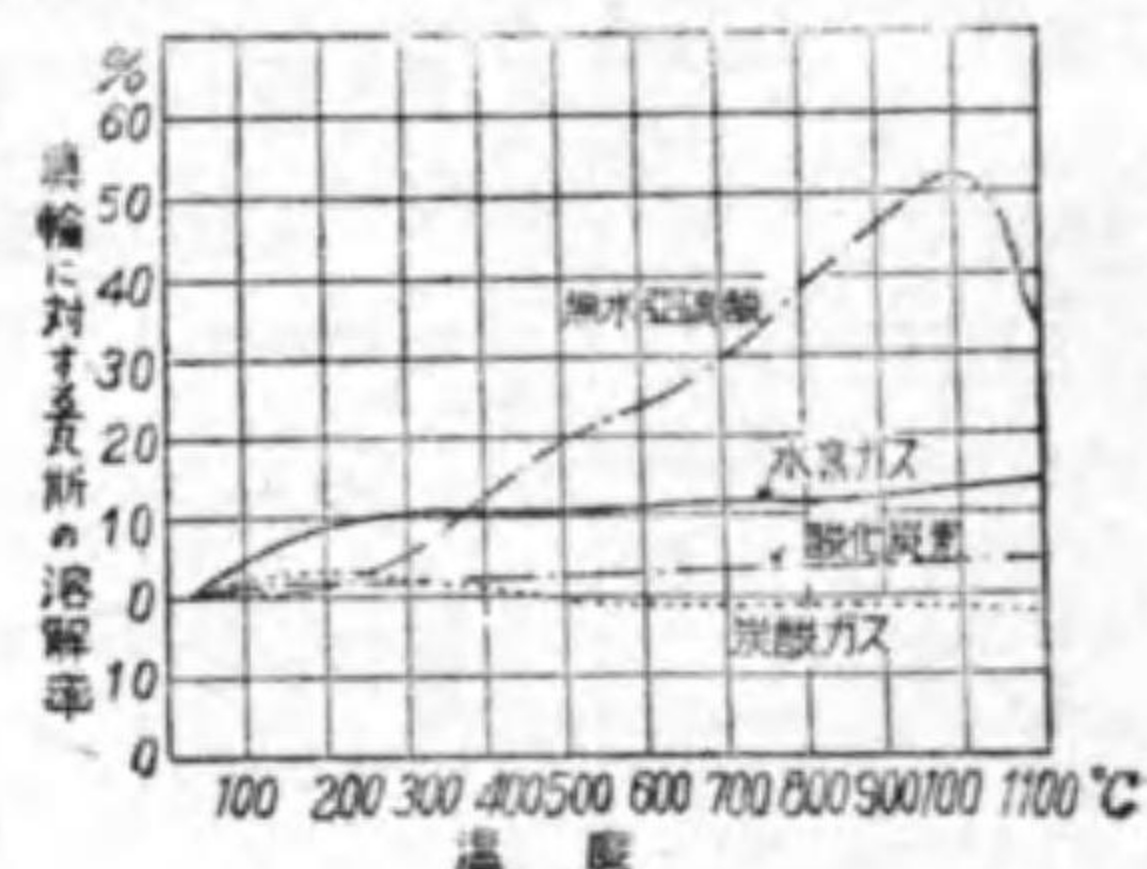
圖に於て一般炭素及び炭酸ガスの吸収率は少ないから問題にならないが、水素及び亜硫酸ガスの吸収率の多いのは注目される。

水素ガスは赤熱した炭に水蒸気が作用すると水が分解されて水素を發生するから坩堝熔

解に於て水素ガスは存在すると考へられる。亜硫酸ガスは炭中に含まれる硫黄分が燃焼して發生するものであるから、これも坩堝熔解では存在すると考へなくてはならない。水素の吸収率は温度の上昇に伴ふ變化は餘り見られないが、亜硫酸ガスの吸収率には温度の上昇に伴つて大きな變化がある。即ち 1000°C まではガスの吸収を続けるが、1000°C 以上になると今まで合金中に吸収した亜硫酸ガスを合金外に吐き出す事になり、これより温度の上るに従つて合金中の亜硫酸ガスは減じる事になる。

合金を鑄造した時に合金内に巢が出来ると云ふのは、熔解した合金中にガスを吸収しておてそれが型の中で冷却して固まるに當つて、温度が下降して來るに従つて吸収率を減じてガスを放散するのであるが、固まる状況

第9圖 七三真鍮の熔解の際のガス吸収率



の如何に依つてはガスが放散し切れずに合金中に残るのがその原因となるのである。鑄物の悪くなるのは一つには上述の様にガスが鑄物中に残留する事と他の一つは熔解したものが酸化して滓となつて鑄物中に残る事と更に一つは熔解して膨張した状態であるものが、冷却するに應じて収縮し収縮管と云ふものや引割と云ふ様なものを生ずる事である。この中収縮に關する事に就ては後に別に述べる事にして先づ巢及び滓の残留に就て述べる。

これ等を少なくするには鑄込温度を調節して、型に注ぐ迄に熔金中にガスや滓を含むのを最も少ない状況にして鑄込むことゝ、型に入つてから後に熔金中に尙含まれてゐるガスや滓を鑄物の有用部分から除外する様にす

る事である。又真鍮に就て云へば亜鉛の少ない七三真鍮と亜鉛の多い六四真鍮とに就ては鑄込温度に對する考へ方を多少變更しなければならぬ。(前にも述べた様に鑄物と云つても真鍮は複雑な鑄物を作ると云ふ場合、少ないから、主としてインゴットを作る場合に就て記してゐるものと御承知願ひたい。但し強力真鍮に屬するマンガン青銅の様なものも相當複雑な鑄物を作るが、これに關しては別に述べる事にする。)

七三真鍮では亜鉛が少ないから亜鉛の酸化した滓の位置に就て餘り考へる餘地がないから、ガスの残留する事を主として注意すれば可い。尙亜鉛が少ないだけに融體が固まり始めて流動性を失ふ固化温度が高いから、比較的高温でガスが外部に放散し終るから巢が出来やすい。特にこれに注意をしなければならぬ。六四真鍮になると亜鉛が多いので亜鉛の酸化が多く、それだけ滓の處置に注意を拂はなければならぬ。固化温度は亜鉛が

多いほど低くなつてゐるから、比較的低温まで熔金が流動性を保つてゐるので、ガスの脱出は比較的容易でこの方の心配は少ない。

以上の關係から七三真鍮は鑄込温度を比較的高目にした方が、ガスの残留少なく従つて巢も少なく良好な鑄物が出る。六四真鍮では低温まで流動性を保持するので、ガスの心配は少ないが高温度で鑄込むと鑄込中に亜鉛が酸化されて、それが鑄型中へ熔金と共に入つて鑄物を悪くするので、鑄込温度はむしろ低目にした方が可い。

マンガング銅の様に六四真鍮に他の金属を加へて強化したもので相當複雑な鑄物を作る場合には、鑄込途中乃至は鑄型に注入後に於ても亜鉛の酸化滓が出来て、それが型の中を熔金と共に流れる間に渦流となつて漕を作る所とか、一方から流れて来たものとその反對の方から流れて来たものと出會ふ湯境とか、流速が小となつた所とかに亜鉛滓を捲き込んで鑄物を不良にするので、この様な鑄物を作る時には鑄型内を熔金が流れ得る流動性を害さない程度で出来るだけ低温で鑄込む事にする。これが複雑な鑄物を作る時とインゴットを作る時と多少考へを變へる必要のある所である。

鑄込温度と強さとの關係を示すと第3表の様である。

強さの小さなものは主としてガスの残留に依る巢の存在のために強さを害せられたものである。

第3表に於て七三真鍮では2つの事實が示されてゐる。1つは爐中熔金温度の高低が強さに及ぼす影響で、1つは鑄込温度の高低と抗張力との關係である。爐中熔金温度の高い方が鑄込温度同一のものに就て比較して、爐中温度の低いものよりも抗張力は大きであるが、延伸率も特に大である事に注意される。これは主として熔金中に溶け込んだガスの放散される事に

第3表 七三及び六四真鍮の鑄込温度と機械的性質との關係

熔金 爐中温度 (°C)	鑄込温度 (°C)	成分(%) (殘部亜鉛)				機械的性質		備考
		銅	錫	鉛	鐵	抗張力 (t/in ²)	延伸率 (%)	
1130	1125	71.95	0.86	0.48	0.16	14.06	16	爐から 取出し を 終 る ま で 8 分 間
	1050	◇	◇	◇	◇	13.26	23	
	970	◇	◇	◇	◇	6.67	12	
1230 より高し	1230	76.69	1.12	—	0.06	16.43	45	
	1050	◇	◇	—	◇	16.06	40	
	970	◇	◇	—	◇	8.97	15	
1115	1110	60.24	—	—	0.52	22.67	24	
	1050					22.18	23	
	960					22.42	◇	

關係するものと思はれる。第9圖に示した様に亞硫酸ガスが最も多く真鍮中に吸収されるが、1000°C以上になればそれ以上に高くなればなるほど吸収されたガスが吐き出される事になつてゐる。故に熔金の温度を高くするほど熔金中のガスは少なくなる。これに基づいて熔金温度を高くした方が抗張力試験成績が大になると考へられる。

次に鑄込温度を考へて見ると、鑄込温度の低い960°Cが抗張力試験結果は著しく不良となつてゐる。これは上述した様に温度が低くなつて熔金の流動性が悪くなり、熔金中にあつたガスが外部に逸出する事が困難となつたために、巢を多くし抗張力を害する様になつたものである。

以上の結果から七三真鍮では熔金温度を高め且つ鑄込温度を高くした方

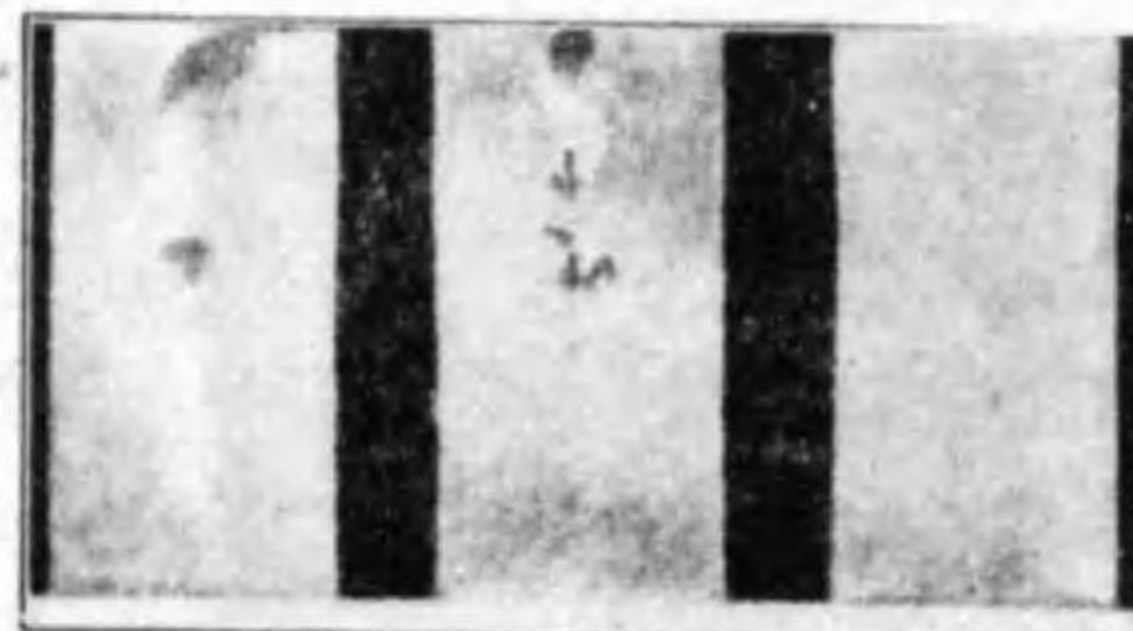
が良いと云ふ事になる。幸ひ亜鉛含有量は比較的少ないから亜鉛の酸化又は蒸化に依る熔解損失も少ないから、實際に於て熔解温度を高め又は鑄込温度をも高めると云ふ事が行はれる。

熔解温度から鑄込温度まで熔金を冷却する間にガスの脱出する事は、爐内の炭酸ガスの多い雰囲気内よりも爐外の空気中の方が容易に行はれるから、爐中で冷却するよりも坩堝を爐外に出して冷却した方が有効である。次に六四眞鍮では亜鉛が多くなつて熔解温度は低いから、爐中の熔金温度に餘り高めるとは及ばない。餘り高めると却つて亜鉛の酸化及び蒸化に依る損失を大にするから、熔解温度は餘り高めない事にしてゐるのである。且つ固化温度も低温になつてもガスの脱出が可能であるので、温度が下つても鑄物中にガスの残留する心配は少ない。それよりも温度を高めたために亜鉛の酸化滓を多くし、それが鑄物中に残ると云ふ事の方に警戒を要するのである。第3表に示した六四眞鍮では熔解温度も鑄込温度も共に低くしたのも、抗張力試験成績は悪くなつてゐない。

以上の様な方法を探つても尙熔金中にガスが残留して、第10圖に示す

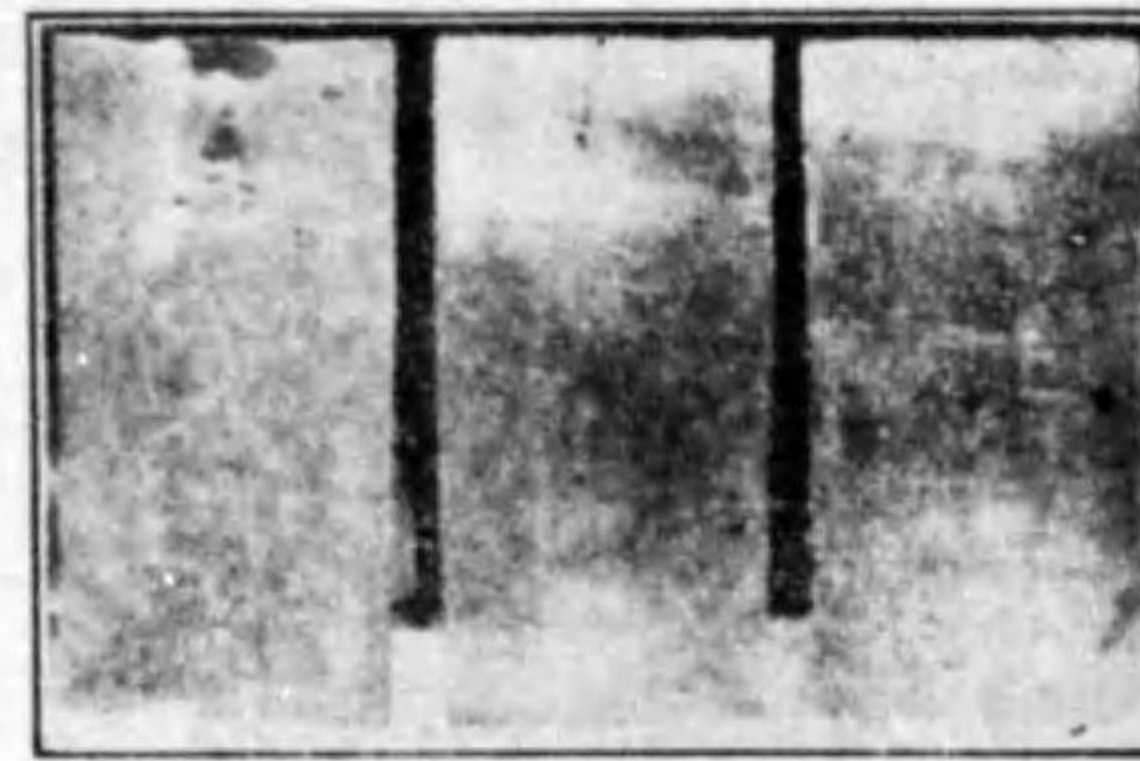
第10圖 押湯の種類とガス穴との關係

その1 普通の砂型押湯
O-10 (湯口28mmφ) O-11 (湯口30mmφ) O-12 (湯口32mmφ)

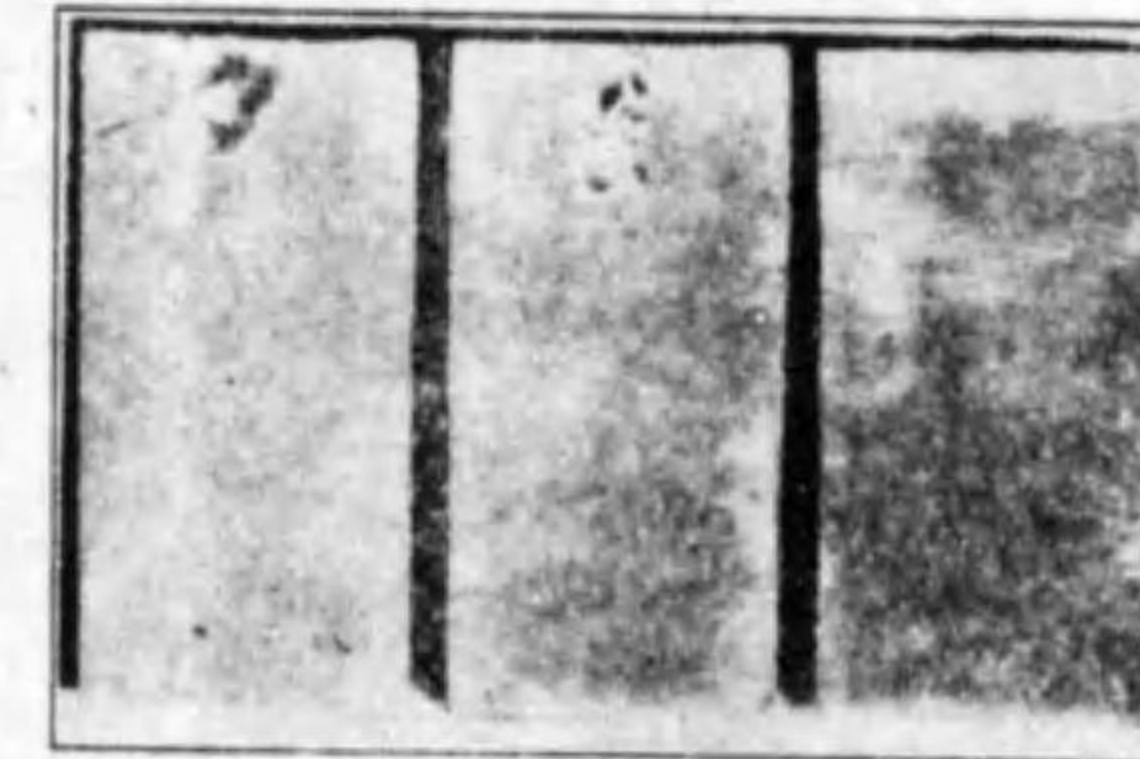


様な大きな穴が出来るのである。これを避ける事を研究しなければならぬ。第10圖に示したものは第11圖に示すやうな50mmφ、高さ100mmの圓筒狀鑄物を作つてそれを半分に切斷し、その切斷面を示したものである。而してこの鑄物に高さ100mmで直徑の方

その2. 押湯の周圍を保温材で捲く
N-5 (湯口18mmφ) N-6 (湯口20mmφ) N-7 (湯口22mmφ)



その3. 鑄型の底に軟銅金型を當てる
NMS-6 (湯口20mmφ) NMS-7 (湯口24mmφ) NMS-8 (湯口24mmφ)



O 一鑄物砂湯口で鑄型全部砂型
N 一保温前湯口で鑄型全部砂型
NMS一鑄物砂湯口に鑄型底部に軟銅金型を當てる

はいろいろ大きさを變へた湯口兼押湯となるものを付け、この押湯の條件を變更するに應じて、圓筒狀の鑄物の上部に現はれるガス穴の状態の變るのを調査したものである。目的とする所は押湯として後に切捨てられる部分にガスを引取り、製品となる鑄物本體にはガス穴が出来ない様にするのである。第10圖に示した鑄物は底の方から冷却して行くから、ガスは早く固まる下部から、後で固まる上部に押し上げられて行くのであるが、最上部はその直下の部分より早く冷却して固化するので、下から上つて來たガスも既に固化した最頂部に妨げられて外に出る事が出来ないで、上部の所にガス穴が生ずるのである。このガスを押湯の方に取るには押湯を大きくすれば可いのであるが、眞鍮の様な高價な地金を品物とならない押湯に澤山使用するのは經濟的に香ばしくないから、押湯は出来るだけ小さくしてガスを押湯の方に取るにはどうすれば可いかと云ふ事を考へる事にした。それには押湯が最後に冷却する様にす。即

ち下の方は固まつてゐるのに押湯は未だ溶けてゐる状態にすれば、下から上つて来たガスは押湯の中に入る事

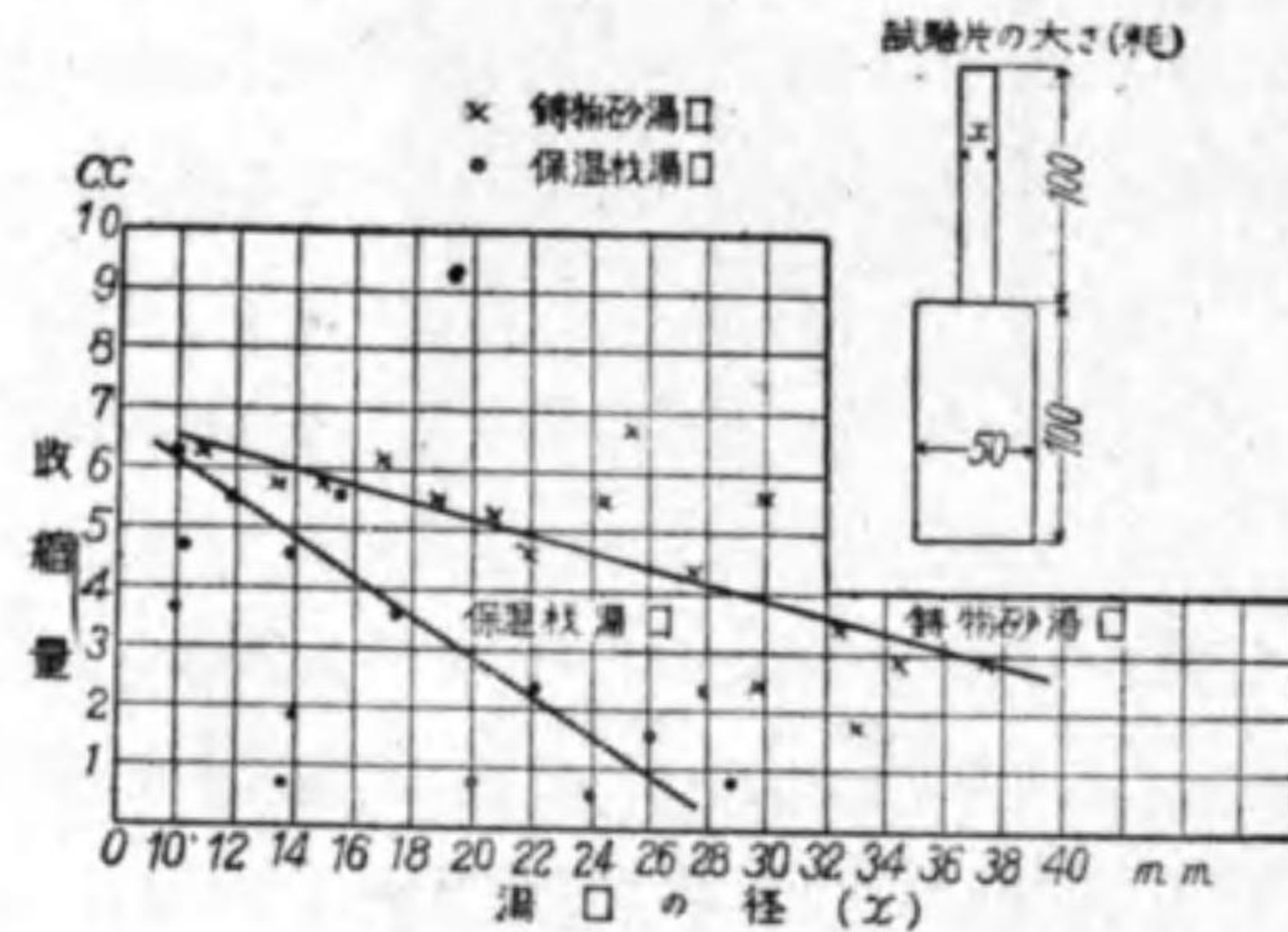
になる。この様にするためには押湯の冷却速度を他の部分より遅くする方法と、押湯は普通として鑄型の底の方を普通より早く冷却する方法と

の2つの方法を比較する事にした。尙これ等の有効程度を比較して第11圖に示した様に押湯の直径 x を小から大にして径が小であるに拘はらず、押湯の方にガスを引き取る事が出来る方法が最も有効であると結論する事にした。

第10圖その1は普通砂型で押湯を作つたものである。その2は押湯に接する肌砂の代りに保温剤を用ひて、押湯の冷却する速度を普通砂型の場合より遅くしたものである。その3は鑄型の底部に厚い軟鋼の金型を置いて、鑄物の底部を急冷せしめて、押湯の方は普通砂型で冷却速度は普通であるが、下の方が金型で冷却速度が速くなつたために押湯の方が下よりも遅れて冷却す 様にしたものである。

その1でO-10は押湯の直径28mmでガス穴は大きく現はれてゐる。O-11で押湯の直径30mmになるとガス穴は大分小さくなつてゐる。O-

第11圖 湯口の大きさに依つて鑄物に生ずる収縮
(鑄込温度 1000°C)



12は全くガス穴は無くなつてゐる。この時の押湯の直径は32mmである。

その2では押湯の直径の小さい時からその1に比してガス穴は小さいが、ガス穴の無くなつたのは押湯の直径22mmの時でその1に比して遙かに小さな直径でガス穴はなくなつてゐる。

その3はその1とその2の中間の成績を示し、ガス穴の無くなつた時の押湯の直径は24mmで相當な好成績を示してゐる。

第11圖の曲線は第10圖その1とその2とに就き、押湯の直径の大きさと鑄物本體が冷却して収縮する収縮量との關係を示したものである。その1の鑄物砂湯口に比してその2の保温剤を用ひた湯口の方が、湯口の直径に對し鑄物本體の収縮量が小さい。これは保温材湯口の方が永く融體の狀況を維持して、本體が収縮量を増加しようとするのに對して押湯が未だ融體になつてゐるから、空洞中に熔金が流れ込んで空洞を充填するから空洞の方には収縮が起らないのみならず、外廓は既に固化してゐるのに中央は融體の狀況を永く保つので外側に向つて収縮する。従つて鑄物の直径に對する収縮量がそれだけ小となるのである。これに依つて空洞を作らうとしたガスを押湯の方に押し上げる機構が明らかに想像されるであらう。

以上は熔金中に含まれるガスに依つて鑄物が不良になる點を述べたのであるが、次に冷却に基づいて起る収縮のために起る鑄物の不良に就て述べる事にする。

熔金が冷却して常溫になる迄に體積を収縮する。その状態を分つて、

- (i) 融體の収縮、融體を維持してゐる間に起る収縮、
- (ii) 固化の収縮、融體が固化を始めて固化を終るまでに起る収縮
- (iii) 固體の収縮、固化を終つて全部が固體となつてから起る収縮

鑄造收縮量は上の3つの收縮量の總計である。以上の3つの收縮状態を眞鍮に就て示すと第4表の様である。

第4表 眞鍮の亜鉛含有量、收縮量との關係

銅	10°C 冷却に對する收縮率		固 化 開 始 (°C)	固 化 終 了 (°C)	鑄 込 温 度 (°C)	體積收縮率(%)		
	固 體	融 體				鑄込より 固 化 開始 まで	固 化 開始 より 終 了 まで	固 化 終 了 より 20°C まで
100	0.10×10^{-4}	0.25×10^{-4}	1084	1200	2.19	3.91	6.4	
80	0.12×10^{-4}	0.21×10^{-4}	970	995	1100	1.67	4.25	5.32
61.38	0.13×10^{-4}	—	900	910	1000	1.98	4.40	5.94
59.87	0.13×10^{-4}	—	895	905	1000	1.98	4.40	5.94

表中 0.10×10^{-4} とは 0.10 に小數點をつける。即ち 0.000010 と云ふ事を示すのである。而してこれは 1°C 冷却する時に 1mm の長さにつき收縮するとの意味である。

固溶體を作る合金は一つの定まつた固 化温度を有してゐない。鉛の溶けたのが固まる様に或る温度にまで下つた所で固 化を終るのである。第3圖の平衡状態圖に於て AD, DE 線が固 化開始温度を示し、AB, BC, CD 線は固 化終了温度を示してゐる。

第4表は收縮の内容を區分して考へたものであるが、實際に於ては縮代と稱して鑄込んだ融體から常温に冷却するまでの總收縮量を考へてゐる。この縮代は鑄型内側の長さの寸法と、出來た鑄物外側の寸法との差を 100 分率で示す事にしてゐる。即ち

$$L = \text{鑄型内側の長さ} \quad I = \text{鑄物外側の長さ}$$

$$\text{縮代} = \frac{L-I}{L} \times 100 = \left(1 - \frac{I}{L}\right) \times 100\%$$

第5表は亜鉛含有量を異にした眞鍮の縮代を示したものであるが、鑄込温度に依つて縮代を異にするから、示された鑄込温度であつた時の縮代である事を明らかに知つて置かなければならない。

第5表に於て金型と砂型との縮代を比較すると金型の縮代が大きい。金型は鑄物表面から内部へ向つて收縮する事が多く、砂型は中心から表面に向つて收縮する傾向が多いからこの差を生ずるものと考へるべきである。

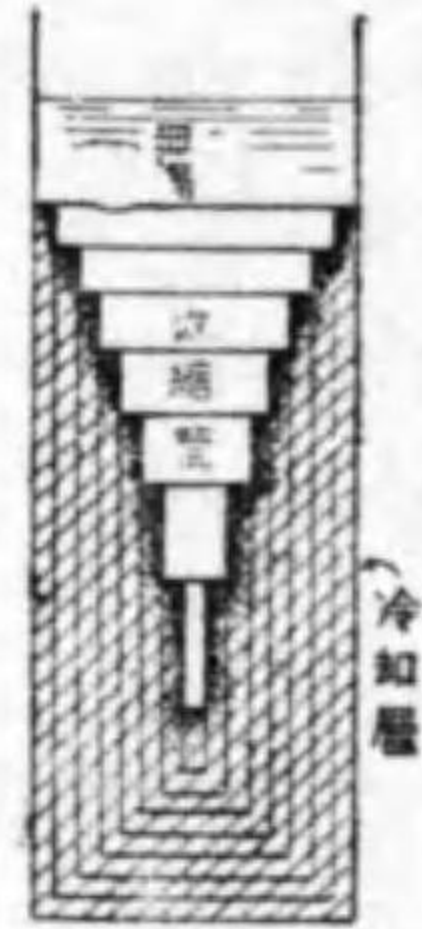
第5表 亜鉛含有量を異にせる眞鍮の縮代

銅	成 分 (%)				鑄込温度 (°C)	縮 代 (%)	
	亜鉛	鉛	鐵	燐		砂 型	金 型
99.95	—	—	微量	0.05	1170	1.850	2.042
90.00	9.93	0.04	0.02	0.01	1060	2.016	2.075
72.00	27.84	0.10	0.02	0.01	1050	1.763	1.866
62.00	37.84	0.10	0.05	0.01	1050	1.466	1.776
58.00	41.84	0.10	0.05	0.10	1010	1.408	1.938
58.00	39.2	—	0.2	2.5	1010	1.675	2.225
59.00	40.39	0.2	0.4	0.01	1050	1.641	2.000

而して砂型と金型との相違は金型の方が冷却速度が速く、砂型の方は遅いと云ふ點にある。故に金型では鑄物の中心まで早く冷却するので、表面と中心との温度差は小さく表面が固 化すると間もなく内部も固 化するから、全體が固 化してから收縮を起す事になり中心に向つて收縮を起す事になるが、砂型では冷却速度が遅いのでインゴットの冷却中に於ける表面温度と

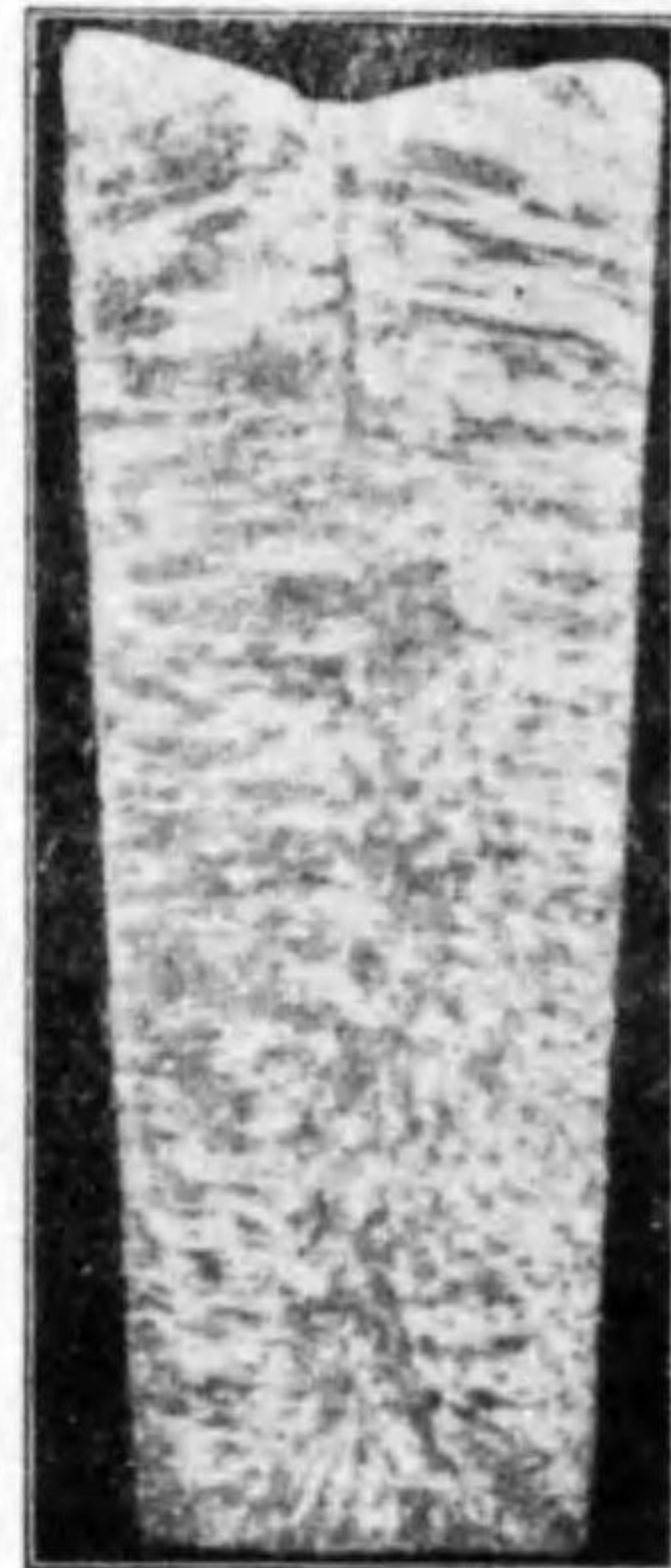
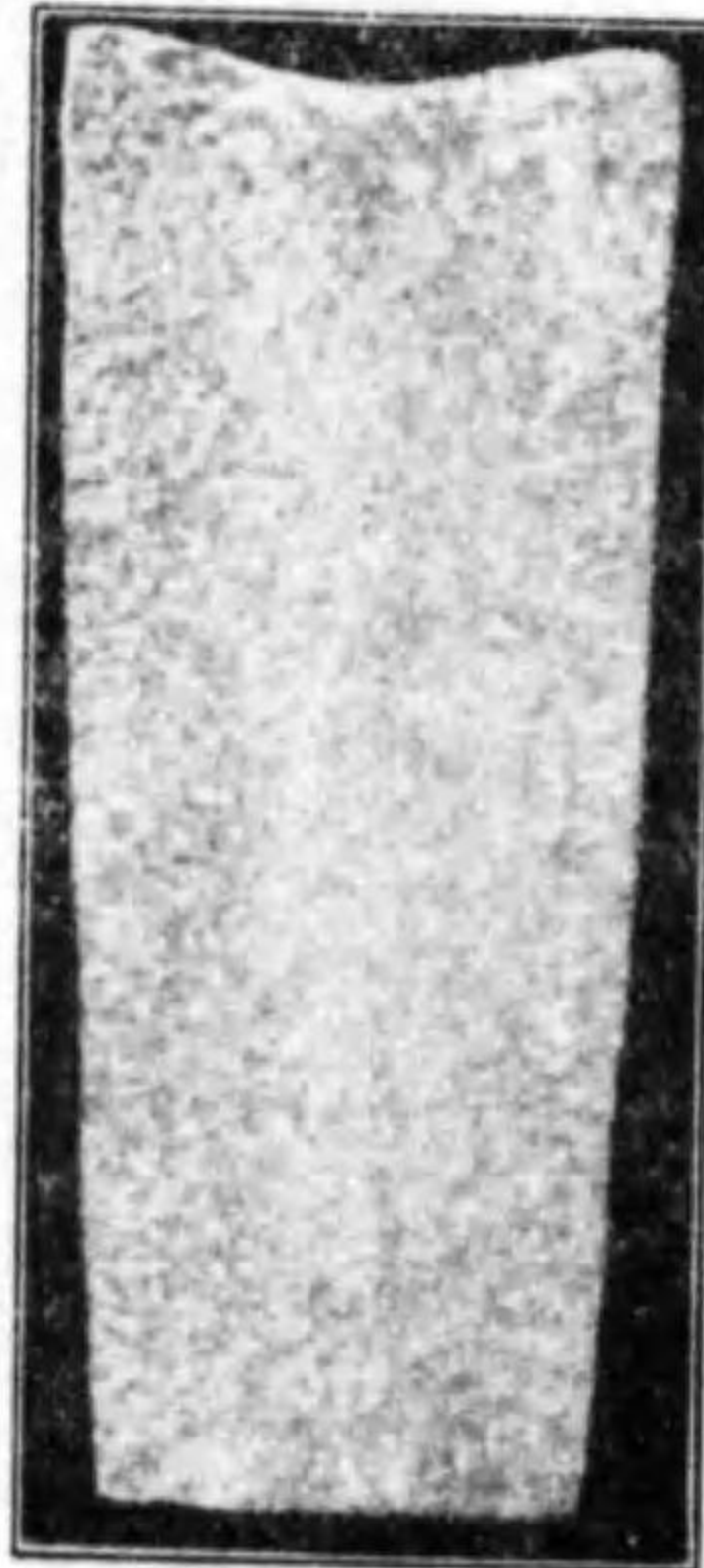
内部温度との差が大である。即ち第 12 圖に示す様に表面から冷却が層を作つて内部に進んで行くのであるが、表面は固化してゐるのに中心部は尙融體となつてゐる。固化した部分でも表面の方は温度が低くなつてゐるから固くなつてゐるが、内部に入るに従つて温度が高くなつてゐて固化はしてゐても鉛の様に軟かいものになつてゐる。この様な状態であるから表面の硬い方向に向つて収縮が起る。即ち表面の方に引き寄せられるのである。従つて上述した様に砂型の方が金型に比して縮代が小となつてゐるのである。

第 12 圖 インゴットの冷却層



第 13 圖 真鍮金型鑄物の切断面比較

(その1.) 金型厚味10mm (その2.) 金型厚味5mm



金型と砂型との關係は鑄物の冷却速度を異にすると云ふ事になるから、同じ金型の場合でも金型の肉の厚味の大小で、上述の様な金型と砂型との相違と同様な現象が起る。金型の肉の厚いものほど冷却速度は早く金型としての効果が大き。

第 13 圖 真鍮金型鑄物の切断面比較

(その3.) 金型厚味2.5mm (その4.) 結晶の樹枝状成長



肉が薄くなると砂型に近いものとなつて砂型と同様な現象が起るのである。又同じ砂型に於ても砂の種類又は乾燥の状態に依つて冷却速度も變つて來るから、何れにしても縮代なるものはそれぞれの工場に於て定むべきもので、第 5 表に示したものが何所の工場でも共通に採用出來ると云ふものではない。第 5 表は單に見當を示した例に過ぎない。

第 13 圖は真鍮を金型で鑄造し、それを中央で切斷した面の組織を示したものである。その 1 は金型の肉の厚味が大であるから急冷されて全部が殆ど同時に固化したものである。その 3 は金型の厚味が小であるから殆ど砂型と同様の冷却状態を示し、表面から漸次内部に向つて冷却を進め表面が固化し始めてから中心が固化し終る迄の間には相當の時間を費したものである。圖の組織に白色と黒色とが現はれてゐるが、その白色又は黒色の一つが前に述べた樹枝状組織の中の樹木としての 1 本を現はしてゐるのである。その 1 本の擴大したものは第 13 圖その 4 に示す様なものである。

第13圖その1とその2の組織の相違を樹木が成長して森林を作るのを例として説明する。

その1ではインゴットの表面と中心とが殆ど同時に固化を始めたので、樹枝状組織を作る核子が表面にも内部にも出来た。即ち樹木の種子が表面にも内部にも蒔かれてそれが殆ど同時に新芽を出して、樹木の成長を始めたのである。澤山の新芽が同時に成長を始めたので、相隣つた樹木は互に成長を妨げられて思ふ様に成長が出来ないで、全體が樹木で埋め盡された。従つて小さな樹木で全體が作られてゐる。これがその1が小さな樹枝状組織から出来てゐる理由である。

その3になると表面から次第に中心に向つて成長したものと考へる事が出来る。即ち中心部に於ては樹木の成長したものが無いから表面に芽を出した樹木は中心に向つて自由に成育出来るから、樹木は揃つて中心まで成長を續けてゐる。且つ熔金が徐冷されると核子を作る数が少なくなる。即ち蒔かれた種子の数が少ないから出来た新芽の数も少ない。従つて相隣つた樹木で成長を妨げられる事も少なく、それだけ樹木も大きく成長する。以上の様にしてその3では大きな樹枝状組織が中心に向つて大きく現はれて来たものである。

その2はその1とその3との中間である事は云ふまでもない。

その2、その3の何れを見ても底の方はその1に似た組織を呈し、上に行くほど結晶が大きくなつて中心に向つて平行して結晶が発達してゐることを明らかに認め得る。底の方は熔金が流れ込んだ直後であるので、金型が熔金で熱せられる程度が低いから比較的急冷される。上に行くほど金型は熔金で熱せられて温度が上つてゐるので徐冷の程度を増す。この相違か

ら上に示した様な相違が現はれたのである。

以上はその1とその3との間に組織上の相違のある事を示したのであるが、尙1つの相違はその1で中心に何等の異状を発見しないのに、その3に於ては中心に間隙を生じてゐる事である。その3では表面が早く固化して中心から表面の方に向つて収縮し引き寄せられるので、この収縮のために中心に間隙を生ずるのである。この間隙は四方から引き寄せられて出来たものであるから、圓形の管状を呈するので、これを収縮管と呼んでゐる。その1では表面も中心も殆ど同時に固化し、従つて表面に向つて収縮するので収縮管は出来ないのである。

この様な収縮管のあるインゴットを用ひて作つた棒や板などは悪いに決つてゐるから、この収縮管のないインゴットを作らなければならない。収縮管の発生を防ぐ方法としては2つある。1つはその1に示した様に金型の厚味の大きなものを用ひて急冷させる方法と、前に述べた様にインゴットに押湯を付けて押湯が最後に固化する様にし、収縮管が出来たらその間隙に押湯の未だ融體であるものが流入して、その間隙を充填させる方法である。然し押湯は製品にならず切捨てられるものであるから、高價な銅合金をこの様な不用になるものに使用したくない。故に押湯は出来るだけ使用しない事にして、金型を厚くして収縮管を出さない様にすべきである。

尙インゴットを作るに當つて偏析と云つて、中央部に不良分子の集まる現象に注意しなければならないが、銅合金の様な小さなインゴットを作る場合には餘り起らないし、殊に眞鍮の場合には問題にならないから此處には省略する。銅-錫合金では比較的この偏析現象が起り易いから銅-錫合金の章に於て述べる事にする。

第3節 眞鍮の熱間加工

眞鍮を板や棒やいろいろのものに引き延ばすに當つて、加熱して高温で延ばす場合と加熱しないで常温で延ばす場合とある。前者を熱間加工と云ひ後者を冷間加工と云つてゐる。熱間加工は焼けて軟質になつてゐるから、延ばすに要する動力は少なくそれだけ安く出来る。然し軟かいために出来上つた製品の厚味に不同を起し易く、表面に疵が付き易いので疵が多い。又酸化膜が附いて汚なく光澤が悪い等の缺點を有してゐる。熱間加工に比して冷間加工は延ばすために大きな動力を必要としそれだけ高い経費を要するが、製品は厚味が揃つて疵も少なく光澤があつて綺麗である。

以上の様な相違があるので銅合金の様な高價なものは普通冷間で引抜くのを常としてゐる。

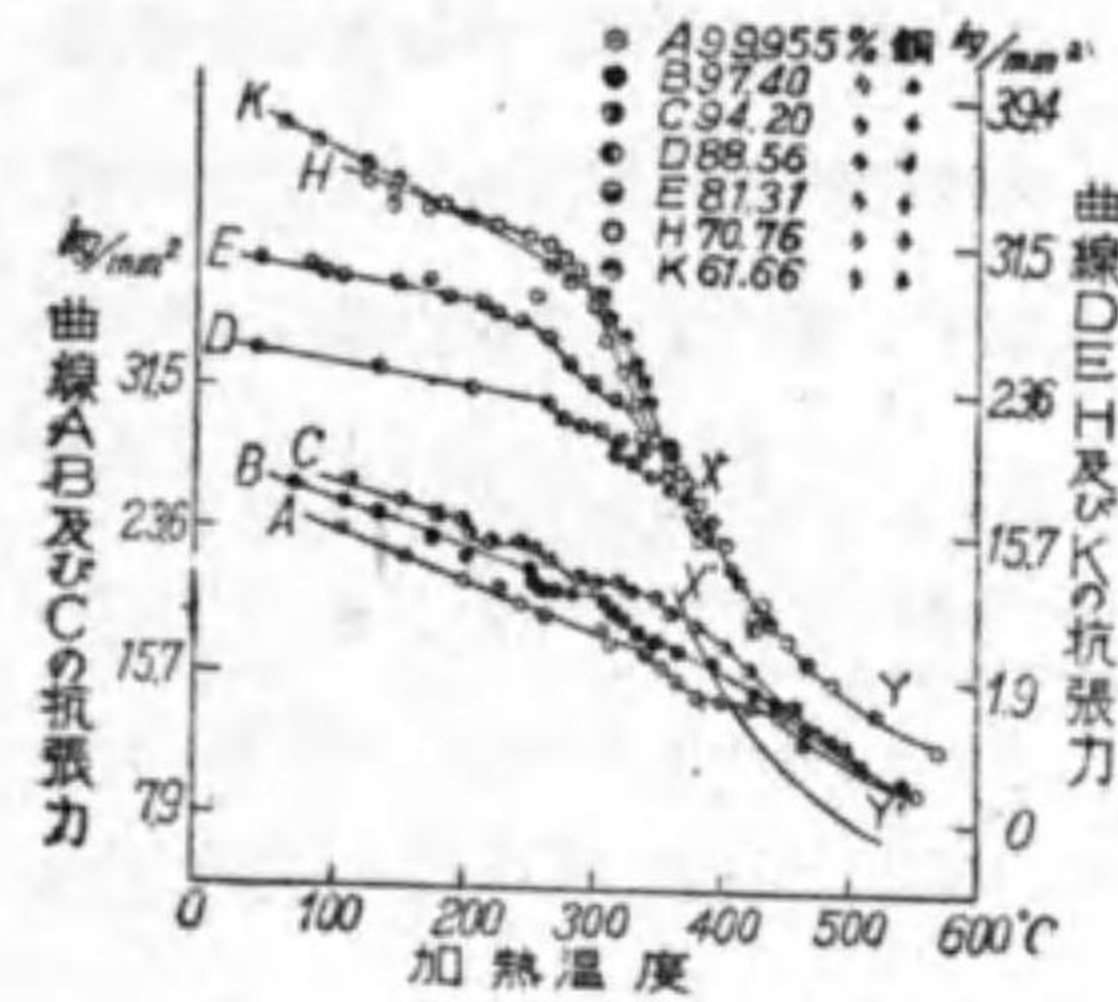
最初大きなインゴットから次第に小さくして、終りに板や棒に仕上げるのであるから、大きな塊を延ばす時は無理に大きな馬力を費して冷間加工をやる必要もなく、又大きなものの冷間加工は不可能であるから、大きな塊の間は熱間加工をやる。

又大きなもの間は延ばしたものの寸法が少し位狂つてゐても、表面に疵が出来ても差し支へないから熱間加工で充分である。而して仕上寸法に接近して来た時に冷間加工をするのである。

又七三眞鍮は軟かいから冷間加工が行はれ易いが、六四眞鍮は強さを増して硬くなつてゐるから冷間加工が困難である。この關係から七三眞鍮は冷間加工で仕上げをするのを常とするが、六四眞鍮では熱間加工仕上げを

施すことを常とする。従つて六四眞鍮は太い棒に作られて、使用に際して表面を削られるものに用ひられる事が多い。第14圖には銅-亜鉛合金の

第14圖 眞鍮の高温度に於ける抗張力

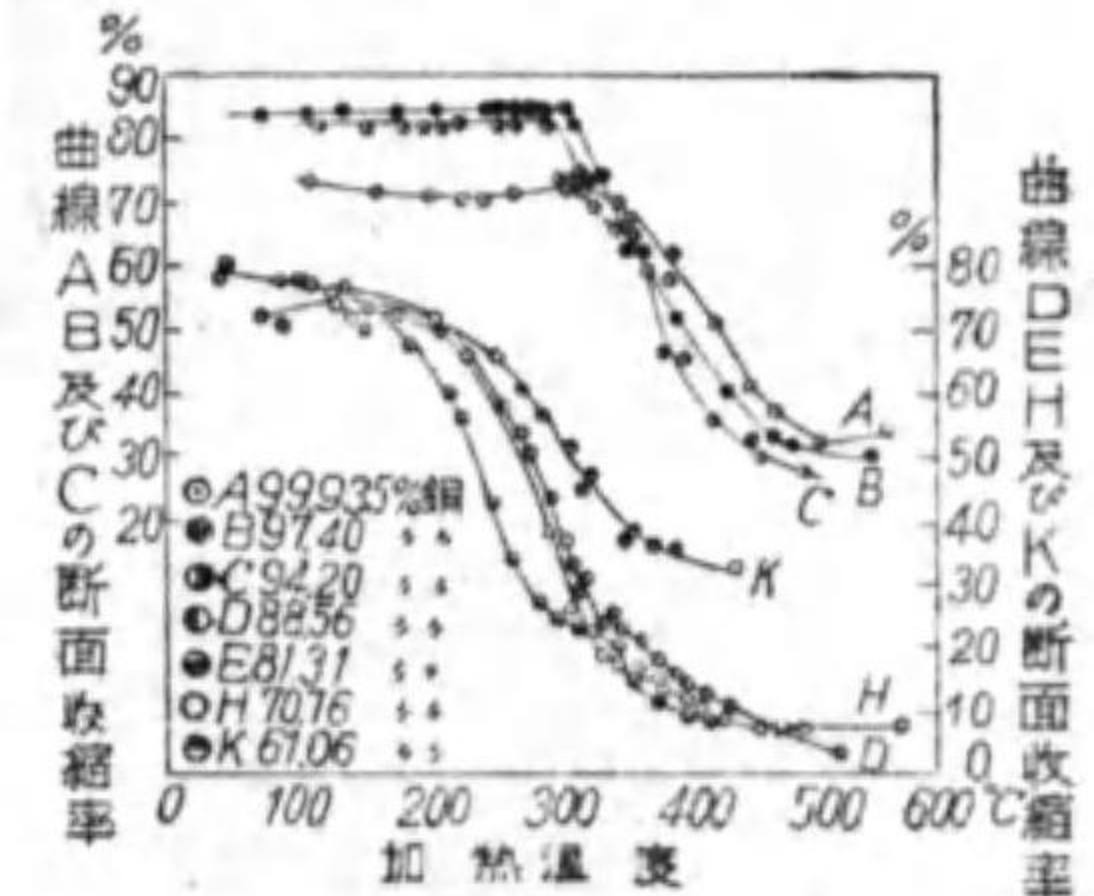


亜鉛含有量の異なるものに就て高温度に於ける抗張力を示したものである。第15圖は第14圖に相當するものの断面収縮率を示したものである。断面収縮率とは試験片の最初の断面積に對し、張力で破断された時の試験片の断面積が収縮して減じた割合を100分率で示したものである。この収縮率が

少ないと云ふ事は、熱間加工で延ばしたり引抜いたりする時に、少し断面積が小さくなつて破断され易い事を示すもので、断面収縮率の大小から熱間加工の難易を推定する事が出来るのである。

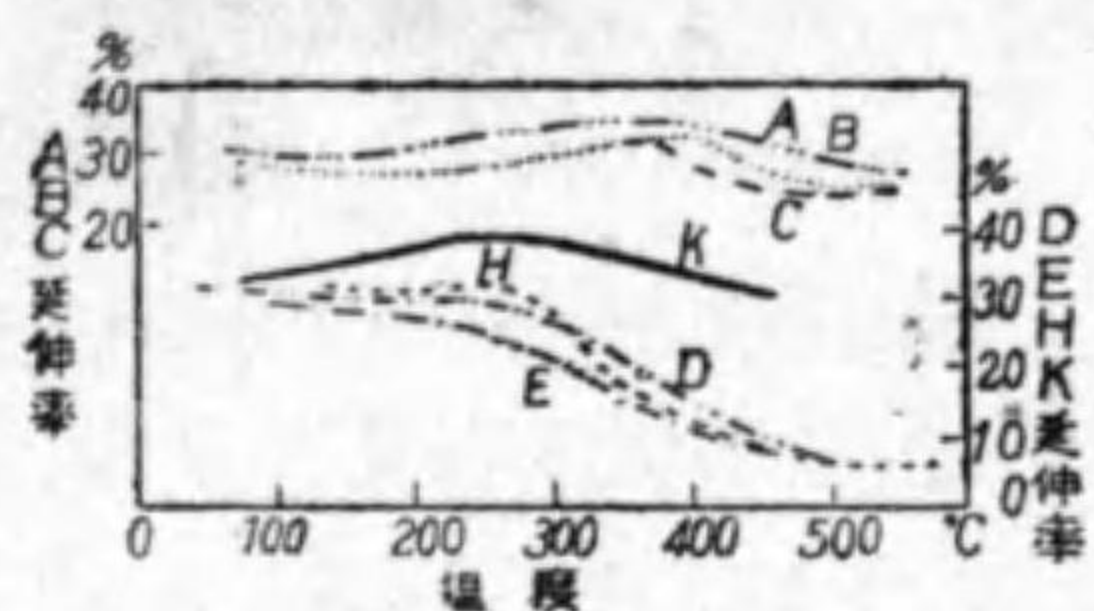
又第16圖は第14圖に相當するものの延伸率を示したものである。第17圖は亜鉛含有量を異にした眞鍮の高温度に於ける硬度を示したものである。

第15圖 眞鍮の高温度に於ける断面収縮率



又第18圖(金型鑄物を焼鈍したもの)、第19圖(金型鑄物の儘)は共に眞鍮の亜鉛含有量と高温脆性範圍との關係を示したもので、脆性を示すに

第16圖 真鍮の高温度に於ける延伸率

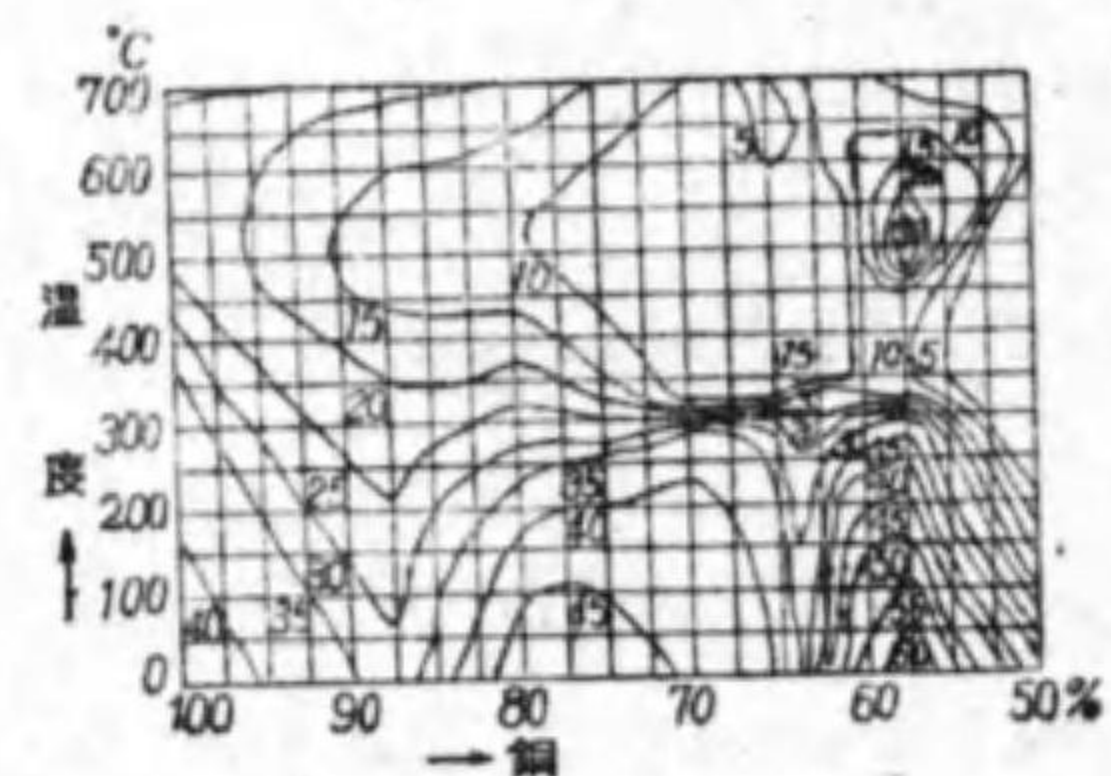


アイゾット衝撃試験結果の数字を用ひる事にし、衝撃値の小さいものは脆弱であると認められたものである。圖に於て銅の%と温度とを兩方向に採り、銅の%と温度とに相當する所に衝撃試験の数字を記入

し、地圖に於ける等高線と同じ方法で衝撃値の同じ数字の所を結び付けて等衝撃値線を作つて脆性範圍を示したものである。

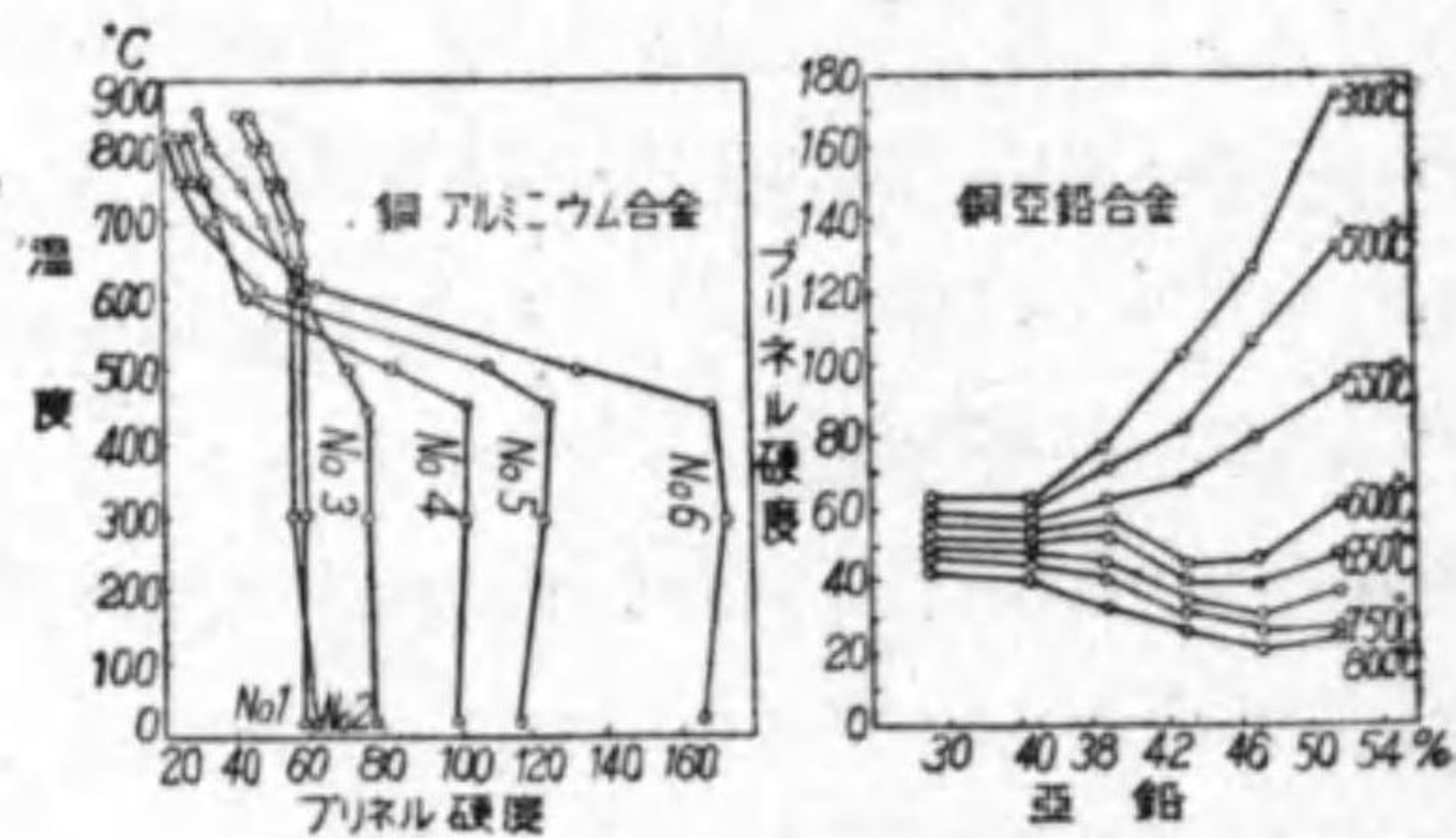
以上第14圖~第

第18圖 真鍮の成分と高温度脆性との關係(燒鈍)



第17圖 真鍮の亜鉛含有量と温度と硬度との關係
各合金の亜鉛配合率 (%)

No. 1	No. 2	No. 3	No. 4	No. 5	No. 6
29.37	34.90	39.12	43.16	47.75	51.97

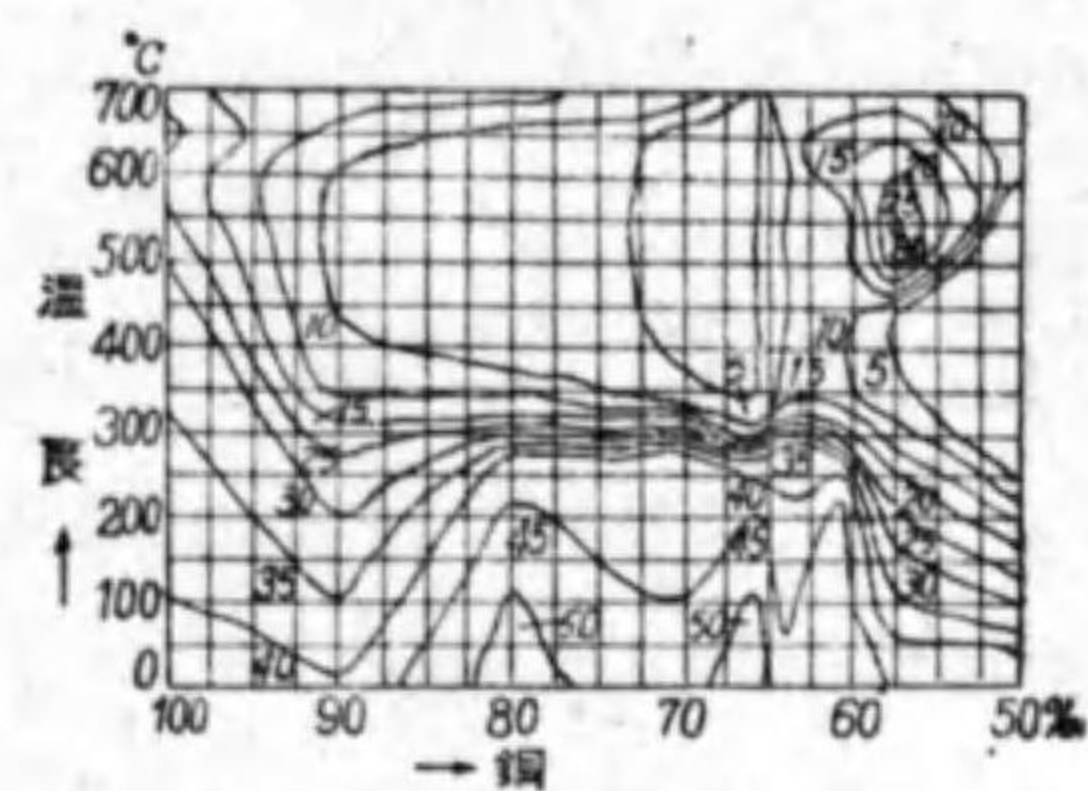


19圖を参考として熱間加工に就て述べる。

第14圖に於て七三真鍮と六四真鍮とは400°C以上に於ては抗張力は殆ど同様である事を示してゐる。

又第15圖及び第16圖に於て七三真鍮の方は延伸率及び断面収縮率は400°C以上で非常に小となつてゐるが、六四真鍮の方は、400°C以上でも延伸率及び断面収縮率は相當に大になつてゐる。これ等の關係から見て六四真鍮の方は500°C前後で熱間加工を施し得るが、七三真鍮に於てはこれ等の温度で熱間加工は困難であると考へられる。

第19圖 真鍮の成分と高温度脆性との關係(鑄放)



次に第17圖を見ると同一成分では加熱温度の高くなるに應じて硬度を低くしてゐるが、七三真鍮では温度に依る硬度の低下率は少ないが、六四真鍮では加熱に依る硬度の低下率は大きい。而も550°Cまでは六四真鍮を加熱しても七三真鍮の硬度よりも高くなり、600°C以上に加熱した時に始めて七三真鍮よりも軟くなる事になつてゐる。これから見ると六四真鍮を加熱して軟化し加工を容易にしようとするには600°C以上に加熱した方が効果的である。

第18圖及び第19圖に就て熱間脆性を考へて見ると衝撃値5~10を示してゐる。金型鑄造の儘の方が脆性範圍が廣いから、この範圍を狭くして熱間加工を容易にさせるには、加工前に燒鈍して加工すれば可いと考へられる。熱間加工をするには何れにしても加熱をする事になるから、燒鈍を出来るだけ高温で行つて燒鈍の目的を達した所で熱間加工温度に調整し、その温度で加工を行ふ事にすれば可い。

金型の儘のものは前にも述べたが樹枝状組織を呈してゐる。これを焼鈍すれば石垣状組織になるので、この組織の相違が第18圖及び第19圖で示してゐる様な相違を生ずるのである。焼鈍後加工するものとして第18圖を見ると七三眞鍮は320°C以上になると衝撃値10となつて脆性となる事を示してゐる。これから見て400°C以上600°Cの間は熱間加工は困難であると考えられる。六四眞鍮では330°C以上では衝撃値10となつて脆性を示す事になるが、480°C位から670°Cの間は衝撃値を15に上げて脆性を恢復してゐる。

以上の結果を総合すると七三眞鍮では350°C以下に加熱して多少なりとも軟かいものにして熱間加工をすると云ふ事になり、六四眞鍮では350°C以下では脆性がなく加工は行得るが、加熱に依る軟化の程度が餘り大でないから、加工のために要する馬力は相當大である。故に加工に要する馬力を軟化に依つて小ならしめるには、熱間脆性となる温度以上にして600~500°Cの間で熱間加工をすれば、軟化の程度も相當大であつて加工に要する馬力も節約出来るのである。

この際温度を熱間脆性の温度に低下すると加工のために龜裂や破壊を來すから、この温度の調整に注意をする必要がある。この温度では火の色が大體小豆色を呈するものであるから、工場を暗くして小豆色が見易い様にして加工すれば可い。

第4節 眞鍮の冷間加工

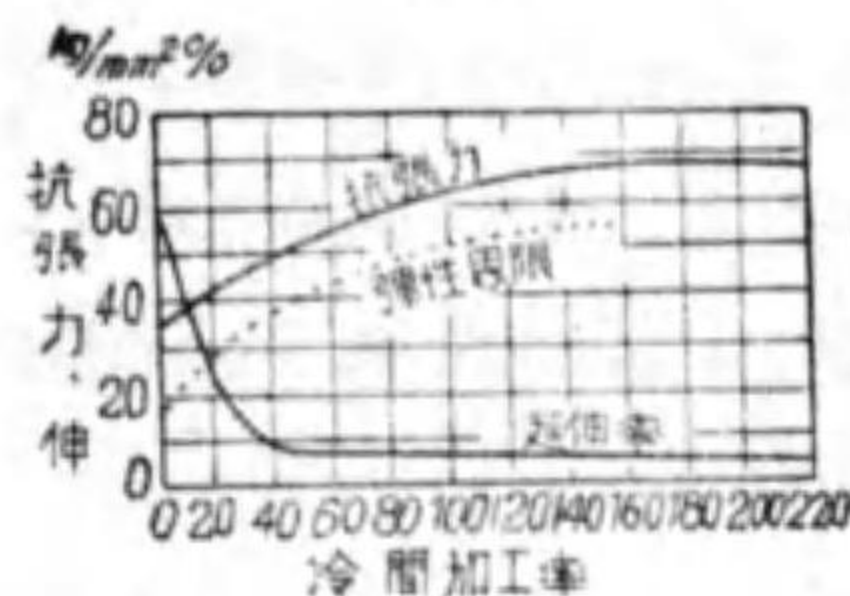
六四眞鍮は強力であるから冷間加工は行はれない。七三眞鍮に屬するも

のが冷間加工を受けてゐると考へて差支へない。

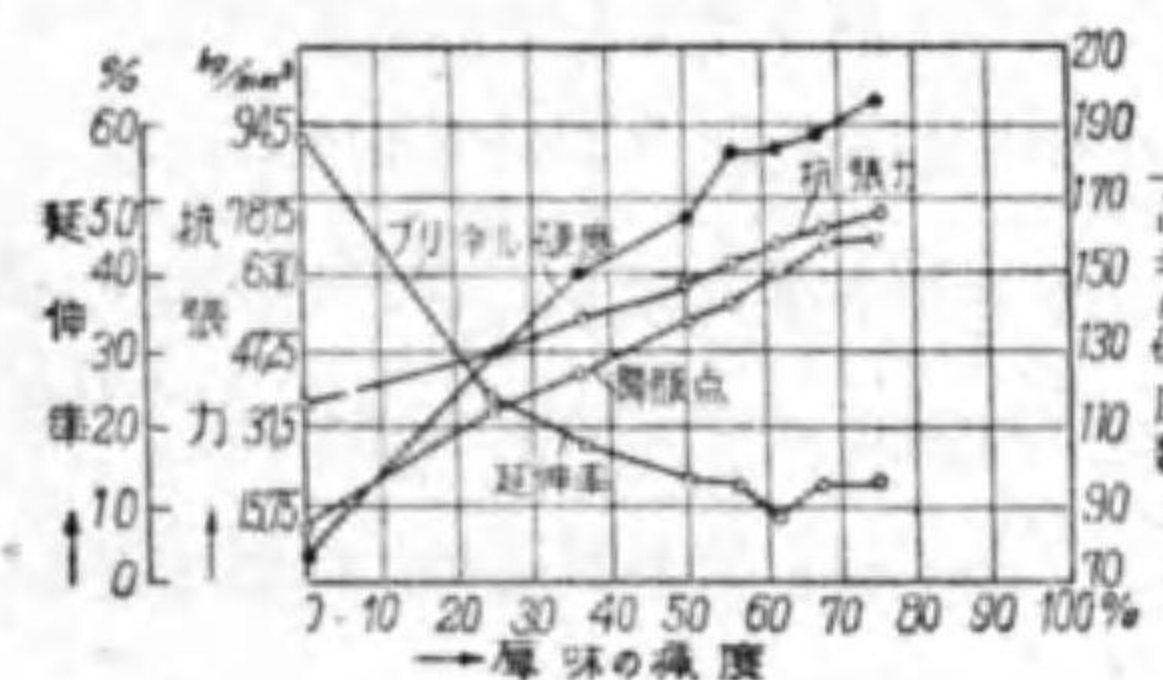
第20圖は七三眞鍮を冷間加工した程度と機械的性質との關係を示したものである。

加工率とは加工前の切斷面積に對し、加工に依つて收縮された面積を100分率で示したものである。尙六四眞鍮の加工率と抗張力及び硬度との關係を示せば第21圖の様である。圖の厚みの減度とは板を作る時

第20圖 七三眞鍮の冷間加工率と機械的性質との關係



第21圖 六四眞鍮の冷間加工率と抗張力及び硬度との關係



に加工前の厚みに對し加工後の厚みの減量を100分率で示したものである。要するに冷間加工率を増せば硬質のものとなる。然し加工率40%以上は硬化率は餘り大ではない。それに至るまで加工に依る硬化の影響が大である。

第21圖を見ると加工率が増すと共に抗張力の大きさと降伏点の大きさとの差が少なくなり、兩者の間が接近して行く。これは抗張力が大となる割合よりも降伏点が大となる割合の方が大であるために、この様な結果を示すものと考へられる。この結果弾性には富むが脆いために、破壊され易いものになつたと考へる事が出来る。

何故に冷間加工をすると硬化するかと云ふ理由に就ては、一言では盡されないが2つの現象が考へられる。1つは結晶粒が加工のために微細なものに崩壊される。他は崩壊した細粒と細粒との結合が強められる。加工に

依りて結晶粒が崩壊される事は想像に難くないから、別に説明するまでもないが、その細粒と細粒との結合力が強くなる事に就て前にも述べた事であるが、少しく説明を加へて置く。

氷片と氷片とを接觸させて接觸面に強い壓力を加へると、別々に離れてゐた氷は復氷の現象と云つて一つのものに融合する。これと同様の事が結晶と結晶の間に起つて結晶相互の結合力を強めると考へられる。

第5節 眞鍮に起る内部應力と時期割

銅合金に時期割と云ふ現象がある。それは合金に少しも外力を加へなくとも或る期間貯蔵中に第22圖に示す様な龜裂を生ずるのである。

勿論外力が加はればこれが促進せしめられる事は云ふ迄もない。尙アンモニアガスがあると矢張り龜裂の發生が促進されると云ふ事である。

何故この様な現象が起るかと云ふと、棒や管に引抜いた時に内部應力と云ふものが起つてそれが製品中に残る事に原因してゐる。

第22圖 復水器管(錫入り七三眞鍮)に生じた時期割



この内部應力の發生と云ふことに就て少し説明を加へる事にする。

今眞鍮材を棒や管に作るために外力を加へて變形を興へて所要の形とするが、この變形の中に大別して2種類ある。1つは塑性變形で、他の1つは弾性變形である。塑性變形とは粘土や鉛に變形を興へる様なもので、力を加へると直ちに變形して力の大きさに相當したゞけの變形をし、それを終れば永久的にその變形は殘

されるが力の方は變形のために消殺される。弾性變形とはゴムの様な弾性體に變形を興へる様なもので、外力を加へて變形を興へてもこの變形は弾性を有つてゐるから元の形に戻らうとする。故にこの變形狀態を維持するためには弾性に依つて元に戻らうと云ふのを支へる力を常に興へておかなければならない。

以上述べた様に塑性變形の時には變形は永久的のもので變形を起すために加へられた外力は、變形に依つて消殺される。弾性變形は外力の存在する間は變形してゐるが、外力を除去すると變形は元の形に戻る。尙その變形を維持するためにはそれに應ずる外力を常に加へておかなければならない。今棒に力を加へて曲げた後、その力を除くと曲げられた角度の一部は元の方に戻り、他の一部は曲げられた儘で永久の變形を保つ。故に所要の角度にまで曲げようとする時は所要の角度よりは稍々多く曲げて外力を除くと、一部は元に戻つて丁度所要の角度のものになる様にする。即ち一部元に戻つただけは弾性變形に基づくもので、永久に曲げられた部分は塑性變形をしたものである。

管に力を加へて引き延した時に塑性變形と弾性變形とを起すが、弾性變形を起したゞけは引抜加工を終つた後に元の形に戻らなければならないが、圓い管に變形を興へられたために自由に元の形に戻る事が出来ない。恰もゴムを引き延ばして後にこれが元の形に戻らうとするのを妨げられて元の形に戻れないのと同様でこの元に戻らうとするのを妨げる力が其所に常に起つてゐる事になる。この種の力が發生するのを内部應力と云ふのである。

第23圖に示したのは復水器管に4箇所に溝を切つたのであるが、圖に

示す様に管の材料が外に口を開くのである。これは管に引抜いた時に弾性変形を起しそれが元に戻らうとするが圓管になつてゐるために、元に戻

第23圖 管の内部應力を測定せる試験片



れないでその形を保つてゐたものが、切斷されたために自由に元の形に戻る様になり、その結果圖の様に口を開いたものである。この場合開き方の多いものと少ないものとある。圖では左から右の方へ行くに従つて開き方が大となつてゐる。而してこの開き方の多いものほど弾性變形が澤山残つてゐたものであつて、それだけこの變形を保つために管に起つてゐた内部應力の残留は大であると考へられる。従つてこの口の開き方の大

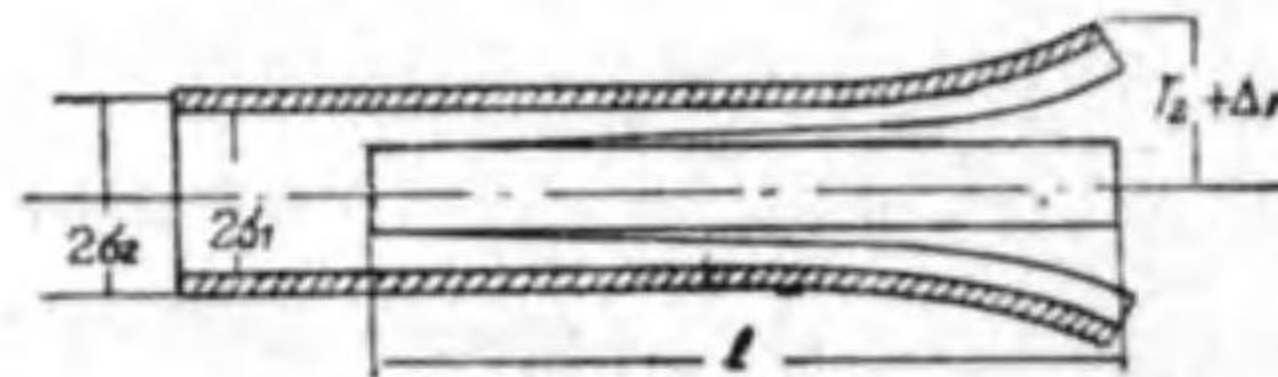
小で残留内部應力の大小が判るのである。

この開き方を計測して内部應力を求めるには第24

圖の様にして、次の様な算式を用ひるのである。管を

縦に4つに切り開いたところ、各切片は何れも外方に曲つたから軸方向の内部應力 σ_x は管の内側に於て壓力、外側に於て張力である事は明らかであ

第24圖 内部應力計算用スケッチ



$r=200\text{mm}$, $E=10.7 \times 10^8 \text{kg/cm}^2$, Δs = 縦横の平均値, 内側 σ_1 = 壓縮内部應力, 外側 σ_2 = 牽引内部應力

る。内部應力の軸方向の分布は不明であるが、管は肉薄であるからその分布は直線的と見て大差はないであらう。依つて先づ、

$$\sigma_x = br - a \dots \dots \dots (1)$$

とおく、但し a 及び b は次に算出しようとする係数である。又 σ_x は軸方向には不変であるものと考へる先づ切片の断面に就て次の様な常数を定める。さて σ_x の満すべき條件は、

$$\int_A \sigma_x dA = 0 \dots \dots \dots (2)$$

然るに $dA = r d\theta dr$ であるから、

$$\int_0^{\pi/2} \int_{r_1}^{r_2} (br - a) r dr d\theta$$

$$\text{積分の結果, } a = 0.7186 \dots \dots \dots (3)$$

次に σ_x に依り彎曲偶力 M を求めれば、

$$\begin{aligned} M &= \int_A \sigma_x z dA \\ &= \int_0^{\pi/2} \int_{r_1}^{r_2} (br - a) (r \cos \theta) r dr d\theta \\ &= \left\{ 0.648 \frac{\pi}{4} - \sqrt{2} (r_1 + r_2) \right\} \frac{2}{3} h^3 b \\ &= \frac{b}{3000} \dots \dots \dots (4) \end{aligned}$$

分割切開後の管切片の曲率半径を ρ とすれば、

$$M = \frac{E J}{\rho} \dots \dots \dots (5)$$

これは σ_x のみに依つて曲りを生ずると考へた場合であるが、文献に依ると軸方向の内部應力は殆ど問題にするに足らないが切線方向の σ_t は略々 σ_r に相等しい大きさを有するもの様である。依つてこの假定を用ひれば (6)

式の示す變形の上に更に σt を除いた事に因る變形を加へて考へなければならぬ。然し σt を除いたために生ずる軸方向の變形は恰も $1/m \sigma t$ に等しい軸方向の荷重を加へたための變形と相等しい。従つてその變形は $1/m M$ なる偶力を内方に曲げるやうに加へた場合に相當する。但し m は彈性率の逆數である。従つて σt と σx とを共に除くために生ずべき切片の曲りは次式に依つて與へられる。

$$\left(1 - \frac{1}{m}\right)M = \frac{E J}{\rho} \dots\dots\dots(5')$$

(4)を代入すれば、

$$b = 3000 \frac{E J}{\rho} \frac{m}{m-1} \dots\dots\dots(6)$$

これを(3)及び(1)に代入すれば、

$$\sigma x = (3000r - 2155) \frac{E J}{\rho} \frac{m}{m-1} \dots\dots\dots(7)$$

今 $E = 10.7 \times 10^8 \text{ kg/mm}^2 \quad m = 3$

$$\rho = \frac{l}{2Dr} \quad (\text{第24圖参照}) \quad l = 20\text{cm}$$

従つて Dr を mm 單位で示せば、

$$\left. \begin{aligned} \text{内側 } \sigma_1 &= -2.66Dr \text{ kg/mm}^2 \\ \text{外側 } \sigma_2 &= 2.44Dr \text{ kg/mm}^2 \end{aligned} \right\} \dots\dots\dots(8)$$

但し σ_1 及び σ_2 は軸及び切線方向の内部應力である。

上記の式を用ひて實際の復水器管の内部應力を測定した結果は第6表の様である。

第6表 復水器管の内部應力の大きさ

管種類	管採集の復水器區別	熱處理	Dr, m.m	内側/外側		
				壓縮應力 σ_1 kg/mm ²	牽引應力 σ_2 kg/mm ²	
焼鈍せずと認むるもの	前機左舷外側 1	採集の儘	2.75	7.32	6.72	
	右舷内側中心	◇	2.20	5.85	5.37	
焼鈍せりと認むるもの	右舷内側外	◇	2.06	5.43	5.03	
	後機右舷外側 2	◇	2.29	6.09	5.59	
	◇ 1	◇	2.95	7.85	7.20	
焼鈍せずと認むるもの	前機左舷外側 1	當方にて 300°Cにて 2時間焼鈍	◇ 1	0.89	2.37	2.17
			◇ 右舷内側中心	0.70	1.86	1.71
市場より購入の儘	K 1	採集の儘	3.98	10.59	9.71	
	K 2	◇	2.83	7.53	6.71	
	K 3	◇	8.26	21.9	20.15	
	K 4	◇	2.68	7.13	6.54	
	K 5	◇	3.17	8.49	7.44	

第6表の内側と云ふのは管内側面に於ける内力の大きさで、外側とは管外側面に起つた内力である。

この様な内部應力が残つてゐることは他にも例を見出される。例へば眞鍮棒から長い捻子を削り出した時に旋盤に取り付けて、捻子を削り出し終つた時には眞直ぐな捻子であつたものが旋盤から外づして放置してある間に捻子に曲りを生ずる事がある。又四角な眞鍮の塊りから小さな推進機を削り出した時にも、機械に取り付けてゐる間は正確な寸法に出来上つてゐ

たものが、矢張り放置してある間に曲つてビッチに狂ひを生ずる事がある。これ等も内部應力が残つてゐたものが、削つたので自由に變形を起し得る様になつて、内部應力を作つてゐた弾性變形が元の形に戻るからである。

而らばこの應力の大きさがどれ程に上れば時期割を來す恐れがあるかとの限界を知る必要がある。

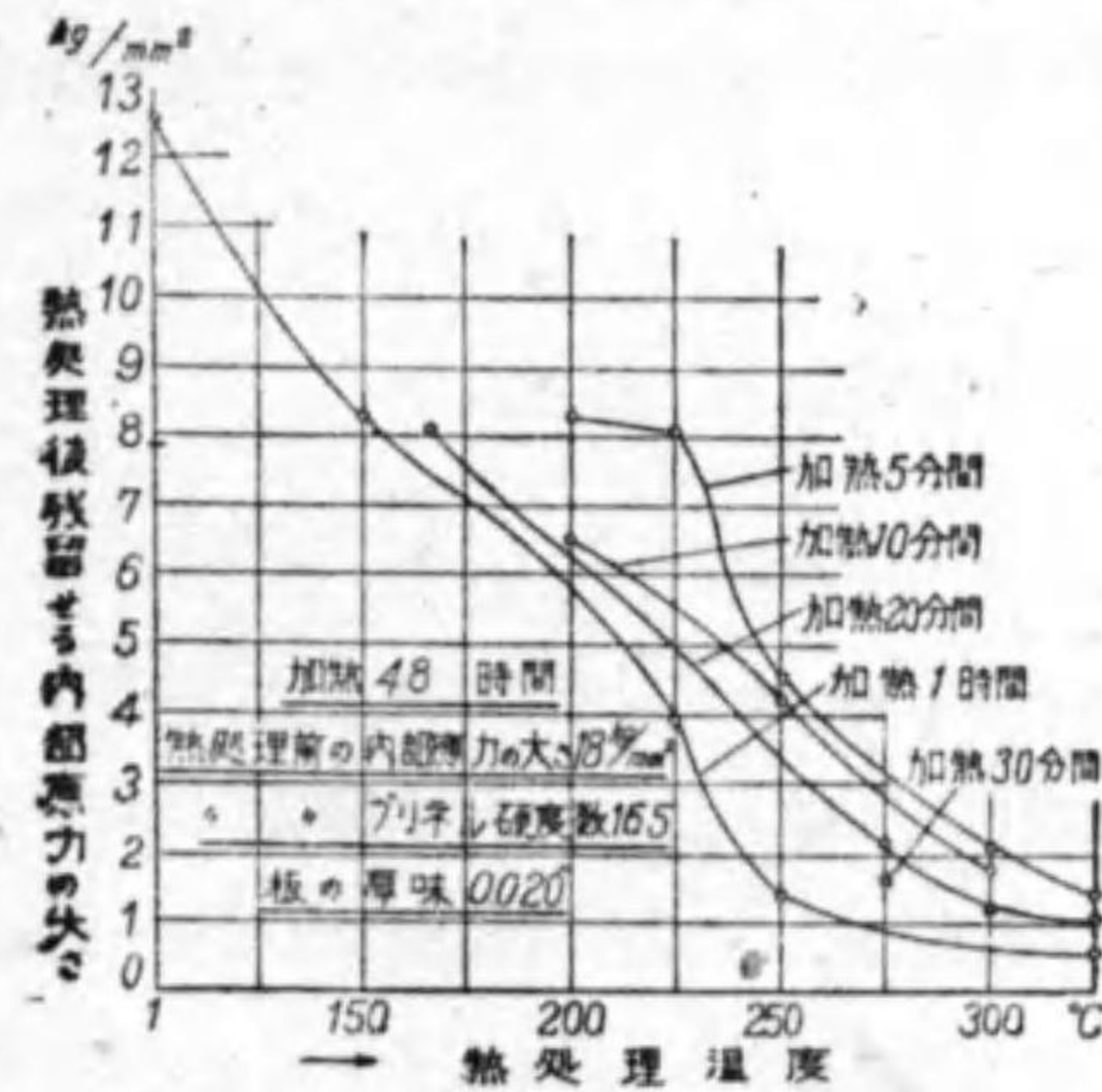
それに就ては内部應力と時期割との關係を知らなければならない。内部應力が残つてゐる事は常にそれだけの力が材料に加はつてゐる事になる。外力が小さくて直ちにその材料を破壊せしめるには至らなくても、長期間その力が加はつてゐると材料が疲労を起して破壊を來すに至るのである。この疲労で破壊を來す最小の外力をその材料の疲労限界と稱してゐる。即ちこの限界以上の外力が常にその材料に加はつてゐれば、遂に破壊されるに至る恐れがある。故に内部應力の大きさが疲労限界以上に上つてゐれば、内部應力のために疲労破壊される。これを時期割であると解すれば内部應力の大きさが材料の疲労限界以下であれば、時期割は起らないと考へられる。従つて内部應力の大きさは疲労限界以下とすべしと云ふ一つの標準が與へられる。然し尙外力に依る以外に材料に腐蝕作用が起つてそのために材質が弱められて疲労を起すとすれば、この作用が増加されただけ外力に依る疲労限界よりも小さな内部應力でも時期割を生ずると考へなければならぬ。上述したアンモニアガスの時期割促進 又硝酸水銀溶液中に材料を浸せば1日で時期割を生ずる事などは、腐蝕作用が時期割を促進する著しい例である。アンモニアや水銀は合金を作つてゐる結晶粒と結晶粒との境界に沿つて内部に浸透し、結晶粒と結晶粒との結合力を甚だしく弱め、遂には内部應力の大きさには耐へ得ない脆弱なものになつて破壊され

るのである。

この様な腐蝕作用も考へると單に疲労限界に依つては尙不安を残す事になる。故に疲労限界より小さな内部應力の大きさを以て時期割の有無を定める限界としなければならない。所謂腐蝕疲労限界と云ふ腐蝕を加味した限界を以てこれを定める必要がある。然し事實は腐蝕疲労限界の大きさが明瞭でないで、果してどの程度に定むべきかに迷はされるのである。故に著者は今迄の使用經驗から内部應力の大きさを $8t/mm^2$ 以下にすれば、時期割の恐れなしと云ふ事にして標準としてゐる。

第6表中に示したK1, K3, 及びK5の様なものは、時期割の恐れありとして廢却にしたものである。

第25圖 七三眞鍮の熱處理温度と 残留内部應力の大きさとの關係



而らばこの様な内部應力のあるものを如何すれば除去し得て、使用上差支へのないものにするかと云ふに、焼鈍を行へば良いのである。第25圖に焼鈍温度と内部應力との關係を示した。焼鈍温度の高いほど内部應力の小さくなつてゐる事が圖に依つて示されてゐる。又同温度でも加熱時間の長いほど内部應力は小さ

くなつてゐる。

故に焼鈍温度は高いほど、又焼鈍時間は長いほど内部應力は除去され易

いのであるが、餘り高温に熱し又餘りに長時間加熱すると、第6節に於て説明する様に温度の爲に結晶粒が粗大となつて材質を弱くするので、この結晶粒の粗大にならない範囲で焼鈍を行ふ事にしてゐる。實際には 340°C 内外で1時間位焼鈍する事にしてゐる。時期割のみならず上述した様に加工に依つて寸法の狂ひが生じたり歪を來したりするのも、内部應力を除去すれば防止出来るのであるから、焼鈍して内部應力を除けば可い。尙復水器管材を焼鈍したときに結晶粒が粗大になつて脆弱になるのを制限するために、米國では焼鈍後の結晶粒の大きさは直径 0.045mm 以上は不可、平均 0.035mm の結晶粒になる様に焼鈍せよと定めてゐる。

第6節 眞鍮の熱処理

眞鍮を加熱してその材質を變更させるには次の様な種類が考へられる。

- (i) 鑄造せるものの焼鈍
- (ii) 冷間加工せるものの焼鈍
 - 1) 時期割の防止
 - 2) 軟化

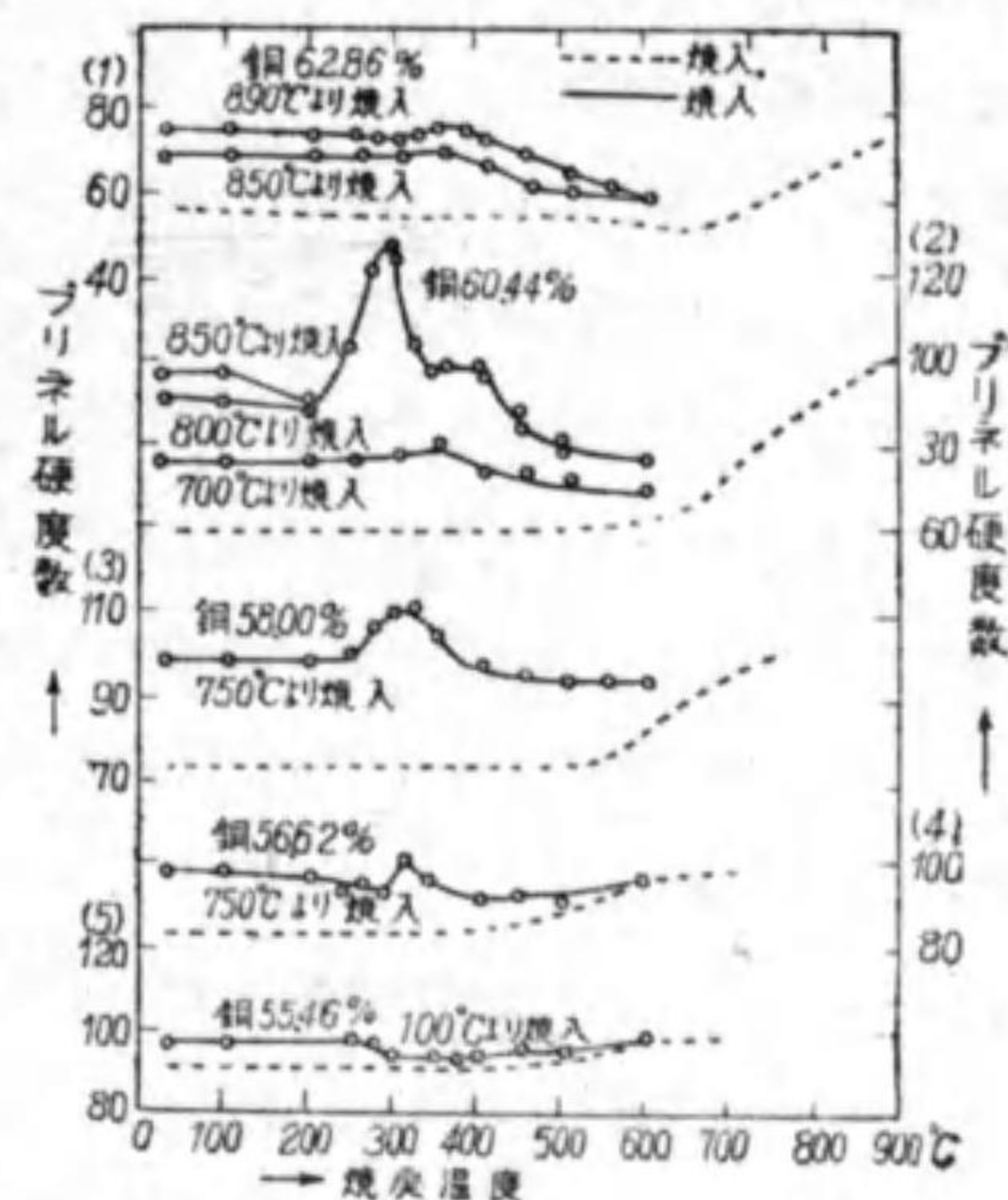
これ以外に焼入、焼戻が考へられるが、七三眞鍮では高温でも常温でも α 組織であるから、焼入、焼戻に依る變化はない。六四眞鍮では高温に於ては β 組織で、常温では $\alpha + \beta'$ になるから高温から徐冷すれば $\alpha + \beta'$ 組織になり、急冷すれば β 組織を常温で維持すると云ふ變化が起るので、焼入に依つて材質を變化させると云ふ事も考へられるが、これは實用的に應用されてゐないから別に述べない事にする。唯1例を示すと第26圖に示

す様で、焼入焼戻に依つて硬度の變化する状態を示してある。鑄造の儘のものは樹枝状組織になつてゐるのを石垣状に變化させるのであつて、この事に就ては既に第3圖、第4圖及び第7圖に依つて説明した様である。尙この焼鈍の結果機械的性質がどの様に變化するかも既に第3圖、第18圖及び第19圖に於て述べた通りである。第3圖には六四眞鍮の各亜鉛含有量のものに就て、焼鈍前後に於ける硬度の比較を示してある。

A 鑄造せるものの焼鈍

鑄造の儘焼鈍をしない方が硬度が高く、亜鉛含有量が45%に達するまでは亜鉛含有量の増加に應じて、焼鈍前後に於ける硬度の差が大となつてゐる。これに就ては2つの事實が考へられる。1つは樹枝状組織に関するもので、他の1つは急冷に依る焼入に関するものである。樹枝状組織の本來の性質としては最初結晶を作り始めた核子の周圍附近では亜鉛の少ないものであるが、外側に進むに従つて亜鉛の多い成分のものとなり、亜鉛40%を含む眞鍮と云つても核子の所では37%位の亜鉛含有量となり、外側は

第26圖 眞鍮の熱處理と硬度との關係



亜鉛 43% 位のものとなるために外側には硬質の β 組織が多い事になる。その結果硬度は高められてゐるが、焼鈍すればこの不平均は均一になつて亜鉛 40% のものになるから硬度は低下するのである。

尙鑄物された時に金型で急冷されたものの場合に六四眞鍮では、第26圖の點線で示した様に焼入される。高温度で β 組織であつてそれが徐冷されると $\alpha + \beta'$ との2つの組織に分解されるのであるが、急冷されたために分解する餘裕がなく β 組織の儘で冷却し終るから、 β の硬い組織が現はれてゐる。これを焼鈍すると α と β' とに分解して軟かくなると云ふ事も考へられる。

以上2つの中樹枝状組織に關する方は比較的徐冷された時に起り易く、焼入に關する方は急冷したほど起り易い。故に上述の β 、 $\alpha + \beta'$ の何れが多く起つてゐるかは冷却の際の状態で異なるのである。

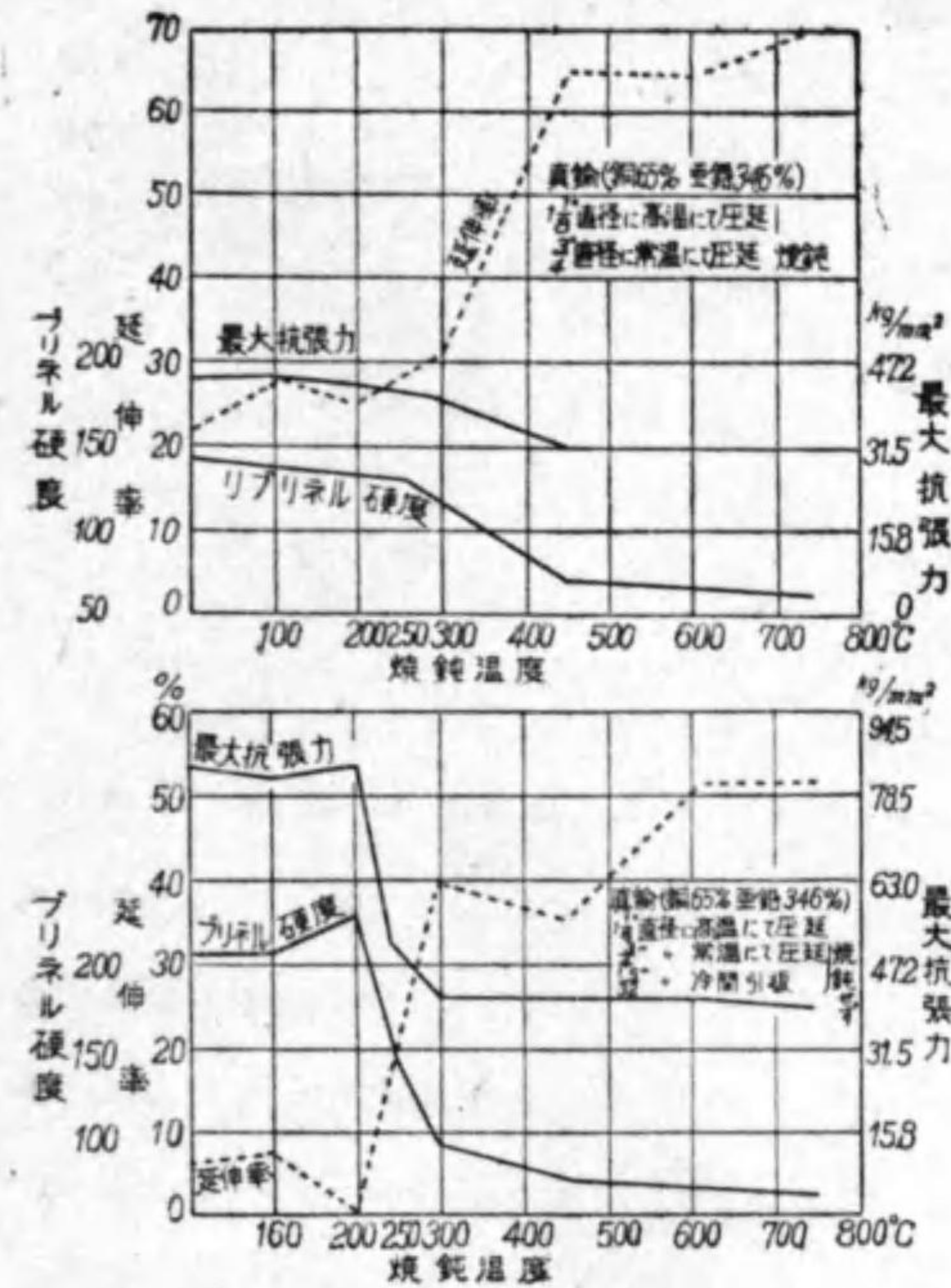
又第 18 圖及び第 19 圖で示した様に金型鑄造の儘では、熱間脆性範圍が廣いから熱間加工が困難である。故にこれを焼鈍して第 18 圖の様に熱間脆性範圍を狭くすると熱間加工が容易となる。

以上の様な焼鈍は鑄物として實際には行はれてゐない。熱間加工に於て考へられるべき問題である。

B 冷間加工せるものの焼鈍

これには2つの種類が考へられる。1つは組織上の改造を伴はないで、冷間加工に依る内部應力の除去を主としたもの。他は内部應力の除去以上に結晶を更生させて材質を軟化させるもの。これを實用上から考へて時期割防止の焼鈍と、材質の軟化の焼鈍との2つに大別して考へる事にする。

第27圖 冷間加工せる眞鍮の抗張力と硬度



1) 時期割防止の焼鈍

第 25 圖並に第 4 表を以て既に説明したから此所には省略するが、この目的は内部應力の除去を目的としてゐるから、加熱に依つて材質の降伏点を低下させ、弾性變形をして内部應力を作つてゐるものに塑性變形を行はさせる事に依つて内部應力を消殺するのである。而して軟化に依つ

て材質の強力を低下させる恐れがあるから、結晶の改造の行はれる現象の起らない範圍で内部應力の除去をする事にしてゐる。

第 28 圖に示す様に七三眞鍮では 400°C 以上では結晶の改造が相當顯著に現はれる事になり、硬度は 350°C 以上が急に軟かくなるからこれ等を避けて、300~340°C に於て焼鈍を行ふ事にしてゐる。この焼鈍は軟化を目的としたものに比して焼鈍温度が低いから、これを低温焼鈍と稱する事

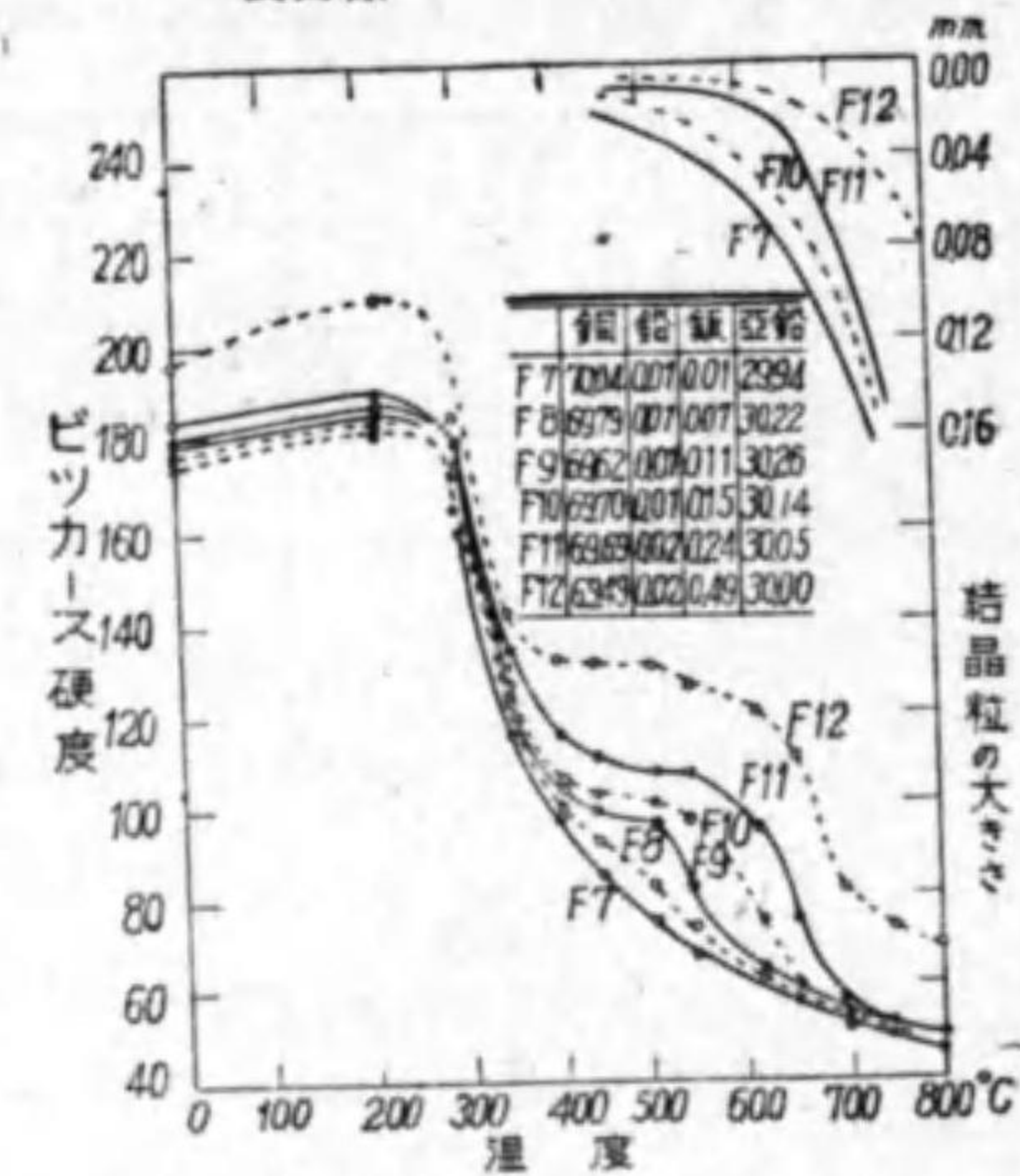
がある。

2) 軟化を目的とする焼鈍と再結晶

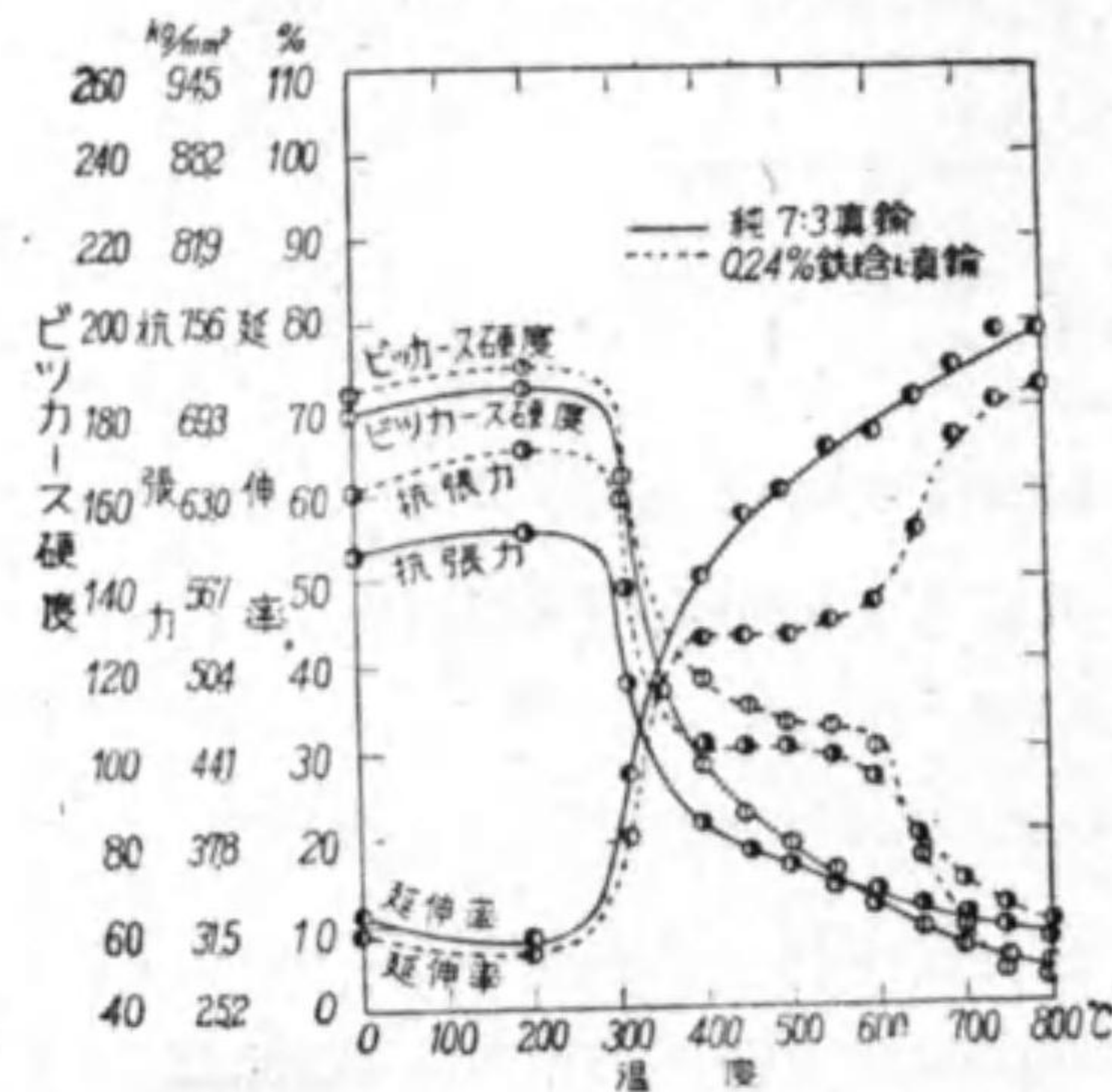
冷間加工したものを焼鈍すれば軟化する。その状態を示したものが第27図～第30図に示す様なものである。

第27図は冷間加工率を異にさせるため焼鈍結果を異にする状態を示し、第28図～第30図までは化学成分を異に

第28図 少量の鐵を含む真鍮の焼鈍と結晶成長曲線



第29図 各種温度で30分間焼鈍せる七三真鍮及び0.24%の鐵を含有する真鍮の抗張力及び硬度



せるために、焼鈍に依る軟化程度を異にする事を示してゐる。化学成分を異にするものにして加工率を異にする事に依つて軟化程度を異にするのに就て説明する事にする。焼鈍すれば軟化すると云ふ現象は、組織的にはどのような變化が起るか云

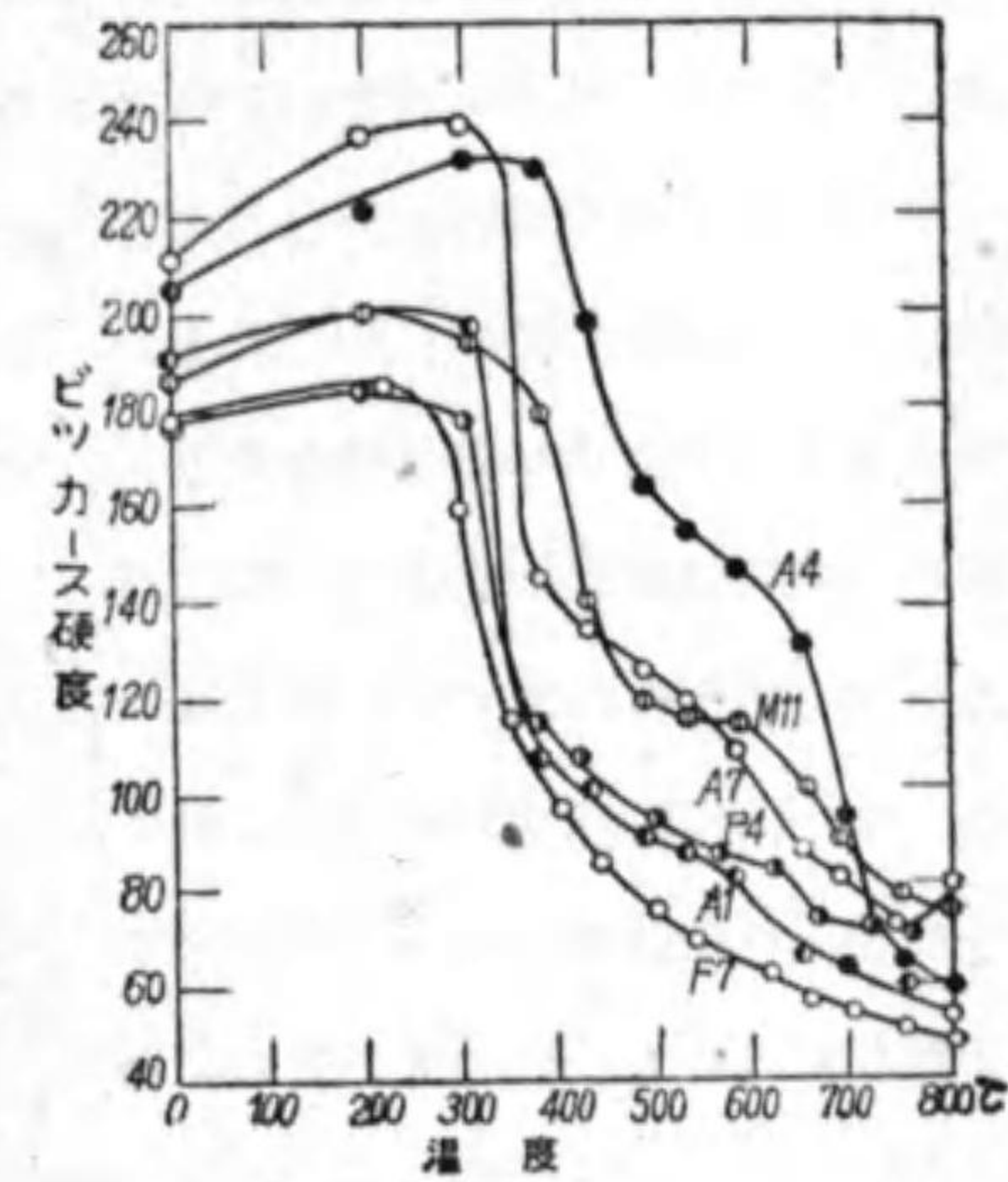
ふと、冷間加工で結晶粒の崩壊を始めたものが、焼鈍のために再結晶をし更に進んでは結晶粒が成長して大きくなるのである。この現象が加工率の大小と焼鈍温度の高低とで變化され、従つて軟化の程度を異にするのである。第31図は部分的に加工程度を異にし従つて變形率を異にしたものを同一温

第31図 變形率の相違から結晶粒の成長程度を異にせるを示す



第30図 各種元素を添加した真鍮の焼鈍曲線

- F7 七三真鍮
- P41 磷0.04%を含む真鍮
- M1 マンガン9.00%を含む真鍮
- A1 アルミニウム2.45%を含む真鍮
- A4 アルミニウム1.62%ニッケル2.15%を含む真鍮
- A7 アルミニウム2.38%珪素1.18%を含む真鍮



度で焼鈍したものであるが、外力を多く受けて變形率の大であつた所ほど結晶粒の成長は大である。圖は曲つた方向とは反對の方へ曲げ返す荷重を加へたものを中央で縦斷して、その切斷面を研磨腐蝕して結晶粒を現はしたも

である。棒の表面が荷重最大で、中心では荷重が零となるから、表面に結晶粒の成長を来し中央部は成長してゐない。又曲つてゐる内側は張力を受け外側は圧縮力を受けた事になるが、張力側より圧縮側の方が結晶粒の成長が大きい所から考へて、張力よりも圧縮力の方が成長を来し易いと考へられる。これから考へて焼鈍温度は同一であつても加工變形率が異なれば、結晶粒の成長程度を異にすることは明らかである。

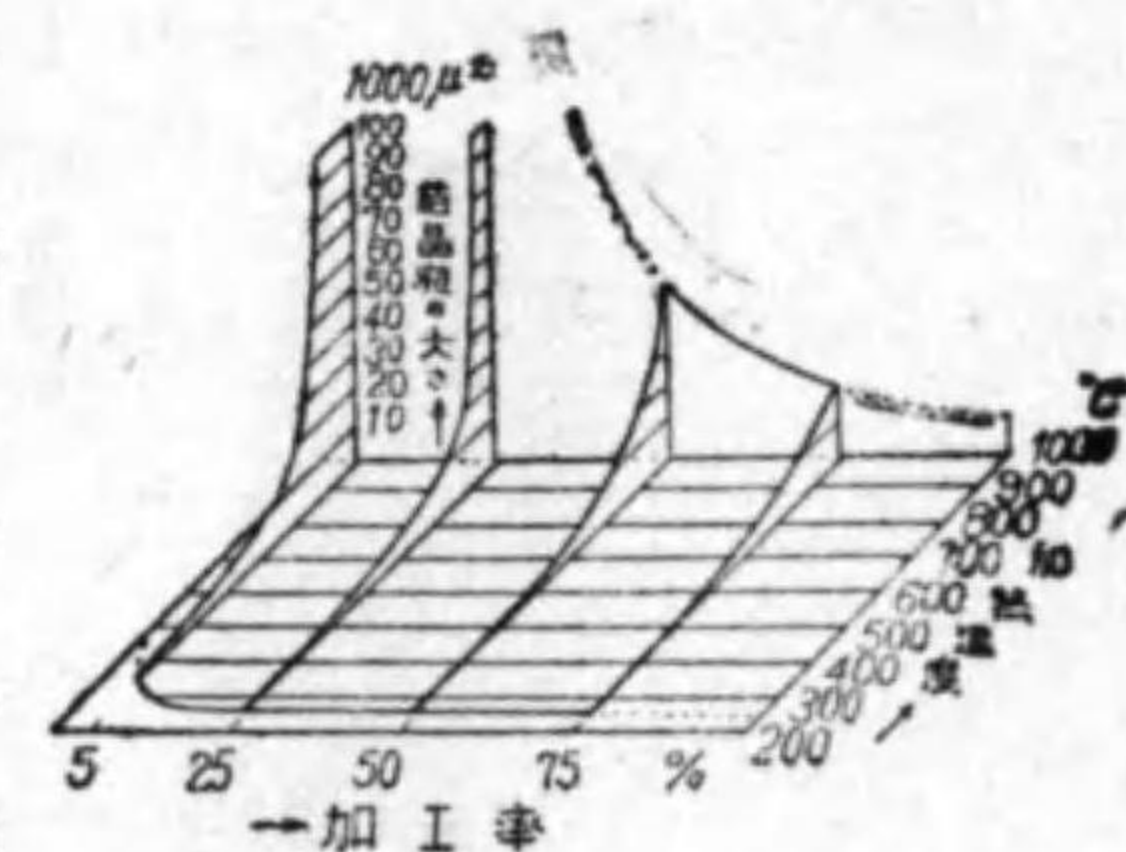
變形率と焼鈍温度と結晶粒成長率との關係に就て調査した資料を著者は現在持つてゐないから、これを説明するに銅の例を以てする事にする。

第32圖は電気分銅を用ひて結晶粒の成長状態を立體的に記したもので、

水平の横方向に變形率を採り、奥行方向に焼鈍温度を採り、縦の高さを以て結晶粒の大きさを示してゐる。水平面に點線で曲線が示されてあるが、この線上に來る焼鈍温度及び變形率以下では結晶粒の成長は起

らない。即ちこの點線の示す以下の焼鈍温度及び變形率では、冷間加工に依つて崩壊された組織の再結晶の現象は起らないのである。而して變形率が大であれば焼鈍温度が比較的低くても再結晶は起り、變形率が小さければ焼鈍温度が高くても再結晶は起り難い事になる。次に焼鈍温度と結晶粒成長量とを比較すると、變形率の大小に應じて結晶粒の成長を開始する。温度に依つては異なり變形率の大なるほど成長開始は低い温度から始まるが焼鈍温度が高くなるほど成長量は大となる。而して1000°Cになつて最

第32圖 電気分銅の加工率と加熱温度と結晶粒の大きさとの關係



大となり、それ以上の温度になると變形率に關係して生じた結晶は一應解消し、加熱冷却のみに關係した結晶を創造する事になる。1000°Cで結晶粒が最大となつた時の結晶の大きさは變形率の小さいほど大きい。

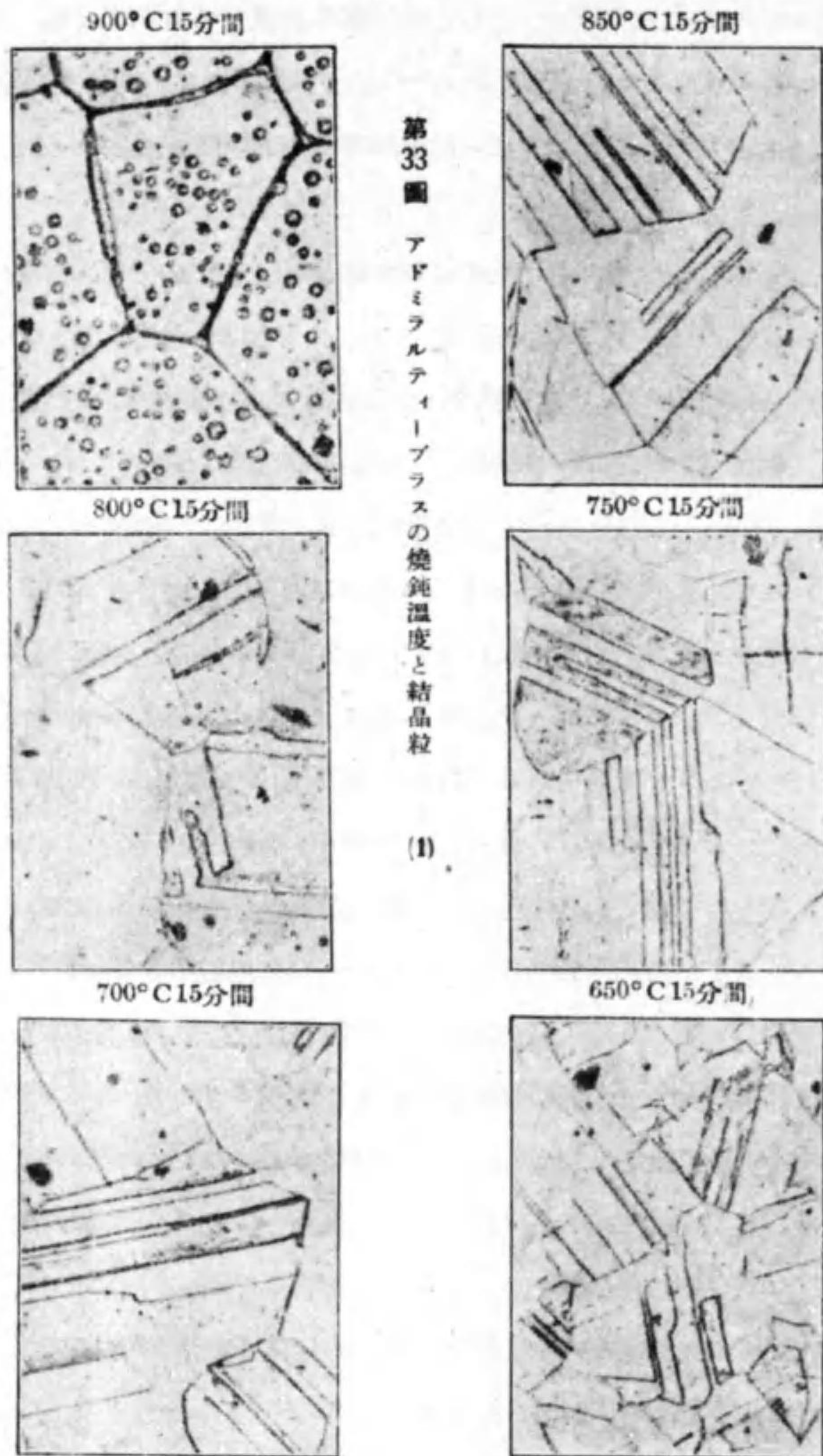
以上の結論として

- (i) 一定の變形率に對しては或る焼鈍温度以上にならなければ再結晶は起らない。
- (ii) 各變形率に對して1000°Cが最大成長率であつて、それ以上の焼鈍温度では變形率に關係して結晶粒は成長する。
- (iii) 1000°Cに於ける最大成長量の結晶の大きさは變形率の大小で異なる。變形率の小なるほど結晶粒の大きさは大である。

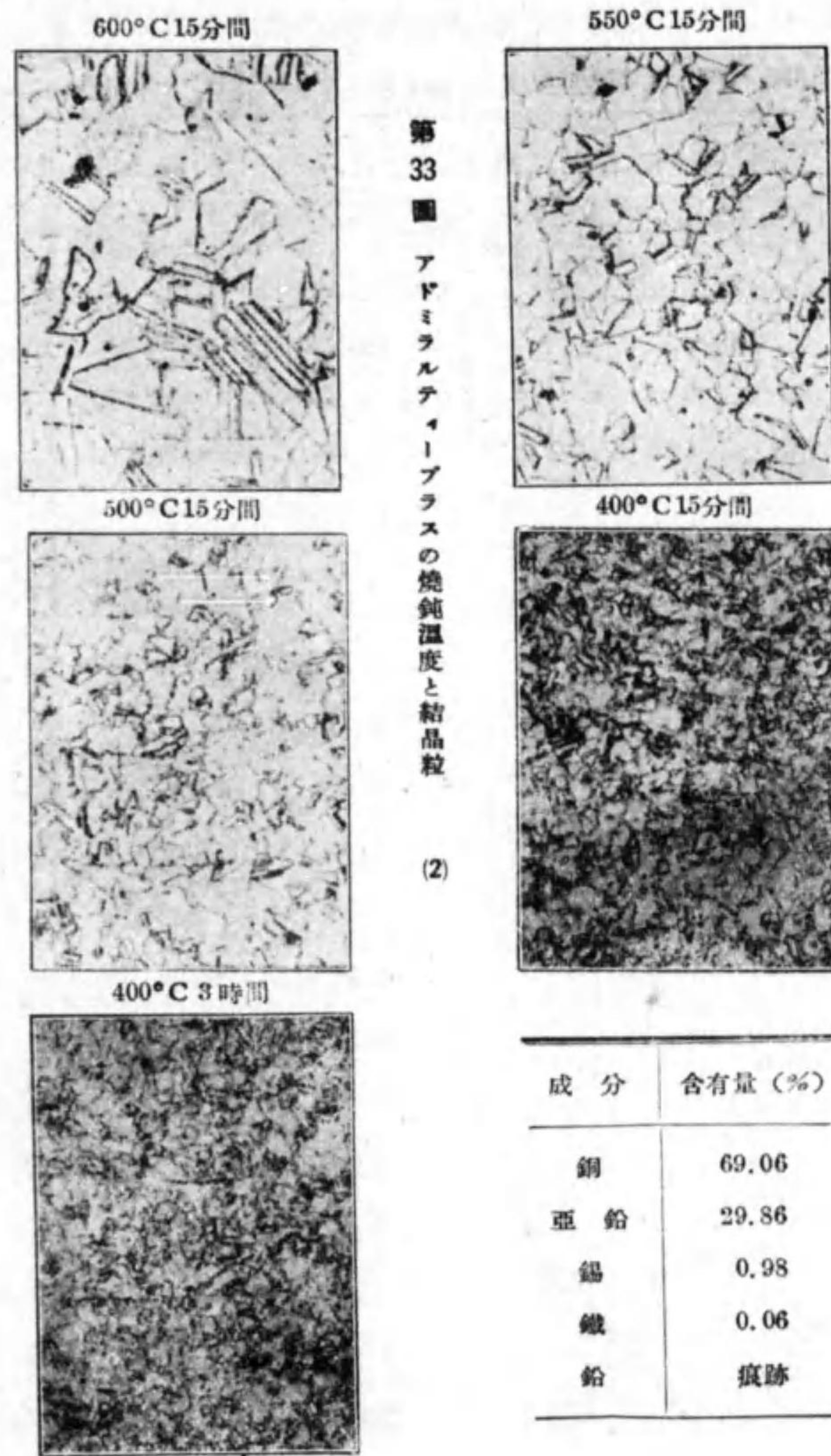
以上は電気分銅に依つて得た結果を示したのであるが、眞鍮でもこれと同様の傾向を示すものと考へて差支へない。唯變化を起す温度とか成長の程度を異にするにすぎない。以下眞鍮に就て第32圖ほどに系統的ではないが判明してゐるものだけに就て述べる事にする。

普通の復水器管材(1.0%錫七三眞鍮)の焼鈍温度と結晶粒成長の状態とを示したものが第33圖である。これに依つて焼鈍に依る結晶粒成長の有様が明らかであらう。圖の結晶粒の中に平行した直線が現はれてゐるが、これは結晶粒がこつて平面の切斷線が現はれてゐるもので、こり帯と稱してゐる。900°Cに焼鈍したものはこのこり帯が出てゐない。この温度ではそれ以外で焼鈍されて成長した結晶は一度解消して、別に結晶を作つたもので他とは異なる結晶状態を示す様になつたものである。

尙現在使用されてゐる復水器管材に就て焼鈍温度と結晶粒の成長の大きさとの關係を示すと第34圖の様である。



第33圖 アドミラルタイプ brassの焼鈍温度と結晶粒 (1)

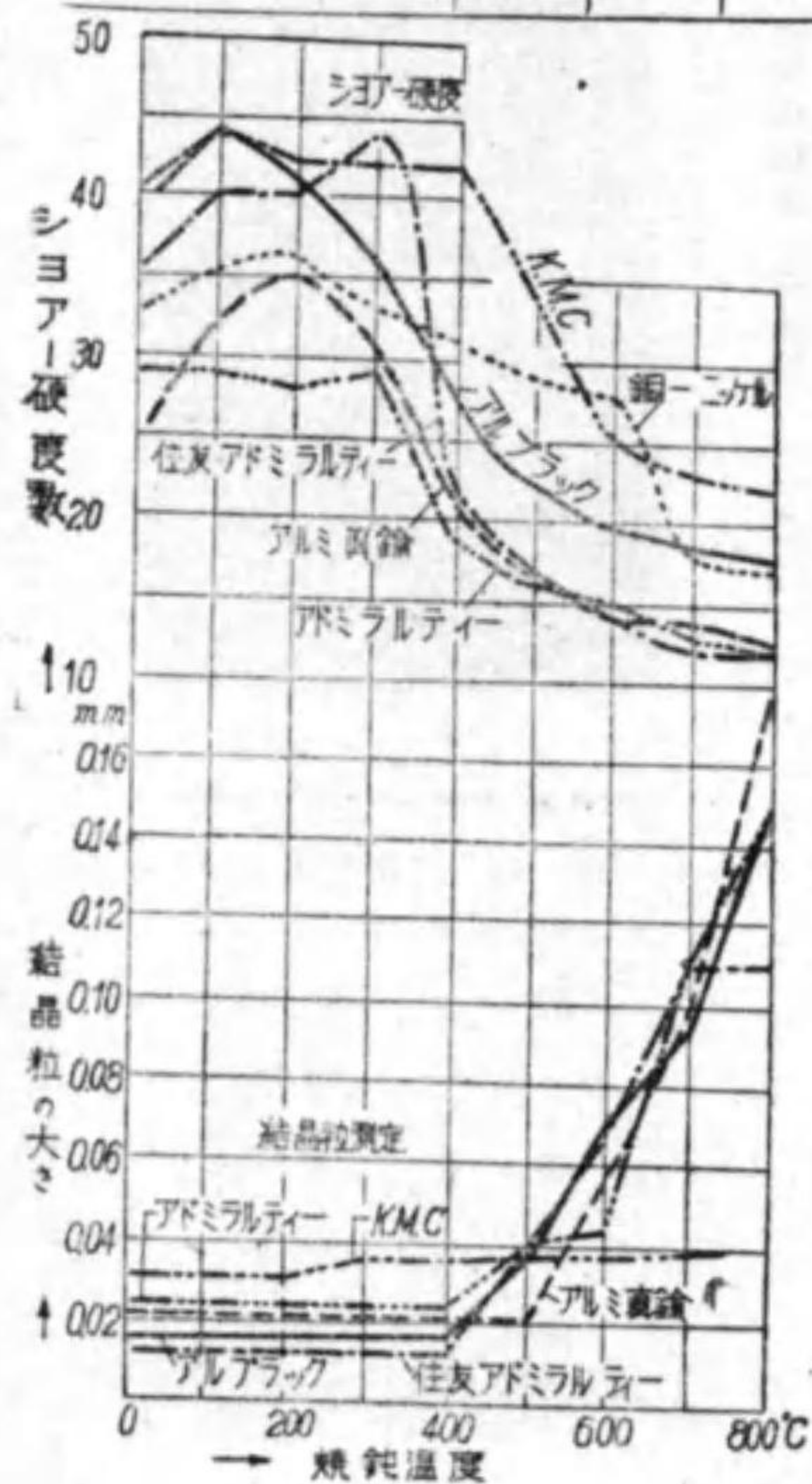


第33圖 アドミラルタイプ brassの焼鈍温度と結晶粒 (2)

尙第28圖にも焼鈍温度と結晶粒の成長との関係を示してある。

第34圖 各種復水器管の硬度及び結晶粒の大きさに及ぼす焼鈍温度の影響

材名	銅	亜鉛	錫	アルミニウム	ニッケル	マンガ	鉛	鐵	珪素
アルブラック	75.71	22.57	痕跡	1.53	—	—	痕跡	痕跡	—
アルミプラス	75.96	21.98	◆	2.12	—	—	—	◆	—
銅-ニッケル	69.67	—	—	—	29.77	0.21	0.18	—	—
K. M. C.	90.34	—	—	8.70	0.83	—	0.25	痕跡	0.08
アドミラルティ	71.62	27.49	0.79	—	—	—	0.05	◆	—
◆(住友)	71.84	27.23	1.02	—	—	—	0.06	◆	—



次に化学成分が焼鈍に依る軟化の程度を異にさせる事に就て述べる。七三真鍮に加へる元素の種類に依つて、焼鈍に依る結晶粒の成長が妨げられる。第35圖は純粋の七三真鍮とこれに鐵を0.49%を加へた七三真鍮との焼鈍に依る結晶粒の成長量の比較を示したもので、鐵を加へたものが結晶粒の成長率が遙かに小さい事が明らかである。

第28圖に七三真鍮に鐵を0.49%まで少しづつ増加して加へた時に焼鈍温度と結晶粒成長率の関係が

どの様に變化するかを示してある。鐵の含有量を増加するに従つて、結晶粒の成長率を減ずる事を明らかに示してゐる。

以上の様な結晶粒成長の變化があるので、従つて焼鈍に依る機械的性質の變化、即ち軟化作用がいろいろな状態になつて現はれるのである。

第35圖 七三真鍮に鐵0.49%を加へたものの焼鈍に依る結晶粒成長の比較(×100)

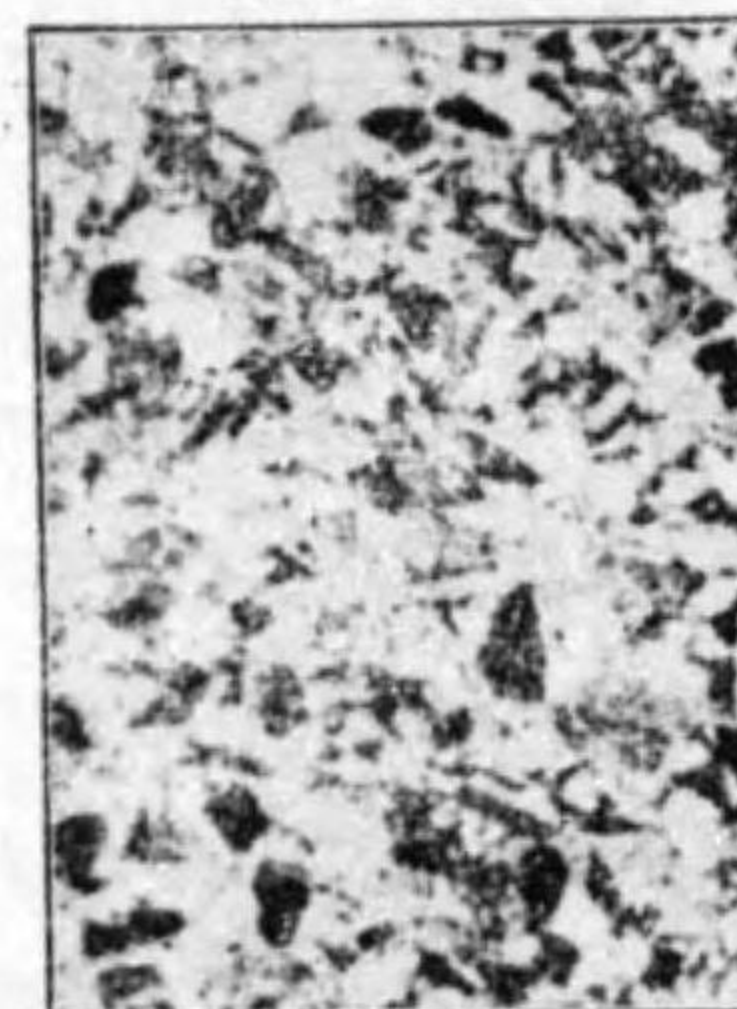
(その1) 400°C 30分間焼鈍 (純七三真鍮)



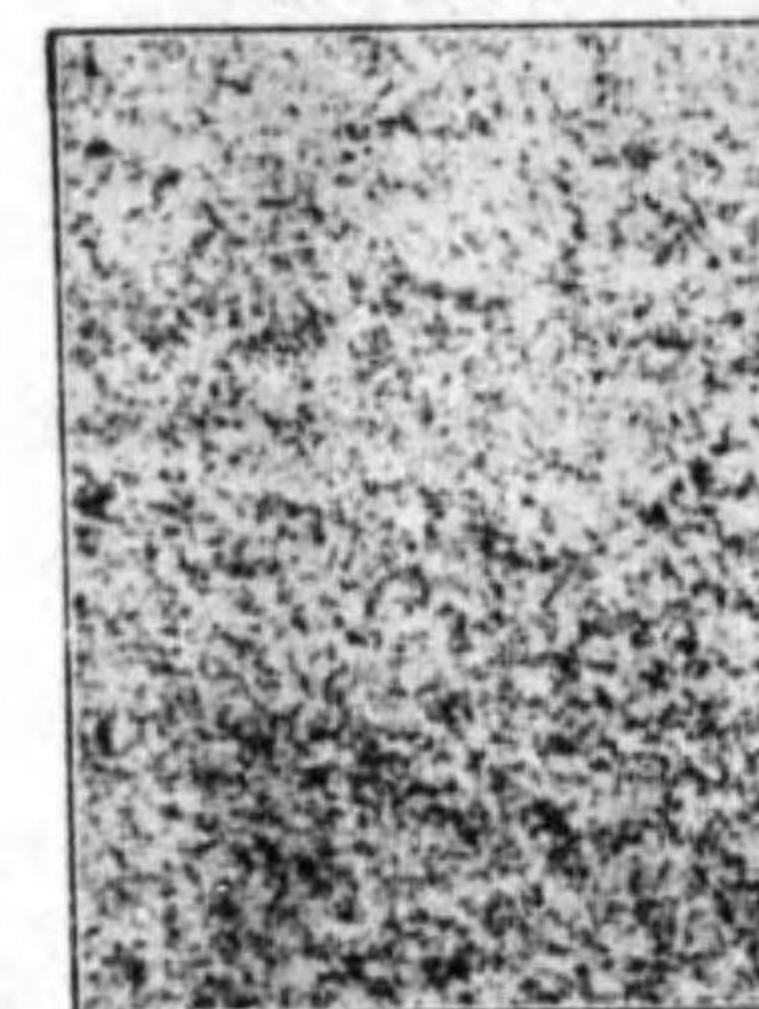
(その2) 400°C 30分間焼鈍 (0.49%鐵)

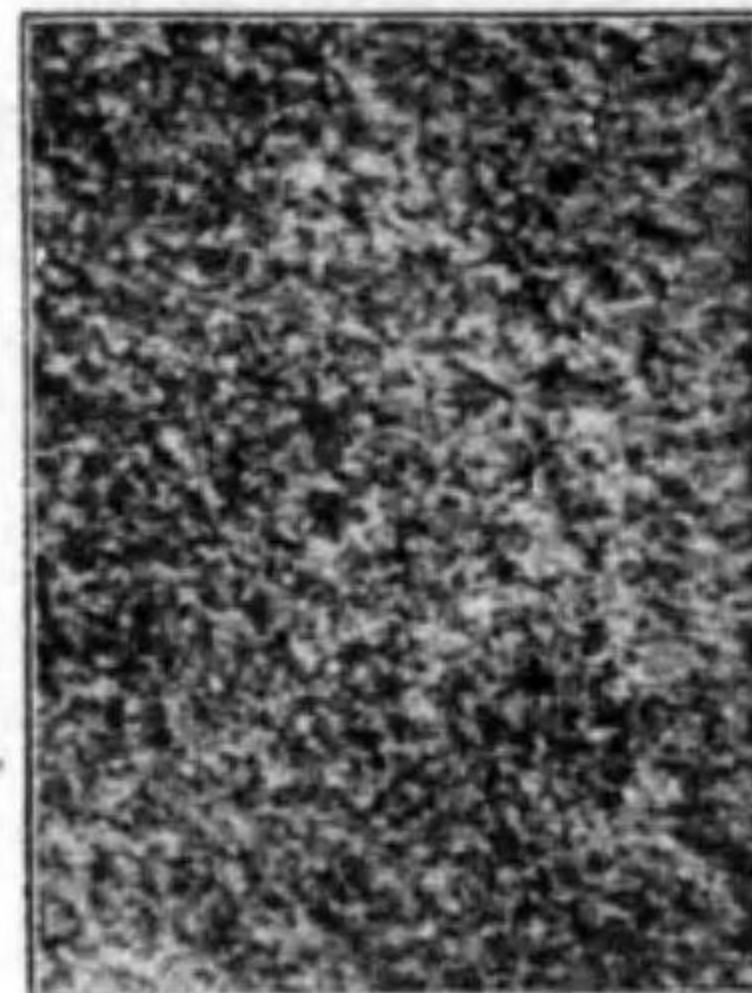


(その3) 500°C 30分間焼鈍 (純七三真鍮)



(その4) 500°C 30分間焼鈍 (0.49%鐵)



(その5) 610°C 30分間焼鈍
(純七三眞鍮)(その7) 700°C 30分間焼鈍
(純七三眞鍮)(その6) 610°C 30分間焼鈍
(0.49%鐵)(その8) 700°C 30分間焼鈍
(0.49%鐵)

第27圖では冷間加工程度を異にしたものを同一に焼鈍して軟化の程度を比較したものであるが、ブリネル硬度は300°C焼鈍までは加工率の相違に基づき相當大きな差異を示してゐるが、400°C以上の焼鈍では兩者殆ど同様の硬度を示してゐる。この點から考へると300°Cまでは加工に依つて硬化されたものが漸次除かれて軟化するのだから、加工程度の相違に

依る硬化程度の相違と云ふものが焼鈍後に於ても残されてゐる。然し乍ら400°C以上の焼鈍になると冷間加工に依る硬化作用は全部除かれるから、焼鈍前の加工程度の相違に拘はらず略々同一の硬度を示すに至つてゐる。これから考へて300°C附近を境とし、それ以下の温度に於ける焼鈍なるものは加工に依る硬化を除去するにあつて、400°C以上の焼鈍なるものは加工に依る硬化は全然解消して崩壊された結晶粒を再結晶することに依つて更生せしめ、結晶粒の成長に關係して軟化せしめるものと考へられる。故に焼鈍に依る軟化と云つても再結晶を始める温度以下の焼鈍とそれ以上の焼鈍とは意味を異にしてゐるから、目的に応じて何れを採用するかを考へ焼鈍温度を誤らない様に注意する必要がある。これを復水器管材の焼鈍に就て云へば、管全體としては内部應力を除去して時期割を防止するための焼鈍を行ふ。これは冷間加工の影響を除けば充分なのであるから低温焼鈍でその目的を達する。若しこれを再結晶を起す以上の高温で焼鈍すれば、軟化して實用上抗張力不足となるから再結晶以上の高温で焼鈍しない事にし、實際には300~320°C位で焼鈍を行つてゐる。

而るに管端は取り付けの際に冷間でラッパ形に押し擴げる必要があるのので、低温焼鈍だけでは硬質で押し擴げる際龜裂を生ずる恐れがある。故にこの龜裂を防止するために管端の約50cm位は軟化させる必要がある。これは軟化を目的としたものであるから、再結晶をする温度以上に焼鈍する。即ち500°C前後に管端を焼鈍するのである。この様に1本の管に就ても全體と其の一部とが目的を異にするに應じ異なる温度で焼鈍してゐる。

第27圖のブリネル硬度は上の様な關係になつてゐるが、抗張力及び延

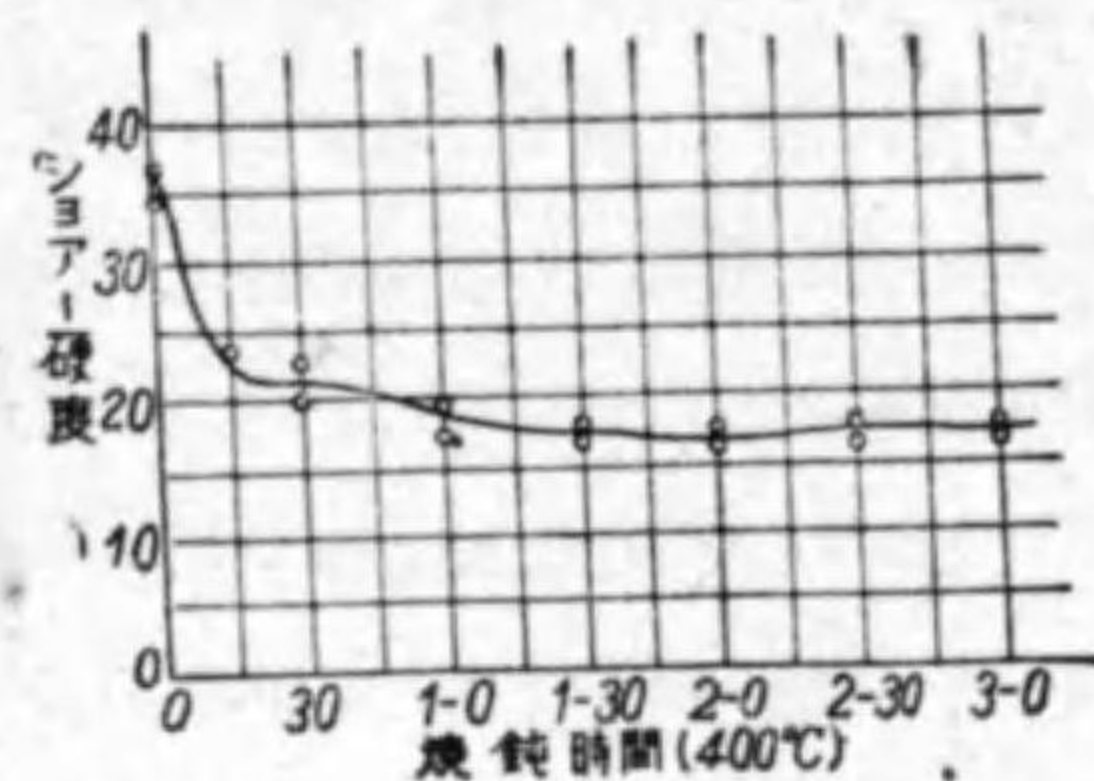
伸率と焼鈍温度の關係を見ると、硬度の變化は稍々異なつてゐる、 400°C 以上に焼鈍したものでも抗張力、延伸率の差は加工率の相違に依つて相當に現はれて、硬度に於ては結晶粒の大小と云ふ事が比較的に影響を及ぼす事が小であるので、冷間加工率の大小で再結晶後に現はれる結晶粒の大小の程度が硬度に相違を來すには至つてゐない。然し抗張力及び延伸率に對しては結晶粒の大小の及ぼす影響が相當大きく現はれるので、冷間加工に依る變形率の大小が焼鈍後再結晶せる結晶粒の大小を異にすると云ふ事が、抗張力及び延伸率の結果に相當な影響を示してゐるものと考へる事が出来る。即ち變形率の小さな方が結晶粒を大ならしめるから、抗張力は小で延伸率は大と云ふ結果を示してゐるのである。

第28圖、第29圖、第30圖に成分の相違が、焼鈍後の硬度並に抗張力に如何に影響するかを示してある。この場合は焼鈍後の結晶粒の大きさの相違が、第27圖の場合に比べて大であるために、その相違が硬度の上にも影響してゐる。且つ成分の相違と云ふ事が、結晶粒の大小がなくても根本的に硬度や抗張力の相違を來してゐるから、第27圖に説明した所と多少異なる結果を示してゐる。 300°C から硬度、抗張力が悉く低下してゐるのは、前から述べてゐる様に冷間加工に依る硬化が除去されたために起つた現象である。而してこの間に於て鐵その他の元素を含むと含まないと應じて抗張力及び硬度に相違のあるのは、結晶粒の大小の影響ではなくて部分的の相違に依るものと考ふべきである。何となればこの範圍の低温焼鈍に於ては、冷間加工に依つて結晶粒が崩壊されて細粒となつてゐるので、再結晶に依る結晶粒の成長が何れの場合にも起つてゐないから、成分の相違から結晶粒の大小を異にすると云ふ現象は未だ現はれてゐないので

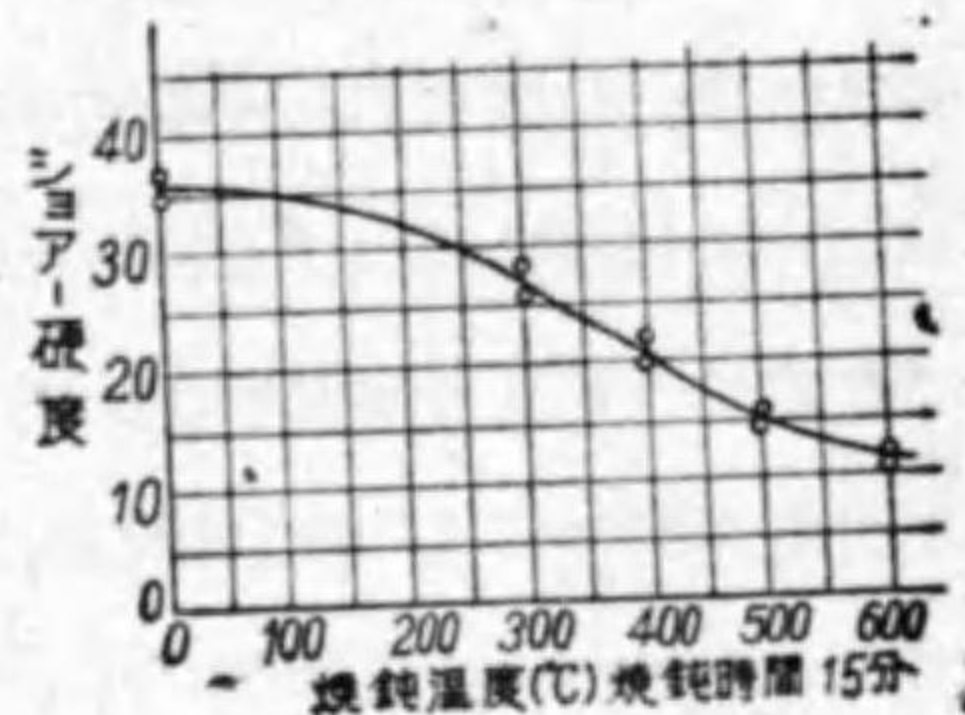
ある。 400°C 以上の焼鈍では再結晶が始まり、従つて成分の相違から結晶粒の成長の大小の相違が起る。その相違に就ては第28圖の曲線並に第35圖の顯微鏡寫眞に示した様である。これ等に依つて鐵を含有すると否とでは同一焼鈍温度に於ても結晶粒の大小に大なる相違のある事は明らかで、これだけの相違が硬度及び抗張力の相違を來す事になつてゐる。第27圖の場合とは異なつて、結晶粒の相違が甚だしいために硬度に影響を及ぼすに至つてゐない。尚且つ第27圖はブリネルで硬度を測定し、第28圖はヴィッカーズで硬度の測定を行つたと云ふ硬度計の相違が、結果を現はす上に多少の相違を來してゐる事も考慮に入れて置く必要がある。第28圖では $400\sim 600^{\circ}\text{C}$ 間の焼鈍温度に於て、鐵を含んでゐる方が硬度並に抗張力が大で延伸率は小と云ふ結果を示してゐる。 650°C 以上の焼鈍温度になると硬度、抗張力並に延伸率の成績が、鐵を含んだものが鐵を含まないものに次第に近附くに至つてゐる。これは第35圖に於て 700°C に焼鈍したものの組織が、鐵を含んでゐるものも鐵を含まないものの組織の様になり成長が大きくなつて、兩者の組織が類似のものになつてゐる點を見ても明らかに知られるであらう。以上に述べた焼鈍に依る材質の變化と云ふものは、別に或る一定の温度でなければ起らないと云ふ變化ではないのであるから、この變化は加熱時間の長短で變化を起す温度を異にする事になる。加熱時間が長ければ比較的低温でも變化が起り、温度が短かければ比較的高温でなければ變化は起らないと云ふ事になる。故に上述の變化に對して加熱時間の長短と云ふ事を忘れてはならない。

第36圖は七三眞鍮に1.0%の錫を加へた復水器管材をに焼鈍した時に、焼鈍時間と硬度の軟化する程度との關係を示したものである。これに

第36圖 復水器管の焼鈍時間と硬度との関係



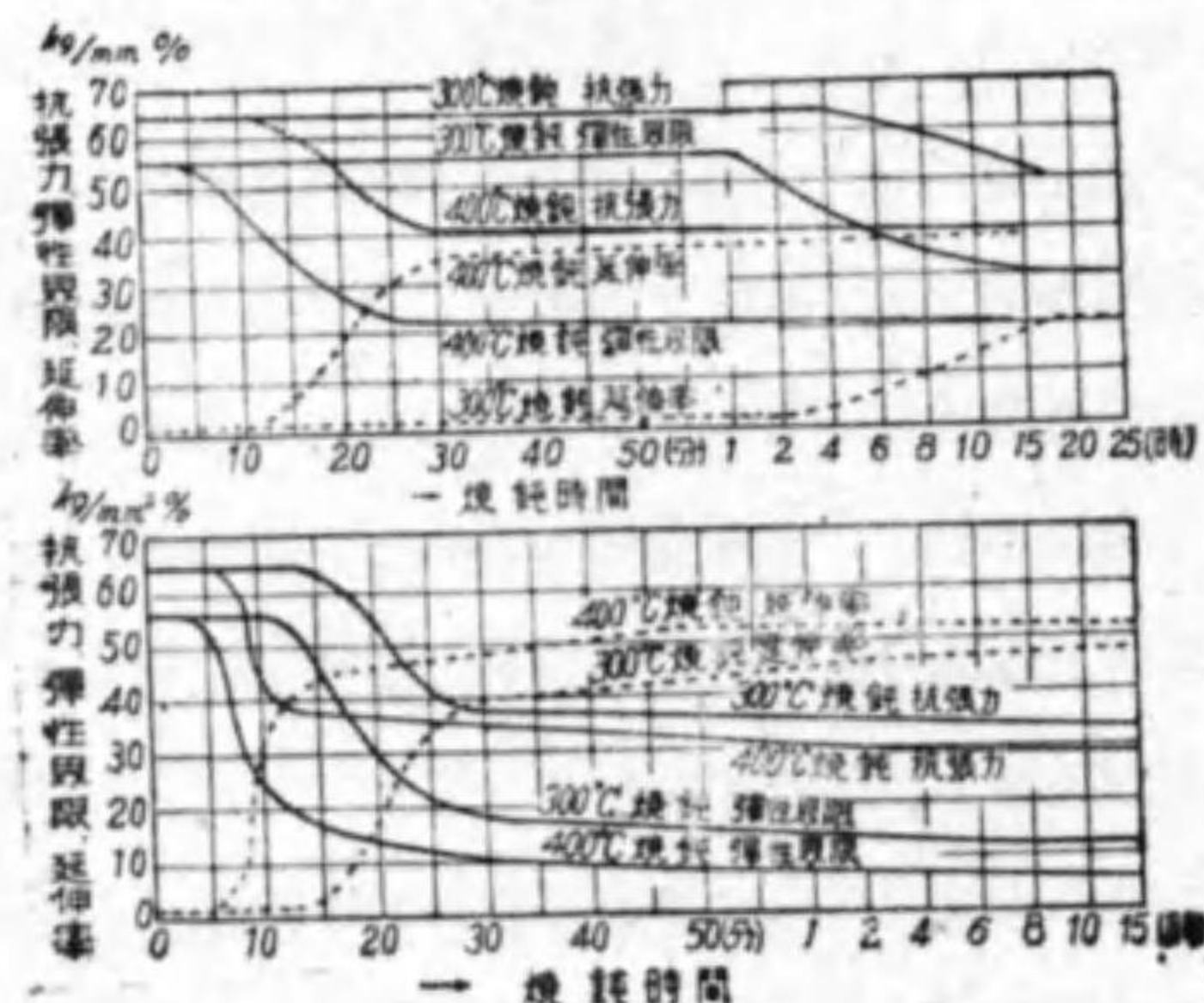
第37圖 復水器管の焼鈍時間と硬度との関係



依ると 15 分間で硬度は急に低下するが、それより 2 時間になる迄は徐々に硬度を低下して 2 時間以上では殆ど硬度を變化しない事を示してゐる。

第 37 圖は第 36 圖と同一材料を焼鈍時間を 15 分間に一定して、各種温度で焼鈍したものの硬度を示したものであるが、500°C で 15 分間焼鈍

第38圖 33%亜鉛真鍮の焼鈍時間と抗張力、弾性限界、延伸率との関係



したものと第 36 圖に於て 400°C で 2 時間焼鈍したものが略々同様な硬度を示してゐる。これを見ても比較的高温度で短時間焼鈍しても比較的低温で長時間加熱焼鈍しても同じ様な結果の得られる事が判る。

第 38 圖は亜鉛 33% を含む真鍮を 300°C、400

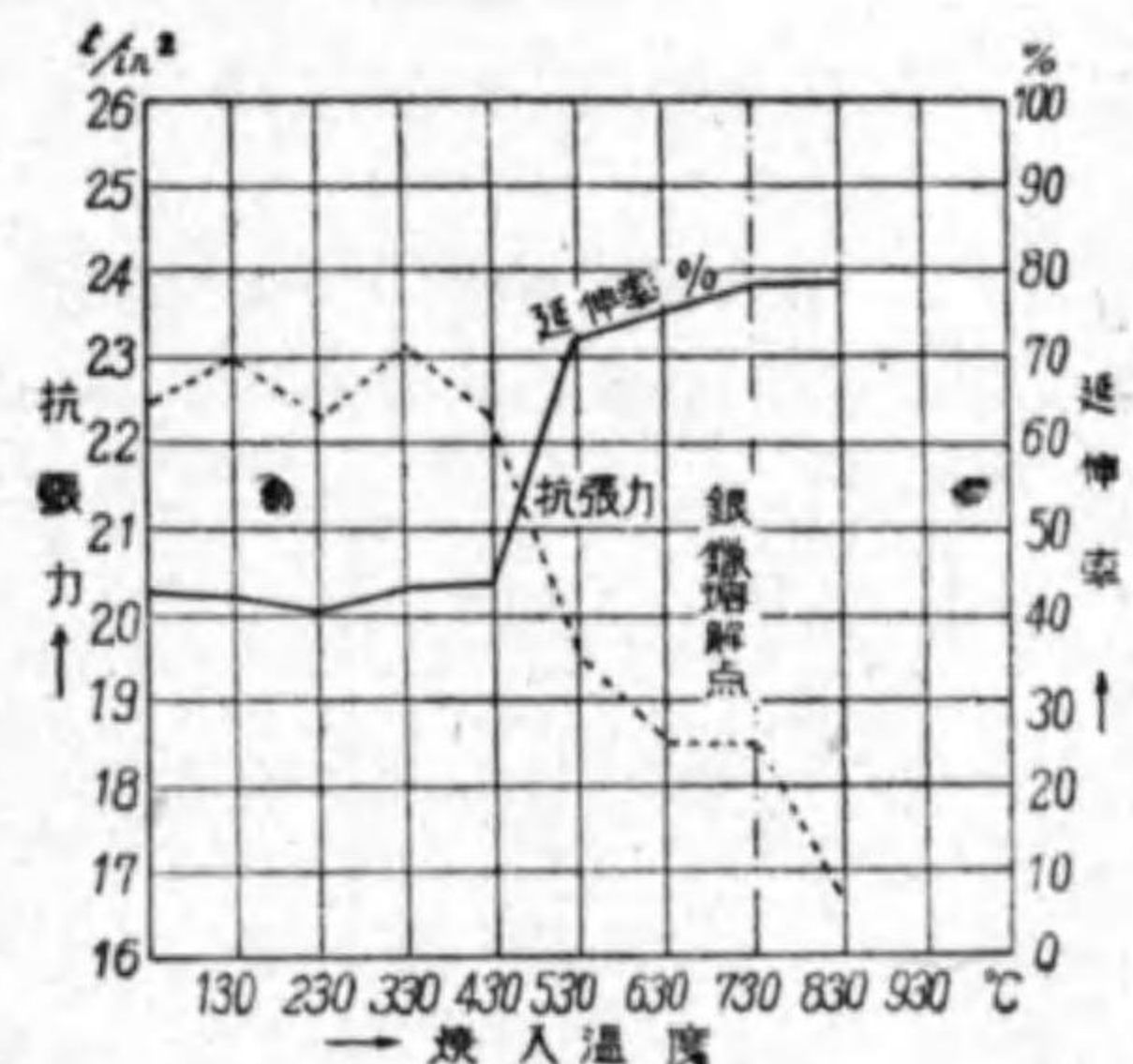
°C、500°C 及び 650°C の各温度で焼鈍した場合の焼鈍時間と、抗張力、弾性限界及び延伸率との關係を示したものである。焼鈍時間の長短でこれ等機械的性質の異なる事が明らかに知られる。

以上は特に焼鈍の必要を認め

て焼鈍した場合を示したものであるが、焼鈍するのが目的ではなく加工上の必要から加熱してその結果材質の軟化を來し、それに氣付かずに使用して失敗する可能性があるから、加熱加工をする時には上述の様な焼鈍軟化を充分知つてこれを行ふ必要がある。第 39 圖は七三真鍮タービン翼の組立てに當つて銀鍍付を行ふことがあるが、銀鍍付のため熱せられる翼の温度は圖に

第39圖 七三真鍮のタービン翼の加熱温度と抗張力との關係

銅	亜鉛	鐵	ニッケル
69.81	30.10	0.10	0.07



示す様に高温に上り、従つて圖に示す様に翼材は軟化されるのである。この様に軟化せるものを實用に供すると蒸氣の機械的磨耗作用を受けて、軟化部が容易に磨耗されて使用に耐へられない様になる。この様な例が實際上に相當に起つてゐるから注意する必要がある。

第7節 眞鍮並に錫入眞鍮の腐蝕

眞鍮の腐蝕は主として海水に依る腐蝕が考へられる。大氣中や淡水に對する腐蝕には抵抗力が相當大で餘り問題にならない。油に依る腐蝕に對しては銅合金は腐蝕抵抗が少ないと云ふので一般に用ひられないで、油系部分には鐵鋼類が用ひられてゐるからこれも考へるには及ばない。又酸類の腐蝕に對しては眞鍮類は抵抗力がないからこれ又考へるに及ばないから、本文に於ては海水に依る腐蝕に就てのみ考へる事にする。

第7表 金屬イオン化の電荷

金 屬	イオン價	-標準液に對する電荷
マグネシウム	Mg ⁺⁺	-1.8
アルミニウム	Al ⁺⁺⁺	-1.337
亜鉛	Zn ⁺⁺	-0.770
鐵	Fe ⁺⁺	-0.44
カドミウム	Cd ⁺⁺	-0.420
コバルト	Co ⁺⁺	-0.23
ニッケル	Ni ⁺⁺	-0.20
錫	Sn ⁺⁺	-0.146
鉛	Pb ⁺⁺	-0.132
水素	H	+0.006
銅	Cu ⁺	+0.52
◆	Cu ⁺⁺	+0.3469

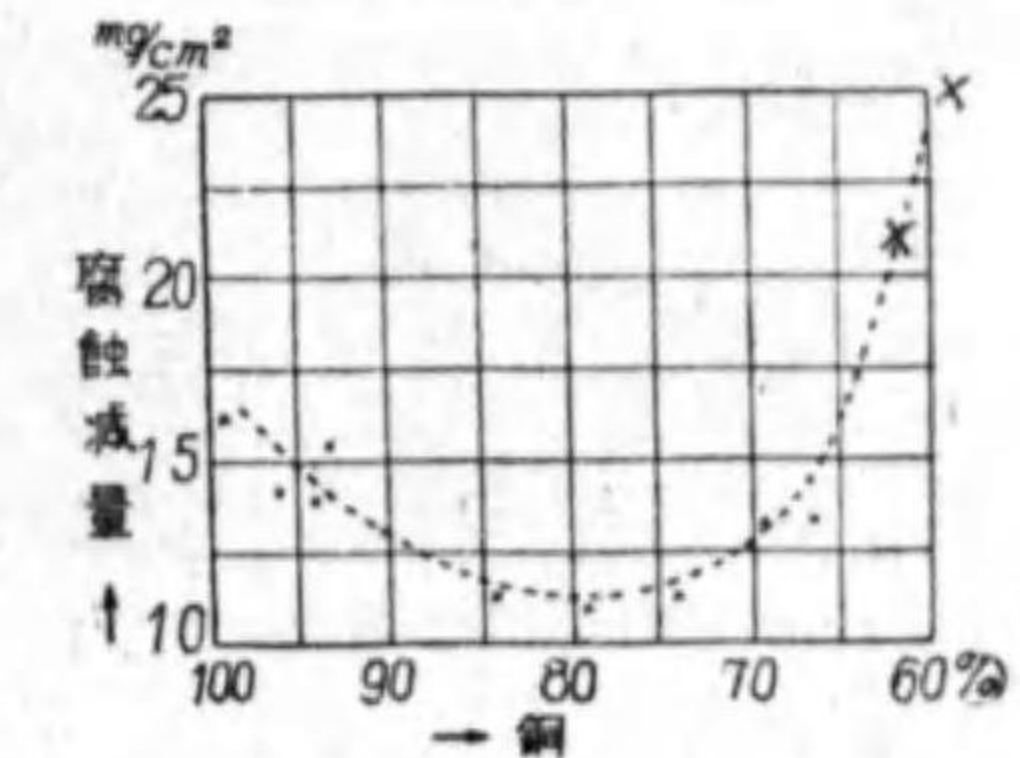
眞鍮の腐蝕は化學的作用に基づく腐蝕を出發點として、物理的勢力に依つて促進されると考へられるべきものである。化學的作用として起る現象は脱亜鉛腐蝕である。金屬が溶液に依つて化學的に溶解されると云ふ事は、その金屬が溶液中にイオンとなつて溶解込むと考へられ

てゐるから、このイオンになり易いものをイオン化の傾向の大なるものと稱するが、普通の金屬に就てイオン化の傾向の大なるものから順次に並べると第7表の様である。

第7表は金屬がイオン化する時の電荷の大きさを示したもので、負數で數字の大なるもの程イオン化の傾向が大で腐蝕され易い事を示してゐる。

亜鉛は負數でその數字も大であるからイオン化の傾向大で腐蝕され易いが、銅の方は正數となつてゐるから亜鉛に比して遙かにイオン化の傾向が小で亜鉛に比し腐蝕され難いのである。故に亜鉛の方が先にイオンとなつて溶液中に溶解され、銅の方はイオンとならずに合金中に残る。即ち亜鉛のみが腐蝕されて行く事になる。これを脱亜鉛腐蝕と云ふのである。且つ脱亜鉛するには亜鉛含有量の多いほど起り易いのであるから、七三眞鍮よりも六四眞鍮の方に腐蝕が多く起る事になる。眞鍮の亜鉛含有量と鹽水に依る腐蝕量との關係を示すと第40圖の様である。尙第40圖で亜鉛20%の時が腐蝕量最低で、それより亜鉛含有量が少なくなつても腐蝕量を増してゐるのは脱亜鉛腐蝕に依るものではなく他に原因があるが、七三眞鍮と六四眞鍮と云ふ實用範圍のものを考へるに當つては、必要のない事であるから説明は省略する。脱亜鉛した所は亜鉛含有量は殆どなく、殘部は酸化銅となつて合金面を被つてゐる。然し酸化銅に變つて金屬性を失つてゐるので、殆ど粘着力も失ひ恰も松の樹から皮を剥ぐ様に脱亜鉛され

第40圖 銅-亜鉛合金の腐蝕實驗
20%食鹽水の噴霧試驗(常溫52週間)



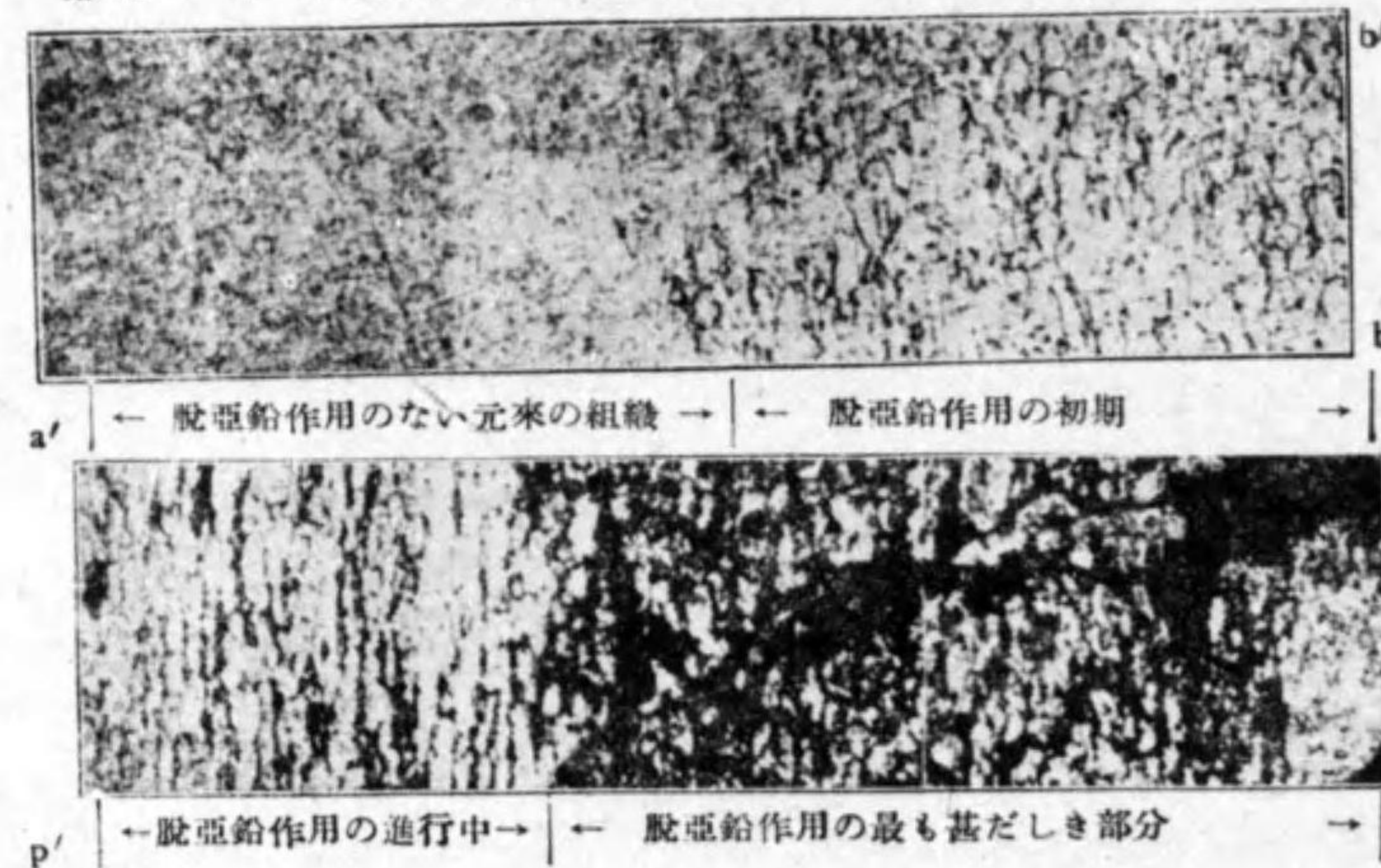
た部分は剥脱されるのである。この様な状態であるから脱亜鉛されたものは粘土の固まつたもの様な性質を有してゐる。第41圖は脱亜鉛の結果粘土の様にボロボロになつて割れた復水器管の1例である。この復水器管の化學成分は銅71.40%、亜鉛28.26%、錫0.05%であつて、獨逸で出来たものであり、日本ではこの様な配合のものを用ひる例は少ない。この管材を切断してその断面を顯微鏡で擴大して示したものが第42圖である。

圖に示す様に表面は脱亜鉛を完全に起してゐる。黑色部は脱亜鉛せる部分を示すもので、これが脆

第41 脱亜鉛腐蝕をせる復水器管の破壊



第42 第41圖管材の表面より中心に向つて脱亜鉛腐蝕の進行せる状態



弱であるために龜裂を生じ、表面から中心に向つて腐蝕液の浸入する路を開いてゐる。脱亜鉛腐蝕進行中の部分を見ると、管に引き延ばされた方向

に脱亜鉛した黑色線が平行して現はれてゐる。これは管材のインゴットを鑄造する時に生じた酸化物の存在や、小さな針穴状のブローホールが管に引き延ばすと共に引き延ばされて平行した直線状になり、その缺陷に沿つて腐蝕液が浸入して脱亜鉛作用を擴大せしめつつあるものである。圖に於て元來の組織とは未だ脱亜鉛作用の起つてゐない部分であつて、新品當時の組織を維持してゐる。脱亜鉛作用進行の脱亜鉛部の線状と元來の組織の結晶粒状態と何等類似の形を示してゐないから、脱亜鉛作用は上に示した様な缺陷に沿つて起つてゐるものと考へられる。

脱亜鉛を起すと上述の様に非金屬の脆弱なものとなるから、これに外力が作用すると容易に剥脱して、下の未だ脱亜鉛を起してゐない合金面が現はれそれが又脱亜鉛を起す。若しこの脱亜鉛層が剥脱しないで合金面に附着してゐれば、これが多少腐蝕の進行を妨げる防蝕膜となつて腐蝕の進行の程度を阻止するのであるが、これは次から次へと剥脱して防蝕膜を構成する餘裕もない。従つて腐蝕は依然進行するのである。この點より機械的外力に依つても腐蝕は促進されるものと考へられる。

海軍規格に“海水に接觸する眞鍮類は錫1.0%を含む事を要す”と規定されてゐる。これに基づいて六四眞鍮に錫1.0%を加へたものを海軍眞鍮 (Naval Brass) と云ひ、七三眞鍮に同量の錫を加へたものをアドミラルティー・メタル (Admiralty Metal) と稱してゐる事は既述した所である。俗にこれを錫入眞鍮と云つてゐる。

錫を加へると上述の脱亜鉛作用を防止し得られるので、上の様な規定が設けられたのであるが、如何なる理由に依つて錫の添加が脱亜鉛作用を防止するか就てはいろいろの説がある。その中で著者の考へてゐる説を述

べて参考とする。錫を加へても銅に対するイオン化は大であるから脱亜鉛と共に脱錫作用も起るのである。海水の場合にはこの結果として鹽化錫 ($SnCl_2$) を生ずる。このものは水に可溶性であるがこれを生ずると引續き加水分解して水と作用し鹽基性鹽化錫 ($SnOCl_2$) に變化するのであるが、かうなつたものは沈澱性で水には溶解しなくなり、従つて合金面に白色沈澱物として附着する。この沈澱物細粒のために合金面に対する附着力が強いのである。故に少し位の外力が加はつても合金面から剥脱する事がな

第8表 各種復水器管の化學成分と物理的性質

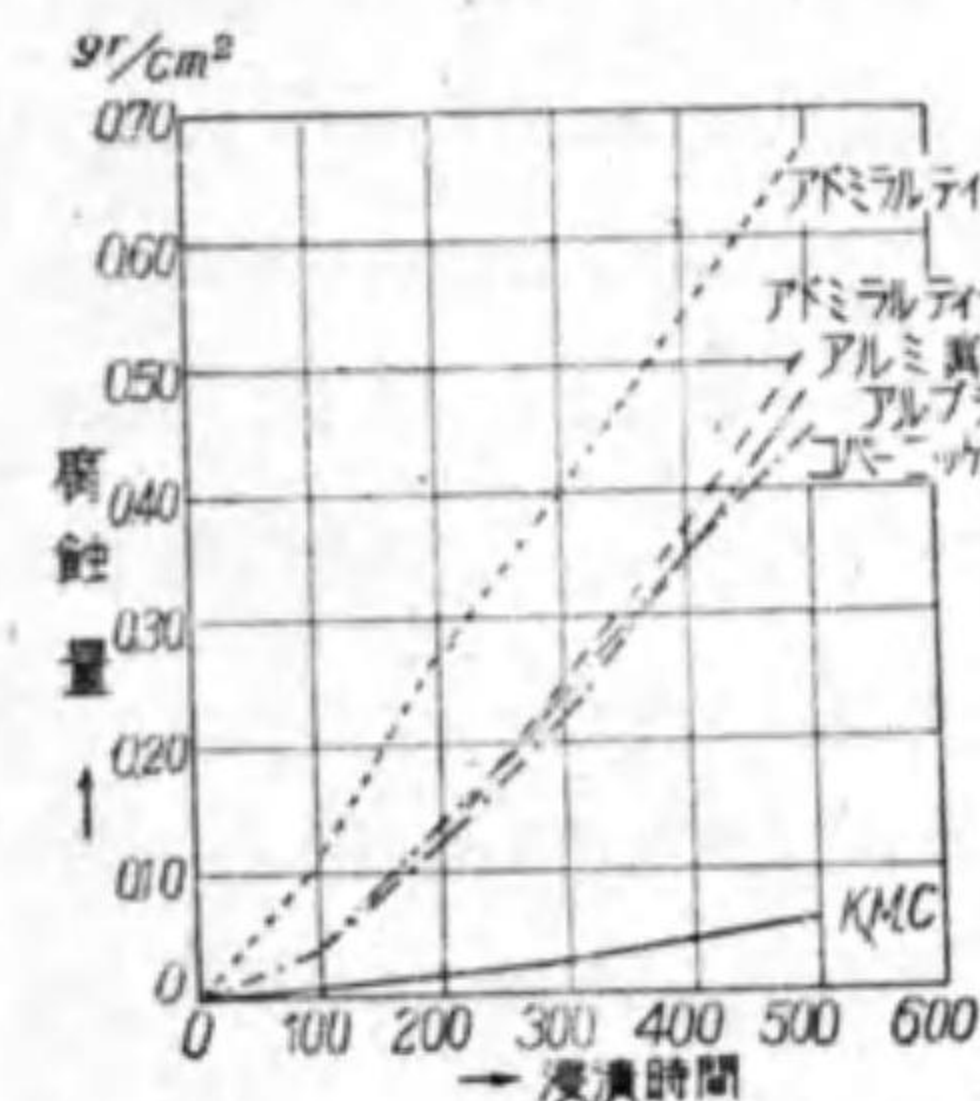
	アドミラル ルティ-Ⅰ	アドミラ ルティ-Ⅱ	銅-ニ ッケル	アルミ プラス	アルプ ラック	K.M.C.
銅	71.62	75.05	63.67	75.96	75.71	90.32
亜鉛	27.49	23.27	—	21.98	22.57	—
錫	0.79	0.74	—	痕跡	痕跡	—
アルミニウム	—	—	—	2.12	1.53	8.70
ニッケル	—	—	29.77	—	—	0.83
鐵	0.05	0.77	0.18	—	痕跡	0.25
珪素	—	—	—	—	—	0.08
マンガン	—	—	0.21	—	—	—
機械的性質						
弾性限界 (kg mm ²)	24.05	—	33.6	33.25	36.70	—
抗張力 (kg mm ²)	44.3	—	52.9	48.9	55.87	60~50
延伸率 (%)	12.5	—	4.0	12.05	6.80	20~30
弾性係數 (kg/mm ²)	10.05	—	11.1 × 10 ³	10.63 × 10 ³	9.95 × 10 ³	—
熱傳導率 (gcal/cm/c/sec.)	0.234	—	0.053	0.234	0.230	アドミラ ルティ-

く、腐蝕に対する防護膜として效果的に作用するのである。この様な現象から錫を1.0%加へると眞鍮の腐蝕は或る程度防止する事が出来る。勿論防蝕膜を作ると云つても粉末状の附着物なのであるから、強力な外力が加はればこの膜は剥脱する。従つて腐蝕も進行する事になる。故に錫入眞鍮と雖も外力の大小に依つて腐蝕を防止し又は防止出来ない事になるから、錫入眞鍮が腐蝕を進捗する場合はその部分に起る機械的外力の状況を明らかにして、それを改良する事に依つて腐蝕に対する策とすべきである。

眞鍮の腐蝕に就てはアドミラルティ-チューヴと稱せられる七三錫入眞鍮で作られた復水器管の腐蝕が最も多く、議論の中心となつてゐるから、この復水器管を例として、眞鍮の腐蝕に就て考へるべき事を述べる事にする。

第8表に示した様な成分を有する復水器管材を海水中に浸して、その腐蝕程度を比較したところ第43圖の様な結果を得た。

第43圖 3%粗製食鹽水溶液中に於ける各種復水器管材の腐蝕(微酸性を呈す)



圖に於てアドミラルティ-が最も多く腐蝕してゐるが、その中ⅠとⅡとで大いに成績を異にしてゐる。(K.M.C.の腐蝕量は非常に少ない。然しこの点のみからK.M.C.を復水器管材に採用しようとするのは早計で、その他の各方面を考慮に入れなければならない事を附記して置く) Ⅰの方は現今優秀な成績を挙げると認められるアルミニウム-亜鉛

系真鍮に近い腐蝕量を示してゐるが、Iの方はこれに比して腐蝕量が大である。第8表を見るとI及びIIを比較してIIの方が亜鉛が少なくて鐵の含有量が多い。先に結晶粒の成長の項に於て述べた様に鐵の含有量の多いと云ふ事は、結晶粒を微細にする性質があるから、そのために腐蝕量が少なくなつてゐると考へることも一つの理由がある。又亜鉛の少ない事は脱亜鉛に依る腐蝕を少なくしてゐると云ふのも一つの理由で、IIが成分的に腐蝕し難いものであるのは合理的である。然し實際に當つては分析成分に何等相違のないもので、一方は甚だしく腐蝕し一方は殆ど腐蝕しないと云ふ様な例に多く接するのである。これを化學成分の上から考へると、合金中の酸素含有量の大小を比較する事が困難であるから、酸素の存在に依る腐蝕の促進と云ふ事が判断出来ない。これがために何等腐蝕の原因は認められないのに非常に腐蝕が多い。これは不思議な事として迷宮入りになつて終る場合もある。

分析上不明でも顕微鏡を用ひて酸化物の存在や小さな針穴位のものを認められる場合もある。この様な場合にはこれに依つて腐蝕が促進されたと判断出来る。又明らかに化學成分が悪いと判断されたものには第41圖に示した様なものもある。これは錫が加はつてゐないために脱亜鉛作用の進捗が速であつたものである。何れにしても材質に缺點があつても、それを明らかに発見し得られる事もし得られない事もあるから、この點に餘ほど注意を拂つて簡単に判断しない様にならなければならない。

管材を焼鈍す場合に温度が高過ぎると結晶粒が粗大になる。結晶粒が粗大になると腐蝕し易いと云ふ説も考へられてゐるが、著者はこれに対する確實な經驗を有つてゐないから斷定的な意見は述べられない。結晶粒の粗

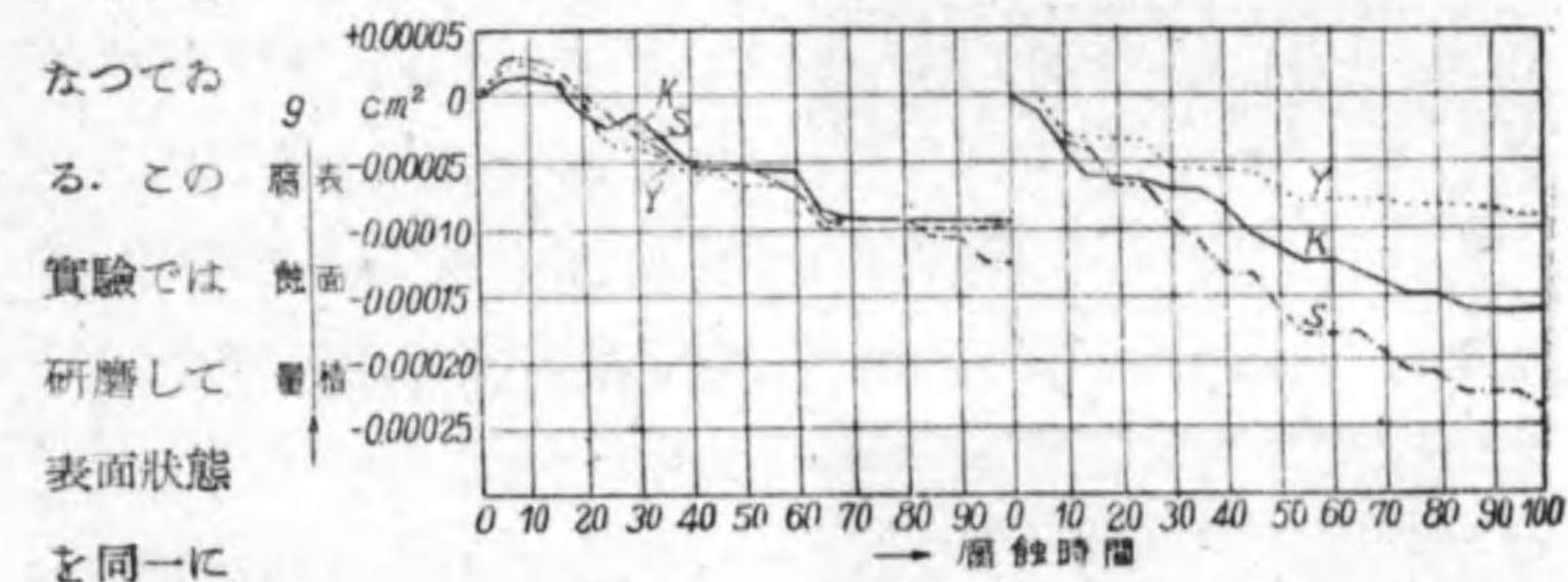
大になる事は同時に機械的性質も弱くなつて實用に供し難いから結局結晶粒の粗大なものは實用されず従つて別に問題とするに足りない。

第44圖に示す様な化學成分のもの3個を70°Cの3%食鹽水で腐蝕試験を行つた所、管が低温焼鈍されて酸化膜が附着してゐる所謂黒皮のある儘で試験したが、その結果では、K, S, Yの3個の試験片の腐蝕程度は異なつてゐる。これを研磨して黒皮を除去して腐蝕試験を行つたところK, S, Yの3

第44圖 復水器管材腐蝕比較試験

個の試験片の腐蝕程度は殆ど變らないものと		銅	亜鉛	鐵	錫	鉛
K	70.44	23.23	0.04	1.19	痕跡	
S	70.84	27.89	0.06	1.15	〃	
Y	71.23	24.47	0.06	1.20	〃	

製品を研磨して黒皮を除去したもの 黒皮の儘のもの



した場合には腐蝕程度は變らない。即ち材質的には腐蝕に對して別に變つたものではないのであるが、研磨しないで市場品の儘で試験したら腐蝕程度を異にしたと云ふのは、材質的に依る腐蝕の相違ではなくて表面状態の相違に依る腐蝕の相違である事は明らかである。腐蝕の進行に對して表面状態が大なる影響を有すると云ふ事は忘れてはならない。

以上は管材固有の材質の相違で腐蝕程度の相違を來したのであるが、管材固有の性質は同一であつても外界の状況が異なるので腐蝕程度を異にするに至るのである。以上に述べる様に管材固有の性質で腐蝕の出発點を作るが、これを外界から促進せしめる力が働いて腐蝕を大ならしめると考へるべきである。この外界の促進するものは化學的のものと物理的のものとが考へられる。化學的のものとして考へられるものは水質と水中に含まれる空氣の状態である。物理的なものとしては流水の状態である。これ等の状態の相違からいろいろな腐蝕状態を示すのであるが、それ等の説明を加へる前に腐蝕状態の異なるものを列挙する事にする。第45~49圖に示すものは復水器管を半分に縦斷し、管内側の腐蝕を示したものである。

第45圖 穿孔状腐蝕



第46圖 馬蹄型腐蝕 →流水の方向



第47圖 全面的腐蝕 →流水の方向



第45圖は他の部分には少しも異状がないにも拘はらず突發的穿孔腐蝕を起してゐる。

第46圖は點状腐蝕を中心として半圓を作り、この半圓を水流の上流側として馬蹄形の腐蝕を呈せるものである。

第47圖は管が全面的に腐蝕しその模様は水流の波紋状を呈してゐる。

第48圖は管の或る直線上のみに特に腐蝕の甚だしいものである。

第48圖 直線的腐蝕



第49 局部腐蝕 →流水の方向



第49圖は他の部分には少しも腐蝕がないのに或る局部だけ特に腐蝕の甚だしい状況を示してゐる。

以上に示した様にいろいろな腐蝕を呈するに就ては外界の状況として、化學的及び物理的兩方面が考へられるのであるが、化學的影響としては先づ管内を通る海水の水質を考へる必要がある。工場排水が酸性を帯び、その混じたものを冷却水とするために管が腐蝕をしたと考へられるのも一應であるが、人造絹糸工場の發電所が酸性のある工場排水を冷却水に使用せる恐れありとして、復水器管の腐蝕状況を調査した事があるが、案外にその影響の少ないのに驚いたと云ふ事がある。それよりも注意しなければならぬのは冷却水中に含まれる酸素である。これを事實で示すと海水に浸した鐵鋼類に於て、空氣と海水とが互に接觸する水平線が他のどの部分よりも腐蝕が最も激しいと云ふのがその1例である。金屬が溶解した時に水素ガスを發生し、その水素が金屬面に被膜を作つてそれ以上に金屬の腐蝕するのを防止するのであるが酸素が存在するとこの水素被膜を打破するので溶解は引續いて進捗するものと考へられ、尙酸素氣泡が金屬面に附着すると、金屬に電荷を與へてこれをイオン化するに對する媒體をすと云ふ説もある。これ等の理論的考察は別として、酸素が腐蝕を促進する事實は明らかに認められてゐる。

水中に存在する固形物が管内に於て沈殿する。この沈殿物が腐蝕を促進

するに就て化學的と機械的との2様が考へられるが、機械的に關しては後述する事として、化學的作用に就て考へると所謂電氣化學的腐蝕作用が考慮されるのである。2つの金屬を溶液中に浸しこれを電氣的に結び付けると電池を構成して電流が流れる。而して陽極となつた金屬は電流に依つて電荷を與へられ、イオン化して腐蝕が促進される。この様な現象で腐蝕が進行される事を電氣化學的腐蝕と稱してゐる。而して第7表に示した2つの金屬に就て云へば負數でその數の高い方が陽極になり、負數でその數の小さなものが陰極となる。亞鉛の様なものは負數でその數字が大きいから、電氣化學的腐蝕に於て陽極になり腐蝕を促進されると云ふ事が起り易い。今貝殻やコンクリートの破片、木片、石炭末、砂、泥等の含まれてゐる沈澱物が管内に沈澱する。これ等は電氣化學的腐蝕に於て陰極となり、管材が陽極となつて亞鉛の溶解するのを促進せしめるのである。

機械的に腐蝕を促進せしめる事に就ては、これを溪流の川底が水流に依つて侵蝕される状況を對照として考へれば判り易い。即ち復水器管内を冷却水が流れるのを谷川の水が流れるのと同様に考へるのである。川の流れには亂流と定常流とがある。水が水道管内を流れる様に一定方向に一直線に流れるのが定常流で、谷川の激流で瀧となり渦流となつて白泡を立て乍ら流れるのが亂流である。瀧があればその直下の川底は深く掘られてゐる。川底の岩に激した所は岩の周圍を馬蹄形に掘られてゐる。渦流を作つた岸壁は横に深く穴を作つてゐる。これ等に相當した現象が復水器管内に起るのである。

復水器管内に於ける瀧は硬軟兩質の並んでゐた所に生ずる。第45圖の様なものは特に材質的に侵蝕され易いものが偏折してゐて、水流のために

僅かの凹みを作つたものが出發で、凹みの所は渦流となるのであらうし、又酸素氣泡が発生し易く酸と水とが凹みの中に渦卷を起す様になり、次に腐蝕が奥に進んで遂に裏まで穿孔するに至つたものである。

第47圖馬蹄形腐蝕は谷川に岩があるとその川底が岩に沿つて馬蹄形に喰ひ込まれるのと類似してゐる。馬蹄形の半圓部の中心に黒點が現はれてゐるのが小さな穿孔狀腐蝕である。穿孔狀腐蝕は化學的に起つたもので、その周圍の馬蹄形腐蝕孔は穿孔狀腐蝕が起つた結果に伴ふ機械的腐蝕作用に依つて生じたものである。この馬蹄形腐蝕は材質の種類に依つて現はれるものと現はれないものとある。七三錫入管即ちアドミラルティチューブに最も多く現はれる。この腐蝕現象は機械的と化學的との兩作用の加重されて生じたものである。

第48圖は管内の或る直線部分に限り腐蝕を生じてゐるもので、管に引抜く際に搔痕を生じ、その搔痕に沿つて生じた腐蝕であると考へられる場合と、インゴット鑄造の際に生じてゐた酸化物の偏析したものが引き延ばされたので直線状となつたものが腐蝕を起したと考へられる場合とがあるが、多くの場合は前者に屬すると思はれる場合の方が多い。搔痕の所は表面も粗雑で空氣泡も生じ易いから特に腐蝕し易いと考へられる。

第49圖は管内に相當大きな固形物が詰つた場合に生ずるのであつて、貝殻、木片、コンクリート片、ボロ等が詰つて其所は特に水流が激しくなる。そのため特に腐蝕を呈したものである。

以上は原因に依つて腐蝕の形態を異にするのを示したのであるが、腐蝕原因の探究とその防止策を講ずるに當つて上述の様な形態の相違から判斷する事が多いのであるが、更に腐蝕發生箇所の分布状態を明らかにして、

腐蝕の原因並にその防止策に資する事も必要である。

腐蝕を發生するに就ては次の様な項目が考へられる。

- (i) 材質が悪いから使用条件の良否に拘はらず腐蝕を起す。
- (ii) 材質は良好であつても使用条件の不良であるために腐蝕を起す。
- (iii) 材質も完全とは云へないが、使用条件も良好でないので兩々相俟つて腐蝕を起す。

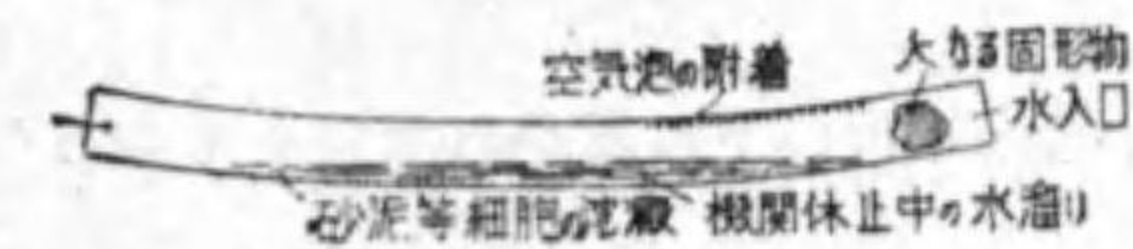
腐蝕の起つた場合、以上の何れにそれが屬するものであるかを明らかにして、これの防止対策を工夫すべきである。先づ(i)に屬するものであつたなら腐蝕は復水器管内の随意の箇所に起る。(ii)に屬するものは復水器管の特定の部分の管のみに腐蝕が起る。即ち材質の不良のものが特に限られた場所にのみ置かれると云ふ事はあり得ないから、材質不良に依るものであれば随意の箇所に腐蝕が起ると考へられるのである。従つて特定の位置のみに限られて腐蝕すると云ふのは、その位置の使用条件が他の位置に比べて腐蝕条件に適つてゐるものと考へるべきである。腐蝕し易い条件を如何して判断するかを例を以て述べる事にする。復水器内の管群に就て下部のものに腐蝕が起るか上部のものに腐蝕が起るかを考へる。冷却水は復水器の下部から入つて復水器上部に出て行く様に作られてあるから、冷却水に關係した使用条件に關する現象は下部に起り易い。例へば水中に含まれる固形物の沈澱とか、水中に溶けてゐた酸素の分離と云ふ様な現象は下部の管群に起つて上部の管群には起らない。故に下部に特に腐蝕が起つた時には、冷却水に關する上述の様な条件に就て調査する必要がある。上部の管群に腐蝕の起つた時は主として蒸氣温度に關係してゐる。

腐蝕作用は冷却水の温度に關係し、温度の高いほど腐蝕が甚だしくなる。

但しこれは70°Cまでの現象で、70°C以上の温度になると却つて腐蝕は遅減される。冷却水温度は下部の管を通る時よりも出口になる上部を通る時の方が高くなる。且つ上部から蒸氣が入るから蒸氣温度は上部の方が高いだけに冷却水を熱する程度は高く、冷却水の温度は一層高くなる。このために腐蝕作用が促進されるが、普通の使用状態ではこの現象に基づく腐蝕は起らないのである。即ち高壓蒸氣タービンから低壓蒸氣タービンを通つて蒸氣としての使命を果して蒸氣温度の低下したものが、復水器に入れば冷却水の温度が高くなつて腐蝕すると云ふ様な心配はない。所がタービン以外の補助機關に使用される蒸氣が、補助機關を通らずに復水器内に入れられる様な事があると、蒸氣は使命を果さずに直接に復水器に入るから蒸氣の温度は高く、従つて冷却水の温度を高めて管に腐蝕を發生させると云ふ事が起る。

次で復水器下部の管群に腐蝕が起つた場合に、その内の管1本に就て管の水入口側か又は管の中央部か何れの箇所に腐蝕が起るかを見る。上述した様な大きな固形物が管内に詰つて局部的腐蝕を起すのは入口側に多い。空氣泡の附着に依るものは中央部より少しく入口側に寄つた所が多い。砂泥の沈澱に關係するものは中央部よりは出口側に多い。従つてこれ等の位置に依つて原因を明らかにする事が出来る。

第50圖 復水器管内に於ける腐蝕を促進する外來物の状態



第50圖に示す様に管は水の入つた自重のために下の方に曲る。

大きな固形物は入口の所で停滯するのは明らかである。冷却水が温

められ出してから氣泡が出来るのであるから、入口側では氣泡は餘りなく

管の中を進むに従つて気泡は多くなる。而して気泡は上側に附着し中央部の入口に近い所は管が下向きに傾斜してゐるので、気泡は下向きに進まなければならないが、気泡は下向きには進み難い。この關係から気泡は中央部の入口寄りに停滯する。

次に管の切斷面に就て考へると、第51圖に示す様に管の上部に腐蝕が起れば空氣泡の附着に依ると考へ、下部に腐蝕が起れば沈澱物に依る腐蝕と考へられる。尙機關を休止した際復水器管内の冷却水を放出すると、時には第51圖に示す様な水溜りが出來て、この水溜りの水線に觸れる部分に腐蝕が起る事がある。この時は管の左右兩側に腐蝕が起る事になる。

以上述べた様に腐蝕状態と腐蝕箇所とから使用条件に缺陷のあるなしを明らかにする。

著者の経験した例を示すと腐蝕状態は馬蹄形に近いもので、腐蝕箇所は復水器の最下部の部に限られた。管の長さには於ては中央部から入口側の方に50cmほど片寄つた所で、管の切斷面に就ては管の上部のみが腐蝕してゐた。尙同型の復水器が2基並んでゐたのであるが、1基のみに起つて他の1基には少しも腐蝕は起つてゐなかつた。

以上の状況を綜合していろいろな點を考慮し、材質は不良とは考へられないので、これは空氣泡に依る腐蝕であつて1基のみに腐蝕が起るのは、この方に入る冷却水が空氣を多く含む様な條件の下に置かれてゐるものと結論した。

冷却水取入口が悪いので空氣が多いとすれば、2基共に腐蝕すべきであ

第51圖 復水器管の切斷面と外來物の附着状態



るが、1基のみとすればこれは各基に別々に水を送るポンプの構造に關係するものとしてこのポンプを修理した。尙最下部のみに腐蝕が起るに就てこれ等の管の入口の構造が他の所と異なる所の有無を調査した所、他の部分は水が入口に来る迄に邪魔板があつて、この邪魔板に水が當つて水中の空氣が分離されてから管に入る様になつてゐるが、腐蝕を起した管群には邪魔板がなくポンプから來た水は直接管中に入つてゐた。それだけ管の中に空氣が餘計に入つてゐたものである。故にこの管群の入口にも邪魔板を取り付けた。かう處理して後は腐蝕は全く起らない様になつた。これは使用条件の悪い場合である。

材質上の缺陷から腐蝕が起つた時には、前述した様に腐蝕發生箇所が一定してゐないから、それに依つて材質不良であることは明らかに判断されるのである。然し材質の如何なる缺陷に依つて腐蝕を起したかと云ふ事を定めるのは困難である。化學成分不良が原因で腐蝕したにしても、不良部分は既に腐蝕して失はれてゐるので部分的不良箇所を發見する事は出來ない。

復水器1基に對して數千本の管を使用するので、その中には生れながらにして病氣を持つてゐるものも若干はあると考へるべきである。故にその當時からこの様な缺陷のあるものは病氣が出て腐蝕を起す事になる。この際數本の腐蝕を起したからと云つて大騒ぎをしないで、この病氣のものを新陳代謝すると考へて、腐蝕のもののみを入れ替へて腐蝕の進捗状態を靜觀すべきである。腐蝕が出たから全體の管が悪い様に考へて、全體の管の入れ替へをする事は、又新たに病氣のものの混入したものを持込む事になつて、腐蝕は却つて引き續いて起つて來るのであらう。腐蝕の進捗を靜觀

してゐる間に腐蝕が引き續いて起り止まる所を知らないと言ふ様な有様を呈し、それも使用條件が悪いのではない材質が悪いのであると判断された時には、全體を更新する必要を生ずるであらうが、その時には化學成分の異なつた腐蝕にはより抵抗力の強いと考へられる化學成分のものを用ひなければ無意味であらう。同じ成分のものを入れ替へても相變らず腐蝕を續けると云ふ恐れが濃厚にある。

機械的に腐蝕を促進する事も材料の新らしい間に多い。發電所建設中に水路の中に落ち込んでゐた砂塵、コンクリート片、木片等が、通水を始めた時に復水器管中に入つて腐蝕を促進するからである。

故に通水前に水路の掃除を行ふとか、使用後早い時期に於て復水器を開放して管内の掃除をするとかの注意を必要とする。

以上の様に化學的にも機械的にも、發電所を新らしく運轉し始めた時に復水器の腐蝕問題が頻發し易い。その時に當つて善處する事を忘れてはならない。

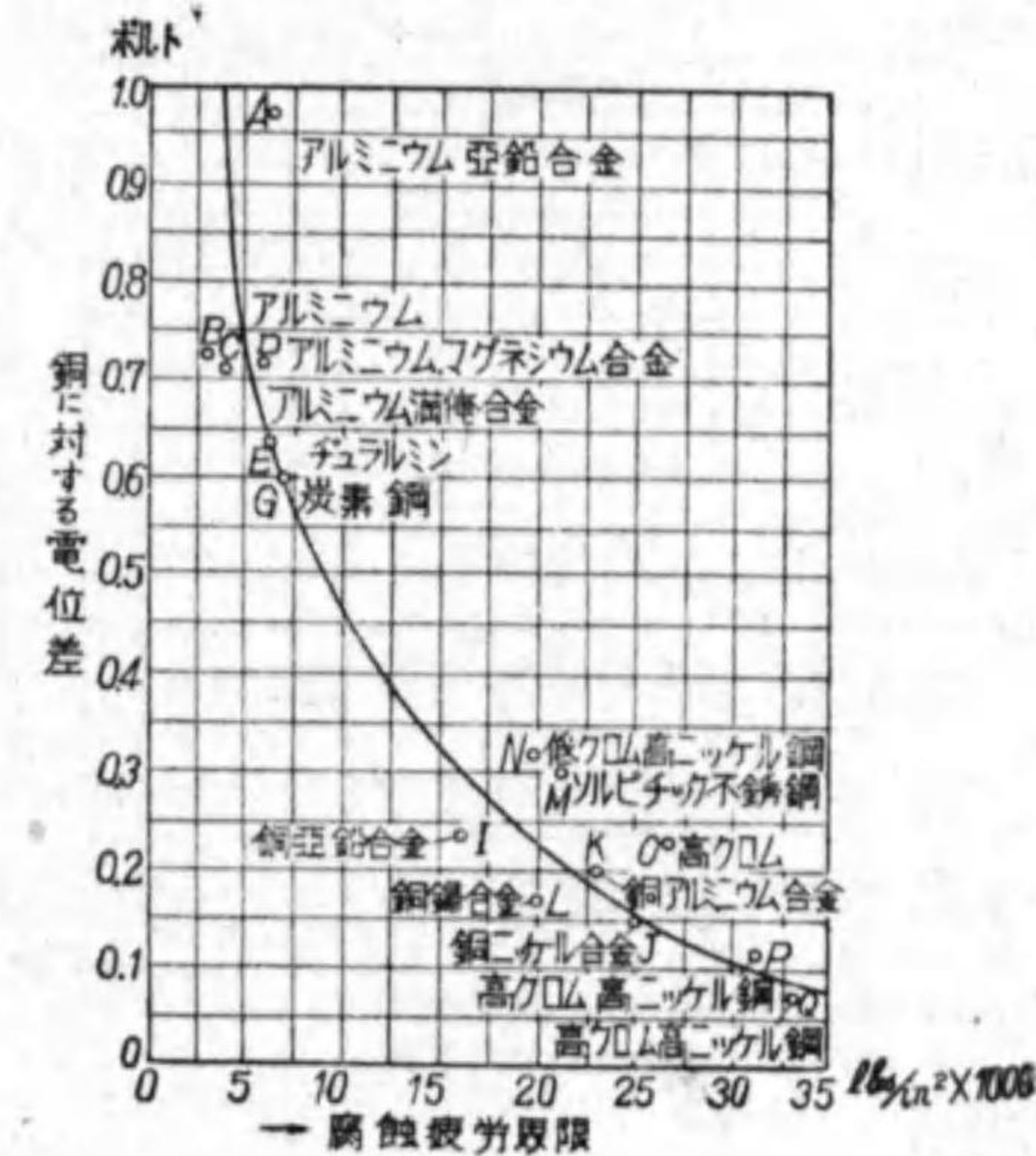
腐蝕と云ふものは單に材質的のみならず、種々の使用條件に依つて促進される事を復水器管の例で説明したのであるが、一般に腐蝕が起つた時にこれを解決しようとする状態に不満な場合が多い。管の腐蝕するまでの履歴を知らないで、腐蝕原因を調査しようとする人が多いのである。これでは到底解決の見込はない。而して不明で探究の餘地のない材質不良と云ふ事に漠然と歸結せしめて了つてゐる事が多い。腐蝕問題は難解であると云はれる事が多いが、それは以上の様な調査上の必要條件を明らかにしないで考へてゐるから、難解に陥つてゐるに過ぎないのである。腐蝕の問題に關係される諸彦はこの點に充分に注意を拂はれる事を希望する。

第8節 腐蝕疲勞, マンガン青銅の腐蝕疲勞限界

六四眞鍮に他の元素を加へた強力眞鍮になると、腐蝕を受けると同時に強さを必要とする部分に適用されるから、機械的外力で材料が疲勞を起して破壊される事と、腐蝕に依つて外力に耐へない様になつて破壊される事が併せ考へられる事が多い。而して或る材料が腐蝕のために外力に對する抵抗力を失ふと共に、未だ腐蝕するに至つてゐない部分は外力に耐へる力を失ひ遂に破壊するに至る。この様な破壊を來す最小の外力の大きさを以て、その材料の腐蝕疲勞限界と云つてゐる。

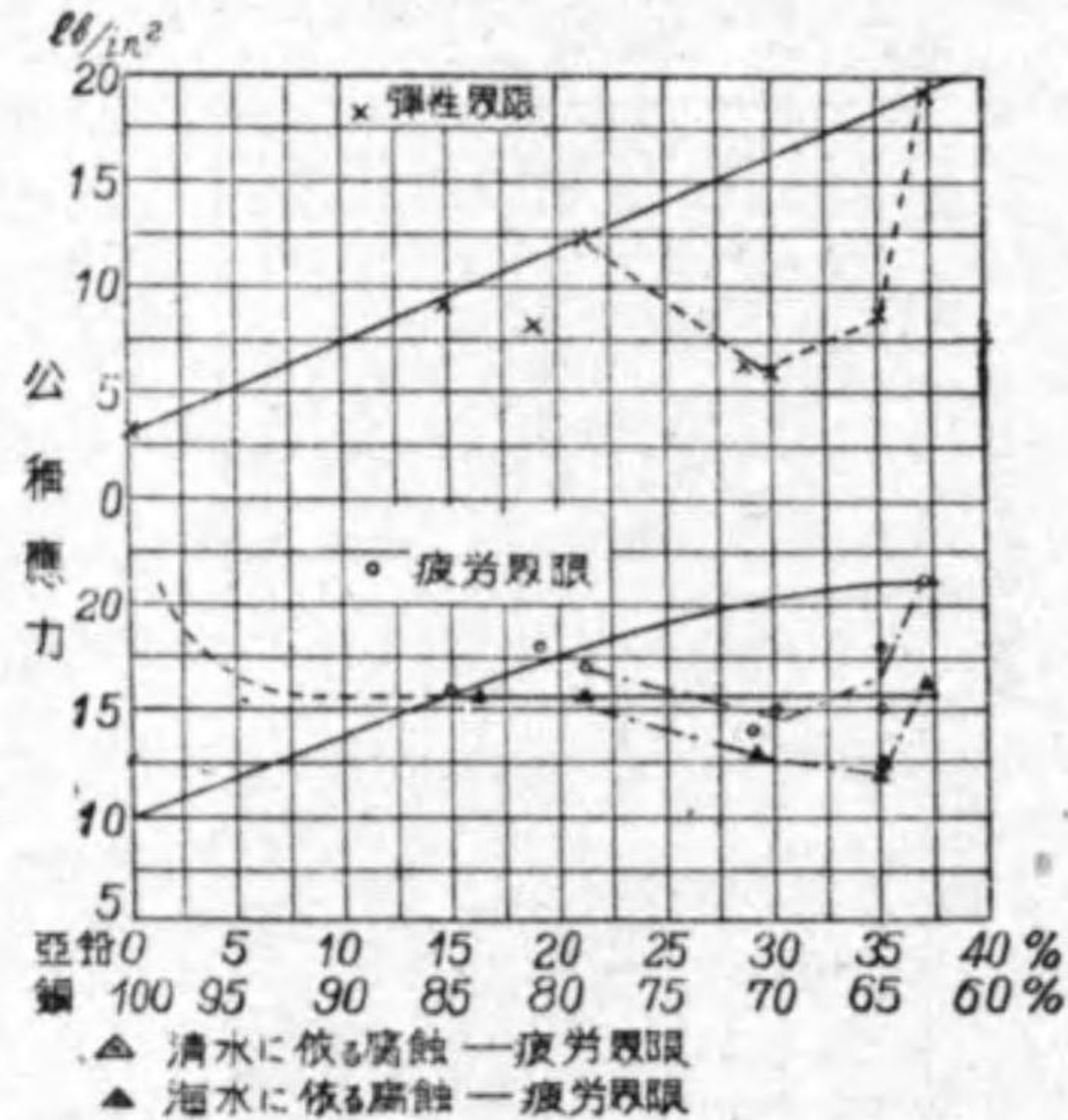
第52圖は各種合金の電位と腐蝕疲勞限界との關係を示したもので、銅の電位を標準として電位を示してある。これは銅と各種合金とを溶液中に入れて電池を作らしめた時に、その電池の起す力即ち起電力をボルトで測定しボルト數を以て電位の大きさを現はしてゐる

第52圖 各種合金の電位と腐蝕疲勞限界との關係



と考へて可い。この際各種合金は陽極となり銅が陰極となつて、ボルトの高いものほど陽極の合金は電荷を多く與へられて、イオンになつて溶解する量が多くなる。即ち腐蝕し易いと考へられる。圖に於てこの電位の高いものほど腐蝕疲労限界が低く、アルミニウムの輕合金や炭素鋼は電位が高いだけ腐蝕疲労限界が低くなり、銅合金や不銹鋼の様なものは電位が低いだけ腐蝕疲労限界が高いと云ふ關係を示してゐる。炭素鋼の様なものは腐蝕を伴はない唯の機械的外力だけで疲労破壊される單なる疲労限界は相當に高いのであるが、腐蝕を伴ふ様になると圖に示す様に腐蝕疲労限界は遙かに低くなる。これ等の關係から腐蝕疲労限界には腐蝕作用が大いに關係してゐる事が知られるのである。

第 53 圖 銅 - 亜鉛合金の腐蝕疲労限界



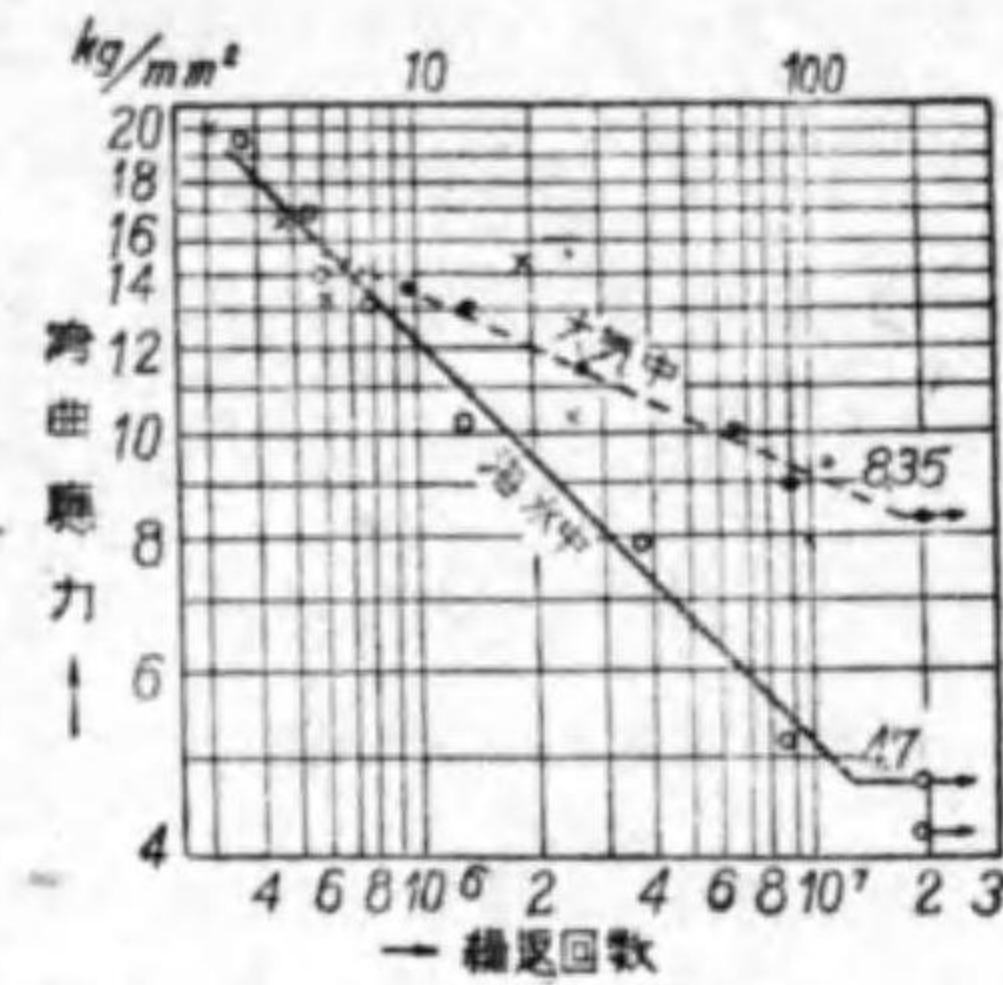
疲労限界も矢張り低く現はれてゐる。これから見て腐蝕疲労限界はその機械

第 53 圖では眞鍮の亜鉛含有量の大小と腐蝕疲労限界との關係を示したものであるが、腐蝕を伴はない唯の機械的外力に依る破壊に対する抵抗力を示す弾性限界や疲労限界とを對照すると、これ等はみな亜鉛含有量に對して同傾向を示し、腐蝕疲労限界の低い亜鉛含有量のものは弾性限界も疲

的外力に抵抗する力にも密接な關係を有するものと考へる事が出来る。即ち腐蝕疲労限界は化學的腐蝕作用にも物理的疲労作用にも兩者に深い關係のある事を示すものと考へて可い。唯この兩者が影響する割合が合金の種類に依つて變化してゐる。これを七三眞鍮と六四眞鍮とを比較すると、七三眞鍮は亜鉛が少ないから六四眞鍮よりも腐蝕され難い。従つて腐蝕に依るよりも元來の物理的に疲労限界の低い事に依つて、腐蝕疲労限界も低い事になつてゐる。六四眞鍮は元來物理的疲労限界が高いから、腐蝕疲労限界も七三眞鍮よりも高い様に現はれてゐるが、腐蝕の大きいために腐蝕疲労限界の低下されてゐる割合は大である。第 53 圖に於て純疲労限界と腐蝕疲労限界との大きさの差を比較すると、亜鉛含有量の大きい程この差は大きくなつてゐる。それだけ亜鉛が多くなると腐蝕の影響が大きくなる事が知られる。故に七三眞鍮の腐蝕疲労限界を高めようとするならば、その純疲労限界を高める事に力を注ぎ、六四眞鍮の腐蝕疲労限界を高めようとするならば、その腐蝕抵抗力を高める事に努力する事になる。こゝに合金改良の着眼點の相違がある。

六四眞鍮を強力にしたものにマンガン青銅と云ふものがある。これにもいろいろの種類があるが、その中にマンガン 2~4%, アルミニウム 1~2% を加へたものがある。これに依つて強力にする目的は達してゐるが、これを船の推進器に利用した場合にその腐蝕疲労限界が考へられる。而して純疲労限界と腐蝕疲労限界との比較をすると第 54 圖の様になる。圖に於て縦の方向に加へられた繰返彎曲應力の大きさを示し、横の方向にはその應力で破壊されるまで加へられた應力の繰返數を採り、この數を對數目盛と云ふので表はすと圖の様な曲線を示すのである。應力が小さくなる程

第54圖 マンガン青銅(金型鑄物)の大氣中と海水中に於ける繰返彎曲疲労耐久限の比較
 抗張力 61kg/mm^2 , 延伸率21%, 應力 27.6kg/mm^2 に於ける永久變形は標點間全長の $1/1000$



第9節 眞鍮の硬度と抗張力との關係

破壊する迄の繰返數を増す、或る大きさまで低下すると如何ほど繰返しても破壊しない状態になる。圖の曲線で傾いた線が急に水平方向に方向を變へてゐる。この部分の應力の大きさがこれ 相當する。この應力の大きさを以て腐蝕疲労限界として定めてゐる。圖の大氣中試験が純疲労限界で、海水中と云ふのが腐蝕疲労限界である。前者の限界は 8.35kg/mm^2 を示し、後者は 4.7kg/mm^2 を示して約半減してゐる。即ち腐蝕の

影響が相當大である事を示してゐる。

尙この種のマンガン青銅を推進機に採用し實用に供した場合には、推進機翼面に第55圖に示す様な腐蝕状態を呈するのである。この様な結果になつたのは六四眞鍮の強さを増すに就てのみ氣を付けてマンガン又はアルミニウムの様なイオン化電位の高いものを加へたために、強さは大になつたのであるが腐蝕を一層進める事になつて、腐蝕疲労を大きくし破

第55圖 推進機翼の腐蝕状態



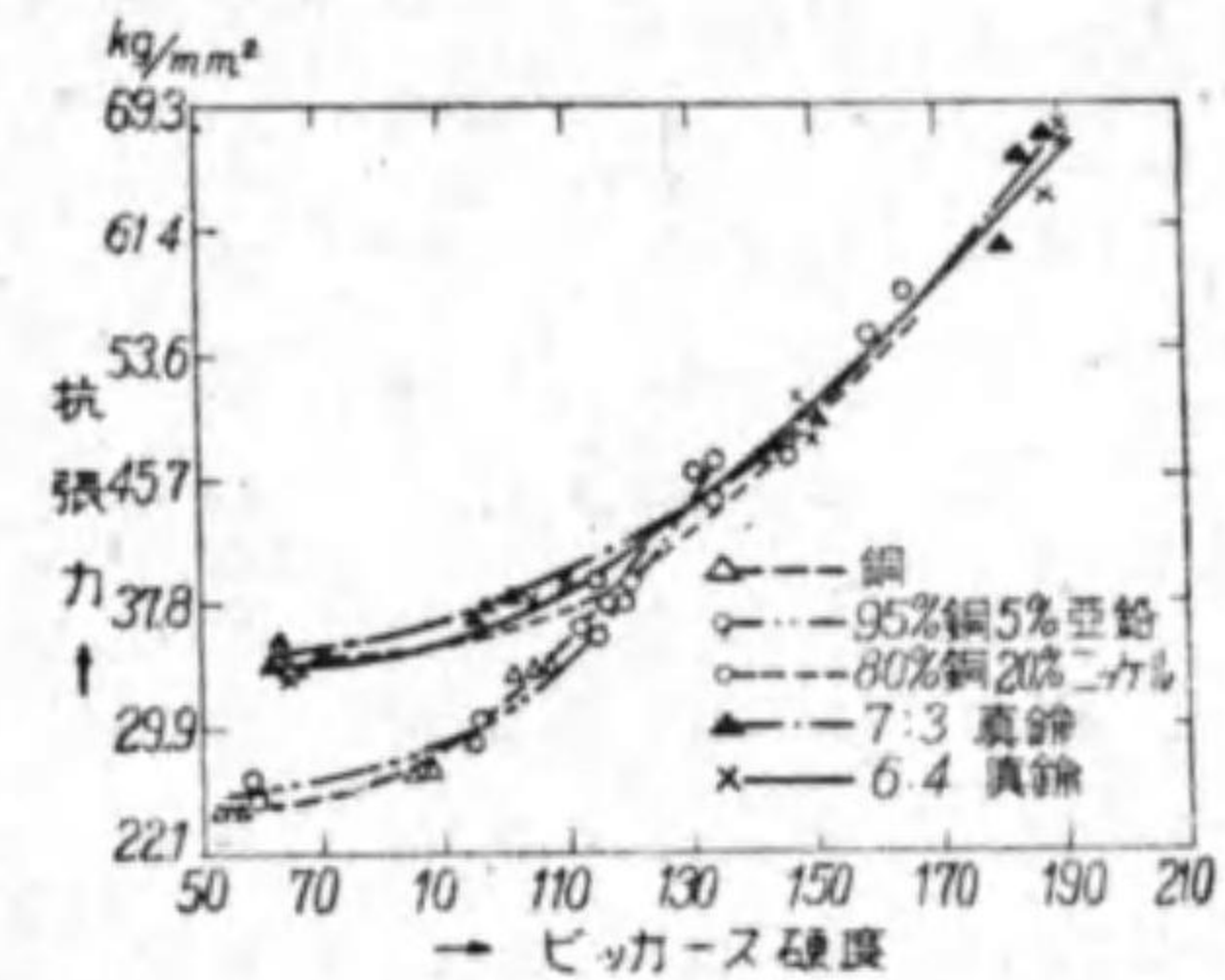
壞の時期を早めると云ふ結果になつたものである。故に六四眞鍮の疲労限界を高めようとするには強さを大にするよりも腐蝕抵抗力を増す事が必要である。

第9節 眞鍮の硬度と抗張力との關係

眞鍮の製品に於て抗張力を一々の製品で試験する事は出来ないから、製品各々の硬度を計つて製品の強力検査に代へる事がある。

而して硬度より抗張力の大體を推定する場合がある。その關係を示す1例は第56圖の様である。これを全部の眞鍮に適用する事は出来ない。その工場に於て常に取扱ふ眞鍮に應じて第56圖の様な曲線を作つてそれを標準とする必要がある。

第56圖 ヴイツカース硬度と抗張力との關係



第10節 眞鍮の物理的諸性質

眞鍮の物理的諸性質に就て述べると第9~12表及び第57, 58圖の様である。

第9表 各温度に於ける比重

銅 (%)	25°C	600°C	700°C	800°C	900°C	1000°C	1100°C	1200°C
100	8.93	8.63	8.62	8.54	8.47	8.41	7.96	7.81
80	8.55	8.33	8.30	8.21	8.13	7.69	7.60	7.56
61.38	8.39	8.15	8.03	7.92	7.86	7.36	7.20	—
59.87	8.36	8.05	8.00	7.79	7.33	7.32	7.15	—

第10表 下記温度に於ける熱膨脹係数 (その1) 冷間加工品

亜鉛 (%)	加熱範囲 (°C)	熱膨脹係数 × 10 ⁻⁶			平均熱膨脹係数 × 10 ⁻⁶	
		50°C	150°C	250°C	25~100°C	25~300°C
9.70	26~302	17.39	18.15	18.90	17.5	18.2
14.76	50~300	17.54	18.57	17.59	17.7	18.7
19.89	28~302	17.81	18.99	20.17	18.0	19.1
27.95	25~306	18.33	19.69	20.99	18.5	19.8
29.66	19~301	18.40	19.71	21.02	18.6	19.9
33.43	50~301	18.82	19.94	21.06	19.0	20.1
34.92	20~299	18.80	20.03	21.33	19.0	20.2
37.71	23~308	18.90	20.62	29.32	19.1	20.8

第11表 熱膨脹係数 (その2) 鑄造品

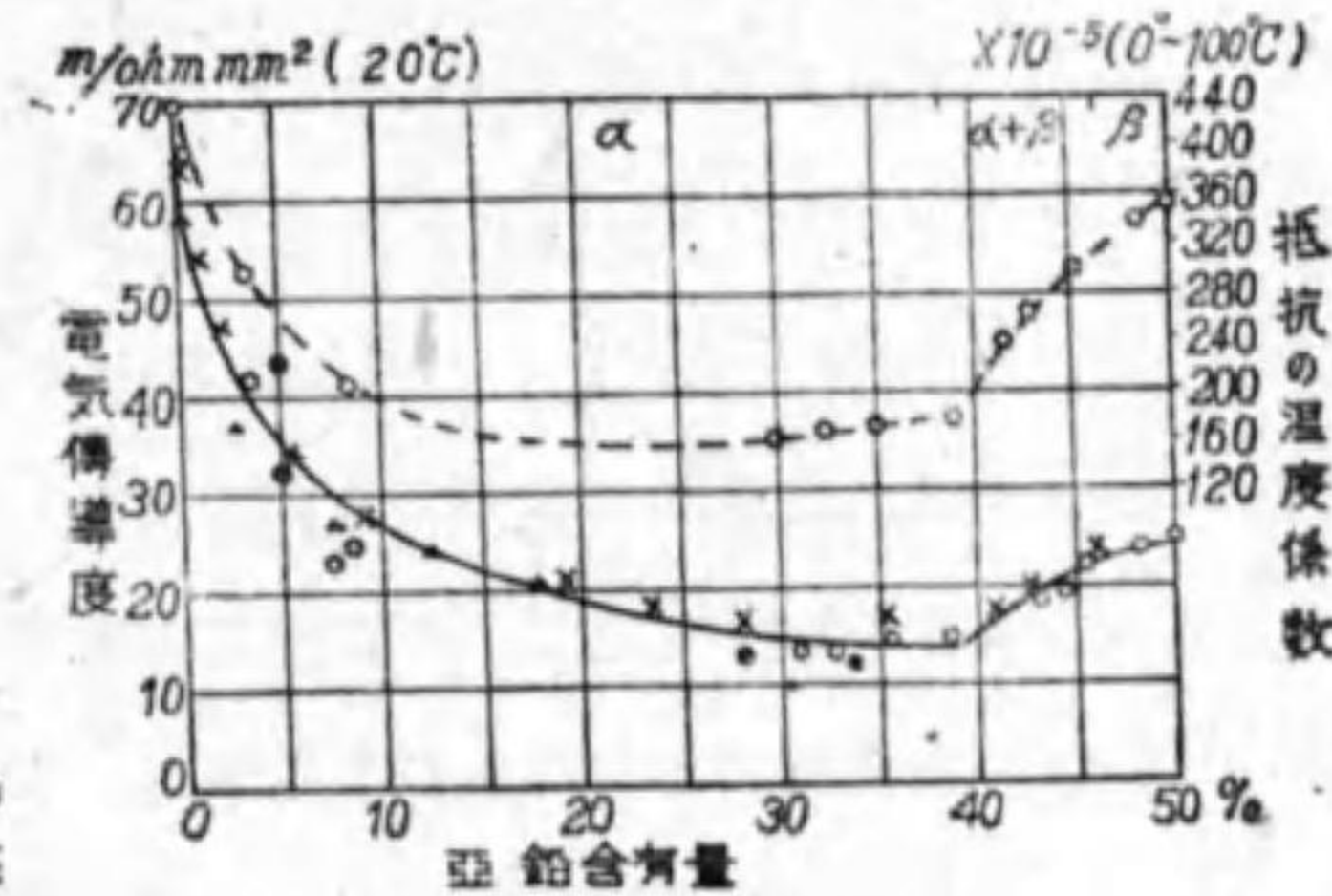
亜鉛 (%)	加熱範囲 (°C)	熱膨脹係数 × 10 ⁻⁶			平均熱膨脹係数 × 10 ⁻⁶	
		50°C	150°C	250°C	25~100°C	25~300°C
9.20	17~300	17.23	18.15	19.02	17.5	18.3
14.46	16~302	17.59	18.54	19.50	17.7	18.7

19.89	17~301	17.57	18.74	19.91	17.7	18.9
27.95	18~304	18.15	19.45	20.74	18.3	19.6
29.66	21~303	18.46	19.65	20.83	18.6	19.8
33.43	29~304	18.66	20.01	21.36	18.8	20.2
34.92	19~302	18.93	20.22	21.52	19.1	20.4
37.71	20~302	18.96	20.33	21.64	19.3	20.5

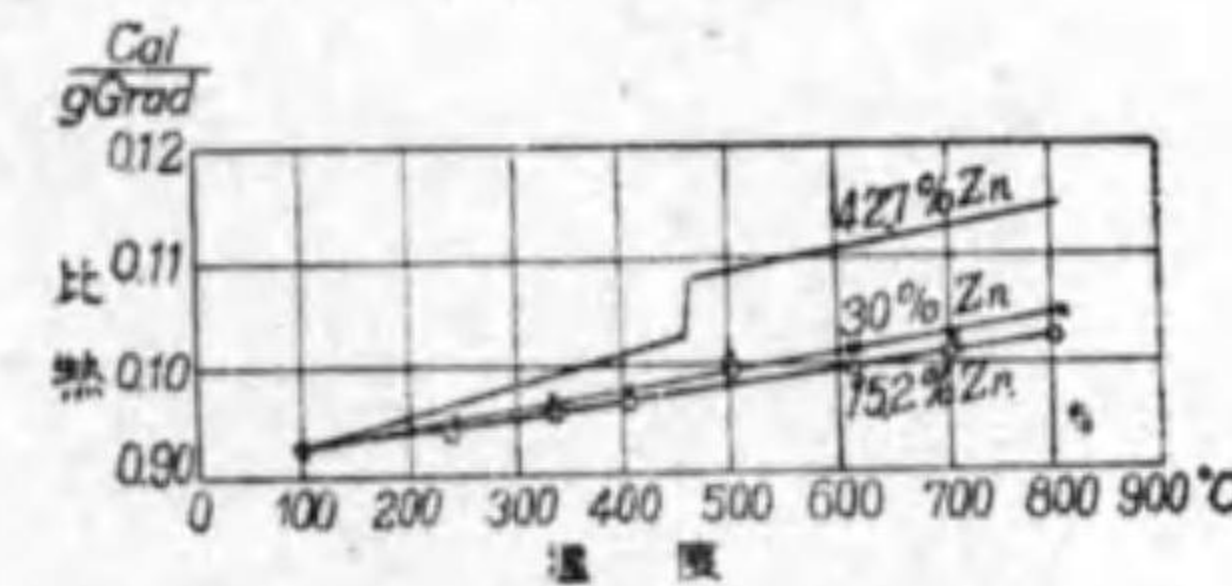
第12表 七三真鍮の熱傳導率

温度 (°C)	熱傳導率 (grcal/cm ² ·°C)
90	0.242
100	0.262
315	0.276
430	0.230

第58圖 銅-亜鉛合金に於ける亜鉛含有量と電氣傳導率並に温度係数との關係



第57圖 銅-亜鉛合金の比熱と温度との關係



第11節 真鍮に及ぼす諸金屬の影響

六四真鍮を改良して強力を増さうと云ふ研究が進められた。即ち銅合金

中六四眞鍮が強さが大であるから、これを改良して一層強力なものにしようとするのである。改良の方針としては種々の方針を満足させなければならぬが、主なる點は2つである。その1は強さは増しても脆性を増さない事、即ち亜鉛を40%加へるだけでも強さは増すが脆性も同時に増すために使用に供されたい。故にこの脆性を増す事なしに強さを大きくしようと云ふ事である。他の1は亜鉛が多いだけに腐蝕程度が比較的大であるから、この腐蝕を少なくしたいと云ふのである。七三眞鍮になると強力でなく引拔や壓延が容易で、棒や管にし易いと云ふのを特徴として利用してゐるのであるから、これを強力にしようと云ふ改良は考へる必要がない。唯腐蝕するからこれを腐蝕し難いものにしようと云ふのが七三眞鍮に対する改良の要點である。腐蝕を問題とする復水器管に就てこの點が研究されてゐる。尚シルジウム青銅の様なものに餘り強力の大なるものを望まないものは、強力なガンメタルを標準としてこれに優るとも劣らないものとしてガンメタル代用として鑄造の容易なものを作らうとして考へられたもので、鑄造を目的としたものであるから多少他の場合とは目的を異にした改良方針を採つたものである。以上の様に眞鍮の種類に應じ改良方針が何所にあるかを考へなければならぬ。

これ等の眞鍮の改良に對し諸金属に如何なる影響を與へるかを述べる事にする。

A 鐵の影響

七三眞鍮に鐵を加へた場合に眞鍮の結晶粒を微細にし又加熱に依る結晶粒の成長率を少なくする事は、第28圖及び第35圖に於て述べたから省

略して六四眞鍮に對する鐵の影響を述べる事にする。

鐵は六四眞鍮に對しても結晶粒の大きさを小ならしめる。鐵含有量と結

晶粒の大きさと

の關係は第59

圖に示す様であ

る。尚結晶粒の

大小のみならず

結晶粒の形態を

變化させる。第

60圖は鐵含有

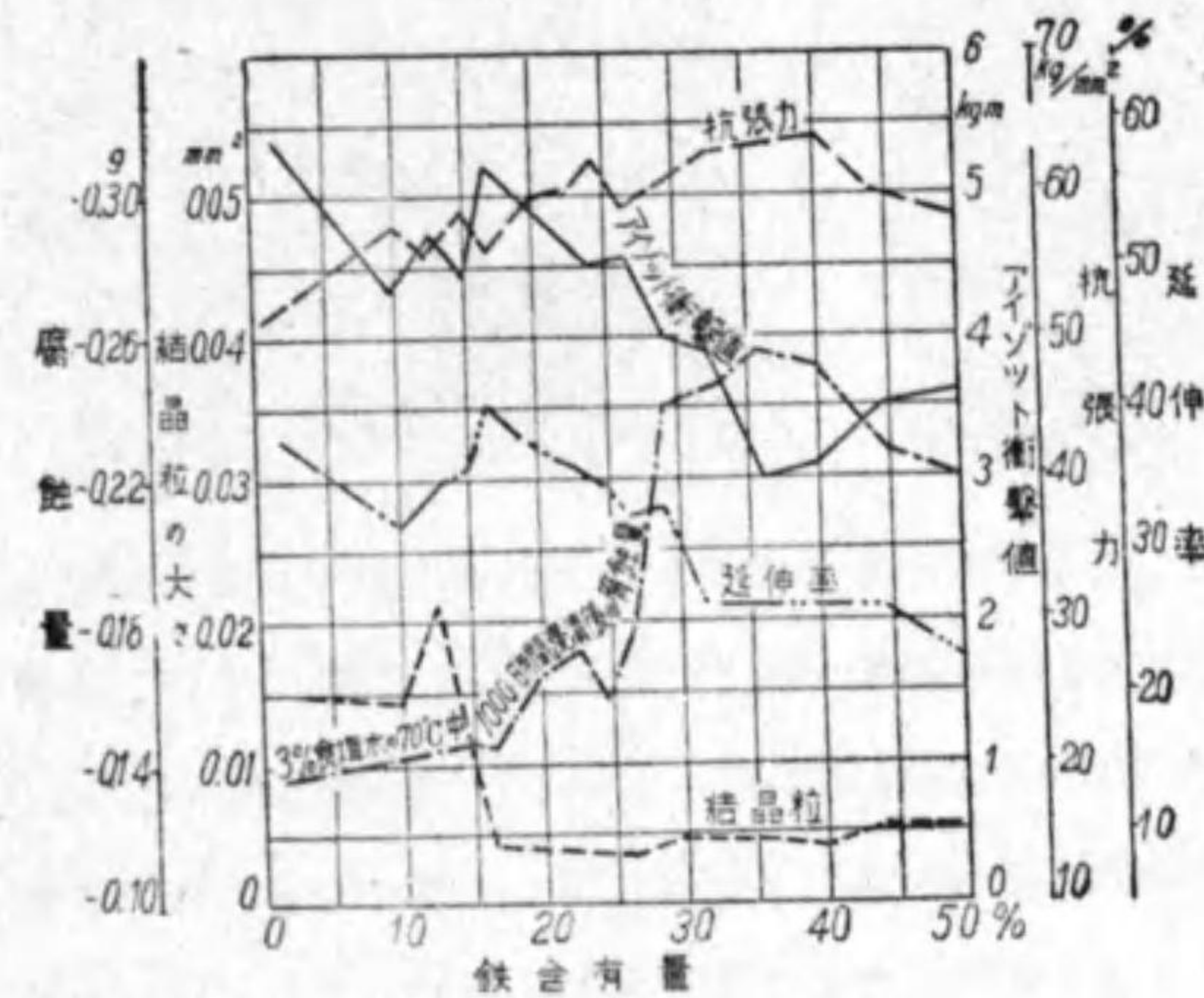
量の小なるもの

で、結晶は長大

な形を示してゐ

るが、第61圖

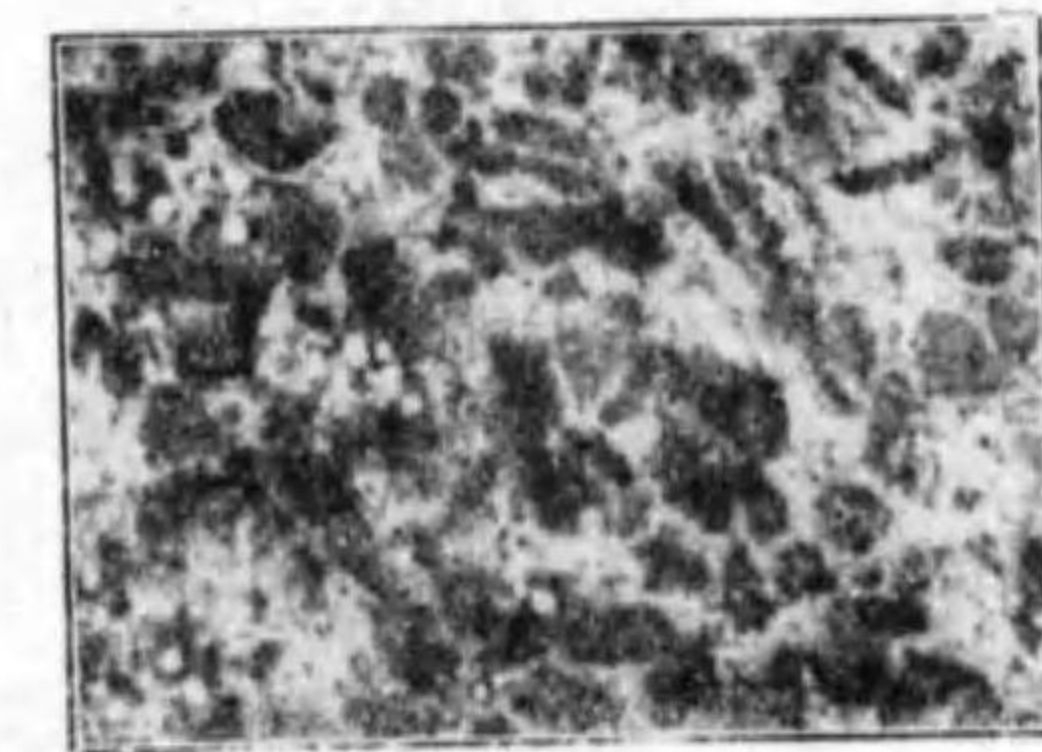
第59圖 鐵含有量と結晶粒腐蝕量、抗張力、アイゾット衝撃値との關係



第60圖 鐵0.15%を含む六四眞鍮の組織 ×100



第61圖 鐵2.01%を含む六四眞鍮の組織 ×100

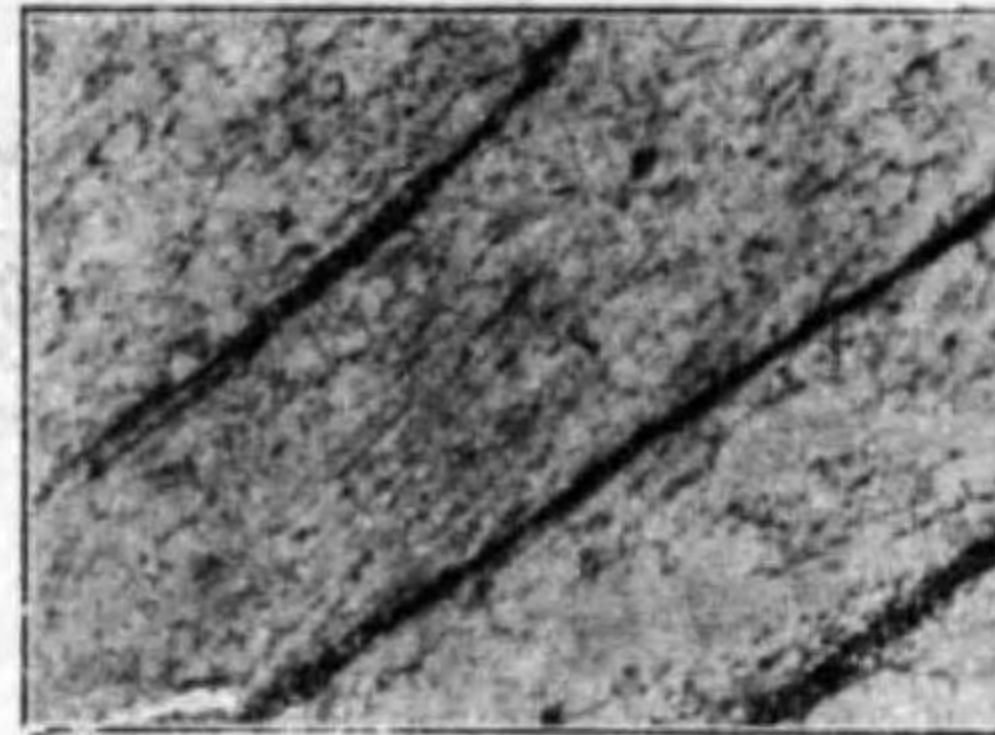


の鐵 2.01% を含んでゐるものの結晶粒は粒状を呈してゐる。

この様な結晶粒の大小と共にその形態を相違する事が實用上にいろいろ

の影響を及ぼすものである。第62圖と第63圖とは腐蝕疲労試験を行つた試験片の破壊の進行した状態を示したもので、組織中に黒色の線が現はれて

第62圖 鐵0.15%を含む六四眞鍮の腐蝕疲労試験片の破壊状態 ×125



第63圖 鐵2.01%を含む六四眞鍮の腐蝕疲労試験片の破壊状態 ×135



るものが、破壊に依つて生じた間隙を示すものである。第62圖は鐵含有量0.15%で少量であるから結晶粒が長大で、而もそれが互に平行して現はれてゐるために、疲労は長大な結晶と結晶との間を一直線に破壊を起し、直線であるだけに奥の方に破壊が進行し易く、従つて疲労限界を低下させてゐる。第63圖では鐵を2.01%含んでゐて結晶が粒状となり、破壊が結晶粒界に沿つて起るので、破壊は奥に進むのに曲りくねつてゐる。それだけ破壊は奥に進行し難いのである。この比較から見て疲労は鐵の含有の少ない方に起り易い。更に第59圖に示す様に單なる腐蝕は鐵量の増加するほど多くなつてゐる。従つて腐蝕疲労破壊になると、この影響を蒙つて鐵を増すほど腐蝕疲労限界を低下する事になる。この2つの關係から純疲労限界と腐蝕疲労限界とに對して鐵の及ぼす影響は異なつてゐる。

第13表で純疲労限界を見ると鐵量を増加したために、結晶粒の大きさを小にし、形態の長大なものか粒状に變化したと云ふ事だけが影響されるので鐵の多い方の純疲労限界は相當に高められてゐる(第54圖に示し

た限界と第13表に示した限界とは、加へた應力の種類が異なるので數字も

第13表 純疲労限界と腐蝕疲労限界とに鐵の及ぼす影響

鐵含有量	純疲労限界	腐蝕疲労限界
0.15%	12.05kg/mm ²	9.0kg/mm ²
2.01%	16.0	10.0

餘ほど異なつてゐる。この相違を説明すると煩雜になるから省略し、唯この場合には同じ試験方法

でやつたものに就て、相互の大小の比較を知ると云ふに止めておく。然しこれに腐蝕作用が加はると鐵を増加したために腐蝕し易くなると云ふ悪い影響が加はるので、鐵が多くなつても腐蝕疲労限界を高めると云ふ程度は餘り大きくはない。

第59圖の機械的性質を見ると鐵を増せば抗張力、比例限界を高めるが、延伸率、断面収縮率及び衝撃値を低下してゐるから、鐵を加へ過ぎると脆くなる事を示してゐる。故に腐蝕の點からも機械的性質の點からも鐵を加へ過ぎない様に注意すべきである。

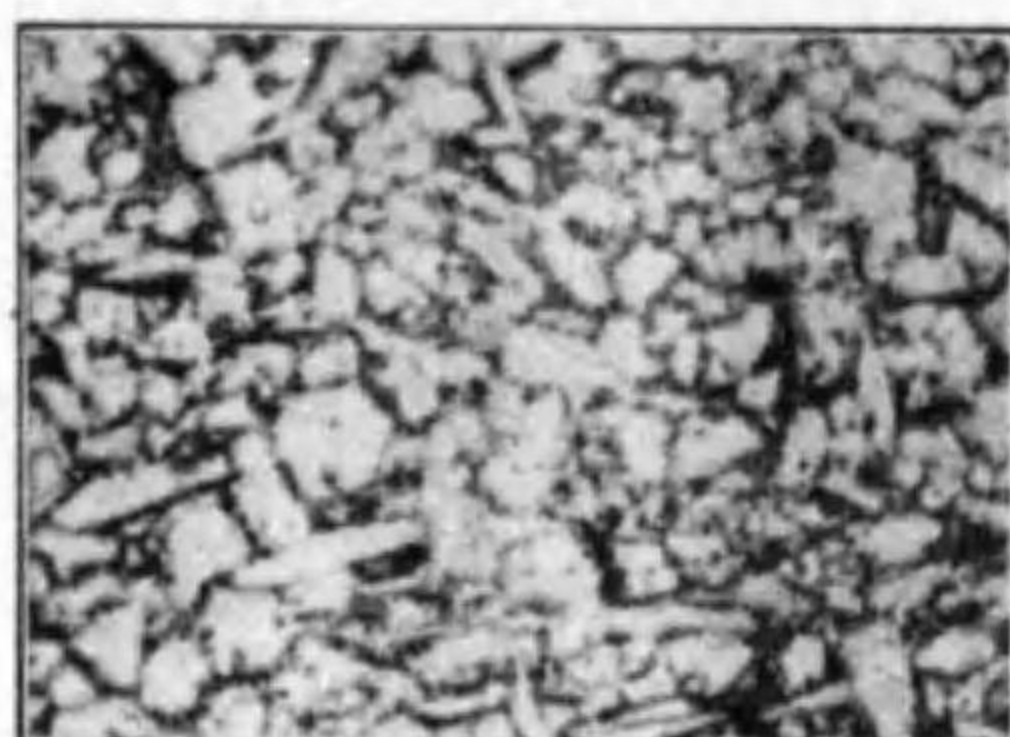
B ニッケルの影響

ニッケルの影響は前項に述べた鐵に似た様な點もあるが、鐵とニッケルとの影響の大小に異なる所もある。鐵は眞鍮に對し適當に加へれば効果があるが、加へ過ぎると有害と云ふ弊を伴ふ事になつてゐる。然しニッケルは加へ過ぎて有害になると云ふ様な弊がなく、加へれば加へる程、その効果を増すと云ふ事になつてゐる。従つて眞鍮にニッケルを相當に加へた合金が實用に供せられてゐるのである。洋銀と稱せられてゐるものもこれに屬してゐる。ニッケルは鐵同様に眞鍮の結晶粒を微細ならしめると云ふ

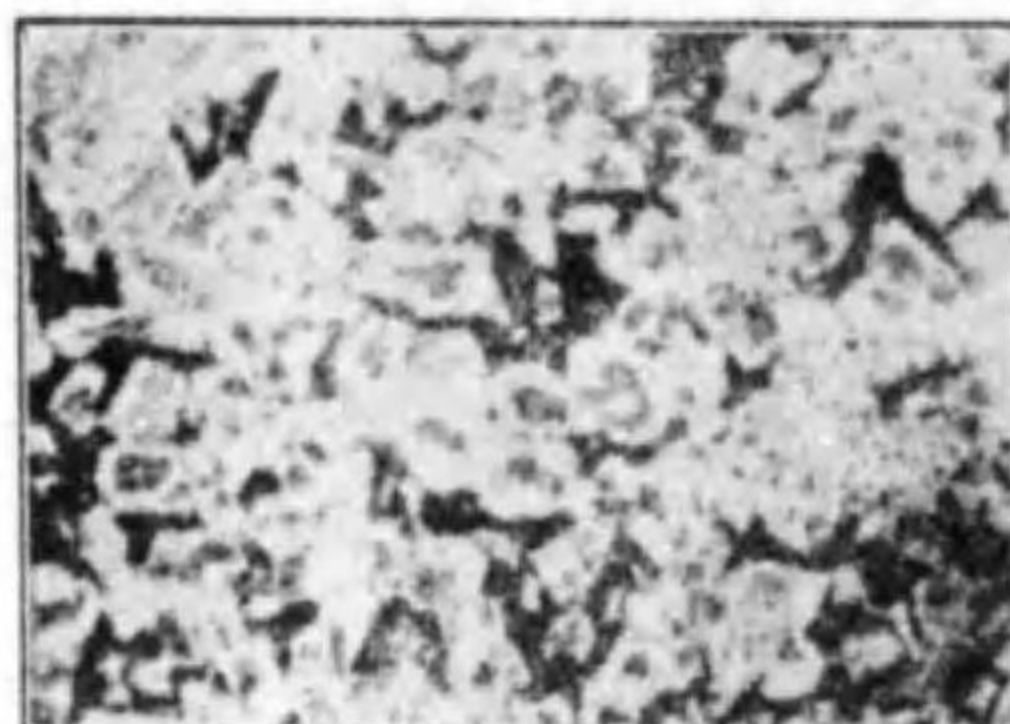
性質を有つてゐる。

第64圖～第69圖は鐵を加へて結晶粒の改善を行つたものに、更にニッケルを加へて結晶粒を微細にした例である。それ等の分析成分の中ニッケル

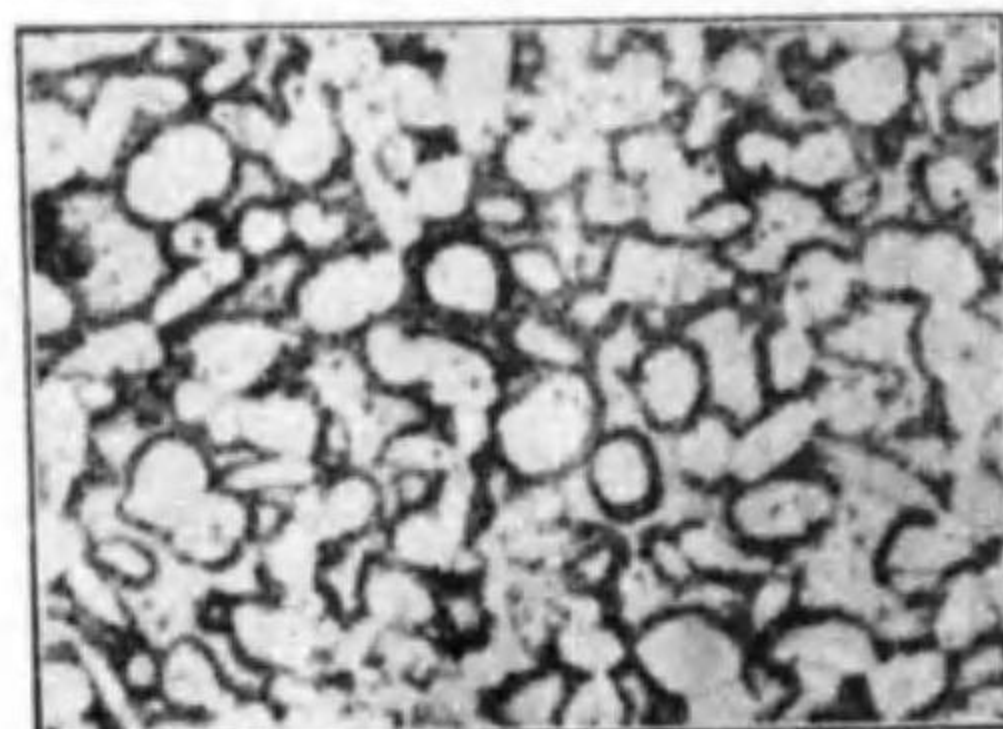
第64圖 鑄造の儘 (ニッケル不含) ×100



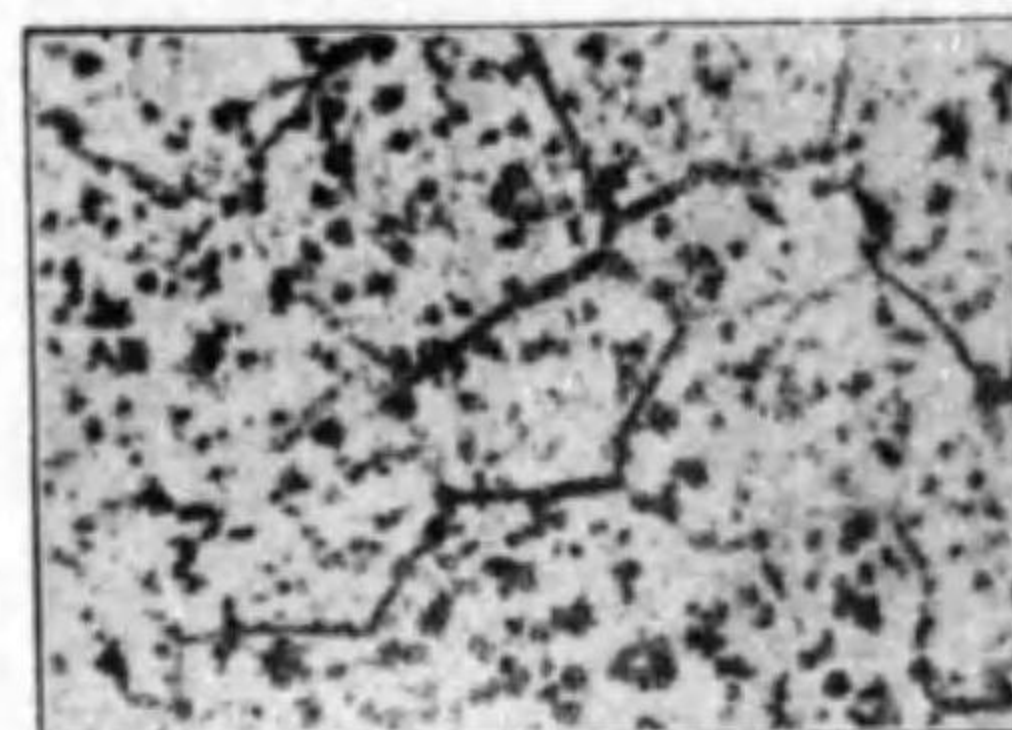
第66圖 爐中冷却(ニッケル不含)



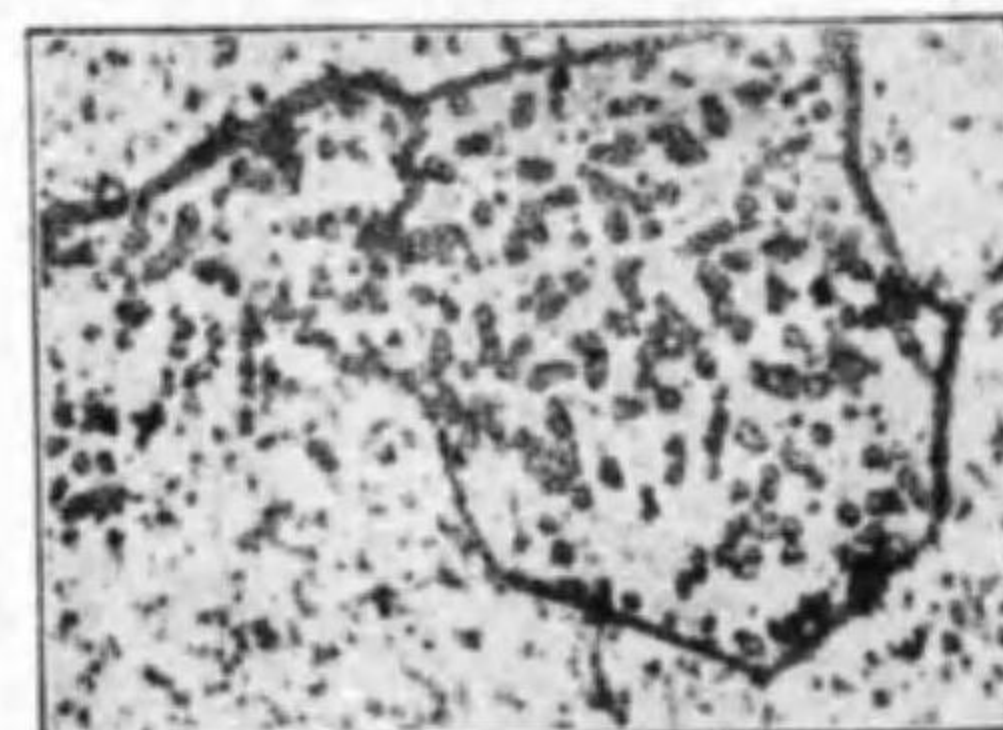
第68圖 水中焼入(ニッケル不含)



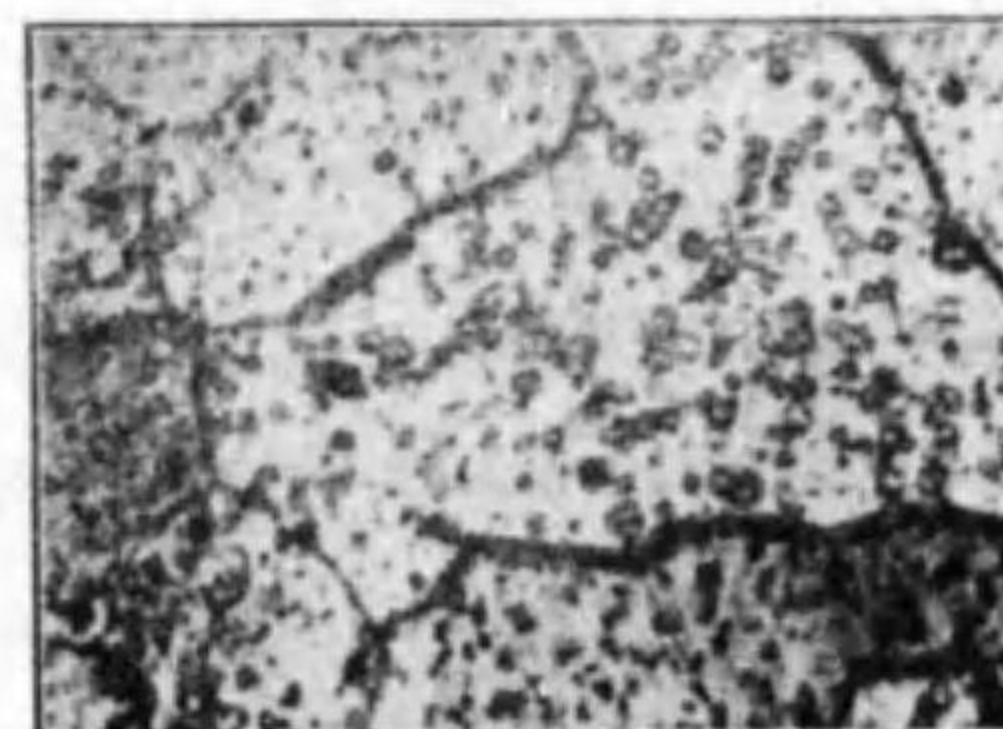
第65圖 鑄造の儘 (含ニッケル) ×100



第67圖 爐中冷却(含ニッケル)



第69圖 水中冷却(含ニッケル)

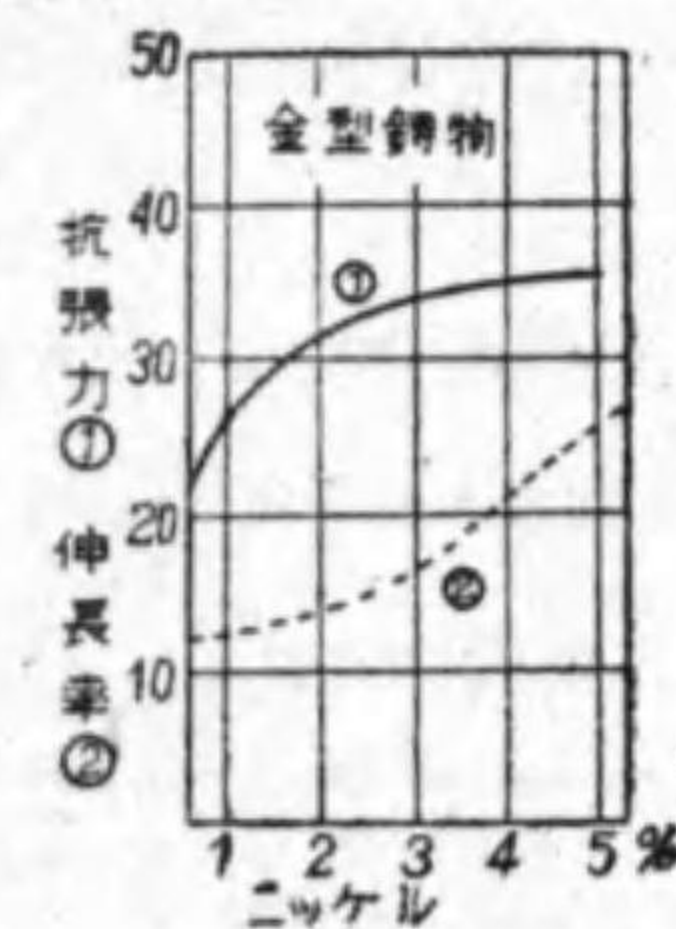


を含まないものは鐵 2.85%, 銅 53.43%, 亜鉛 42.88%, アルミニウム 0.29%, ニッケル痕跡, マンガン 0.24%, 珪素 0.06%であり, ニッケルを含むものは鐵 3.49%, 銅 50.37% 亜鉛 37.99%, アルミニウム0.39% ニッケル 7.43%, マンガン 0.24%, 珪素 0.06%である。

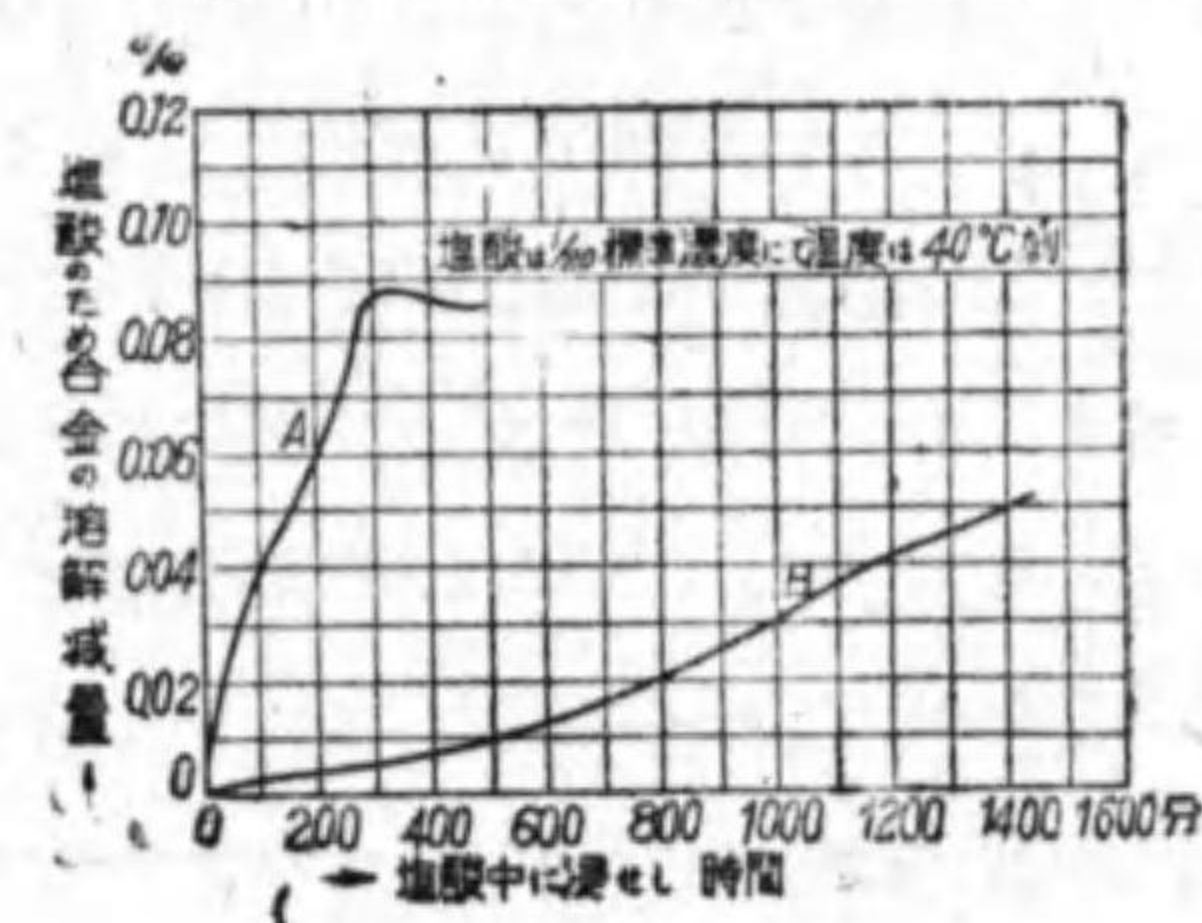
第64圖及び第65圖は鑄造の儘, 第66圖及び第67圖は 850°C より爐中徐冷のもの, 第68圖及び第69圖は 850°C より水焼入急冷したもので, それ等に就てニッケルを加へたものと加へないものとの結晶粒の比較をしたものである。

以上の圖に依つてニッケルを加へると結晶粒を細かくする事が知られ, それだけ機械的性質の改良が行はれるのである。ニッケルの眞鍮の抗張力に及ぼす影響の1例を第70圖に示した。

第70圖 銅-亜鉛合金の機械的性質に及ぼすニッケルの影響



第71圖 耐腐蝕比較(溶解速度)



ニッケルは又腐蝕に対する抵抗を増す。第71圖はニッケルを約8%加へたもの(B)と, 加へない(A)との鹽酸に対する溶解率を比較したもので, ニッケルを加へると鹽酸に対して著しく溶解抵抗を増してゐる事が。

認められる。

以上のニッケルは多く加へても有害なる事は無く、却つて効果を増すのであるが、この點を利用して實用に供せられてゐる合金に就て述べる事にする。

洋銀と云はれてゐるものはいろいろの配合のものになつてゐるが、その大體を示すとニッケル5~33%、銅50~70%、亜鉛13~35%、錫0~4%、鉛0~3%、鐵0.1~5%、マンガン0~1%である。洋銀の物理的性質の概略は次の如くである。

比重	8.30~8.70
溶解温度	750~1180°C
比熱(15~100°C間)	0.0905~0.106 cal/gr/1°C
線熱膨脹係數(0~100°C間)	0.000018~0.000021
熱傳導率(18°Cに於ける)	0.6~1.0 cal/cm/sec/1°C
(20°C)	2~6.7 m/オーム/mm ²

尚洋銀の機械的性質は第14表の様である。

次にN. M青銅と云つて六四真鍮にニッケルを加へて強力にしたものがある。これは主として艦船の推進機翼材として採用されてゐる。これの成分及び高温度に於ける抗

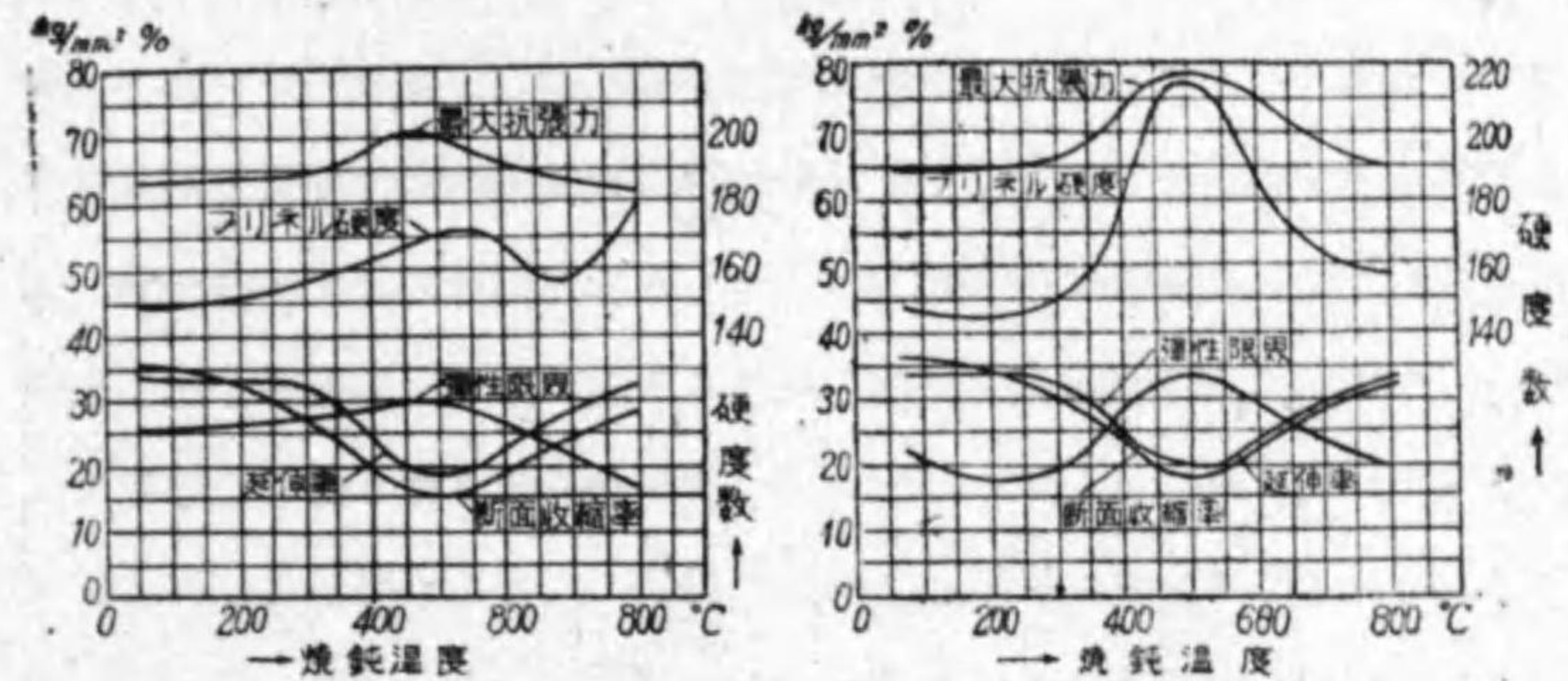
張力試験成績については既に第1表及び第1圖に示した。それに依ると銅47.78%、亜鉛36.88%、鐵3.06%、アルミニウム

第14表 洋銀の機械的性質

	焼鈍軟化	加工硬化
抗張力 (kg/mm ²)	35~45	60~70
延伸率 (%)	20~40	2~7
ブリネル硬度	60~90	150~200

18%、ニッケル11.5%、マンガン0.45%、珪素0.05%となつてゐる(三菱長崎造船所特許)。この合金は焼鈍に依つてその機械的性質を變へるが、その状態を示すと第72圖の様である。これは主として鑄造の儘では、固溶體と

第72圖 (A) 第一號N. M青銅の機械的性質 (B) 第二號N. M青銅の機械的性質

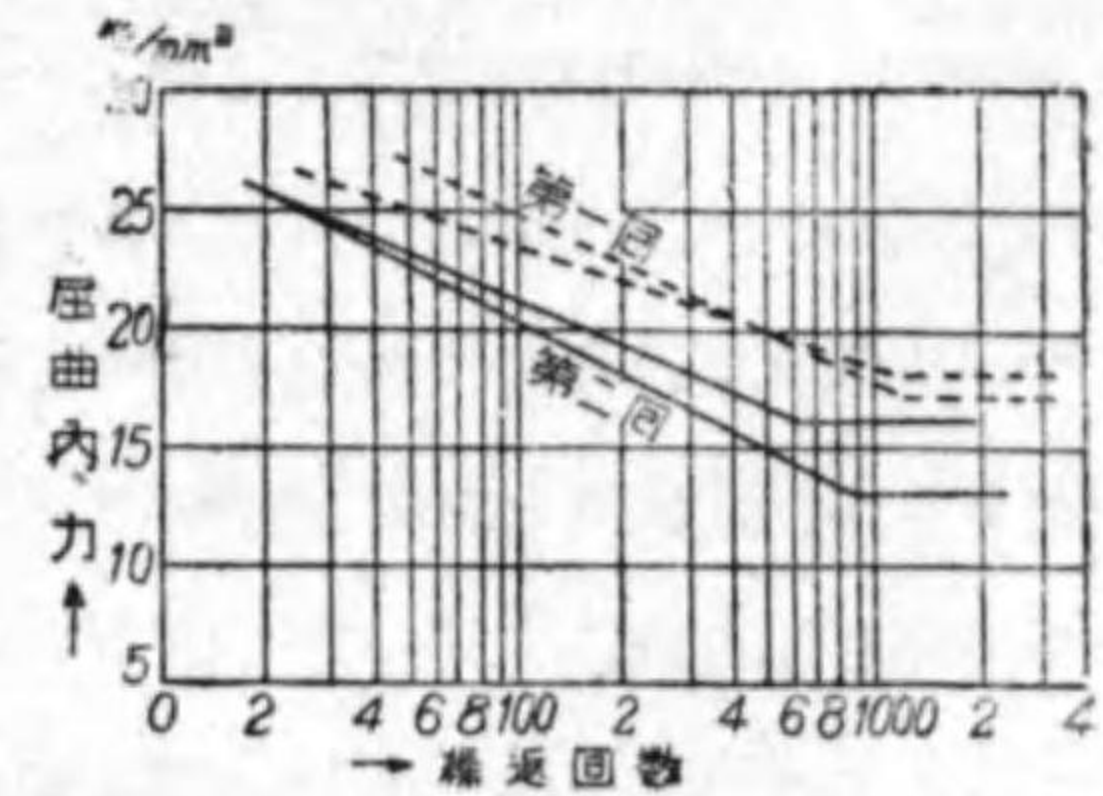


して冷却したものが、焼鈍の結果固溶體から沈澱せる新組織を生ずるのに關係してゐる。圖は第一號、第二號と2種に區別してあるが、第一號はニッケルを8%前後含有し、第二號はニッケルを12%含んでゐる。その相違を示したものである。

第73圖は船の推進機から試験片を採取して腐蝕疲労限界を求めたものであるが、圖に於て第一回、第二回としてあるのは2個の異なる

推進機から採取した試験片である事を意味するものである。圖に於て最低の腐蝕疲労限界は13kg/mm²となつてゐる。これは普通推進機翼に採用

第73圖 推進機翼の繰返屈曲疲労試験



されてゐる。第54圖に示したマンガン青銅の腐蝕疲労限界 4.7kg/mm^2 に比較して相當大きくなつてゐる。

C マンガンの影響

これは六四真鍮にマンガンを追加してマンガン青銅と稱してゐるものと考へられる。これらの發達した歴史的徑路は、船が蒸氣タービンの力で航海する事が實現された初期に於て、従來の鑄鐵製推進機では強力不足で使用に耐へない。鑄鋼製にすれば力は大きくなるが腐蝕には耐へ得ない。腐蝕に耐へ強力でも推進機に鑄造し得るものとの要求を満足さすべく各種の合金が研究され、そしてこのマンガン青銅が採用される様になつたものである。従つてマンガン青銅はこの種の用途に相當の研究が行はれ、又その用途に用ひられてゐる。最初英國の Stones Co. と云ふのがタービン用推進機にマンガン青銅を採用して、これに Turbistone Bronze と名付けた。マンガン青銅の發達と蒸氣タービン推進機とは密接な關係のある事が知られる。

マンガンが六四真鍮を強力にする主なる點は、六四真鍮が α と β' との2つの結晶の組み合せになつてゐるものを、全部或は一部の α 組織を β' 組織に變へる性質があるのに基づくものである。 β' が増しただけ強さを出す様になる。第15表にマンガン青銅のマンガン含有量と組織並に機械的性質との關係を示した。

第15表に於てマンガンの含有量の多い方が亞鉛の含有量が少ないから、 α が多く出るべき筈のものに α が無くなつて、 β' ばかりの組織となつてゐる。これがマンガンの作用に依るものである。

第15表 マンガン青銅のマンガン含有量と組織並に機械的性質との關係

銅	亞鉛	鐵	アルミニウム	マンガン	ニッケル	錫	鉛	組織	抗張力 t in ²	延伸率 (%)
54.23	36.42	1.09	0.39	7.69	—	0.18	痕跡	β'	41.0	20.0
55.90	41.32	0.74	0.20	0.48	0.22	1.07	*	$\alpha + \beta'$	34.3	17.2

その顯微鏡組織は第74圖及び第75圖に示す様で、第75圖はマンガンを多く加へたために β' 組織ばかりの石垣状をなしてゐるもので、第74圖の方はこの石垣状組織に α が出て $\alpha + \beta'$ 組織になつてゐるものである。圖の中長大な組織を示してゐるのが α である。

第74圖 マンガン少なく $\alpha + \beta'$ の組織を示す



第75圖 マンガン多く β' 組織を示す



マンガン青銅のマンガンの多いものは第15表の様に抗張力成績が良好であるので、これを信用してマンガン含有量の高いものが實用に供せられた。所が實用結果に於ていろいろの缺陷が発見された。その主なる點は、

- (i) 腐蝕に對して悪い
- (ii) 疲労に對して弱い

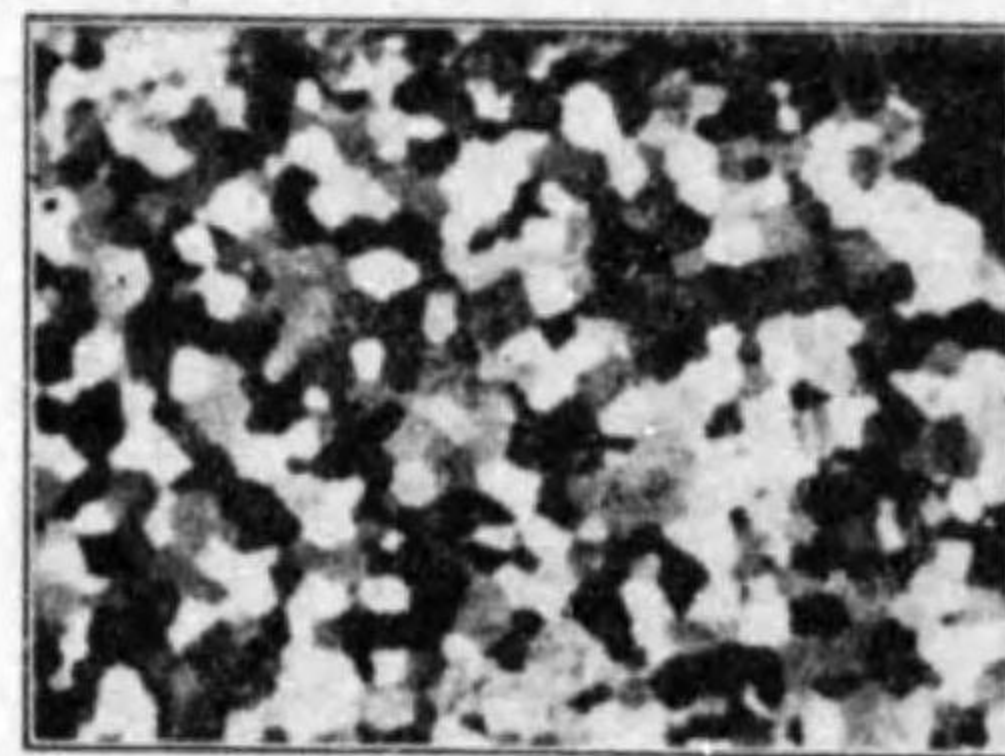
と云ふ2つの點である。而してこの2點を一括して云へば、腐蝕疲労限界が低いと云ふ事になる。この點に就ては第54圖及び第55圖に示して

その説明を加へてあるから、再び説明する事は省略するが、腐蝕に對して弱い事はイオン化の行はれ易いマンガンを多く加へた事に起因する。且つマンガンは溶解中に酸素を吸収し易く、それが鑄物中に残留する事が多い傾向を有してゐるので、又腐蝕を促進する事になる。

次にマンガンを多くすると疲労し易いものになると云ふ點に就ては2つの理由が存在する。1つは β の様な硬度の高い結晶のみから出来てゐる事で、他の1つは β の結晶粒の大きさを大ならしめる事である。 β と云ふ硬質のものの中に α と云ふ軟質のものが存在してゐると、表面に加へられた外力が内部に傳達するに當つて α のために消殺される。丁度石の間に鉛の様なものがある様な關係になる。而るに β のみから出来てゐるとこの様な現象が起らないから、外面に加はつた力は内部まで全部傳達される事になるので、そのために疲労を起し易い事になる。

又マンガンを多くすると β 結晶粒を大ならしめる事は、第76圖及び第77圖に於て示す通りである。

第76圖 マンガン青銅の β 組織の時
のものと結晶粒の粗大なもの(3/4)



第77圖 マンガン青銅の β 組織の
みのものの疲労破壊の破断面(3/4)

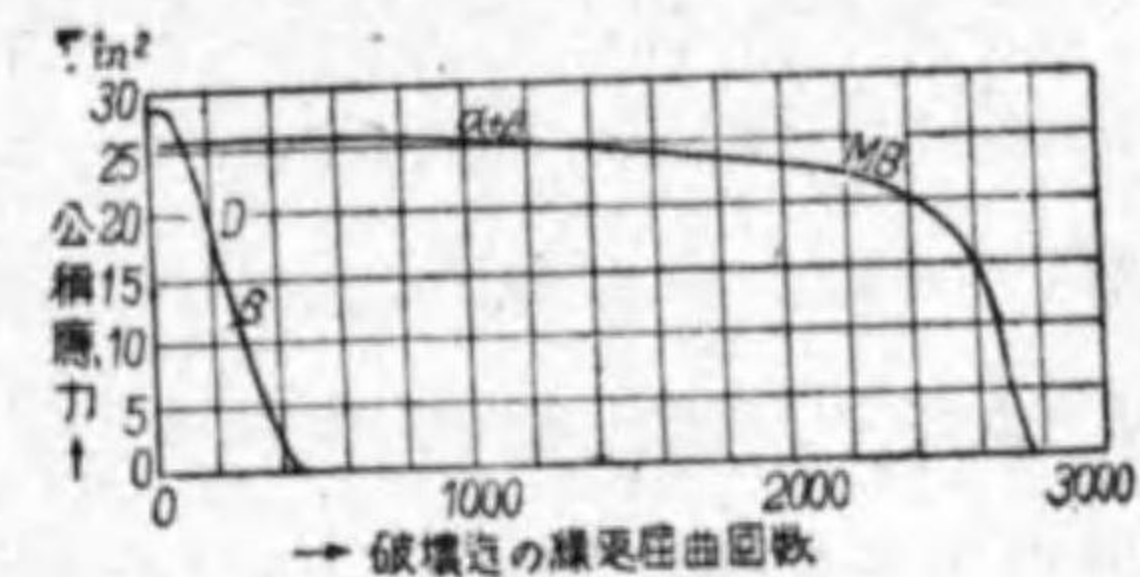


普通合金の結晶粒の大きさと云ふものは、顯微鏡で擴大して漸く認められるものであるが、第76圖に示したものは肉眼の實物大で見て顯微鏡で

擴大して見たもの位の大きさを示してゐる。これはマンガンを多く加へたために粗大となつたものである。この様に粗大となつたものは、結晶粒と結晶粒との結合力が外力のために早く弱められて、結合力を失つた時に結晶相互の境界線に沿つて破断が起るのである。第77圖はこの破断面の状況を示したもので、結晶境界面に沿つて破壊した事を示してゐる。

第78圖は β のみの組織のものと $\alpha + \beta$ との2つの組織を有するものと靱性を比較した試験の1例を示したもので、この試験方法は板状に仕上げた試験片の一端を固定し、他端を握つて一定の角度まで屈曲する。この屈曲を繰返し、遂に切斷せしむるのである

第78圖 マンガン青銅の β 単組織のものと $\alpha + \beta$ 組織のものと
の靱性比較



が、圖の縦方向に一定角度だけ曲げるに要した力の大きさを採り、横方向に屈曲を繰返した数を示してゐる。 β のみの組織のものは硬いだけに一定角度だけ曲げるに要した力は大きいけれども、靱性が少ないから屈曲繰返数は僅かで切斷されるに至つてゐる。これに比して α と β との2相から出来てゐるものは、比較的軟質であるだけに一定角度まで曲げるに要する力は少ないけれども、これを切斷するに至るまでの繰返数は餘ほど大きく靱性に富んでゐる事は明らかである。

マンガンを多く加へると抗張力を大きくするので、それに釣りに達されてマンガンが過剰に加へると以上の様な缺陷を生ずるから注意する必要がある。

D アルミニウムの影響

熔解に當つて真鍮にアルミニウムを加へる場合の注意を述べておく。真鍮を先に熔解して最後にアルミニウムを加へると、熔金が爆發して非常に危険であるから特に述べる所以である。アルミニウムを熔金中に入れるとテルミット作用と云はれる高熱を發する。それは熔金中の酸素とアルミニウムとが化合して多量の酸化熱を出すからである。この酸化熱が非常に大きいと云ふ事がアルミニウムの特徴である。この結果熔金温度が上昇して亜鉛の蒸化温度以上になり、一時に亜鉛が蒸化して爆發を起すのである。故にアルミニウムは亜鉛を加へる前に銅との合金を作らしめて後に亜鉛を加へる様にしなければならない。又酸化アルミニウムが熔解中に出來ると、このものが熔解點 2200°C と云ふ高温度であるため、合金の熔解温度で液體でなく固體となり、合金中に殘存して、合金の材質を害する事になるから、亜鉛を加へる前に比較的高い合金の熔解温度で酸化アルミニウムを除去する事に努めなければならない。

七三真鍮にアルミニウムを加へる場合と六四真鍮にアルミニウムを加へる場合とが考へられる。七三真鍮は元來軟質で冷間加工容易であると云ふ事を、1つの特徴としてゐるのであるから、これにアルミニウムを加へて硬質にしようとする事は元來の特徴を失ふ事になつて間違ひで、七三真鍮には餘り硬質にならない範圍で腐蝕をし難くすると云ふ目的で、アルミニウムを加へるのである。

六四真鍮に對しては元來強さを目的としたものであるから、この強さを大ならしめる目的でアルミニウムを加へる事にしてゐる。七三真鍮と六四

真鍮とでアルミニウムを加へる目的をこの様に異にしてゐるから、アルミニウムを加へる影響に就てもこの兩者を區別して考へなければならぬ。七三真鍮にアルミニウムを加へたものは一般にアルミニウム真鍮と云はれてゐる。住友金属工業で作られたものはアルブラックと稱せられて市場に出されてゐる。最も廣く使はれてゐるのは復水器管としてである。これが復水器管として採用される様になつて、復水器管の腐蝕問題は略々解決されたと云つて差支へない。

第8表及び第43圖に從來の復水器管とアルミニウム真鍮との化學成分並に腐蝕性の比較を示した。

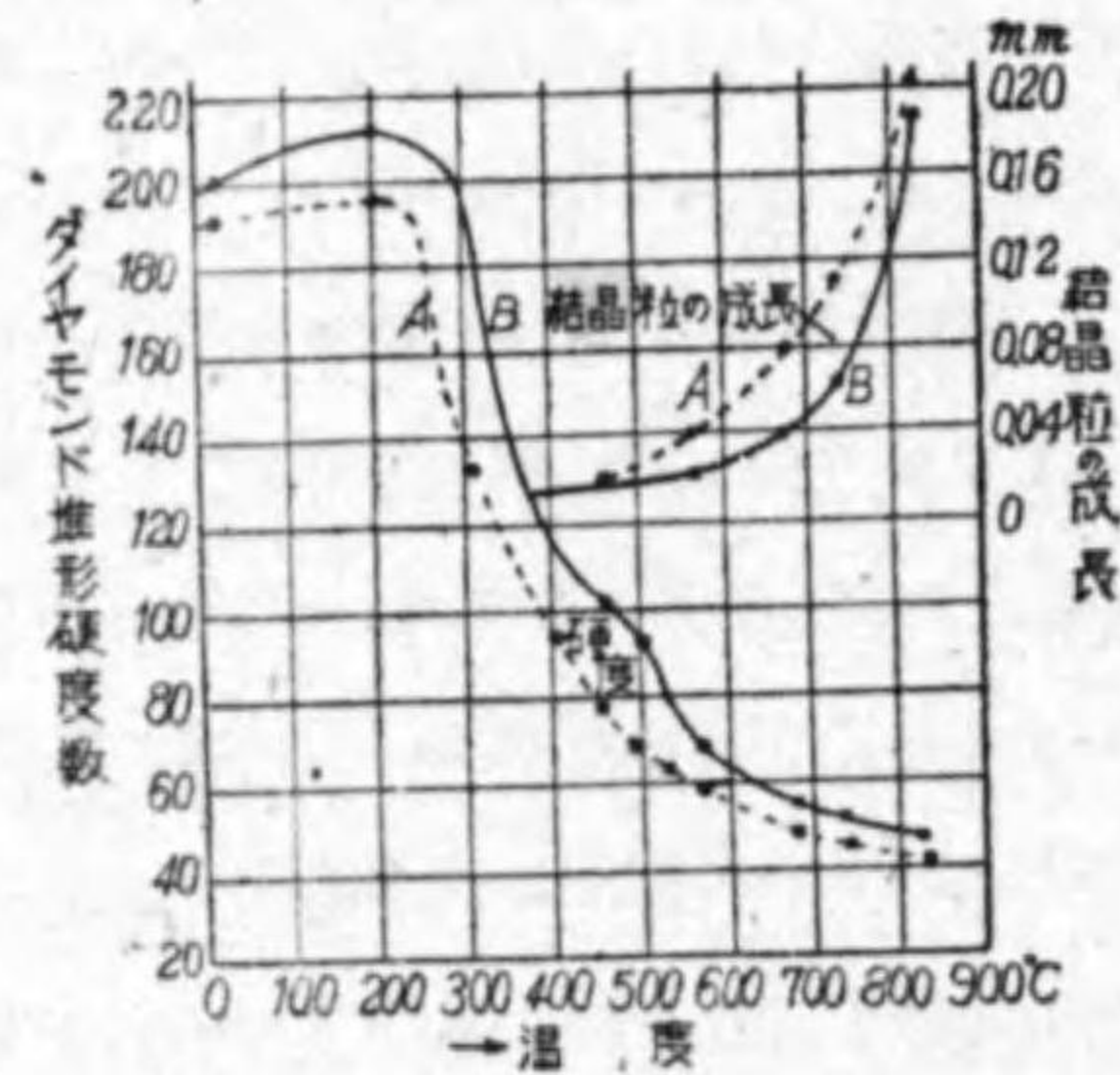
第43圖のアルミニウム真鍮の腐蝕程度と從來の七三錫入真鍮であるアドミラルティの腐蝕程度とを比較すると、アドミラルティⅠとアルミニウム真鍮とは腐蝕の差が明らかであるが、アドミラルティⅠとアルミニウム真鍮とはその差が餘り大ではない。このアドミラルティⅠとⅡとは化學成分的にⅡの方が腐蝕しやすいとは認められない。寧ろ亜鉛が少ないだけ腐蝕し難いと考へられる程である。それに拘はらず腐蝕してゐると云ふのは他に原因があるものと考へられる。何れにしてもアドミラルティの方は、腐蝕し易くする原因を作る機會の多い材質で、うまく出來れば、Ⅰの様な好成績を示すが悪くするとⅡの様な腐蝕し易いものも作ると云ふ様な出來榮えにむらを生じ易いものと考へられる。實用に當つてもアドミラルティを復水器管として用ひても少しも腐蝕を起してゐない例が澤山にある。所が時々腐蝕を甚だしく起して大問題を起すのである。アルミニウム真鍮の復水器管では僅かに腐蝕した例もあるが、大體を通じて腐蝕を起さないと云つて可い成績を示してゐる。この成績からアルミニウム真鍮は製品の出來榮えにむらを生じ難い

材質のものとする事が出来る。即ちアルミ眞鍮がアドミラルティより腐蝕の點に於て優つてゐると云ふのは、絶對的なものではなく出来栄の良否に關する機會の問題である。即ちアルミ眞鍮は實用上の安全率に富みアドミラルティは安全率が悪いと考へても可いと思ふ。

次に實用上何故にアルミニウムを加へると腐蝕を起し難いかと云ふと、アルミニウムはイオン化の傾向の多いもの即ち溶解電壓の高いものであるから、化學的に溶解し難いものにするとは考へられない。又合金中に酸化物の殘留を少なくして腐蝕率を低下さす事もアルミニウムを相當に加へる場合には餘り考へられない。故にアルミニウムを加へると腐蝕し難くなる

第79圖 七三眞鍮及びアルミ眞鍮の加熱に依る軟化 及び結晶粒の成長

	銅	錫	鉛	鐵	アルミ ニウム	亜鉛	ニケ ル
A	70.90	微量	0.03	0.01	微量	29.06	微量
B	76.40	◇	痕跡	0.02	2.03	21.55	◇



時期割防止の焼鈍をするに當つて七三眞鍮では溫度を少し誤つて高くす

事に就ては、

(i) 結晶粒を

微細にする。

(ii) 防蝕酸化

膜の構成の強弱

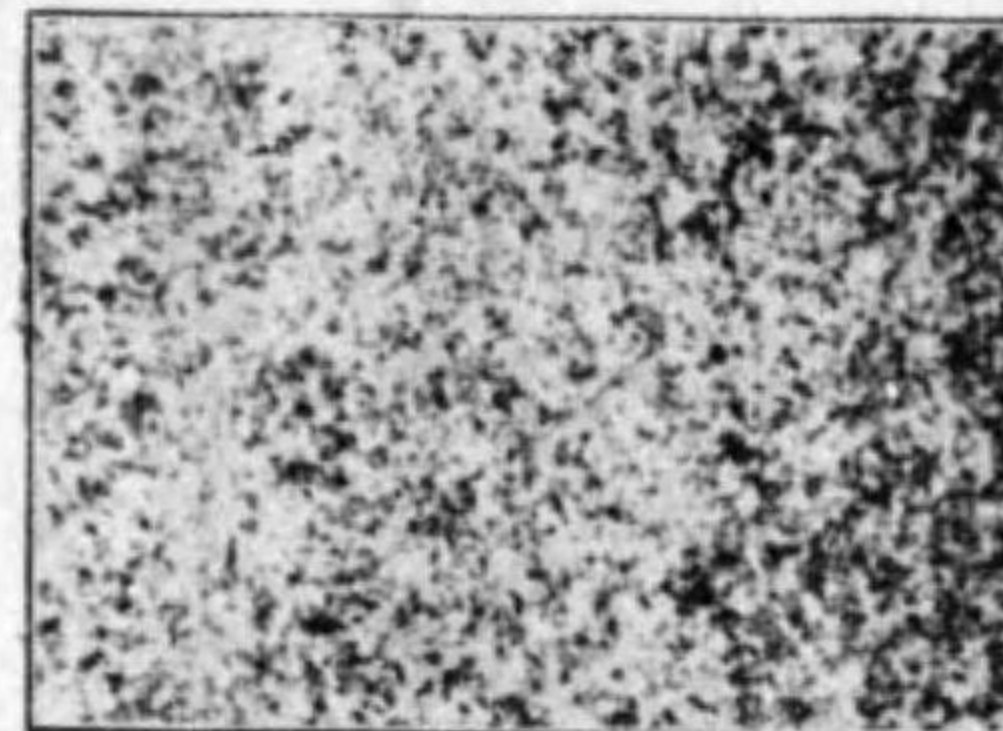
等の事が考慮される。

アルミ眞鍮の結晶粒が焼鈍に依つて成長される割合が小である事は、第79圖の曲線及び第80圖のアルミ眞鍮の顯微鏡寫眞と第35圖に示した顯微鏡寫眞とを對照すれば明らかである。

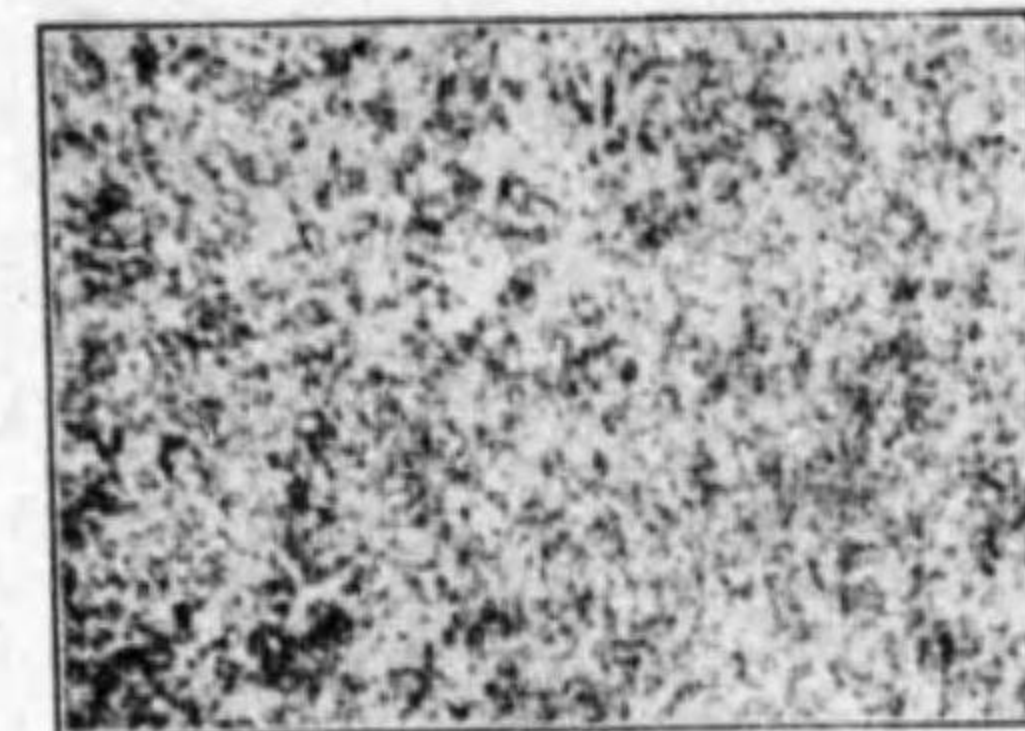
ると結晶粒が大になるが、アルミ眞鍮では少し位溫度を高くしても結晶粒が大となる心配はない。それだけ結晶粒の粗大になる爲に起る弊害に對し

第80圖 アルミ眞鍮焼鈍溫度と結晶粒との關係(アルブラックの焼鈍組織×100)

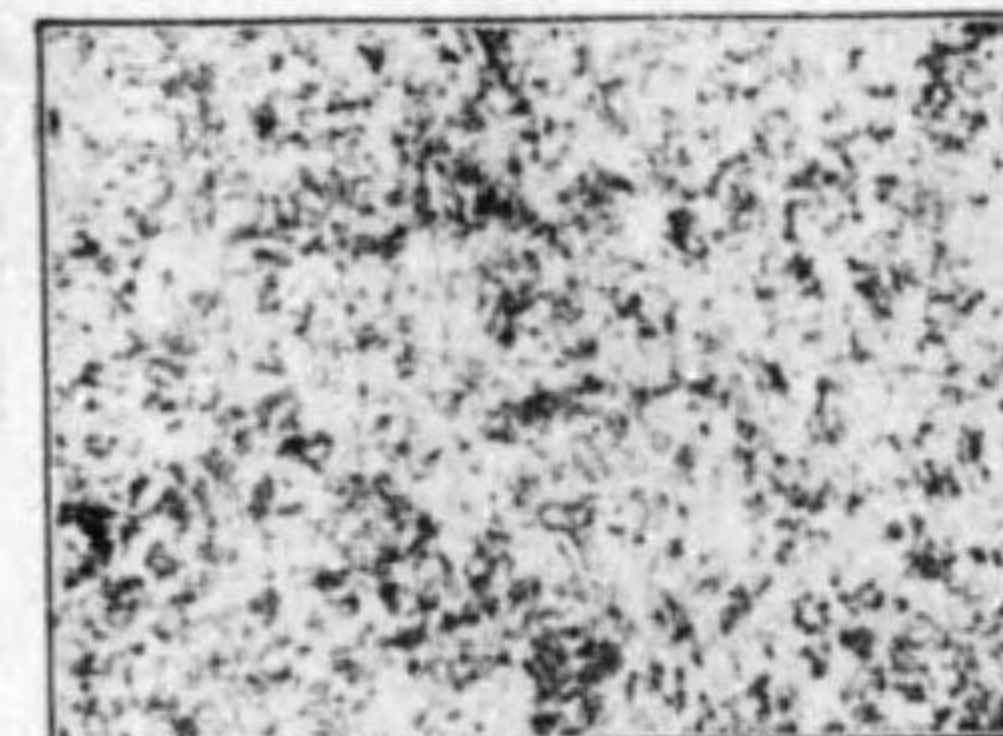
(その1) 時期割防止の低温焼鈍を行つた市場品



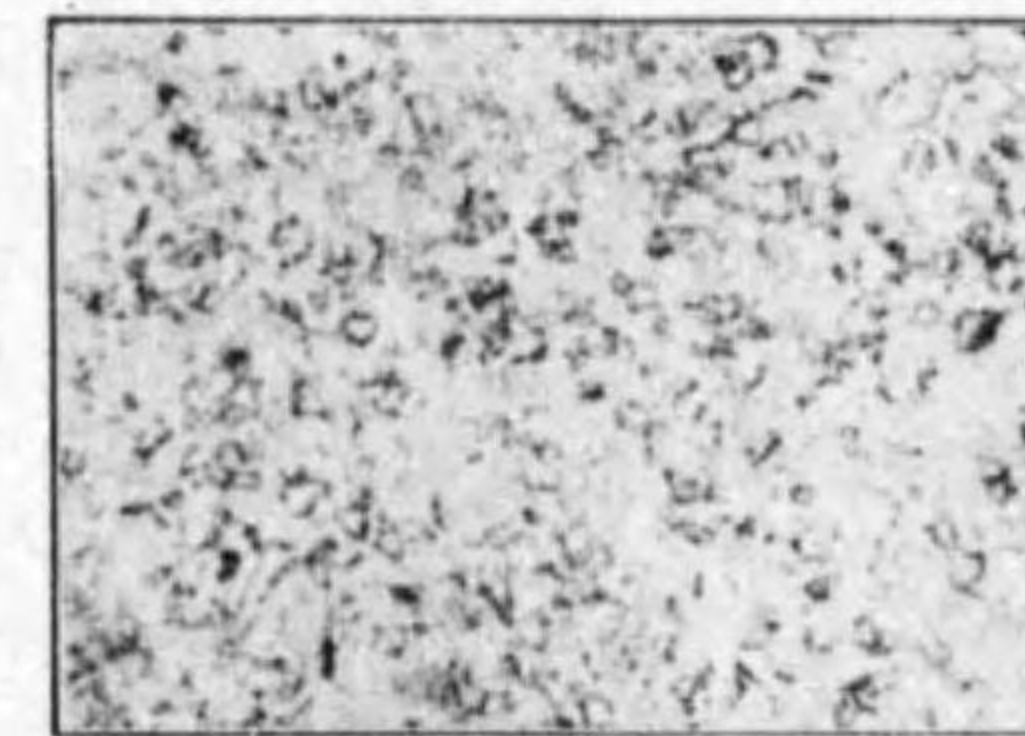
(その2) その1を400°C 15分間焼鈍



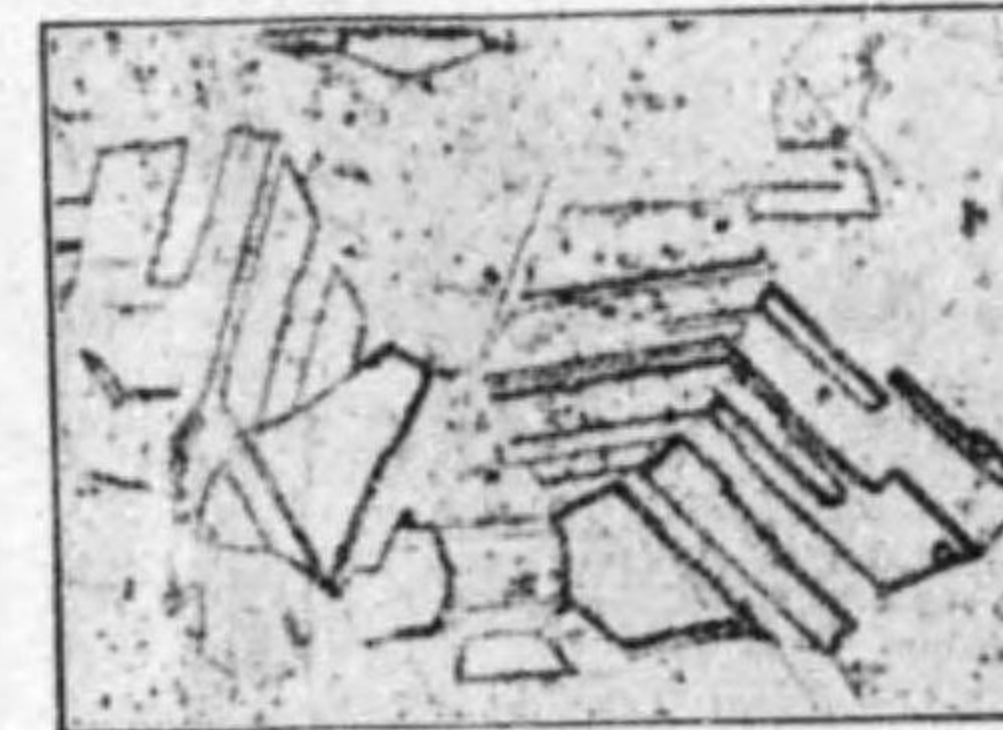
(その3) その1を500°C 15分間焼鈍



(その4) その1を600°C 15分間焼鈍



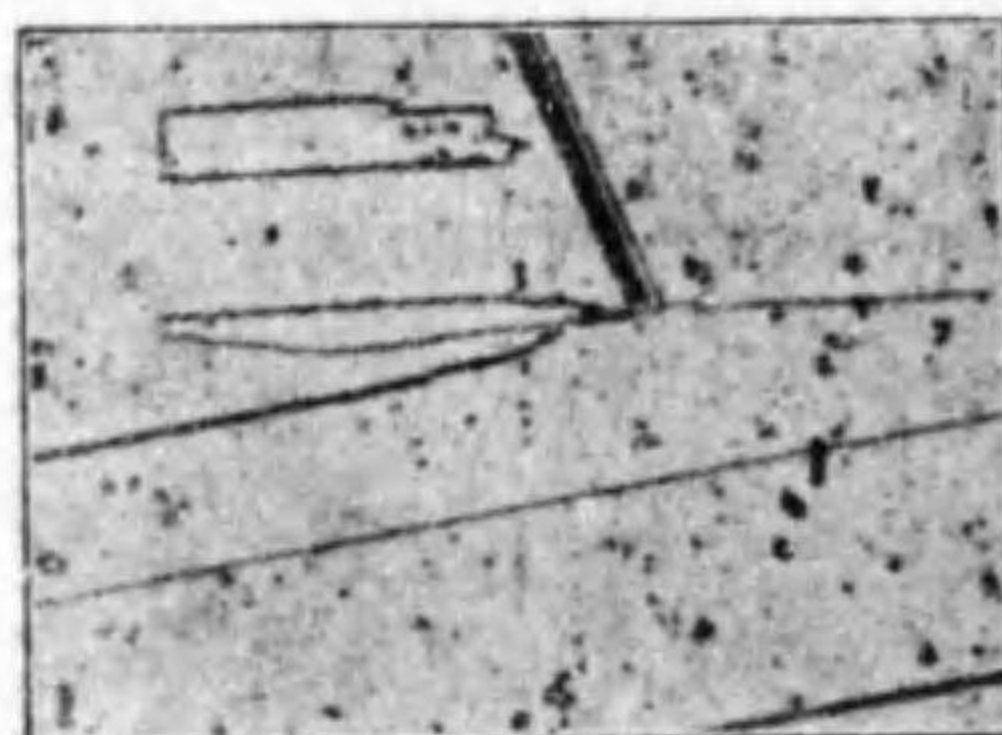
(その5) その1を700°C 15分間焼鈍



(その6) その1を800°C 15分間焼鈍



(その7) その1を900°C15分間焼鈍



てアルミ眞鍮の方が安全率に富むと考へる事が出来る。アドミラルティはこれに對して安全率に乏しい。従つて上に述べた様な結果を生ずるものと關係づけられるや否やが考へられる。結晶粒の大きくなるほど腐蝕し易いと云ふ説も發表されてゐる。

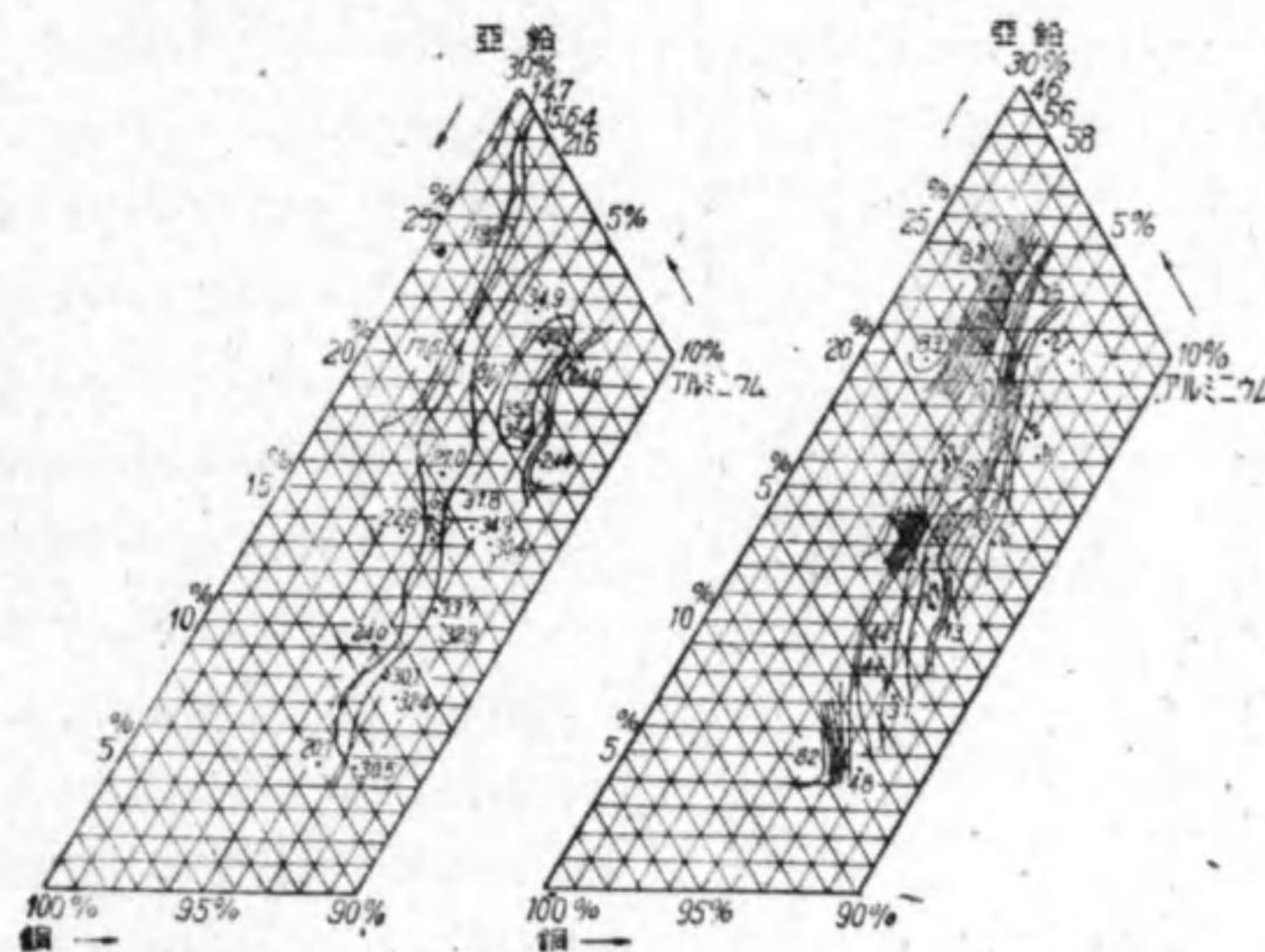
然しアルミ眞鍮の場合に於てもこれが眞であるかどうかには、筆者は未だ確かめてゐないから、唯こゝに於てはこの事は一應考へるべき事であると述べるに止めるが、腐蝕は結晶粒の境界面から起つて結晶粒互ひの結合力を失つて、結晶全體が腐蝕されるまでにならない中がたがたに緩んで外に振り落されて腐蝕を進めるとすれば、結晶粒の大きなほど腐蝕の進捗の大であると思へるのも合理的である。次に防蝕膜を構成する事であるが、アドミラルティでは錫が鹽基性鹽化錫を作つて、これが金属面に附着して防蝕膜を作るものと考へられてゐる。實用上に於ても管を使用する前に水に浸してこの防蝕膜を形成せしめた後に使用すると、腐蝕し難くなると云はれてゐる。故に強固な防蝕膜を作ると云ふ事も考へて見なければならぬ。アルミニウムが海水に溶解すると水酸化アルミニウムの沈澱を生じて、これが防蝕膜を構成する。この構成が鹽基性鹽化錫の防蝕膜より強固であるために有効であると思へられる。實際アルミ眞鍮を使用後に検査すると、この防蝕膜とも云ふべきものが附着してゐる様である。鹽化錫の膜の方は餘り強固でないために、時に依つて効果を現はし時に依つて効果を現はさないと思へられるが、アルミニウムの場合では強固で常にその効

果を現はすものと考へられる。然し果してこの防蝕膜なるものが上述の様なものと考へて差支へないかどうかには就て筆者は未だ確證を得てゐない。將來の研究として保留して置く事にする。

七三眞鍮にアルミニウムを加へた時の抗張力の状態を第81圖及び第82圖に示した。圖の表はし方に就ては前述したから此處では省略する。

第81圖 アルミ眞鍮の金型鑄物の成分と抗張力(t/in²)との關係

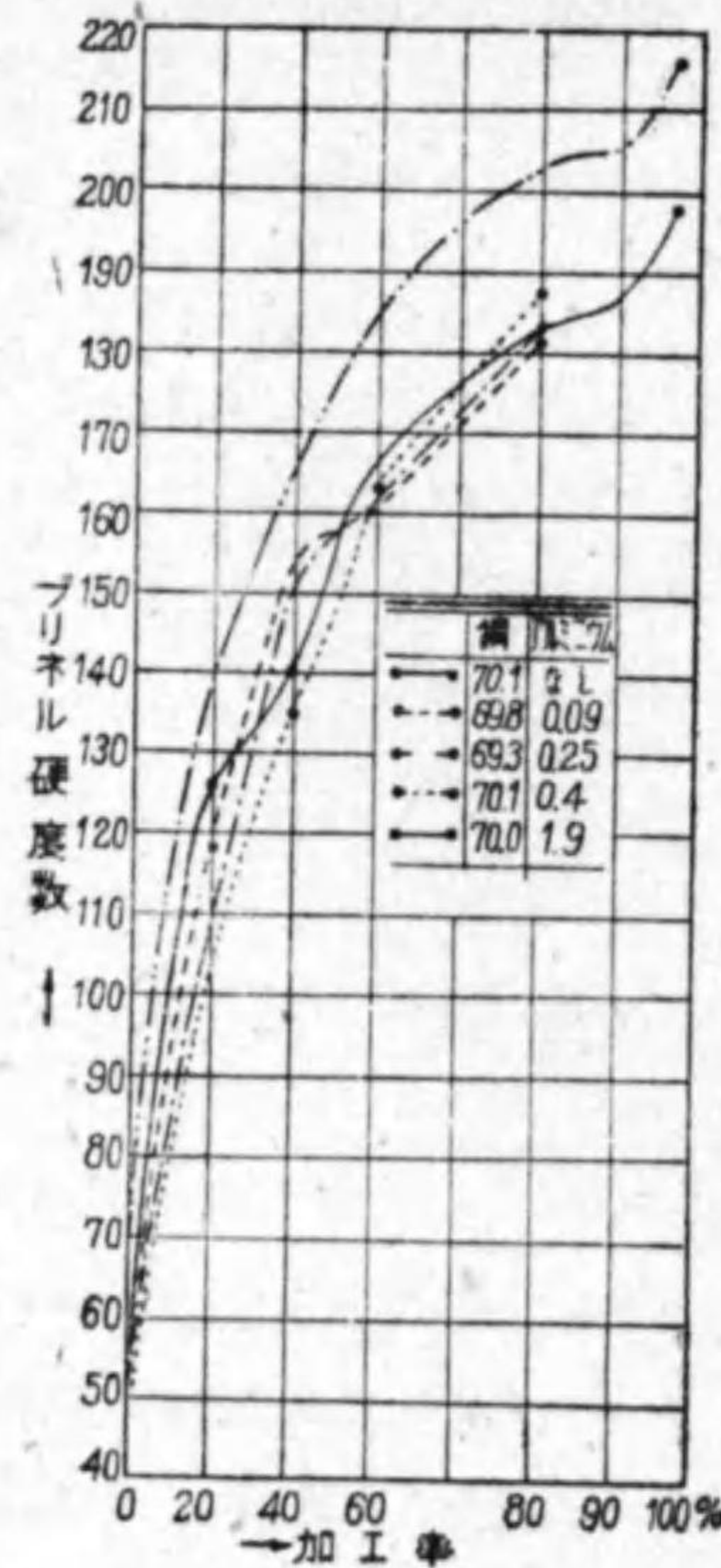
第82圖 アルミ眞鍮の金型鑄物の成分と延伸率(%)との關係



第82圖に於て亜鉛20~24%でアルミニウム2%前後の所に延伸率83~84%と云ふ最大延伸率を示してゐる。この成分の抗張力は、第81圖に於て示す通り17.2~17.6 t/in²で餘り大でない。七三眞鍮は軟質で管に延し易いと云ふのが重點で採用され、これを改良する場合は軟質である

事を失はずに耐蝕性を大にするのを目的としてゐるから、延伸率が最大で抗張力は餘り大でない所を選び、それが耐蝕性に於て満足するものであれば充分である。この様な理由から復水器管用アルミ真鍮として、上述の様な成分のものが採用される様になつてゐるのである。第83圖にアルミ真

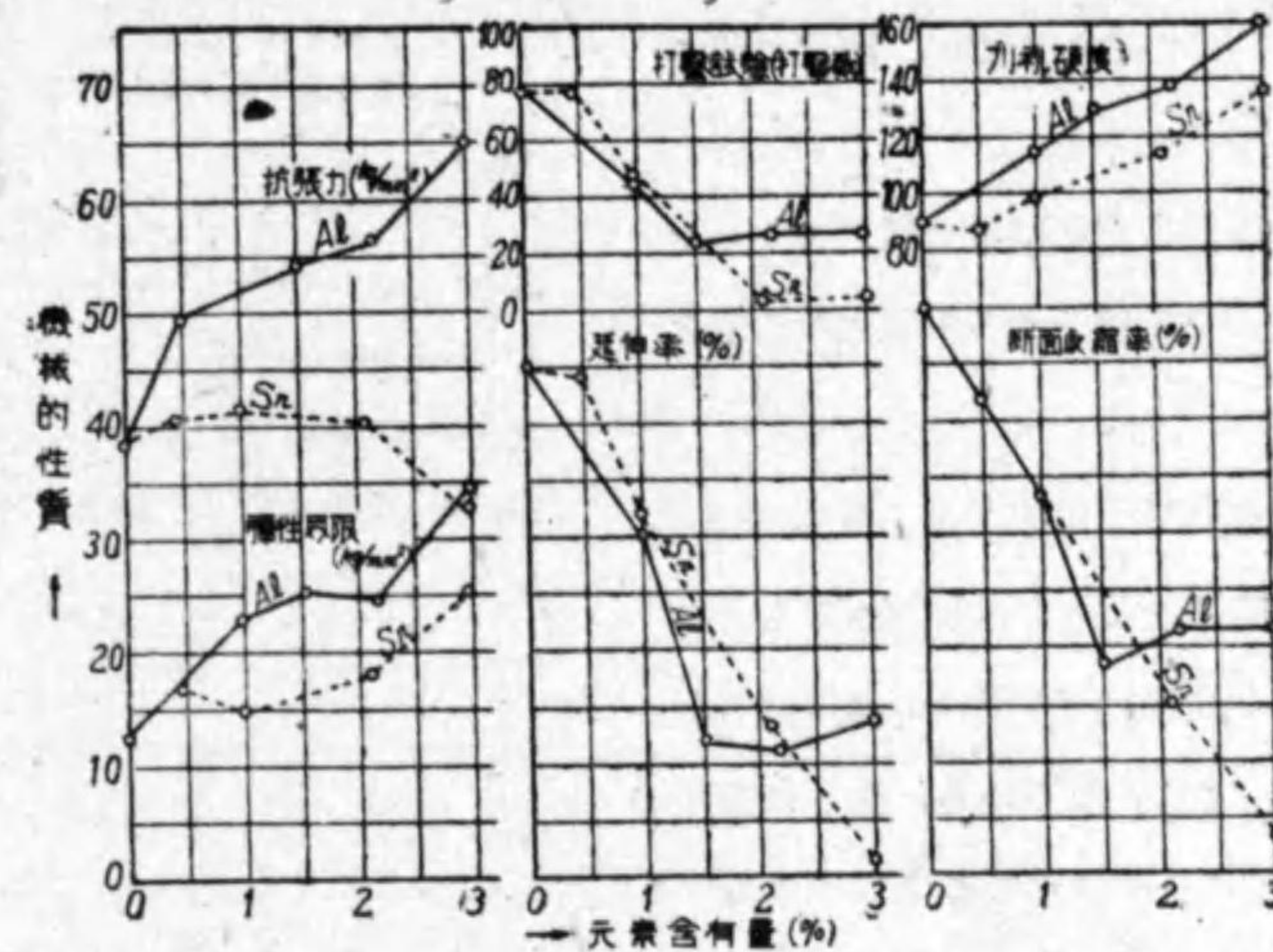
第83圖 アルミ真鍮の成分と加工率と硬度との關係



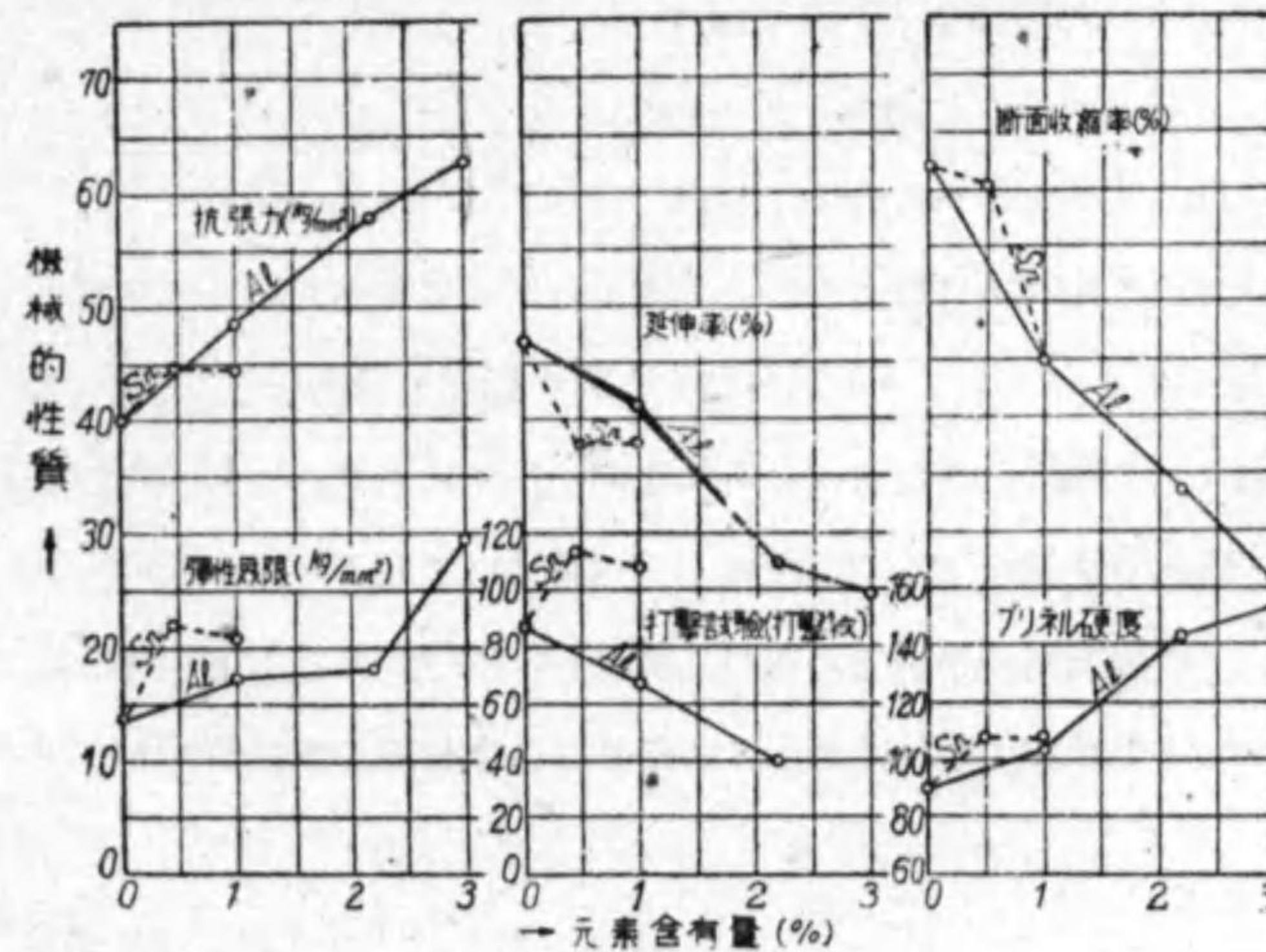
鍮の成分と加工率と硬度との關係を示した。アルミ真鍮になると普通の七三真鍮に較べて、加工硬化の程度が大となつてゐる。この點は實用に當つて注意を要する。又第79圖に示した様に焼鈍したものも普通七三真鍮に較べてアルミ真鍮の方が硬度が大となつてゐる。故にアルミ真鍮は一般に七三真鍮より硬度が高いと考へて取扱ふ必要がある。六四真鍮にアルミニウムを加へる場合を次に述べる事にする。六四真鍮の場合は主として強さを増すを目的としてゐる事は前にも述べた様である。六四真鍮にアルミニウムを加へて抗張力や衝撃値や硬度の變る關係は第84圖及び第85圖に示した様である。第86圖には各種亜鉛含有量に對するアル

ミニウムの添加の多少に依つて抗張力並に延伸率の變化の狀況を示した。

第84圖 六四真鍮の機械的性質に及ぼす各種元素の影響(鑄物)



第85圖 六四真鍮の機械的性質に及ぼす各種元素の影響(壓延物)

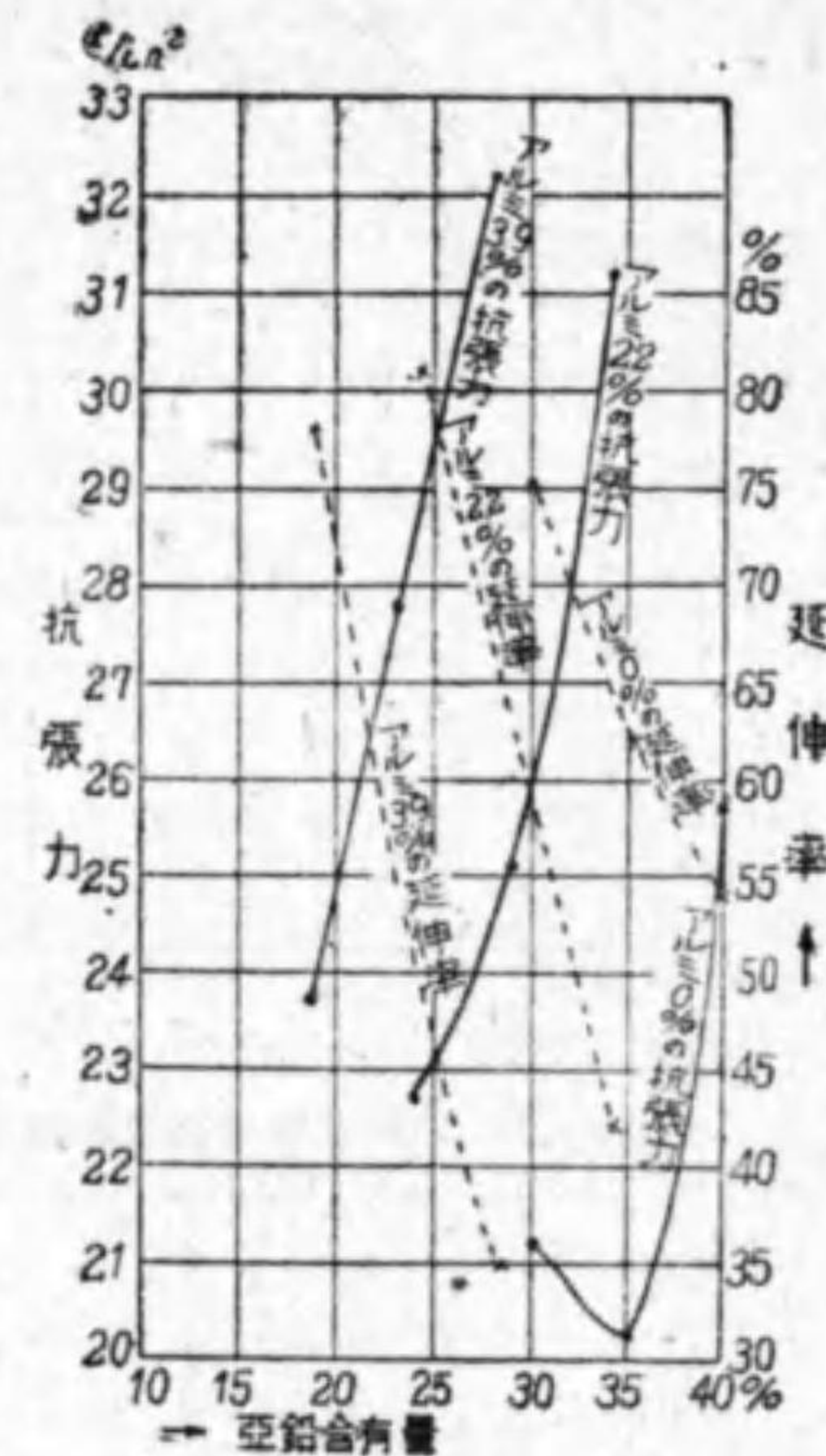


六四真鍮にアルミニウムを加へると著しく強さを増すが、脆弱に陥る事を示してゐる。

又亜鉛含有量が増す程アルミニウムが真鍮を脆化する影響大なる事を示してゐる。

七三真鍮は元來結晶のみであつて、これにアルミニウムを加へても α 結晶はその儘で、 α 結晶その物の材質を強くするに止まるから、餘りに脆化されること少なく管に延ばす事も出来るのであるが、六四真鍮になると α と β との2つの結晶から出来て居り、これにアルミニウムを加へるとマンガンと同じ影響を與へて合金中の組織を β 組織に變へる性質を有し、アルミニウムを加へない時に現はれてゐた α 組織がアルミニウムを加へたために β 組織に變へられる。即ち軟質の α が消失して脆質の β のみとなるために、アルミニウムを加へた結果甚だしく脆質を増す様になるのである。六四真鍮にアルミニウムを加へるとマンガンの場合と同一の現象が起つて脆化し、疲労限界を低下して破壊され易くなるのである。これに對しては充分の注意を拂ふ必要がある。

第86圖 アルミ真鍮の亜鉛含有量とアルミニウム含有量との抗張力及び延伸率との關係



E 六四真鍮にマンガン、鐵、アルミニウムを加へた合金に就て

六四真鍮を強化するために他の元素を加へるに就て最初主として着目されたのは鐵で、次でマンガンとなり、更にアルミニウムになつた。故に強力真鍮としてこれ等のものを含んだものがいろいろ現はれてゐる。その例を示すと第16表の様である。

第16表 鐵・マンガン・アルミニウム真鍮の機械的性質と結晶粒の大きさ(鑄造の儘)

成分 (%)					機械的性質						結晶粒の大きさ
銅	亜鉛	アルミニウム	マンガン	鐵	降伏點 (kg/m²)	抗張力 (kg/m²)	延伸率 (%)	断面收縮 (%)	衝擊直 (kgm/cm²)	ブリネル硬度	結晶粒の大きさ cm² 中に含まれる数
59.45	36.60	1.56	1.97	0.40	26.3	55.6	22.0	20.0	27	138	143
58.74	36.61	1.60	1.83	1.22	27.7	56.5	10.0	21.5	33	129	3,937
58.76	35.16	1.95	3.43	0.20	34.1	61.3	13.0	18.3	20	159	239
58.11	34.31	1.95	3.98	1.65	32.7	65.5	4.0	18.3	17	165	6,365
59.34	35.34	3.10	2.02	0.20	36.7	66.6	15.0	15.0	23	171	125
59.67	32.73	3.30	2.05	2.25	38.7	67.7	13.5	18.3	17	171	5,824

第16表の様にマンガン及びアルミニウムを加へて α 結晶を β 結晶に變へて強さを増すがその弊害として結晶粒が粗大となつて疲労限界を低下するので、鐵を加へて結晶粒を微細にすると云ふ順序でこれ等三元素を加へた強力真鍮が出来るのである。然しこれ等3種の元素が真鍮に及ぼす影響はそれぞれの項に於て述べた様に加へ過ぎると弊害を生ずるもので、薬も多く飲むと毒になるの譬に洩れない事になる。

鐵が結晶粒を微細にすると云ふ事にも限度があるのであつて無制限に行はれるものではないから、マンガンを加へて結晶粒を粗大にする事を阻止する力も或る程度に止められてゐる。この程度以上にマンガンを加へたとすれば、鐵の力を以てしても結晶粒の粗大にならうとするのを防止する事は出来ない。強いてこれを行はうとして鐵を過剰な程に加へ様とすると、鐵の弊害が現はれて合金を脆弱にして腐蝕性を増大する様になる。故に鐵は或る程度以上に加へる事は出来ない。従つて結晶粒の粗大になるのを防止するには、マンガン及びアルミニウムの添加量に制限を加へると云ふ必要を生ずる。著者の経験した1例を示すと英國で新造した船が處女航海として日本に回航して來たが、日本到着早々にして推進機が半分に破壊した。その破面を見ると結晶の1個の大きさが直徑にして10mm以上もあつて、それが破断面に柘榴の實の様になつて現はれてゐた。その分析成分を調査した所マンガン70%、アルミニウム20%内外を含んでゐる事を知つた。この際注意すべきは小さな試験片を作つた時は急冷されるので微細な結晶粒を示し、抗張力試験も優良なのであるが、これを實際の大物に鑄造すると緩冷されるので、元來の結晶を粗大にするに云ふ性質が発揮されて、機械的性質もそれに依つて劣つて來るのである。合金を新たに發見しそれを實用に供しようとする時には、この様な點に充分留意する必要がある。又この當時では疲勞限界の様なものを考へないで、抗張力が大で延伸率が相當に出ればそれで良しとして採用してゐたので、實用に際して疲勞のために破壊したと云ふ例も少なくはない。故に抗張力の様な靜的荷重試験の成績が良いからと云つて、直ちに採用する事は危険である。振動とか疲勞に關係した動的荷重に耐へ、力の大小と云ふも

のを充分に考慮しなければならない。

更にマンガン及びアルミニウムは溶解電壓が亜鉛に劣らないほど高いものであるから溶液に溶解し易い。従つて腐蝕疲勞限界を考へた場合に、腐蝕し易くなるだけに限界を低下せしめると云ふ事も忘れてはならない。マンガン青銅と云つて六四眞鍮にマンガンを加へた強力眞鍮は一時盛んに採用され、近來でも尙相當に用ひられてゐるが上の様な弊害を生じ易いものである事を知つて、これに對する處置を明らかにする必要を認める。

マンガン青銅のこの様な弊害に辛い経験をなめた著者はマンガンを、アルミニウムの使用を0.1%以下に低下し、これを補ふにニッケルを用ひる事にした。これが先に示したN.M青銅でニッケルならば弊害を生じない故を以て心配する事はない。獨逸で洋銀として作られたものもこの種のものに屬してゐる。

又從來のマンガン青銅を用ひようとする場合にはマンガンを3.0%内外とし、アルミニウムを1.0%以下とし、組織としては α 結晶が少し残る程度にする。即ち第87圖に示す様な組織のものとなれば上に示した様な弊害を免れる事が出来るであらう。

F 珪素の影響

この種の合金はガンメタルが銅合金鑄物の代表物として廣く採用され

てゐるが、これは錫を8~10%含んで高價である上に、錫は我國としては



第87圖 α の現はれるマンガン青銅の組織

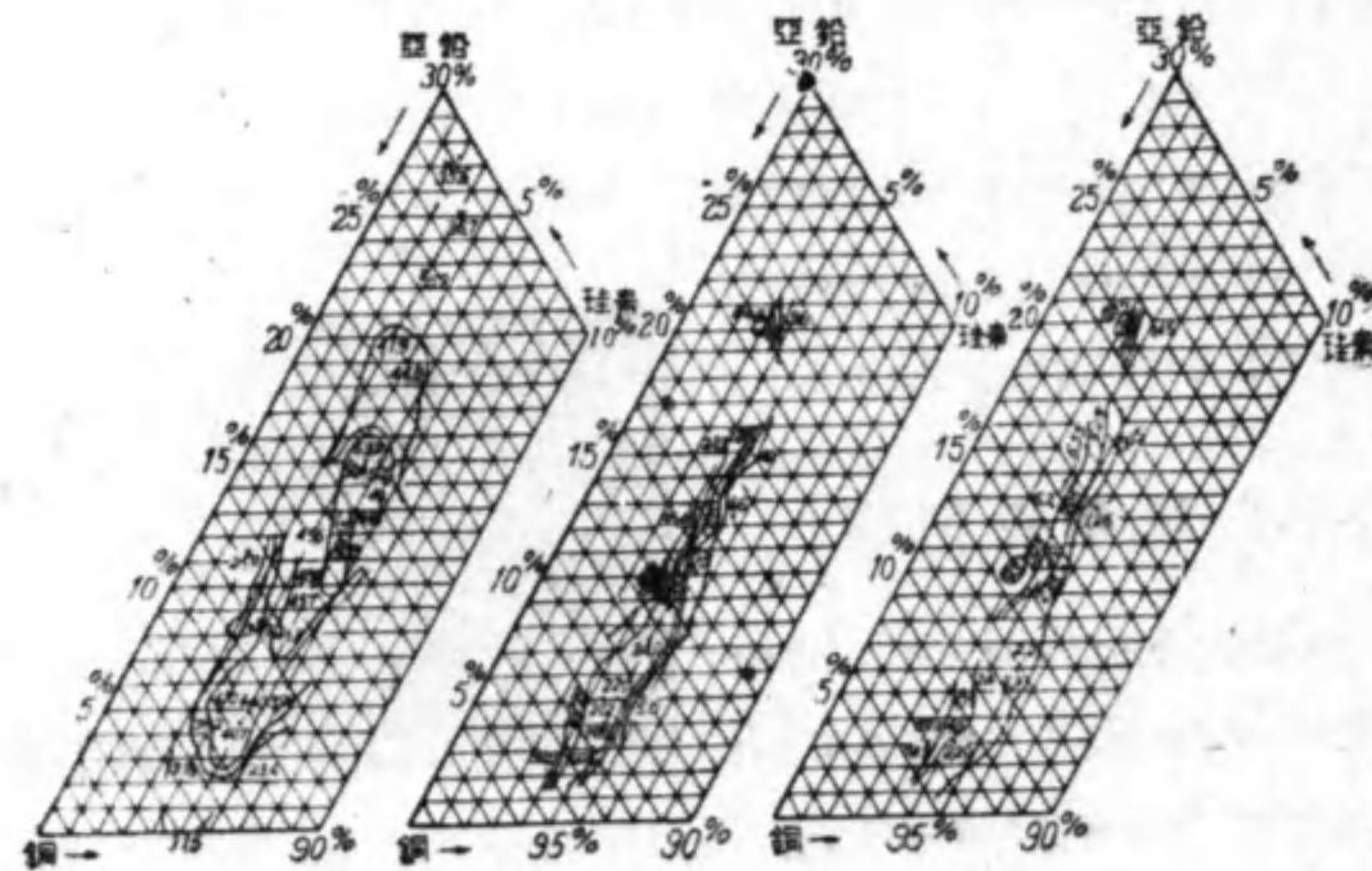
乏しいから國産原料で銅合金の鑄物を作ると云ふ目的で實用に供せられてゐるものである。鑄造を目的としてゐるから鑄造を困難にさせる亜鉛を多く含ませないで、而も強力な珪素を加へる事に依つてガンメタルに劣らないものとする云ふのが特徴である。我國でシルジン青銅と云はれてゐるのがこれである。且つ錫を含まないから原料費が割安になると云ふのも經濟上の特徴と考へられてゐる。

銅、亜鉛及び珪素の3つの配合割合と機械的性質との關係を第88圖～第92圖に示した。第88圖で抗張力との關係を見ると、珪素5%前後で亜鉛11~16%の間に抗張力最大の部分が存在し、50 kg/mm²以上となつてゐる。この範圍に3元素の配合割合を求むるに至つたものである。第89

第88圖 シルジン青銅砂型鑄物の成分と抗張力 (kg/mm²)との關係

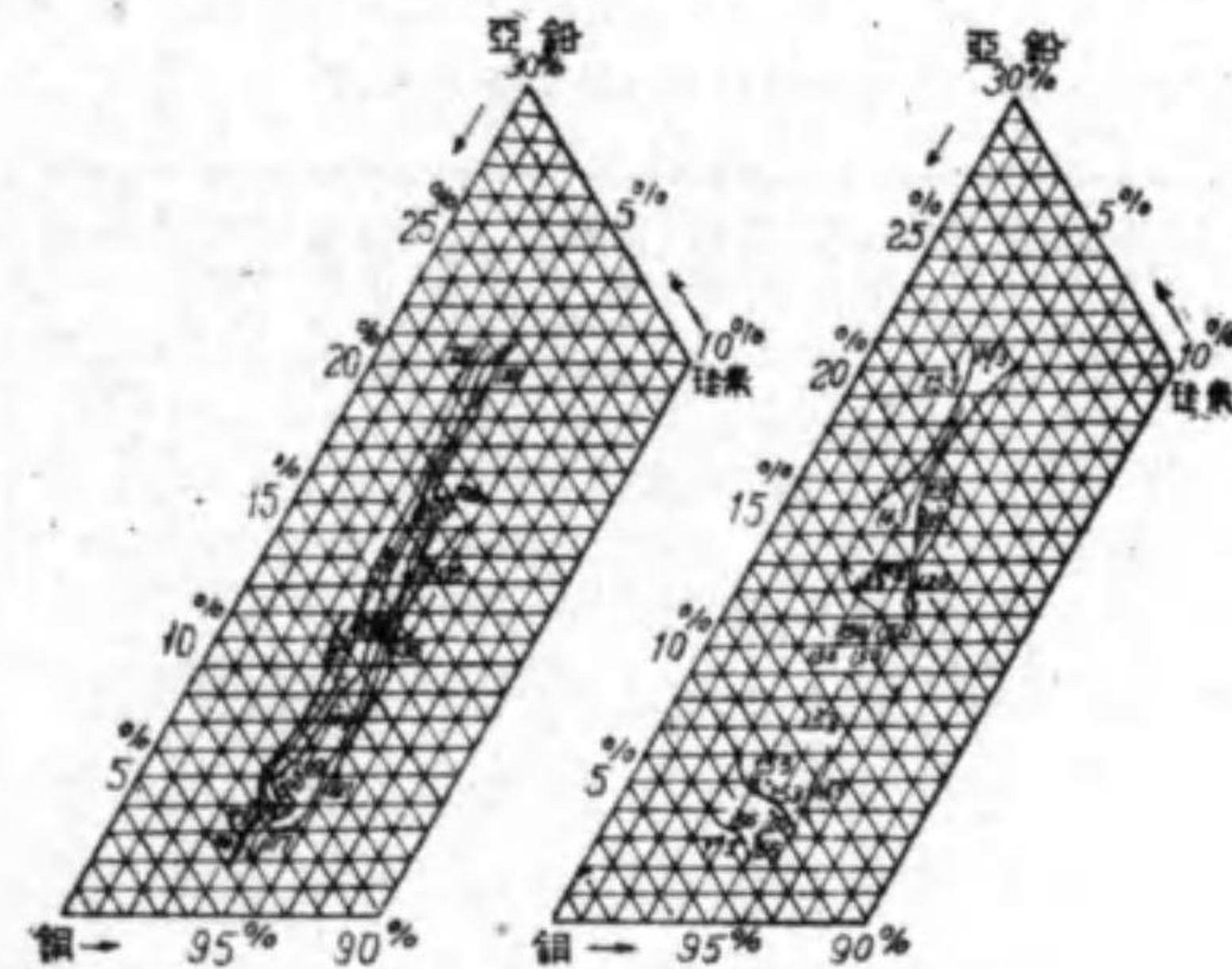
第89圖 シルジン青銅砂型鑄物の成分と延伸率 (%)との關係

第90圖 シルジン青銅砂型鑄物の成分とアイゾット衝擊値 (mkg/cm²)との關係



第91圖 シルジン青銅砂型鑄物の成分とブリネル硬度との關係

第92圖 シルジン青銅砂型鑄物と鑄造收縮率 (%)との關係



圖の延伸率では亜鉛10%、珪素4%附近が延伸率最大で46.4%を示し、それより亜鉛及び珪素を増すに應じて延伸率を減するが、亜鉛よりも珪素の増加に依つて延伸率を減

する割合が餘ほど大となつてゐる。第90圖のアイゾット衝擊値も延伸率と略々同一の關係を示し、亜鉛10%、珪素4%附近で9.3kg/mの最大數を示してゐる。

第91圖を見ると硬度は亜鉛の増減には餘り關係なく、珪素の増加と共に硬度が増加してゐる。

又第92圖の鑄造の際の收縮率を見ると亜鉛12%以上で、珪素4%から收縮率が少なくなり、それより珪素を増すほど收縮率は小となつて鑄造し易くなると考へられる。以上の様な成分の關係から實用に供されてゐるシルジン青銅の成分と機械的性質を示すと第17表の様である。

第17表の様に珪素を少し加へ過ぎると材質が硬くなり、脆質を増すので、珪素は餘り變化させないで安全範圍に止めて、亜鉛の増減に依つて機械的性質の調整を計る事にしてゐる。亜鉛の方は少々増減を誤つても脆弱

なものを作ると云ふ間違ひが少ないから、誤作に對し安全率が多いからである。

第17表 シルジン青銅鑄物の機械的性質

材質	成分 (%)			降伏点 (kg/m ²)	抗張力 (kg/m ²)	延伸率 (%)	断面 収縮 (%)	衝撃 値 (mkg /cm ²)	ブリ ネル 硬度 (500 kg)	鑄造 収縮 率 (%)	弾性 係数 (kg/ cm ²)	比重
	銅	亜鉛	珪素									
砂 型 鑄 物												
シル ジン 青 銅	No. 8	87.5	7.5	5	21.3	46.3	24.0	27.9	2.70	109	1.53	—
	No. 11	85.0	10	5	23.2	49.0	22.5	22.4	4.90	109	1.50	1,086,000
	No. 14	82.5	12.5	5	34.2	54.9	16.0	20.9	3.95	120	1.43	—
	No. 17	80.5	15	4.5	31.3	53.2	22.8	19.4	5.25	122	1.33	1,121,121
金 型 鑄 物												
シル ジン 青 銅	No. 8	87.5	7.5	5	21.4	46.3	23.4	20.3	4.24	107	—	—
	No. 11	85.0	10	5	23.7	51.9	27.0	29.8	4.55	118	—	1,033,000
	No. 14	82.5	12.5	5	34.4	56.6	14.0	13.8	2.90	125	—	—
	No. 17	80.5	15	4.5	34.9	56.0	24.0	21.8	5.93	123	—	1,037,000

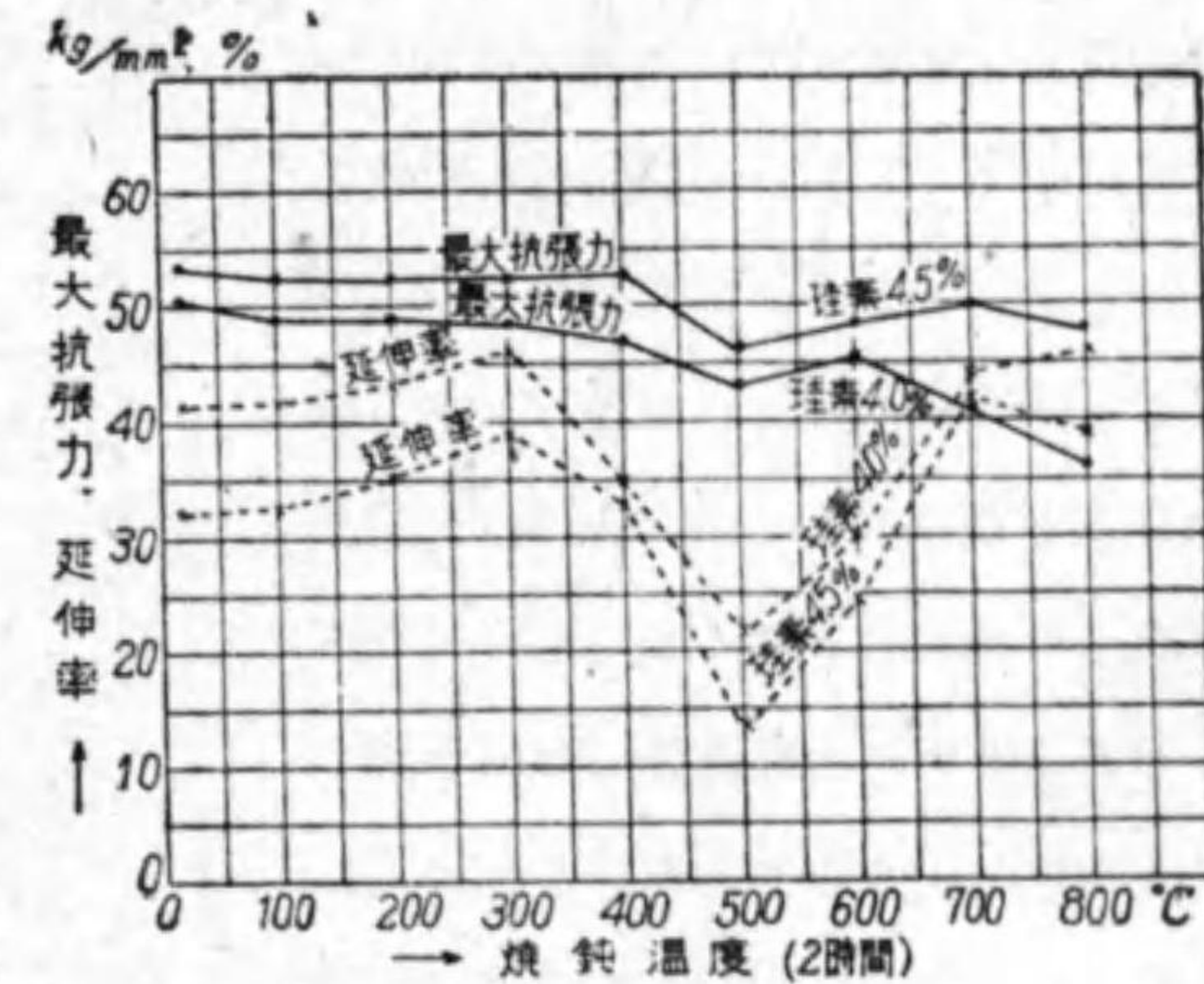
本合金熔解に當つて珪素と云ふ酸化し易い元素を含んでゐるので、この酸化物が合金中に残りこれが鑄物内部に現はれ黄點と云つて、鑄物を割つた破面に黄色の斑點となつて現はれる事が起り易い。故に熔解、鑄込に當つて熔金が空氣と接觸するのを出来るだけ避けなければならない。又鑄込前に熔金中に脱酸劑を加へて酸素を除く事も考へられ、磷がこの目的に使用される事もあるが、磷を過剰に加へると合金の性質を脆くするので餘り廣く採用されてゐない。尙押湯を充分にすればこの黄點を免れる事が出来

るが、押湯を餘りに澤山用ひては不經濟であり、又鑄物の部分に依つては押湯を利かす事も出来ない事もあるから、黄點を免れるためには鑄型の構造をいろいろ工夫する必要がある。

この合金の焼鈍温度と抗張力試験結果との關係は第93圖に示す様である。

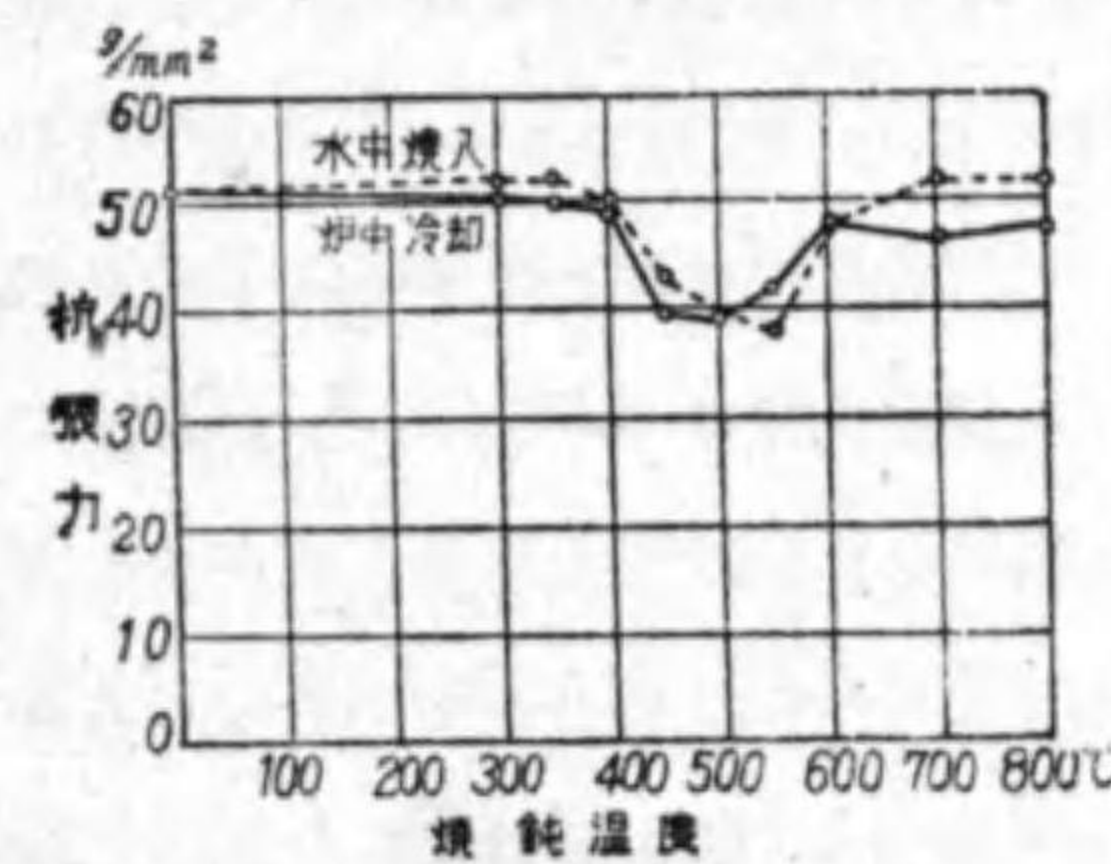
第93圖に示す様に500°C前後に於て脆化する性質のあることを示してゐる。この理由に就ては尙研究をする必要があるが、これ等

第93圖 シルジン青銅の焼鈍温度と抗張力との關係



の温度で固溶體を作つてゐる珪素化合物の沈澱を來して脆化する。尙これ

第94圖 加熱後冷却速度を異にせるシルジン青銅の抗張力の比較



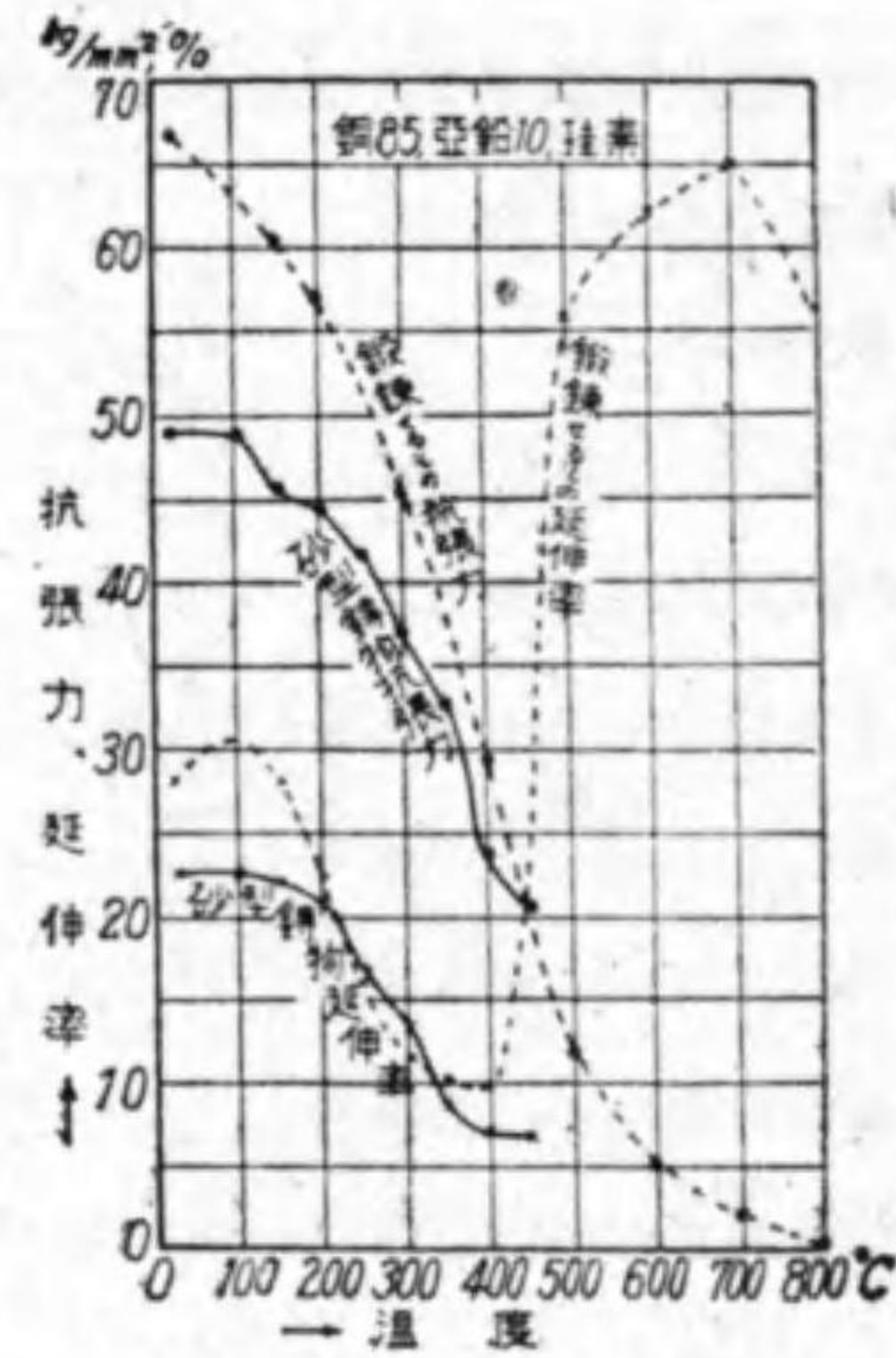
より高温度に上れば沈澱物は再び固溶體を作るから、脆質を失ふのであると考へてゐる。

第94圖は加熱温度から1つは爐中冷却、他の1つは水中冷却したものと抗張力を比較したものであるが、爐中冷却で緩冷したものも水中冷却で急冷したものも抗張力變化の状態は同一傾向を示してゐる。これから考へて500°C前後に

於ける脆化作用は α が β に變ると云ふ様な位相の變化ではない事は明らかである。

次にシルジン青銅の高温度に於ける抗張力を第95圖に示してある。500°C前後に於ても亦300°C前後に冷却したものに於ても、何れも脆弱性を現はしてゐる。即ちシルジン青銅は500°C内外に加熱すれば、これを脆くすると云ふ現象が現はれ、これが現はれた以上は高温に於ても常温に於ても、又高温から常温までの冷却速度の如何を問はず脆弱性を示すのである。これは上にも述べた様に500°C以上の高温で固溶體を作つたものが、500°C前後に於ては固溶體の溶解率が飽和點以上に達し

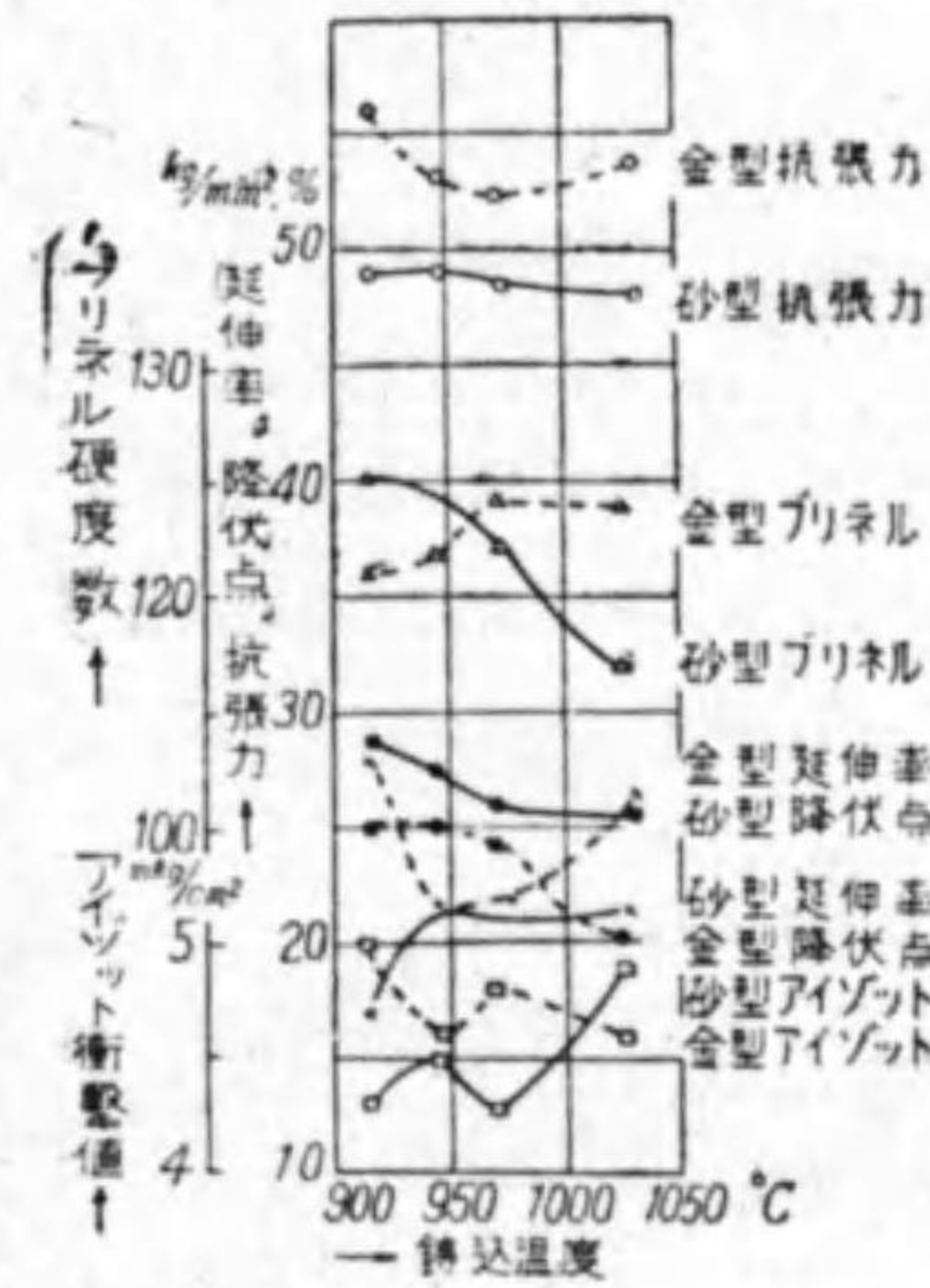
第95圖 シルジン青銅の高温度に於ける抗張力



- 沈澱を來すべき状況になるのであるが、鑄造冷却途中では冷却速度が比較的速いので、沈澱するに至らないで過飽和になつてゐるものが、再び500°Cに加熱すると沈澱する餘裕を與へられて、此所に沈澱を生ずる。この沈澱が起れば材質は脆いものになるから、沈澱發生後は500°C以上の高温に加熱されない限りに於ては、如何なる取扱ひを受けても脆いと云ふ事を現はしてゐるものである。而してこの沈澱と考へられてゐるものが如何なるものであるかは、顯微鏡的にも發見されてゐない。極く微細なものとして結晶粒境界面に沈澱するのではないかと想像してゐる。結晶粒境界面が悪化

されるための沈澱物の量は僅かであつても、その影響する所は大である。これを譬へれば煉瓦積の目地をなすセメントの量は、煉瓦の量から見て僅

第96圖 シルジン青銅の鑄込温度と機械的性質との關係

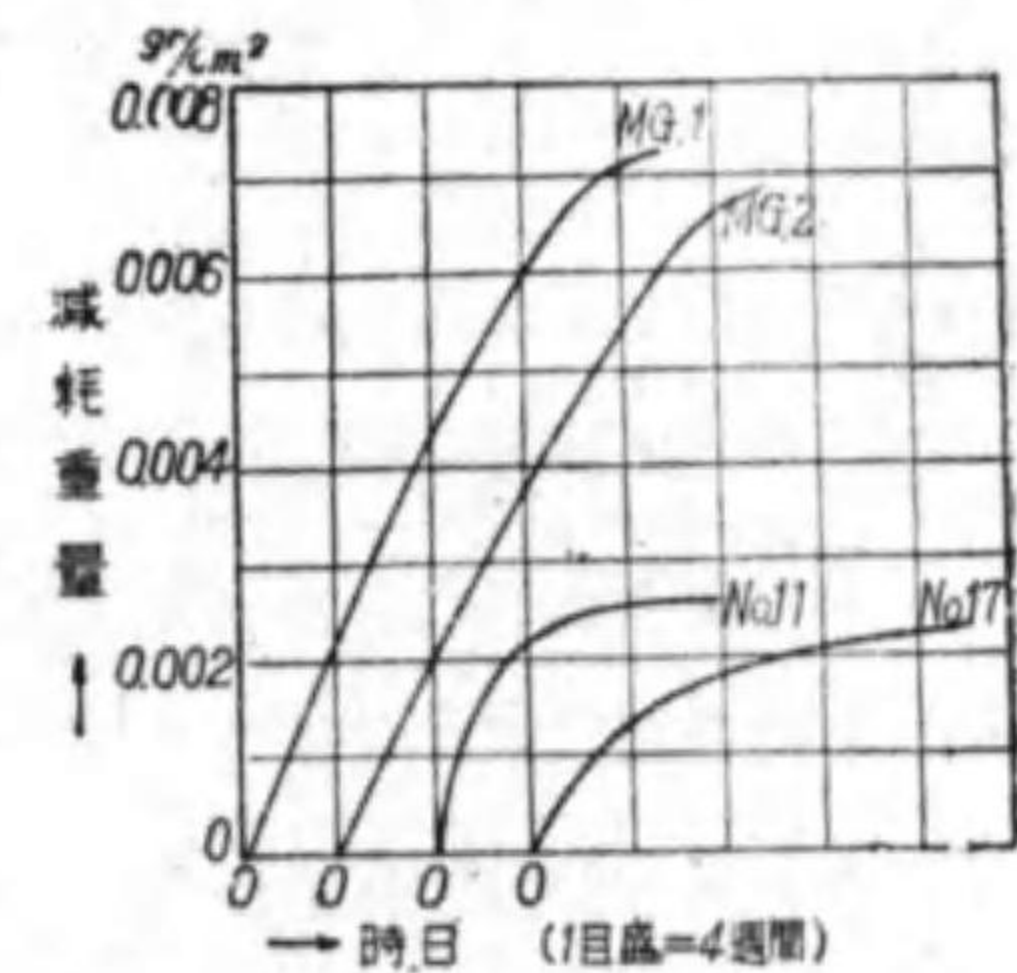


かなものである。而してこのセメントを悪化するものがあるとすれば、それは更に煉瓦全體に對して極めて僅かな割合のものである。然し極めて僅かなもので目地が悪化されるとすれば、煉瓦全體が破壊され易いと云ふ危険性を生ずるのである。これと同様に結晶粒相互の結合力が僅かの沈澱物で弱められたとしても、合金全體を脆弱なものに變化せしめると云ふ影響を與へる。第96圖に鑄込温度と機械的性質との關係を示したが、金型と砂型とで鑄込温度と機械的性質との關係を異にし、殆ど反對の傾向を示してゐる。これは鑄物の冷却状態の相違から樹枝状組織の形態並に偏析の程度を異にするものと考へられる。然し鑄込温度の決定には單に第96圖の様な點でのみ決定すべきではなく、珪素が酸化されて出來た酸化珪素を鑄物

かなものである。而してこのセメントを悪化するものがあるとすれば、それは更に煉瓦全體に對して極めて僅かな割合のものである。然し極めて僅かなもので目地が悪化されるとすれば、煉瓦全體が破壊され易いと云ふ危険性を生ずるのである。

これと同様に結晶粒相互の結合力が僅かの沈澱物で弱められたとしても、合金全體を脆弱なものに變化せしめると云ふ影響を與へる。

第97圖 シルジン青銅の海水腐蝕試験



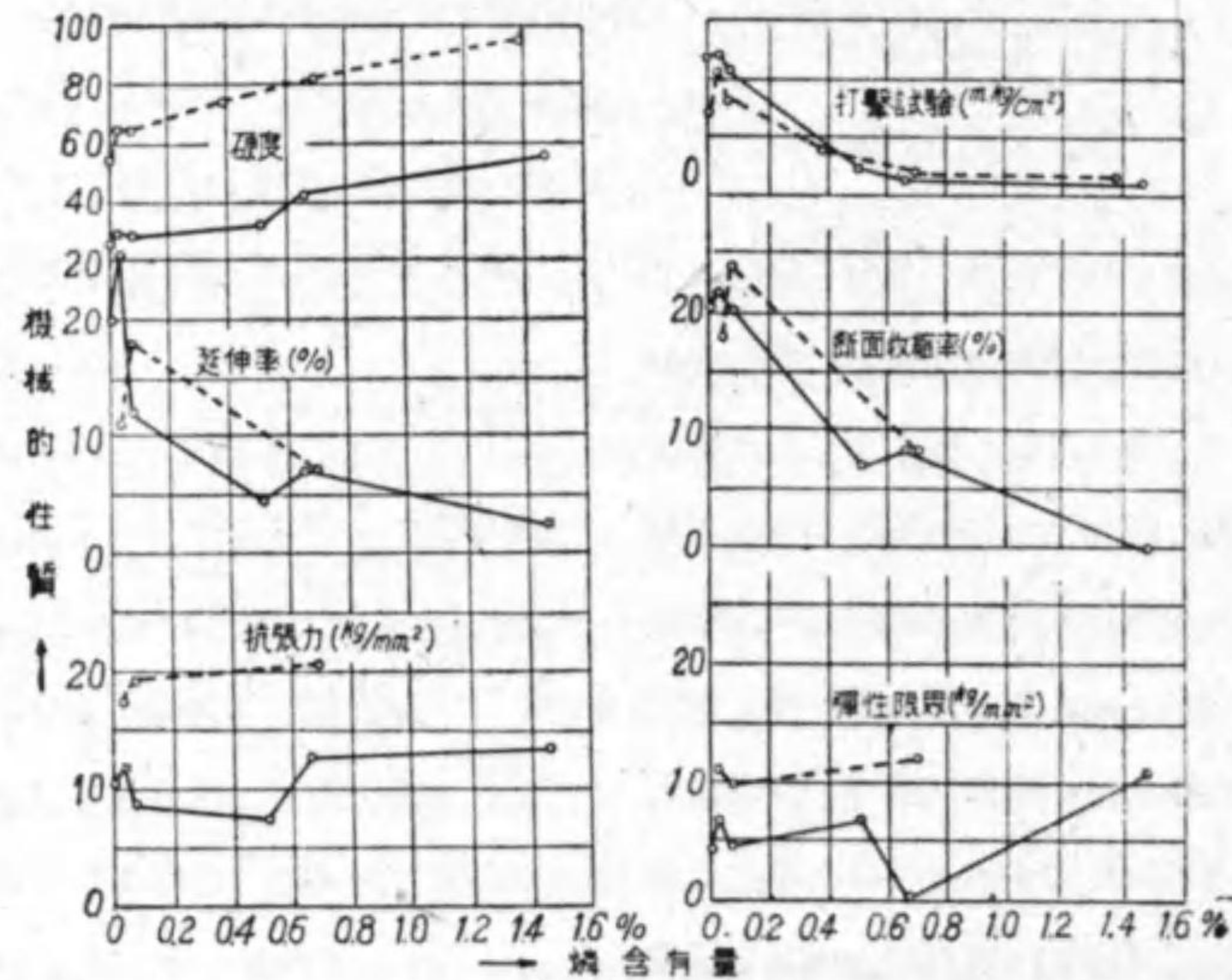
に残さない様にするに云ふ事を寧ろ重点として考へなければならぬ。

シルジウム青銅の腐蝕性をガンメタルと比較したものを第97圖に示した。圖中MG. 1及び2はガンメタルであつて、No. 11及び17はシルジウム青銅を示してゐる。シルジウム青銅の方が遙かに腐蝕し難いものである事を示してゐる。

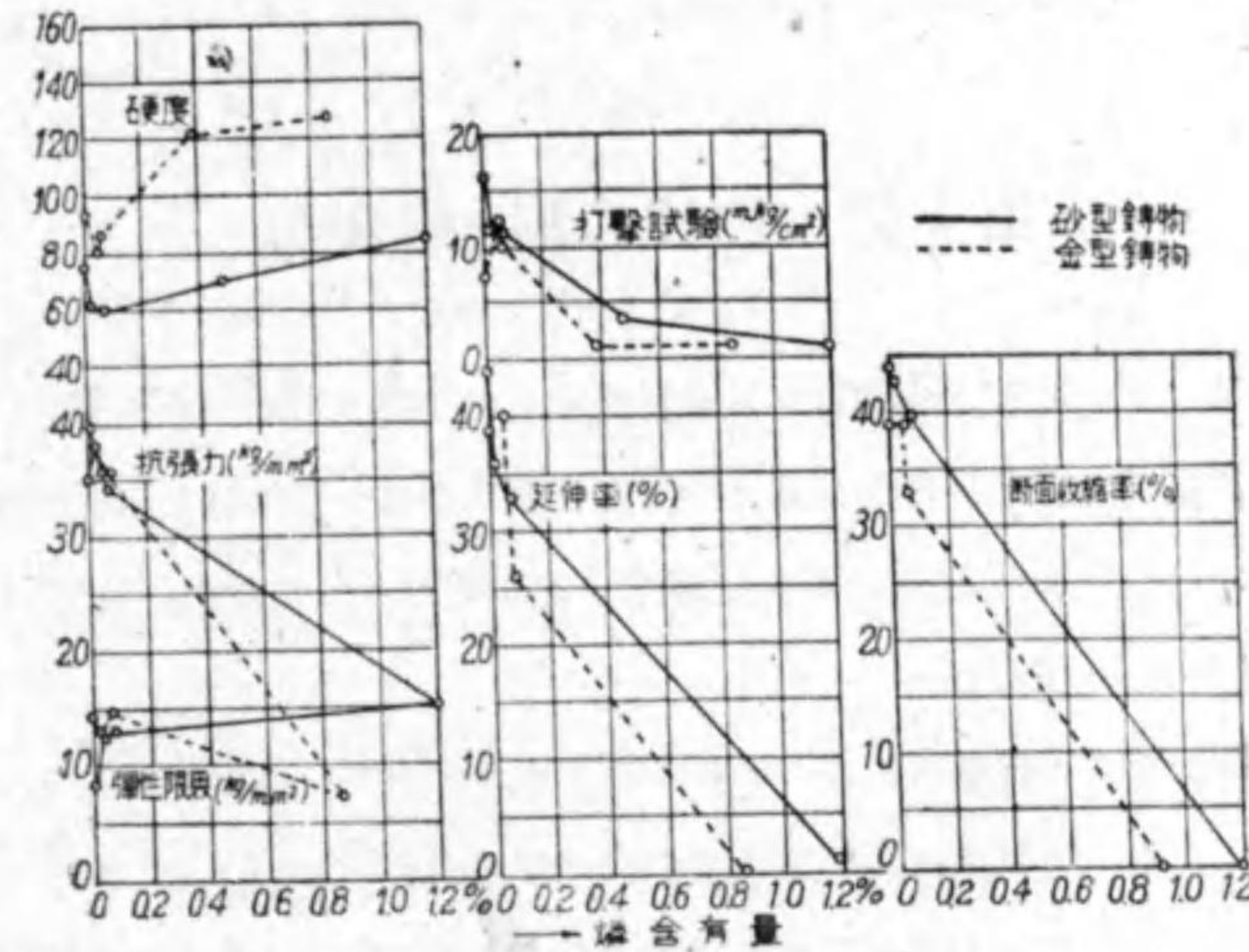
G 燐の影響

真鍮に対して燐を脱酸剤に利用する場合のある事は前項に於て述べた。第98圖は七三真鍮に及ぼす燐の影響を示し、第99圖は六四真鍮に及ぼす燐の影響を表はしたものである。何れも燐は真鍮の脆性を増すものである。

第98圖 七三真鍮の機械的性質に及ぼす燐の影響



第99圖 六四真鍮の機械的性質に及ぼす燐の影響



従つて合金中には脱酸剤の一部が残されると考へなければならぬ。この際これが残つたために合金の材質を悪くする様なものであれば、有害であつて脱酸の目的は達したが他の有害な現象を新たに生じて、材質を改良しようとしたものが却つて改悪したと云ふ結果に陥るのである。燐を真鍮に加へると脆性を増すと云ふ傾向が大きいから、これを脱酸剤とする事は上の様な弊害を生ずる恐れがあると云ふ事になるから餘り採用されない。その上真鍮では亜鉛自身が脱酸作用をするから、脱酸剤を用ひる事は餘り考慮されない。唯シルジウム青銅の場合に酸化珪素の脱酸剤として燐が考慮された事があるのみである。

る事を示してゐる。脱酸剤は實際必要量以上に過剰に加へなければ、脱酸剤としての實際の効果は不充分である。故に過剰に加へるのを通例とする。

第III章 銅-錫合金

第1節 古代の銅-錫合金

錫が他のものに較べて鑛石から金屬化するのが容易であつたためと、比較的硬質強力な合金が作り易く且つ鑄造が容易であつて綺麗なものが得られる等の理由から、古來銅-錫合金が早くより利用されてゐた。その例を示すと第18表の様である。

刀劍類を見ると長劍には錫を少なくして靱性を與へ、切斷せられる事を考慮してゐる。短劍又は鐮の様なものは切斷の恐れがないから、錫を多くして靱性を少なくすると共に硬度を多くし、攻撃力を大ならしめるに努めた。器物の中皿、鉢の様なものは研磨して光澤を出して使用するために、錫を多くして硬度を高め、銅器の様なものは研磨する事なく却つて發錆の色の雅味を愛するので、錫を少なくして綠青の發生が容易なものとした。

貨幣は使用中の磨滅を恐れるために錫を相當多く加へて、硬度を與へると共に薄片であるから餘り脆性に過ぎると割れて使用に堪へないと云ふ所から、錫を多からず又少なからず適度に加へてゐる。

鑄像は鑄造し易く且つ外觀の美を良くするのを主とし、硬度のやうな機械的性質は何等考へることはない。このためには錫は比較的少なくして鉛を加へてゐる事が特徴である。鉛を加へると鋭角な形の部分も彫刻した様

に鑄造し易くなるのである。

第18表 古代の銅-錫合金

用途	銅	錫	鐵	鉛	砒素	ニッケル	アンチモン	金	銀	亞鉛
有史以前の斧	87.25	13.08	痕跡							
有史以前の刀	83.50	5.15	3.0	3.0						
	89.69	9.58		0.33						
埃及時代の小刀	97.1	0.24	0.4		2.3					
	短劍	85.0	14.0	1.0						
類	鐮	76.60	22.20							
	石割用鑿	94.00	5.90		0.10					
希臘時代の短劍	88.70	8.50	0.50	1.50		0.03				
器	希臘時代の皿	80.80	18.40	0.20	0.40		0.04			
	鉢	89.57	10.43							
	日本製銅器	73.7	7.3		1.46					6.0
支那製銅器	74.0	1.0		1.50						10.0
貨幣	和銅開珍	90.28	3.20	5.60	0.28	0.03				0.08
	萬年通寶	84.16	8.35	0.89	痕跡					0.137
	寛永通寶	77.98	2.88	1.48	2.05	13.68	1.68			
	天保通寶	83.20	7.54	0.81	5.38	0.608	0.154			
天保通寶	81.31	8.26	0.06	9.74	0.782		0.04		0.04	
鑄像	羅馬時代ヴェトリア像	80.80	9.40		7.70					
	奈良大佛脇腹下部	94.76	1.40	0.28	0.96			0.32	0.165	
	首筋背部	89.72	4.82	0.31	1.61			痕跡	0.12	
佛巴里ナポレオン像	84.80	5.80		2.70					6.0	

砲	佛國製	90.09	9.90						
	獨逸製	90.91	9.09						
	英國製	91.80	8.20						
	米國製	90.27	9.73						
金	露國製	88.61	10.70	0.69					
	清國製	77.18	3.42	1.16	13.22				
鐘	佛, ルーアン鐘	71.0	26.0		1.20				1.8
鏡	埃及時代	85.00	14.00	1.00					
	羅馬時代	63.40	19.00		17.30				
	標準配合	68.21	31.79						

砲金は強さと共に靱性も必要であるから、錫は適當に加へ貨幣の成分に似てゐる點が注意される。清國製の砲金は他の砲金に比して古代のものであるから、これは例外に考へて可いであらう。

鐘は錫を多く加へるほど青色が良くなると云ふので、出来るだけ錫を多くした。

鏡は反照する様に研究すると共に白色とする方が良いので、錫を多く加へて白色合金とし硬度を高める事にした。

以上は古代の人々が別に錫を何%にすれば良いと云つて定めたものではなく、經驗から用途に適當なものを作つたのであるが、それを今日分析して錫含有量に就て考へて見ると、上に述べた様に各々その理由の存してゐる事に氣付くのである。

今日の様に科學の發達してゐなかつた時代に於て、各用途に就て合理的

な合金配合がなされてゐたと云ふ事は、これ等の人々の苦心經驗なるものが如何に太であつたか想像される。

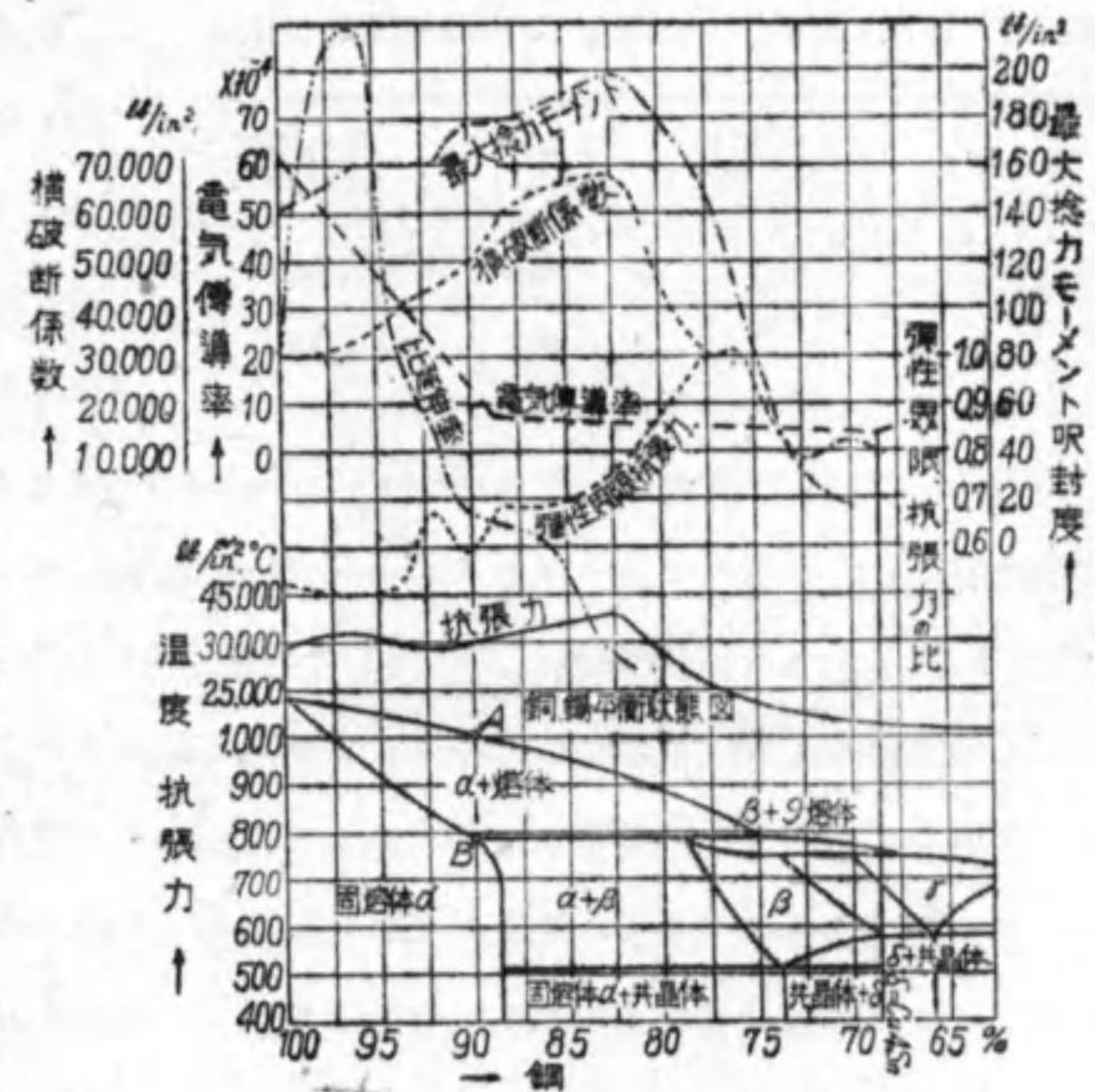
第2節 銅-錫平衡状態圖と機械的性質との關係

第100圖に銅-錫平衡状態圖を示し、それに錫の含有量と機械的性質との關係を併示した。

前節に於ても知られる様に錫含有量を増すと硬質になつて脆性を増し、靱性を失ふ事になつてゐる。これを平衡状態圖と聯絡して考へると α 固溶體のみである間は比較的靱性を有して

ゐるが、錫含有量が 11% 以上に達し β 固溶體又は α と δ との共晶體が現

第100圖 銅-錫平衡状態圖



ゐるが、錫含有量が 11% 以上に達し β 固溶體又は α と δ との共晶體が現

はれる様になると、延伸率は甚だしく減じ非常に脆性を増す様になるの
で、これ以上の錫を含有すれば前節に於て述べた様に服飾品又は家庭用具
としては採用されても、機械部分品としては餘り採用されない様になる。

然し 11% 以下の錫含有量のもので固溶體のみならず、βや共晶體
の現はれる事があるので、その點に關して概略をこゝに述べる事にする。

銅-錫合金の α 固溶體のものが熔金から固化を始める温度より全熔金が
固化を終る迄の温度範圍が他の合金より大である。例へばこれを普通一般
的鑄物に用ひられる錫 10% 合金と六四眞鍮とに就て比較すると第 19 表
の様である。

第19表 錫10%合金と六四眞鍮との固化温度範圍比較

合金別	固化開始 温度(°C)	固化終了 温度(°C)	固化温度 範圍(°C)
10%錫-銅合金	1000	795	205
六四眞鍮	905	890	15

固化開始温度は第
100 圖平衡状態圖に
於てA點に相當し、
固化終了温度は同圖
のB點に相當する。

第19表の様に固化温度範圍が銅-錫合金の方が遙かに大となるために、銅-錫
合金は固化するに當つて他の合金とは異なつた現象を起す。10% の錫を含
むものに就て云へば、固化の最初には錫の含有量 10% 以下の、固化温度の
高いものが固化を起し順次温度の下るのに應じて錫の含有量の多い固化温
度の低いものが固まり、最後に固化するものは錫の含有量が 10% よりす
つと多い配合のものである。斯うして最初に固化した錫の少ないものを中
心として次第に錫の多いものがこれを取り巻いて、結晶粒は樹狀晶に發達
する。

この事は銅-亜鉛合金の章に於て詳しく述べたから、詳細は繰り返して

述べないが、銅-錫合金の場合にも同様の現象を呈する。然し固化温度範圍

第101圖 銅-錫合金の樹狀結晶粒の狀態(1/3)



が銅-錫合金の場合の方が
大であるだけに、銅-亜鉛
合金の場合に比して一層甚
だしく起るのである。第101
圖は銅-錫合金の鑄物の切
斷面を研磨して腐蝕し、樹
狀晶の有様を示したもので
圖は實物の 1/3 大で示して

あるが、結晶粒1個の大きさ
が如何に大であるかゞ知られ
る。第102圖は同じく銅-錫合
金を實物大に示してゐるが、
圖の割目は結晶粒相互の境界
に生じてゐるので割目に取り
圍まれた面積が1つの結晶粒
の大きさを示してゐる。これ
に依つても結晶粒が如何に大
きく發達してゐるかゞ知られるのである。

第102圖 銅-錫合金の結晶粒の大きさを示す破斷面(實物大)



第103圖は第102圖の100倍大顯微鏡寫眞である。中央黑色の中にある
線は第102圖に示された割目であつて、これを境として2つの結晶粒の組
織が示されてゐる。圖に地圖の高低を示す等高線の様なものが現はれてゐ
るのが、錫含有量の高低の相違のあるものが順次固化した境を示してゐる

ものであつて、黑色部が錫の少ない最初固化した所で、白色部は最後に固化した錫の多い所である。尙白色部の中央に別に組織の異なつたものが現はれてゐる。(實物を顕微鏡で見た時にはこれは綠色に着色されてゐるので明らかに認める事が出来る)

第103圖 銅-錫合金樹枝狀組織の顯微鏡組織 ×100



これがβ共晶體である。即ち最後に固化する所は錫含有量が多くなつてゐるために、10%以上の錫含有量となり平衡状態圖でβなり又は共晶體が現はれる錫含有量となつてゐる事を示すものである。故に平均配合量は錫10%でβや共晶體の出る筈ではないのであるが、上の様な現象からβや共晶體が現はれるので銅-錫合金では固化温度範圍が大きいだけ銅-亜鉛合金に比してこの現象が著しいのである。

固化範圍温度の大なる事に就て尙1つ考へられる事は、逆偏析の現象である。偏析に關しては前述したが、普通の偏析は鑄物の表面の最初に固化した所は熔解點の高い成分のものとなるが、銅-錫合金で云へばこれとは反對で表面の方が錫の含有量高く従つて熔解點も高いが内部に入るに従つて熔解點の低い錫の少ないものが多くなつてゐる。これを逆偏析と云ふのである。

第20表に示したのは鑄青銅のインゴットを鑄物した時の表面と内部との成分の比較である。

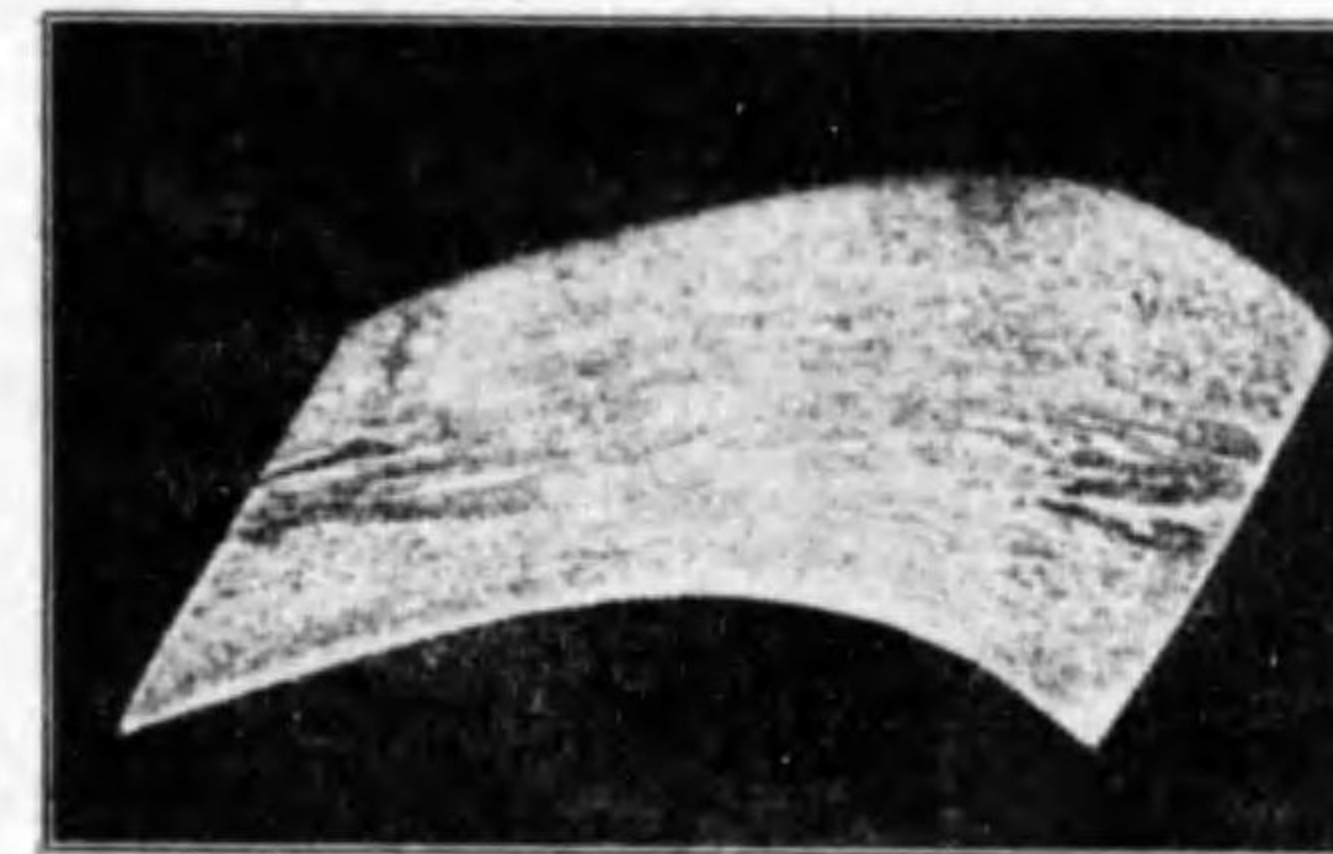
鑄の偏析は殆ど起つてゐないが、錫の方は表面に多い事は明らかに知られる。

第104圖は第20表の分析をしたものの切斷面を示したもので、偏析したインゴットを壓延して板としその板を短冊形に切斷したもので、第105圖に示すSに

第20表 銅-錫合金の逆偏析 (%)

	甲 試験片		乙 試験片	
	内部	表面	内部	表面
銅	96.39	96.12	96.42	96.17
錫	3.21	3.44	3.02	3.23
磷	0.18	0.17	0.21	0.20

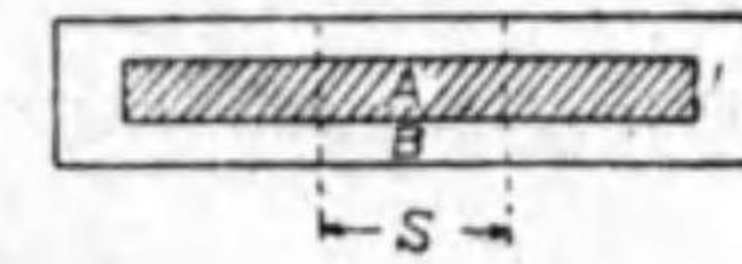
第104圖 銅-錫合金の逆偏析



相當する部分が現はされてゐるのである。それで偏析してゐるAとBとの異なる所が帶狀に示されてゐるのである。

逆偏析をする理由を著者は充分に研究してゐない

第105圖



ので明らかでないが、常識的に判斷して固化温度範圍が大なるために、表面は固化しても内部には流動性の熔解點の低いものが存在するので、表面は温度低下

と共に收縮するが、その收縮壓力で内部の錫の多い熔體が外の方に絞り出されて、恰も濡れた手拭を絞つて水を外に出す様な事になる結果、逆偏析となるものと考へる。

平衡状態圖に於て錫の含有量が増しβ固溶體が現はれる事になると、503°Cでβ固溶體が共晶體に變ると云ふ變態點がある。この變態に關して銅の燒入と同様な事が考へられる。即ち 503°C 以上に熱して急冷せしめ

て焼入すれば、常温で β 固溶體が現はれ、徐冷すれば β 共晶體に変態して現はれる事になる。

ルーマンス青銅と云つて錫13%内外を含んでゐて、これを上に述べた様に550°C位に加熱して水焼入して、 β 固溶體を常温で現はして使用するものがある。これは磨滅の激しい軸受に用ひられる。銅を焼入すると硬く脆いものになるが、これとは反對の現象で共晶體では脆くて破壊され易いのを焼入して β にすれば靱性を増し破壊し難いものとなるのである。尙熱處理に就ては後述する事にする。

第3節 銅-錫合金の熔解

銅、錫のみの合金として實用に供せられる事は少ない。主としてガンメタル(銅88%, 錫10%, 亜鉛2%)として用ひられるか、磷青銅として用ひられる。

ガンメタルの鑄込温度は出来るだけ高い方がよいから熔解温度も高く、従つて亜鉛の熔解損失を多くするから、熔解の終りに近づいた時に亜鉛を加へるが、餘り温度の高くなり過ぎた時に亜鉛を加へると亜鉛が蒸氣となつて損失量を増すのみならず、蒸化に依つて爆發を起し危険であるから注意しなければならない。

磷青銅の場合に磷を加へるには坩堝を爐から出してから後に磷を加へる。磷を加へるには2つの目的がある。脱酸を目的とした場合と他は磷の共晶體を合金組織中に作り、軸受の様に磨滅を少なくすると共に潤滑性を良くするのを目的とした場合である。

脱酸のみを目的とした場合は、脱酸の目的を達する以上に過剰の磷が存在する必要はない。磷の共晶體を合金中に作るのを目的とした場合は、必要量だけの磷は合金中に残留する様にしなければならない。以上の目的の相違から磷を加へる上に於て注意を要する。

合金熔解作業條件が異なるに應じて熔金中の酸素含有量を異にしてゐるので、この脱酸に消費される磷の量もそれだけ變化する。故に脱酸の目的で磷青銅に加へる磷の量の量を指定する規格は、熔解中に加へる磷の量を決めて熔解後製品に残る磷の量を決めないのが普通の例になつてゐる。

脱酸に利用された磷は酸化磷となつて熔金の表面に浮き上つて来る。熔金の面を見てみると酸化磷が黒味を帯びた球となつて底の方から湧き上つて来る。これが完全に外に出たのを見定めてから、鑄型に熔金を流し込む様に注意しなければならない。これを慌てゝ酸化磷が熔金に残つてゐる中に鑄型に流し込むと、酸化磷が製品の内部に残つて黄點を作るか鑄巣を發生する。この酸化磷が完全に浮き出すのを待つてゐる間は坩堝を大氣中に放置してゐるのであるから、熔金の温度は低下する。従つて鑄込温度は常に低くなつてゐるのである。

第4節 銅-錫合金の耐腐蝕性

銅-錫合金には銅-亜鉛合金の様な強力なものはない。これに就ては後述する。従つて強力を必要とする場合には銅-錫合金は採用されない。主として六四眞鍮を改良したものが採用されてゐる。然し六四眞鍮は銅合金の中でも殊更腐蝕し易いと云ふ缺點を有してゐる。それを學術的に云へば先

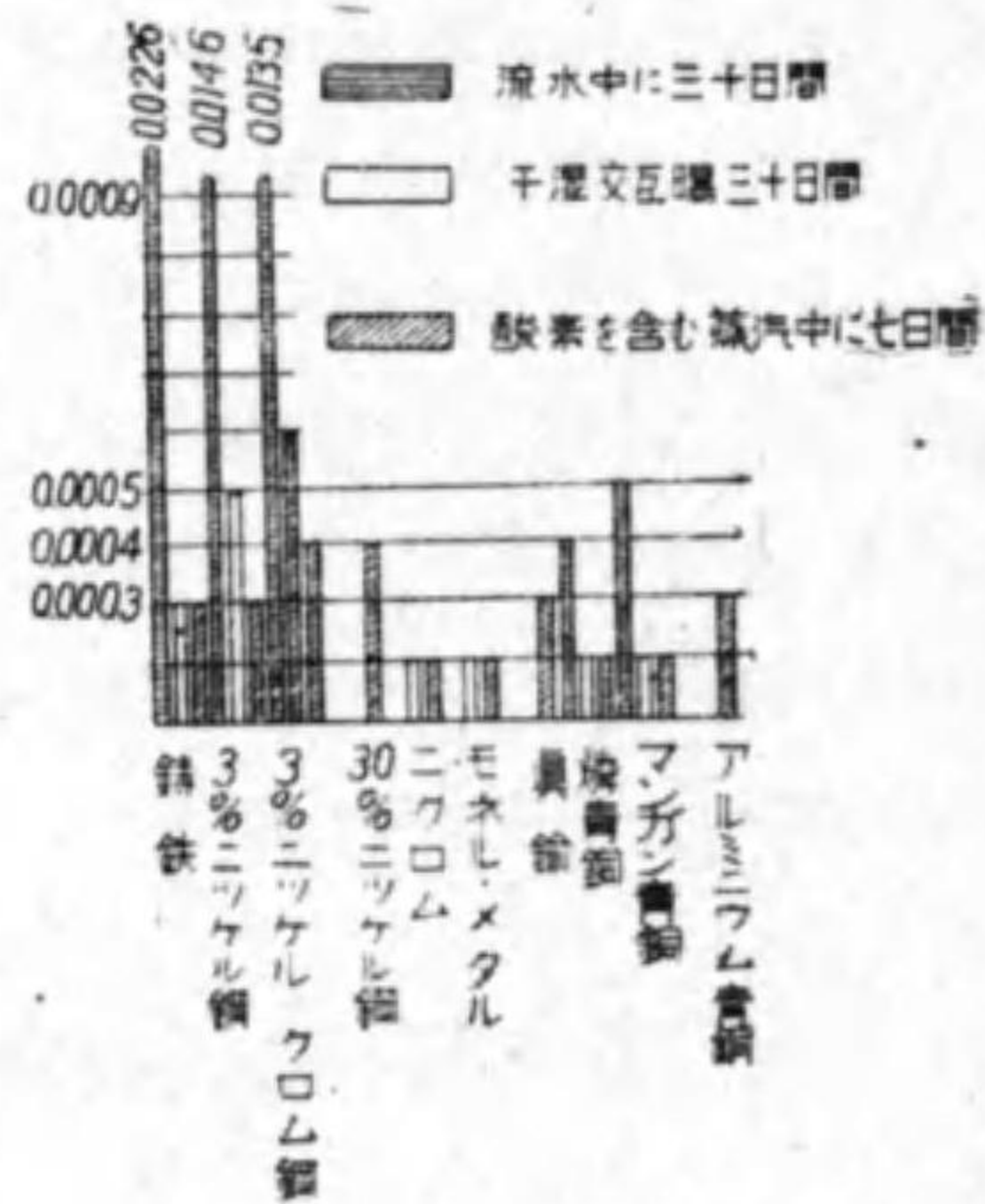
にも述べた様にイオン化電圧の高い亜鉛を多く含んでゐるからである。故に強さを要しないで腐蝕に耐へる事を要求される場合に銅-錫合金が採用される事になる。それは錫のイオン化電圧は低くて腐蝕され難いと云ふ事に歸するが尙考へられる事は海水に依る腐蝕に於て、亜鉛にしても錫にしても鹽化物を生ずるが、それが更に加水分解を起して鹽基性鹽化物に變る。錫の場合は $SnOCl_2$ となり、これが緻密にして相當強固な被膜を合金面に作り腐蝕の進行を防止する。亜鉛ではこの現象は現はれない。これが錫合金の方が腐蝕抵抗力が強いと考へられる他の理由である。

故に海水に接する場所に用ひられる弁類の鑄物に銅-錫合金が利用されてゐる。

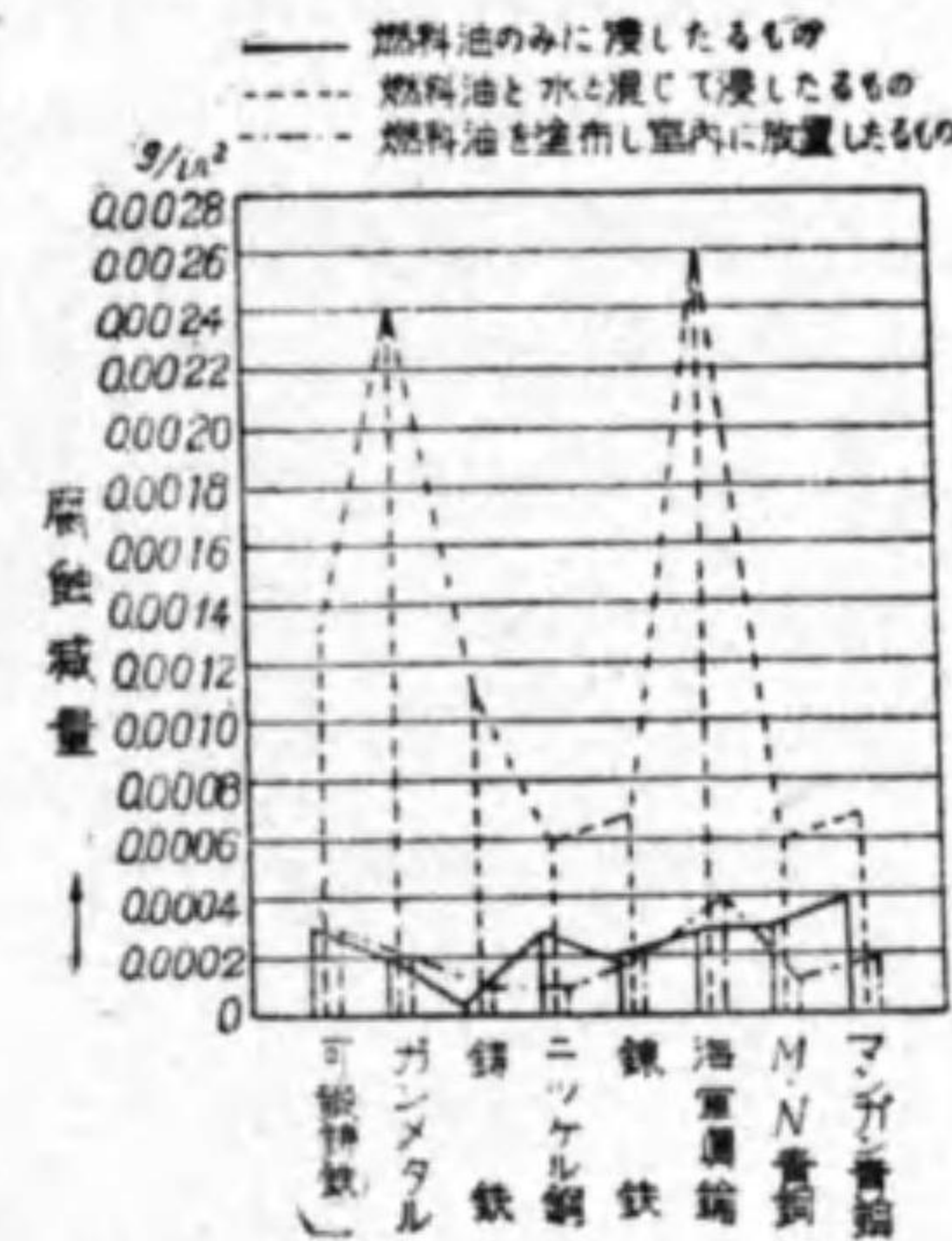
第106圖は各種の合金の水及び蒸氣に依る腐蝕の程度を比較したもので、ニクロムやモネルメタル又はマンガン青銅の様な特殊な合金を除いたものの中では、銅-錫合金である鑄青銅の腐蝕が最も少ない事を示してゐる。

第107圖は油中に於ける各種合金の腐蝕を比較したものであるが、この場合には銅合金の方が鐵類よりも腐蝕され易い事を示してゐる。この理由は著者としては明確になつてゐないが、油中に含まれる樹脂酸の様な有機酸には銅が腐蝕され易い關係であると考へてゐる。この様な關係から油を送る弁類にはガンメタルを用ひる

第106圖 鐵及び銅合金の腐蝕比較



第107圖 燃料油中に於ける各種合金の腐蝕



事を禁じ、鑄鐵を採用する事にしてゐる。これは注意すべき事項である。

第5節 銅-錫合金の冷間加工

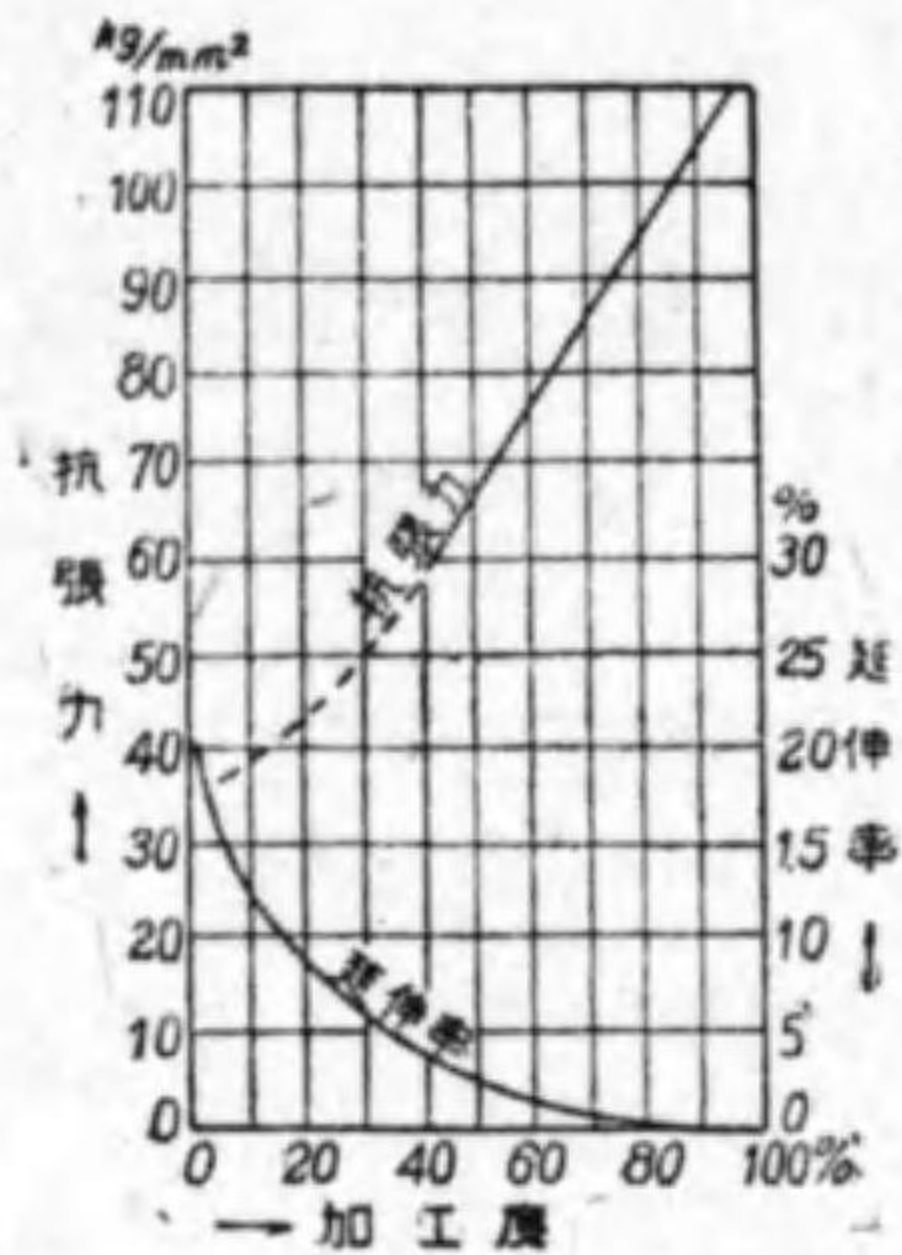
銅-錫合金に於て錫を少し多く加へると硬い脆いものとなる。更にこれを冷間加工をすると一層脆いものになつて、使用に耐へなくなる。故に錫を比較的少量に加へたものを冷

間加工をして用ひる事は殆どない。又經濟的にも錫は高價であるから、銅-亜鉛合金の安價な真鍮で間に合ふ様であればその方を採用して、銅-錫合金の使用を避けると云ふ方面からも銅-錫合金の冷間加工をしたものを除り用ひないと云ふ事になつてゐる。絲の様な細い線に作る時は硬い性質の方が直徑を正確に仕上げられる。又硬いと云ふ事は彈性限界が高く、塑性變形を起さないと云ふ性質を持つてゐる事になる。故に細い線で捲發條を作る様な場合に銅-錫合金中の鑄青銅が採用されてゐる。この場合鋼の細い線を用ひると發銹のために破壊されるので用ひる事が出来ないと云ふ意味も含まれてゐる。

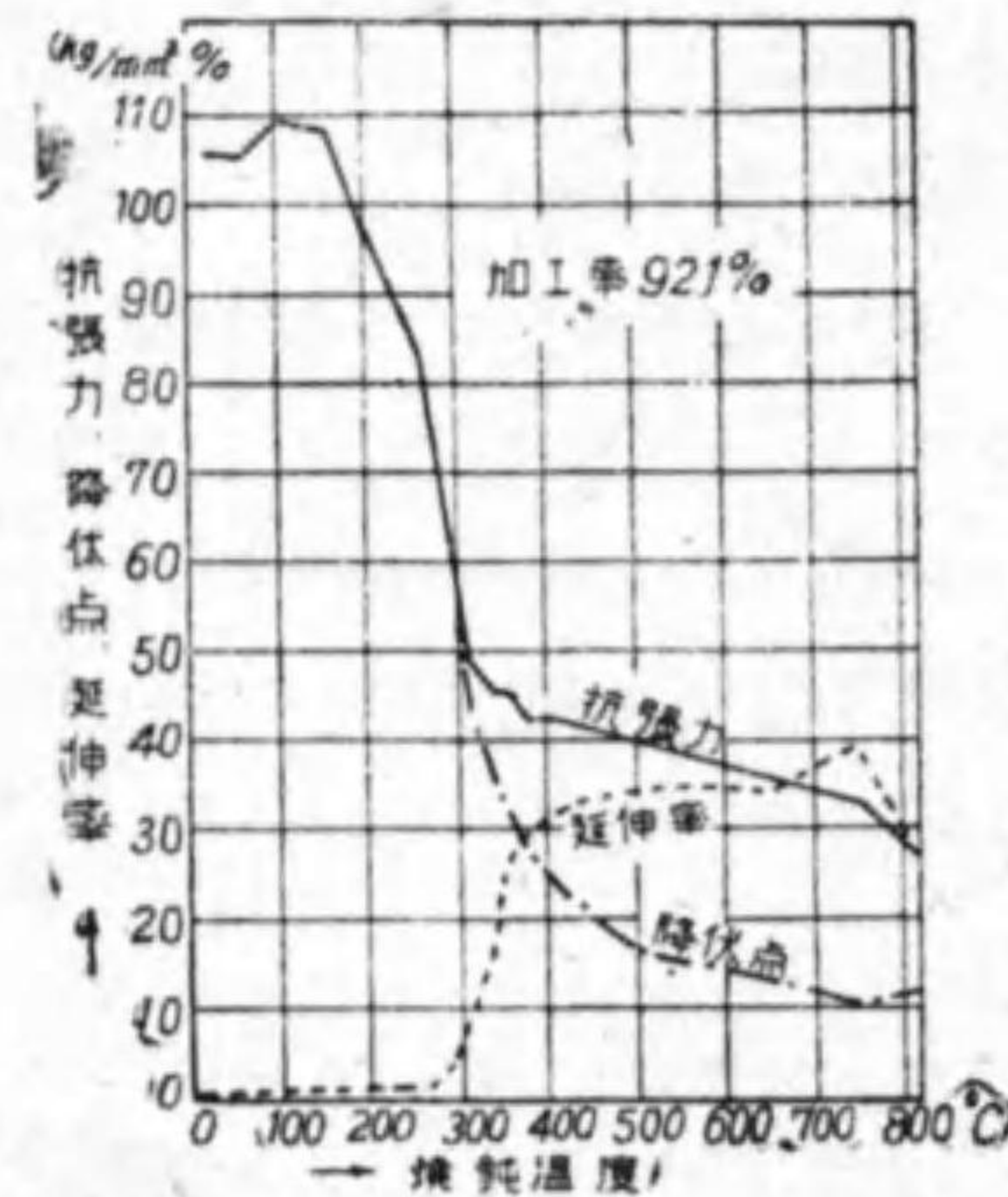
結局銅-錫合金の錫の比較的多いものは、冷間加工して使用する事は殆ど出来ないので、錫の比較的少ない合金を冷間加工して用ひる事になる。第

108. 圖は6%の錫を含む銅合金を冷間加工せしめたために抗張力及び延伸

第108圖 6%錫-銅合金の加工率と抗張力



第109圖 6%錫-銅合金の加工後の焼鈍と抗張力



率が如何に變化するかを示したものである。銅-亜鉛合金の冷間加工に依る抗張力及び延伸率の變化するのに較べて、銅-錫合金の變化する割合は遙かに大である事が知られる。而して第109圖に示す様に加工のために降伏點は上昇して、加工率の大きな場合には最大抗張力と降伏點が同一の大きさとなり、降伏する事なくして破断するのである。加工率の小さい間はこのような事にはならないが、降伏點は最大抗張力に非常に接近する事になる。この點を利用して特殊の發條に冷間加工をした銅-錫合金が用ひられるのである。即ち發條に力が加はつても、又縮んでも降伏を起して弾性變形をして永久的の變形をする事なく、その力が除かれると元の形に戻るからである。

第6節 銅-錫合金の熱處理

銅-錫合金の熱處理に就ては次の4つの事柄が考へられる。

- (i) 冷間加工に依る硬化を軟化するため
- (ii) β固溶體が共晶體に變態するに關して鋼に於ける焼入、焼戻と同様な熱處理が考へられる
- (iii) 鑄造の儘の組織の改造
- (iv) 殘留内部應力の除去

(i) の場合に於て、錫を多く含みβ固溶體の現はれる様なものは硬くて脆いから、冷間加工をして使用する事はない。故に(i)に關するものは錫の少ない固溶體の場合に限られると考へて可い。

(ii) はβ固溶體が現はれて始めて考へられる事であるから、これは錫を多く含んだ場合に限られる。

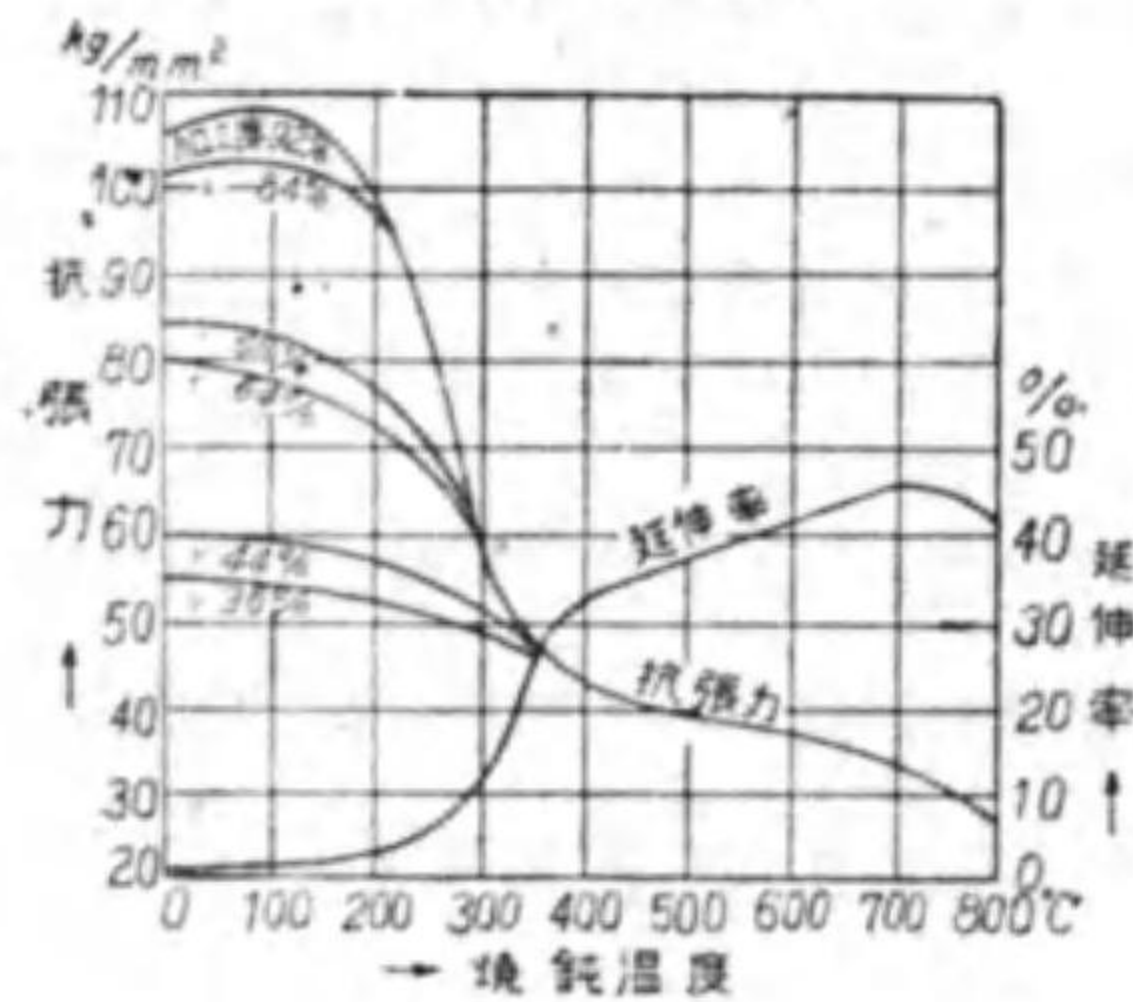
(iii) は鑄造の儘のものは樹枝狀組織を有してゐて脆いから、加熱に依つて石垣狀の組織に改造する。恰も鋼鑄物の焼鈍と同じ事である。然し實際に於てはこの事は實行されてゐない。従つてこれに關する記事は省略する。

(iv) の殘留内部應力には鑄造内部應力、加工内部應力等があつて、内部應力を發生する原因に就ては相違があるが、これ等を除去する方法は同一である。所謂低温焼鈍と稱せられる方法で400°C内外で焼鈍するのである。この事に就ては銅-亜鉛合金の章に於て詳しく述べたから、再述する事は省略する。冷間加工したものを焼鈍した場合に、焼鈍温度と機械的性

質との関係は第109圖に示した様である。圖は6%錫を含むもので、これを92.1%の加工率で冷間加工した場合を示してゐる。

焼鈍前は降伏點と最大抗張力とは同じ値を示し、延伸率は零で非常に脆いものである事を示してゐる。300°C迄の抗張力は相當低下してゐるが、延伸率は餘り増加せず最大抗張力と降伏點とは同じ大きさを示し、相變らず脆い事を示してゐる。350°C以上になると最大抗張力と降伏點とは開きを生じ、延伸率は増加する。これより脆性を恢復するものと考へられる。故に脆性を恢復するには400°C以上に加熱する必要があると云ふべきである。

第110圖 6%錫-銅合金加工後の焼鈍温度と抗張力との關係



第110圖は同一合金を種々の加工率にて加工し、その各々を焼鈍した場合硬化されたものが變化する狀況を示した物である。加工率の小さいほど焼鈍前の抗張力は小である。焼鈍温度の上るに従つて抗張力は低下してゐるが、約400°Cになると何れの加工率のものも同一抗張力となり、これより以上では全部同じ曲線を追つて變化してゐる。この關係から考へると400°Cまでは冷間加工に依る硬化が除かれるのであつて、400°Cでは冷間加工に依る硬化は全部除かれたものと考へて可い。これより以上の温度に於ける變化は、合金の有する結晶組織の變化即ち結晶粒の大きさの大きくなるために起る變化を考へる事が出来る。即ち結晶粒が大

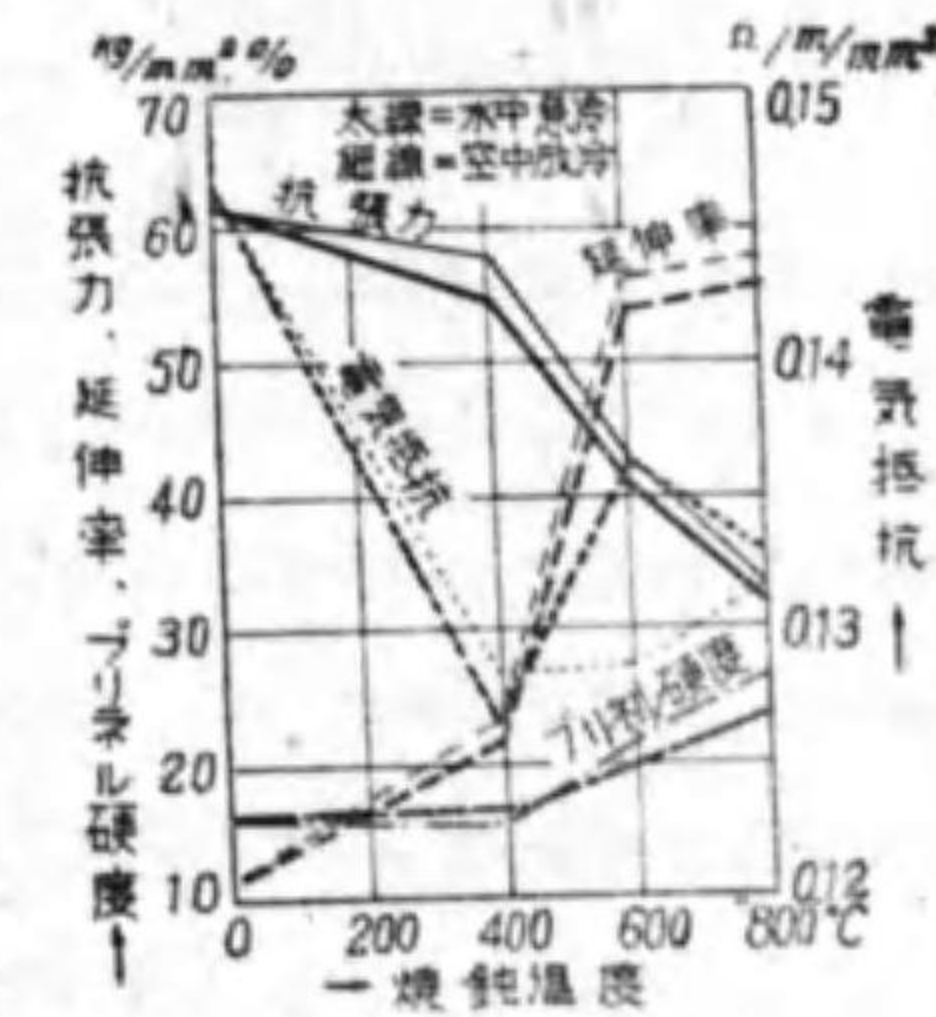
きくなつて軟化するのである。故に冷間加工に依る硬化を除くならば400°Cの焼鈍で充分である。若しそれ以上に軟化せしめようと思ふ場合、例へば管の入口を擴げて大きくしようとするか、板や棒を曲げようとする時には400°C以上適當な温度で焼鈍する事にする。第111圖には銅-錫合金の熱處理と抗張力及び電気抵抗との關係を示した。

α合金では加熱しても變態温度がないから依然α合金である。即ち高温になると合金が他の異相のものになると云ふ事がないから、徐冷しても急冷しても同じ合金である故、別に變つた性質のものとはならないのである。

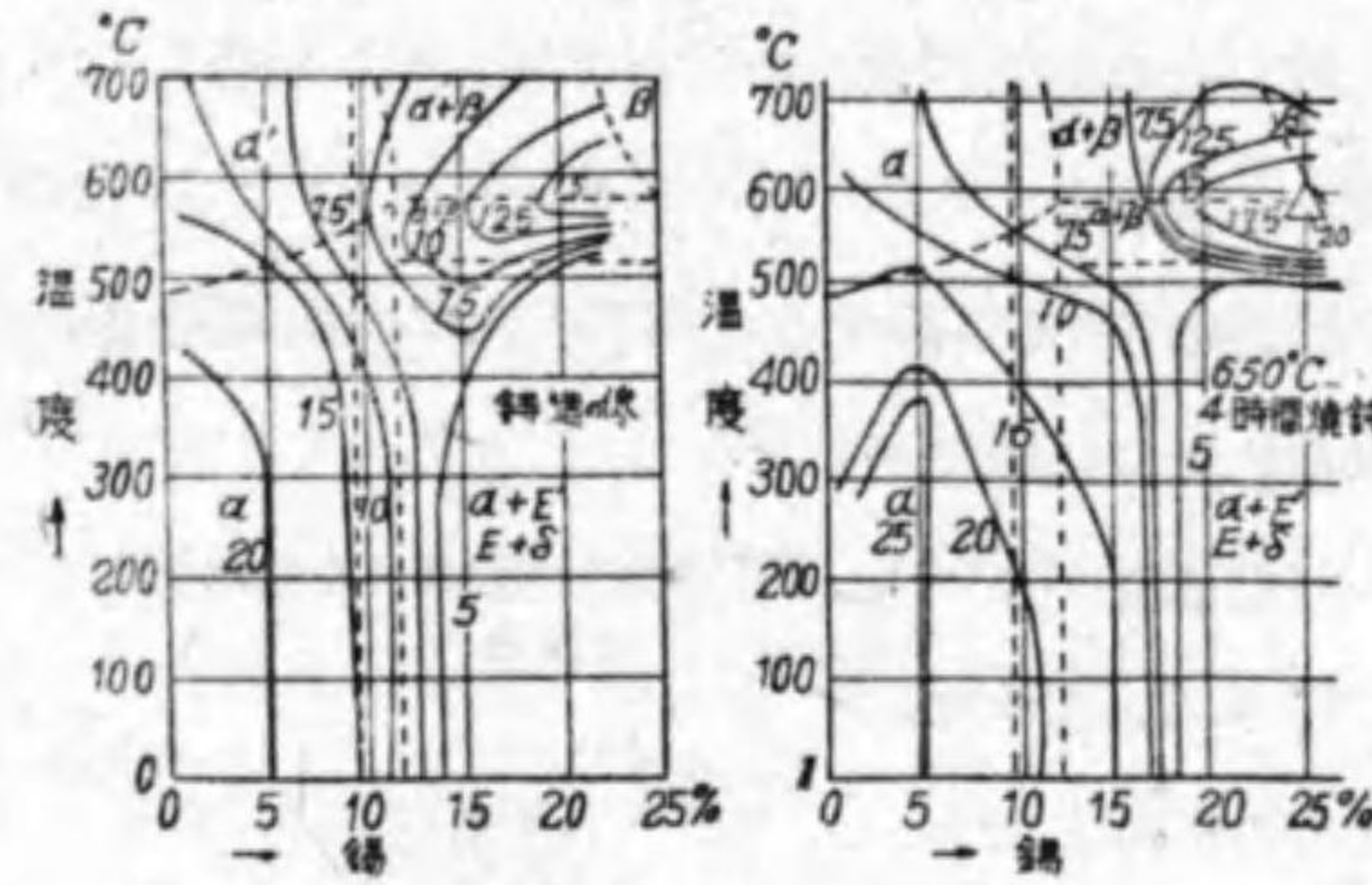
錫含有量が増してβが現はれる様になると、500°C附近でβが共晶體に變ると云ふ變態温度があるので、550°C位に熱してこれを急冷すれば常溫でβ合金となり、550°Cより徐冷すれば、βは共晶體に變態するから急冷と徐冷とで性質の變つたものを生ずることになる。

第112圖は錫の含有量の大小で高温に於ける衝撃値がどの様に變化するかを示したものである。而して實線で示したものは地圖に於ける等高線と同じ方法で、衝撃値の等しい範圍を結び合はして、錫含有量と温度とに關係して衝撃値の分布狀態を現はしたものである。而して點線は平衡狀態圖の一部を示し、衝撃値の分布と平衡狀態圖との關係を知る様にしたものである。圖が2個あるが1つは鑄造せる儘のもの、他は650°Cで焼鈍せ

第111圖 銅-錫合金の熱處理と抗張力



第112圖 銅-錫合金の高温に於ける衝撃値



くα自身が本質的に有してゐる性質である。

錫が多くなつてβ固溶體が現はれるやうになると、500°C附近でβが共晶體に變態すると云ふ組織の變化があるから、衝撃値の變化も500°C附近を境として現はれてゐる。即ち鑄造の儘のものに就て見るとα固溶體のみの場合とは反對に500°C附近の變態温度以上に上ると衝撃値を増してゐる。共晶體よりもβ固溶體の方が衝撃値が大であるからである。これが先に述べた錫の多いβ固溶體の現はれる鑄物は550°Cに加熱後水焼入して常温でβ固溶體として實用に供すると云つた所以である。

650°Cに焼鈍したものは鑄造の儘に比して、異なつた狀況を示してゐる。即ち錫15%前後のαが比較的少ない部分に於ては、鑄造の儘のものに變態温度以上に於ても衝撃値を増してゐない。且つ錫15%以上になると變態温度以上に於て衝撃値を増す場合は、鑄造の儘のものよりも大となつてゐる。鑄造の儘のものでは前に述べた様に有芯組織と云つて、樹枝状組織の中でその芯となる部分、即ち最初固化した部分は固化温度の高い錫含有量の少ないものでその外皮に順次錫の含有量の多いものが重つて行

るものの試験の結果である。

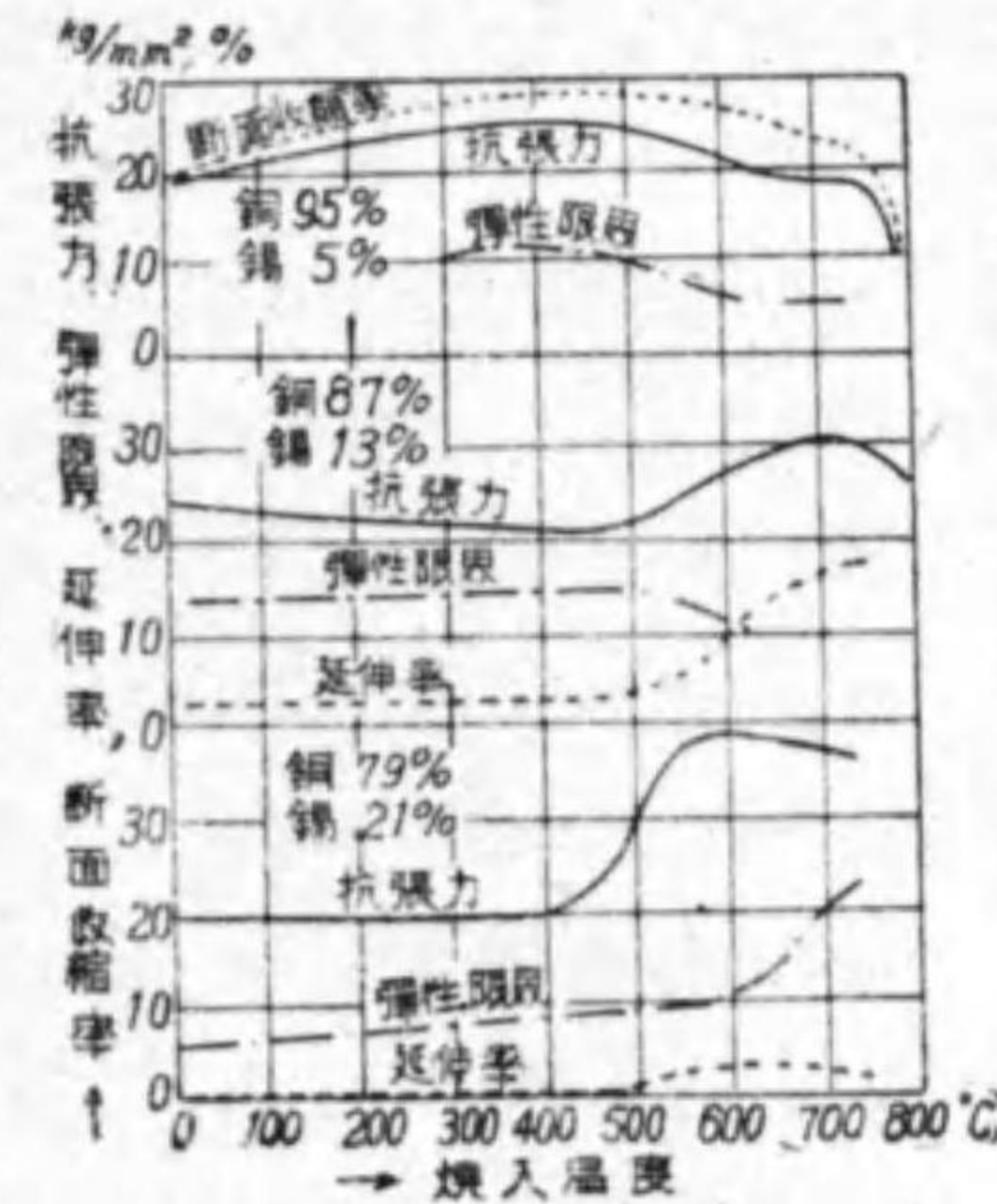
α固溶體のみのものに於て温度が上昇するほど衝撃値を低下してゐるのは、αそのものに組織的の變化が起るのではな

く、従つて樹枝状の外皮になると錫含有量は配合量で示された錫含有量よりも大となり、配合量に依つて知られるβ固溶體以上に多くのβ固溶體が現はれてゐる。焼鈍したものでは上に述べた様な有芯組織が平均されて、組織の中心と外皮との錫含有量が均一に近いものになるために、鑄造の儘の場合よりも、β固溶體の現はれ方が少なくなる。

αの本質は高温では衝撃値を減することになつてゐる。βは共晶體よりも衝撃値は大である。αが少なくβが多く現はれるとβの性質が多く出て衝撃値を大にするのである。これが鑄造の儘の場合である。αが多くβが少なくなるとαの本質が主となつて、高温では衝撃値が小となる。これが焼鈍した場合に相當する。

α固溶體のみのものでは變態温度がないから水焼入しても、徐冷しても常温に於ける諸性質に變りのない事は前にも述べた様である。

第113圖 銅-錫合金の焼入と機械的性質



βが現はれると水焼入すればβが常温に於ても存在し、βの性質が現はれ、徐冷すれば共晶體となつてその性質が現はれる。従つて水焼入すれば共晶體よりβの衝撃値が大となると云ふ性質が出て來るのである。

以上は衝撃値に就て記したのであるが、抗張力に就ては第113圖に示す様である。

第113圖は錫含有量を異にした3つの合金に就て焼入温度と抗張力と

第21表 各種薬品に対する銅-錫合金の腐蝕程度

合金 符號	合金配合 (%)		製造法	腐蝕程度									
	銅	錫		ア ン モ ニ ア	鹽	酸	硫酸	苛性 カリ	水	硫酸 ソーダ	亞硫酸 ソーダ	鹽化カルシ ウムソーダ	
α	100	0	延 伸 造 り	3%	5%	15%	5%	10%	3%	—	2%	4%	5%
	94	6		6%	116	117	35	27	0.8	—	—	—	—
	90	10		10%	217	138	35	33	0.35	0.2	1.9	1.7	0.15
	86	14		3%	336	110	46	46	0.15	0.45	4.6	4.5	0.05
	80	20		3%	166	131	47	42	0.15	0.03	1.2	8.8	0.15
			167	136	52	38	?	0.2	1.8	4.4	0.09		

本試験は20°Cで空気を吹き込みながら行つた。數字は1日に1平方厘米に就ての腐蝕減量を示す

の關係を示したものである。錫5%のものは明らかにα固溶體のみのものである。これは低温度に於ける水焼入では鑄造内力とか冷間加工に基づく内力とかで除かれると云ふ影響が現はれて、抗張力の性質は良好になつてゐる。高温度からの水焼入では、結晶粒の大きさの増大と云ふことが起つて抗張力は悪くなつてゐる。これ等は水焼入したくてもこれ等の温度に加熱さへすれば起るものである。

錫13%及び21%を含んだものは、何れもβが現はれてゐるものである。故に500°C以上で水焼入したものと、500°C以下で水焼入したものとで抗張力の状態を異にしてゐる。即ち500°C以上で焼入したものは抗張力並に延伸率を増し靱性を増す事を示し、前述の衝撃値の關係と一致した結果を示してゐる。

以上の様な事實に基づきβの現

はれてゐるものを機械部分品に用ひる場合に、水焼入すると云ふ事が行はれるのである。

第7節 銅-錫合金の腐蝕性

銅-錫合金の各種薬品に対する腐蝕の比較を示すと第21表の様である。

第8節 ガンメタル

A ガンメタルの配合と機械的性質規格

ガンメタルは第2圖に於てRを以て示されてある銅-錫-亜鉛三元合金の抗張力の大きい所を採用したものである。この配合にはいろいろ變化があるが、日本標準規格に示されたものを表示すると第22表の様である。

第22表 日本標準規格青銅鑄物

種別	化學成分 (%)				摘要	機械的性質		
	銅	錫	亜鉛	その他 夾雜物		抗張力 (kg/mm ²)	延伸率 (%)	
第1種	90±2.0	4±2.0	6±3.0	<3.0	主として耐熱用	>17	>10	
第2種	89±2.0	7±1.5	4±2.0	<2.5		>18	>10	
第3種	第1號	88±1.5	10±1.0	2±1.0		<2.5	>22	>10
	第2號	88±1.5	10±0.5	2±1.0		<0.75	>22	>10

第4種	86±1.5	12±1.0	2±1.0	<0.75	主として軸受用 試験を行はず	>22	>3.5	
第5種	第1號	85±2.0	10±1.0	5±1.0		<1.5		
	第2號	80±2.0	10±1.0	10±1.0		<1.5		
	第3號	77±2.0	8±1.0	15±1.0		<1.5		

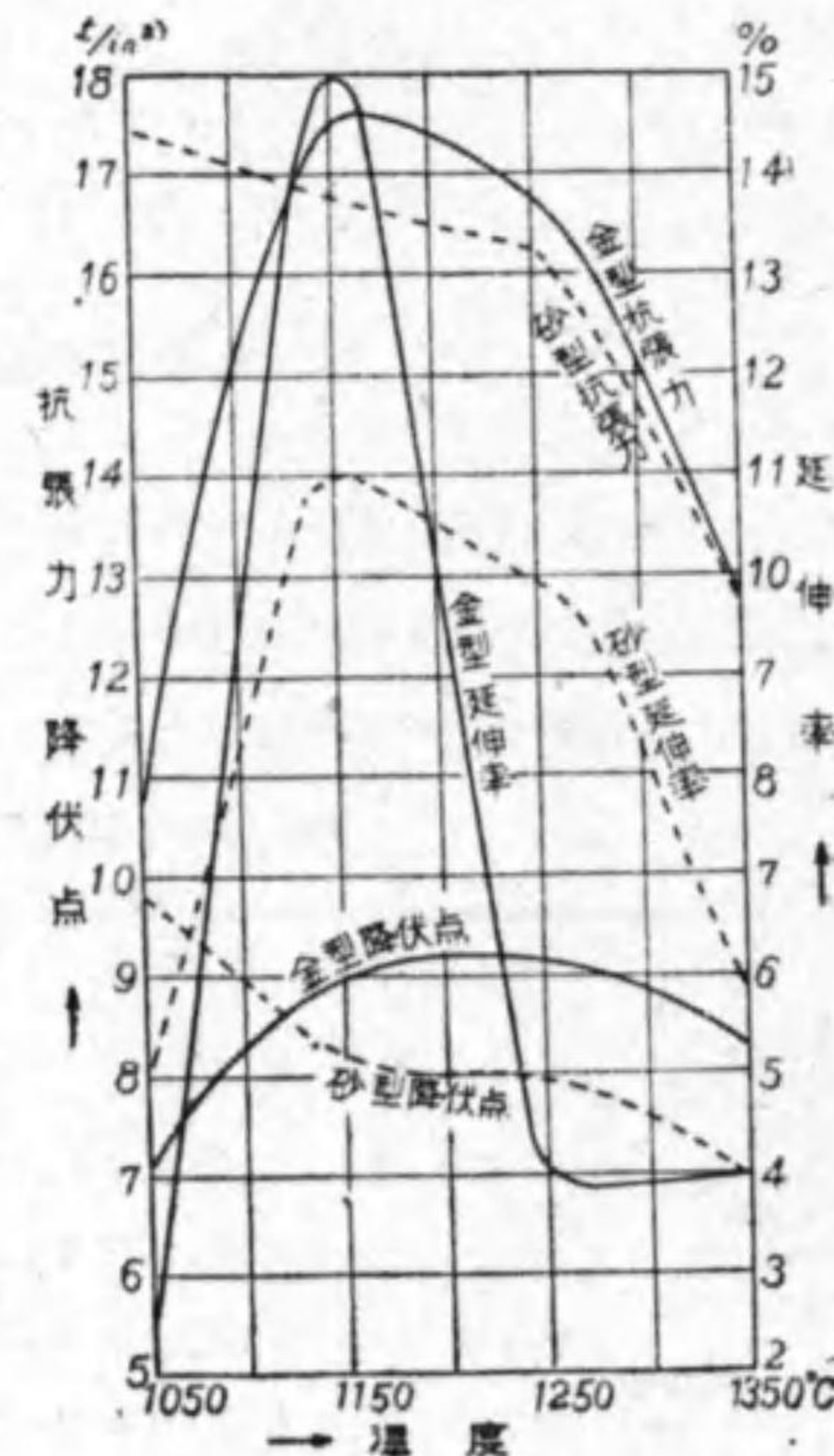
第22表中耐熱用とあるが、餘り高熱に耐へると期待する事は出来ない。又軸受用のものも相當に脆質であるから、衝撃を受ける所には使用困難である。最も普通に用ひられてゐるのは第3種である。

B ガンメタルの鑄込温度と機械的性質

ガンメタルは鑄物として實用に供せられるので、鑄造に関する事を知らなければならない。ガンメタルの鑄込温度は他の銅合金の鑄込温度とは稍々趣を異にしてゐる。その状態を第114圖に示した。

第114圖で鑄込温度が1150°Cの時に砂型のものの抗張力の外は、抗張力、延伸率が最大である事を示してゐる。故に普通鑄込温度は1100~1200°Cとしてゐ

第114圖 ガンメタルの鑄込温度と抗張力との關係

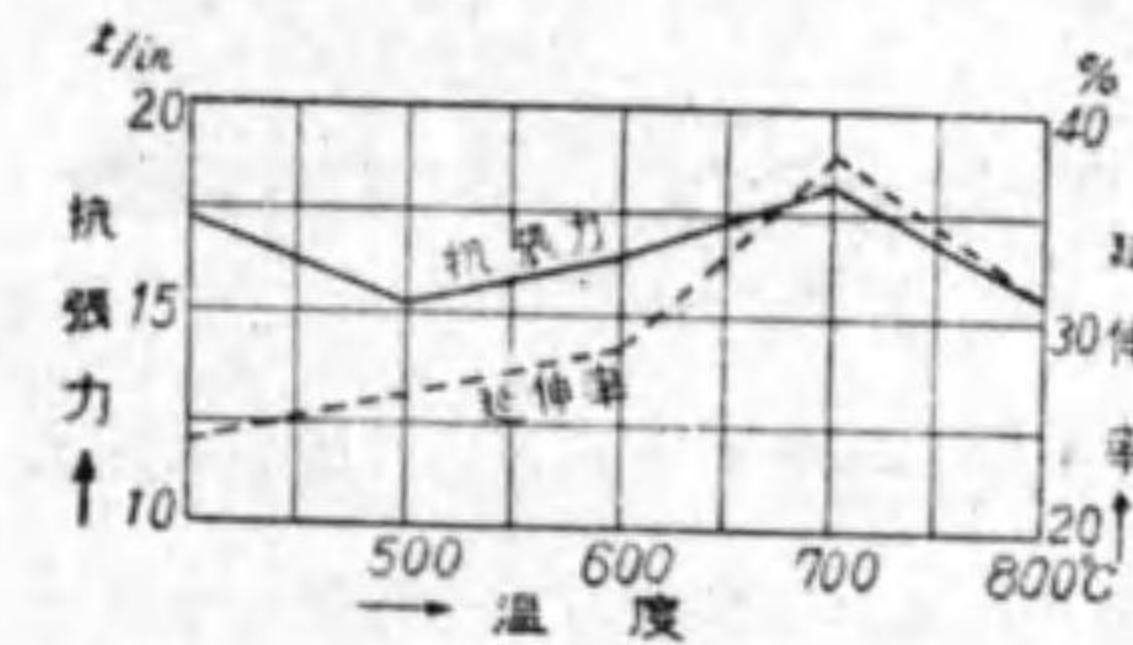


る。

C ガンメタル鑄物の焼鈍

ガンメタルの鑄物の焼鈍は樹枝状組織を改造して石垣状組織とし、これと同時に有芯組織を呈し場合に依つてはβ組織の現はれるものを均一の組織に調整するのを目的としてゐる。

第115圖 ガンメタルの焼鈍温度と抗張力の關係



第115圖はガンメタル鑄物を焼鈍した場合に於ける焼鈍温度と抗張力との關係を示したものである。500°Cでの焼鈍では抗張力を減じてゐるが、700°Cに於ける焼鈍では抗張力又は延伸率が大きとなつてゐる。700°Cにならなければ上述の様な組織上の改造は行はれないものと考へられる。この様に高温度に焼鈍しても得る所の改良は僅かなものであり、而も高温度に焼鈍すると鑄物本体の變形を來して使用に耐へない様になる恐れがあるから、實際には焼鈍すると云ふ事は行はれてゐない。

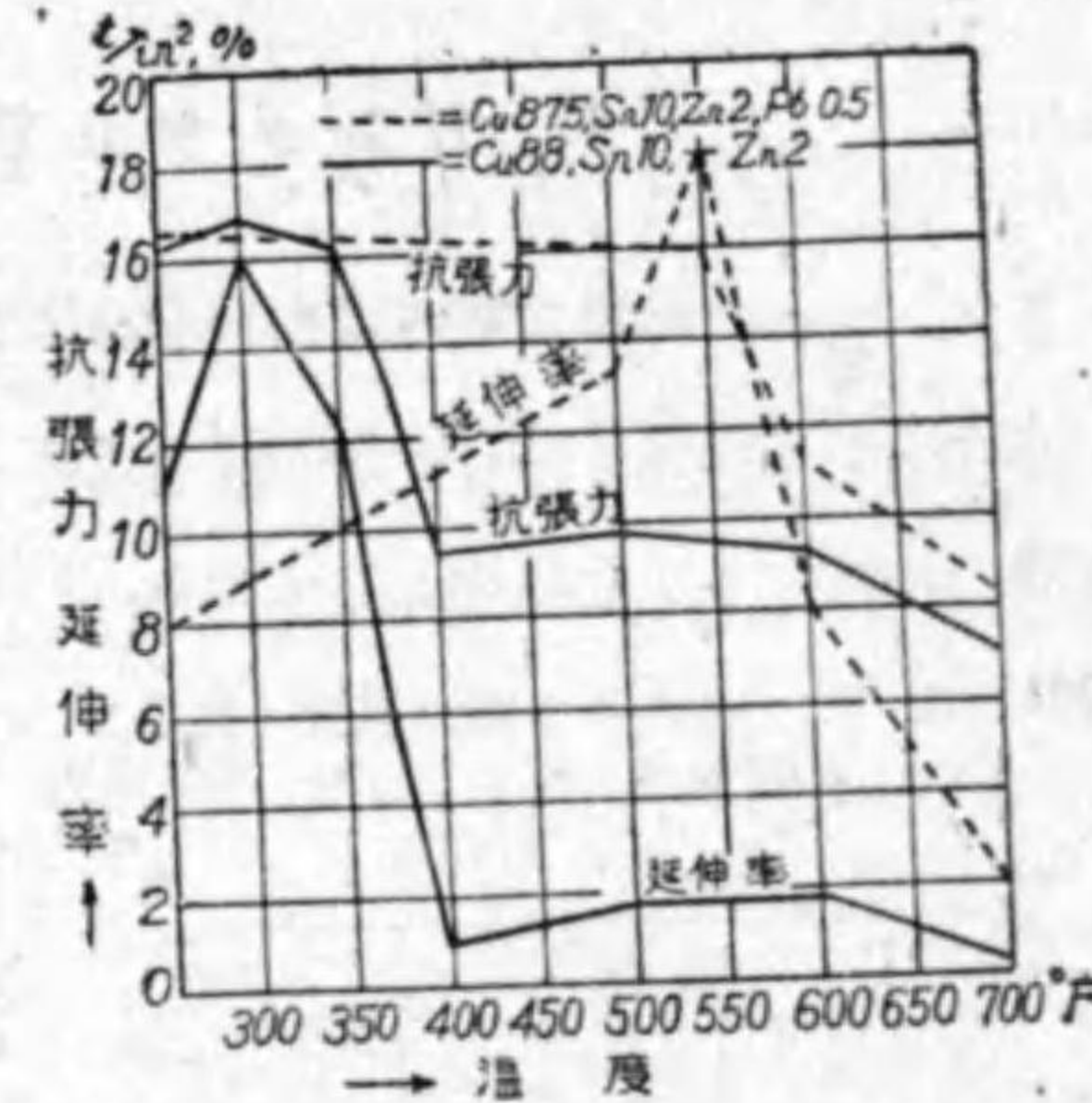
D ガンメタルの高温度に於ける機械的性質

第21表に示した普通のガンメタルと耐熱用ガンメタルとに就て、高温度に於ける抗張力を比較すると第116圖の様である。

普通のガンメタルでは350°F以上で抗張力及び延伸率を著しく減じてゐる。然し耐熱用の配合のものは低温では延伸率が普通のガンメタルに比して抗張力は餘り大差がない。然し温度の上昇に應じて普通のガンメタル

では抗張力、延伸率が減ずるが耐熱用のものは抗張力の方は少しく減じても著しくない程度に止つて、延伸率の方は温度の上昇と共に著しく増加してゐる。然し 550°F 以上になると耐熱用のものも急に抗張力並に延伸率を減ずる事になつてゐるから、この種類のガンメタルの耐熱度は 550°F 迄と考へるべき

第116圖 ガンメタルの高温度に於ける抗張力

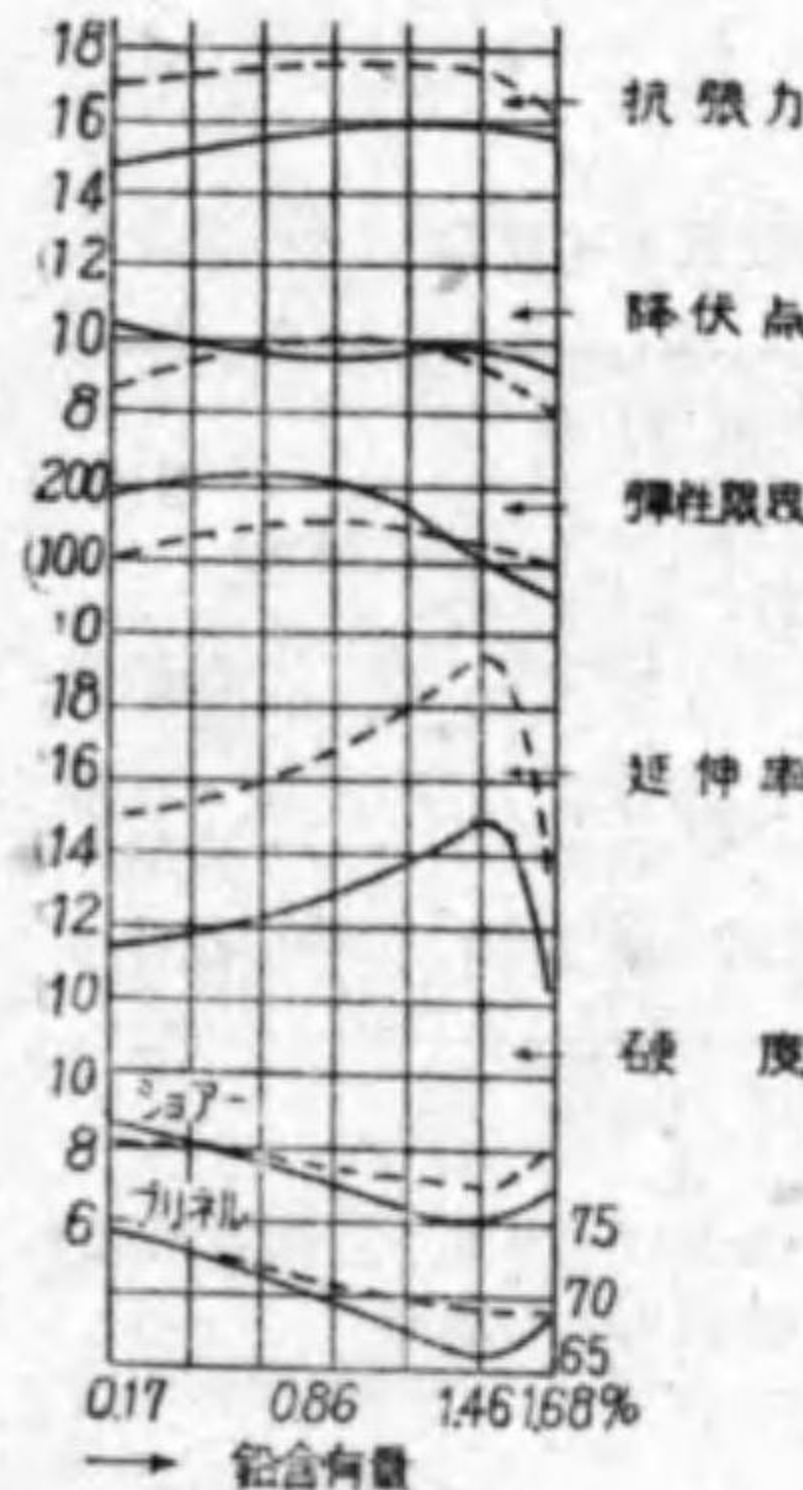


である。故に過熱されない蒸気用弁としては適當してゐるが、過熱される蒸気用の弁材としては使用の危険が思はれる。ガンメタルの耐熱性とはこの程度のもので考へるべきものである。

E ガンメタルに及ぼす鉛の影響

ガンメタル中に鉛を特に加へる場合がある。又特に加へなくても鉛が不純物の形で相當に澤山含まれる場合がある。これは不良な屑物をガンメタルの原料に使用した時に起り易い。従つてガンメタルに及ぼす鉛の影響と云ふ事を考へて置く必要がある。英國などではガンメタルに鉛を加へるとその性質を改良すると考へて、特に鉛を加へる事が多い。それは第117圖に示した様に砂型の場合鉛を 1.5% 加へる迄は抗張力、延伸率を増すと云ふ實驗結果のあるために起つた事である。然しこの鉛の影響なるものは鑄込状況に依つて異なるもので、一般に高い熔解点を有するものの中に低温

第117圖 ガンメタルの機械的性質に及ぼす鉛の影響



度熔解點のもの加へると、低温度熔解のもの偏析を來し易い。ガンメタルに鉛を加へた場合もこれに屬する。従つて鑄造の方法の如何に依つてガンメタル中に加へた鉛の偏析状態を異にし、それが爲に製品の機械的性質を變化し、場合に依つては鉛を加へたために非常に不良の結果を招致する事がある。故に鉛を加へるに當つては、この點を充分に考慮してその可否を決定する必要がある。大體を云へば鑄物の肉が厚くなるほど偏析が大となつて悪い影響を與へると考へて可い。

然し或る場合は鉛の偏析する事を有効に利用する場合がある。それはガンメタルの厚肉鑄物で水壓試験を受けても餘り強力は要しない、と云ふ様な場合である。この時には肉が厚いから鑄込後の冷却速度が遅く、結晶粒が粗大となりその大きさは肉眼で充分に計測する事が出来る程である。従つて結晶粒境界面に間隙を生じ易く、殊に車軸にガンメタルの圓筒を燒嵌する場合などには、この間隙を大きく開いて水壓試験の際に其處から洩水する。(第102圖及び第103圖参照)この間隙を生じようとするのを結晶粒から偏析して來た鉛の合金で充填させると間隙は生じなくなり、従つて水壓試験に充分に耐へる事が出来るのである。この様な目的でガンメタル中に鉛を加へてゐる。

又ガンメタル鑄物を鍍付する場合、例へば銅管に鍍付する鍍をガンメタ

ル鑄物で作る様な場合に、鑲付を容易にする目的で鉛を加へる。

ガンメタルに鉛を加へて使用されてゐるものを示すと第23表の様である。

第23表 鉛を加へたガンメタルの性質並に用途

合金記號	配 合 (%)			機 械 的 性 質				用途
	銅	錫	鉛	抗張力 (kg/mm ²)	延伸率 (%)	ブリネール硬度	屈曲度	
Rg 882.0(±0.5)	9.0(±0.5)	3.0	最大4.0	>15	>6.0	>70	—	軸燒嵌筒
φ 585.0(±1.0)	7.0(±1.5)	3.0(φ5.0)		>15	>10.0	>60	—	φ(鐵道用)
φ 493.0(±1.0)	4.0(±1.0)	1.0(φ2.0)		>20	>25.0	>50	>20	鑲付用

F ガンメタルに及ぼす燐の影響

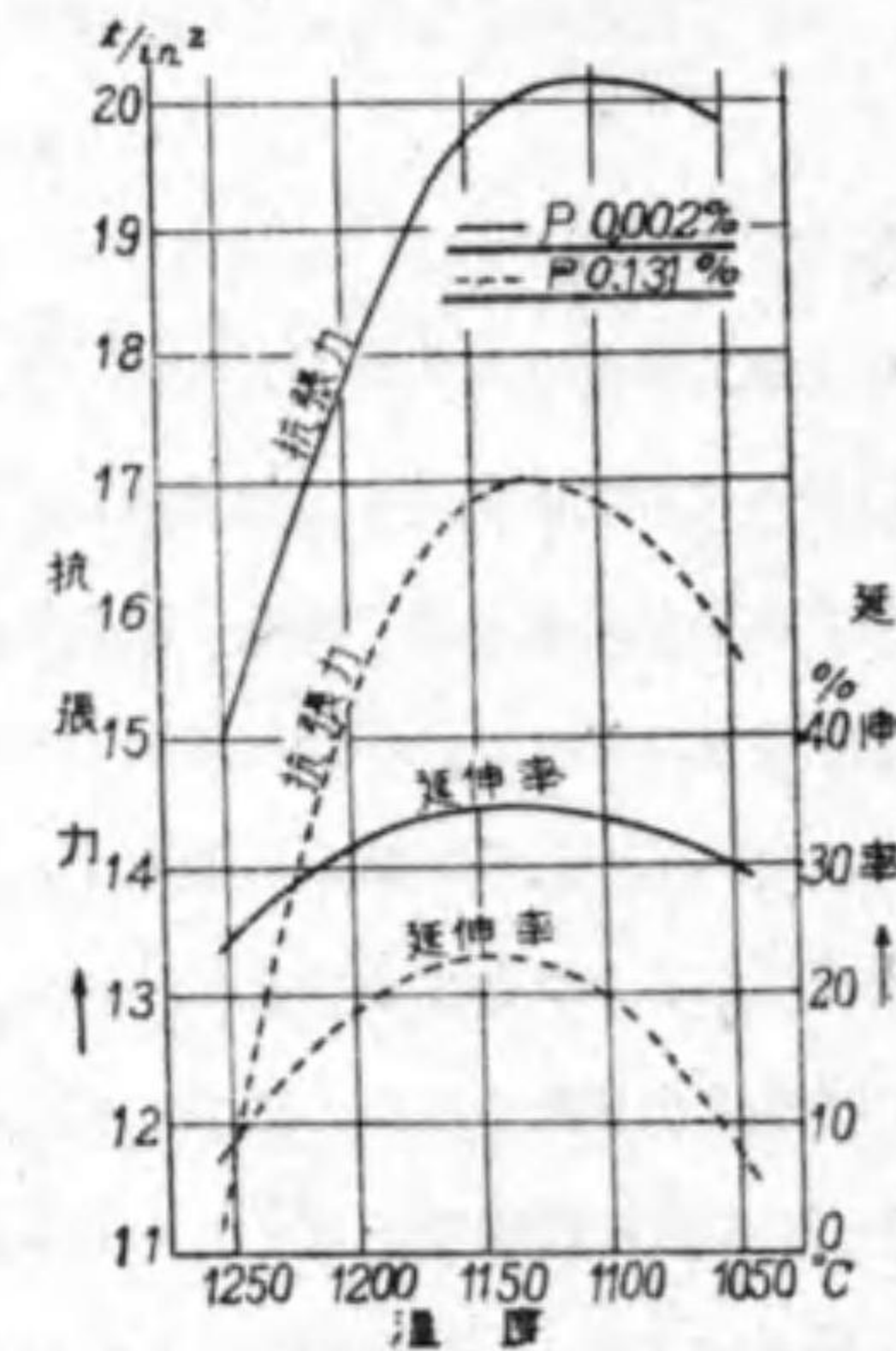
燐青銅と同様な意味で、燐をガンメタルに加へようと云ふ考がある。

燐を加へた場合にその鑄込温度と抗張力との關係は第118圖に示す様である。

燐を少し加へた所では相當な好成績を示してゐるが、比較的多く加へた場合餘り有效ではない。

燐を加へた場合はに燐に依る脱酸作用を行はしめると同時に、生じた

第118圖 含燐ガンメタルの鑄込温度と抗張力との關係



酸化燐を熔金中から脱出させなければならない。これを行はないうで燐を加へた儘で鑄込むと、酸化燐は合金中に殘留して巢の多い不良な鑄物となつて使用に耐へない。又酸化燐を脱出せしめるために坩堝を空氣中に放置するとその間に熔金の温度は低下して鑄込温度が低くなり、従つてガンメタルの鑄込温度が低い事のために機械的性質の悪化と云ふ現象が隨伴して來る。

以上の2つの事實から燐をガンメタルに加へて良好な鑄物を得ようと云ふ事は、實行不可能であると考へられる。

第9節 燐 青 銅

燐青銅には2種類考へられる。1つは燐は青銅の脱酸の目的で加へるに止まり、他は燐を合金中に殘留させて合金の材質の改良を目的としたものである。

更に鑄造用としての燐青銅と、壓延材料としての燐青銅との2つが別に區分される。

銅合金に燐を加へて熔金中の酸素を酸化燐を加へて脱酸の目的を達しようとする事は、青銅のみに依らず他の合金にも試みられた。例へばガンメタル、シルジウム青銅の様なものに試みられたのである。然しこれ等に対しては餘り有效でない事が知られる様になつて、今日では銅-錫合金にのみ燐を脱酸剤に使用すると云ふ事が行はれてゐる。ガンメタルに於ては酸化亜鉛、シルジウム青銅に於ては酸化珪素を生じるが、これに燐を加へても酸化亜鉛又は酸化珪素を還元して自らは酸化燐を作ると云ふ作用が行はれ難い

ために、磷を加へても効果は現はれない事になつてゐる。銅-錫合金では酸化錫の還元が比較的容易であるので、磷を脱酸剤として使用して効果を擧げる事が出来るのである。次に銅-錫合金に於て磷で脱酸した際の影響を知る1例を示すと第24表の様である。

第24表 青銅及び磷青銅中に含まれるガス

材 料	合金 容 積	ガ ス の 成 分 (%)				
		炭酸ガス	一酸化炭素	水 素	メタン	窒素その他
青 銅	7.30	16.20	16.4	59.9	7.2	0.3
磷青銅	0.78	86.70	—	13.0	—	0.3
φ	0.28	58.0	—	40.8	—	1.2

第24表を見ても磷を加へたものは磷を加へないものに比して、合金中にガスを含む事が遙かに少ない。これだけ磷の脱酸作用を認める事が出来る。尙磷を加へたものは水素を含む割合が少ない。これは磷が磷化水素を作つて、水素を合金中から脱出させる作用をするものと推察される。合金中に水素が少なくなつたために、磷を加へた銅-錫合金中には一酸化炭素とかメタンの様な還元性ガスを含んでゐる事が少なくなつてゐる。水素が多いと炭酸ガスを一酸化炭素に還元したり、又メタンガスが分解するのを妨げたりするのに依るものと思ふ。

次に磷を合金中に残留させて材質の改良を行はうとする目的は、強さを増す事も考へられてゐるけれども、主として合金の硬度を高め磨耗を少なくすると共に、摩擦に依る熱の発生から焼付を來す事を無くしようと云ふ點にある。第119圖に示す様に黒地と白地とから成る固溶體の樹枝状組織の

第119圖 磷青銅の組織

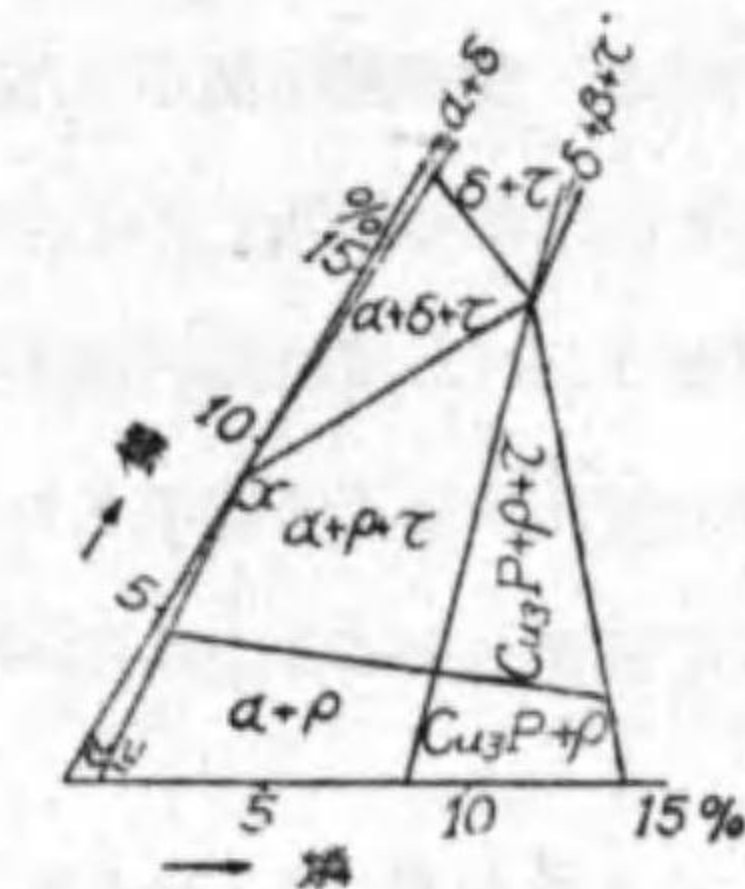


間に、銅と磷化銅との共晶體を介在せしめてゐる(第120圖平衡状態圖参照)。

第119圖 第120圖 銅-錫-磷の三元平衡状態圖

圖に於て白地の中に灰色の組織が

- α 錫及び磷が銅の中に固溶體となる
- β 磷化銅又は銅と磷化銅との共晶體
- γ 銅-Cu₄Sn、磷化銅との三元共晶體
- δ Cu₄Sn
- ε Cu₄SnとCu₃Pとの三元共晶體



現はれてゐるのがこの共晶體である。共晶體は他の何れよりも硬度が高く磨耗に耐へる性質を有してゐる。一樣に硬いものになつてゐると、これを摩擦するに當つて潤滑油を供給しようとしても、ガラスとガラスと重なり合せた間に油を供給する様な關係となり、油が入り込む事が困難である。以上の様な關係から硬軟兩質の結晶粒が交錯する様にすると軟質の結晶粒は、硬質の結晶粒に對するクッション

となり外部から衝撃が加へられた際、軟質部でその力の一部が消殺されて硬質部に衝撃力が餘り傳はらないことになり、これで破壊を免れる事が出来る。即ち脆弱で破壊され易いと云ふ性質が改良されるのである。

摩擦の場合に於ても合金面が磨耗されるに當つて硬質部が磨耗される事少なく、軟質部は磨耗されること多くその結果面に凹凸を生ずる。凸部は硬質にて磨耗抵抗力を有し凹部は潤滑油の滲透する通路となる。この様にして摩擦面に油が行き互つて磨耗を少なくすると共に磨耗量を少なくする事

をも得る。

同じ構造のウォームホイール2組宛に磷青銅とN. M青銅とを用ひて兩者の比較をした。

硬度は磷青銅がブリネル 70 で、N. M青銅は 143 でこの方が遙かに硬い。而るに兩者の磨耗量を比較すると磷青銅は 0.0837g/HP/minであり、N. M青銅は 0.171g/HP/min でN. M青銅の方が遙かに多い。即ち硬度が高いから磨耗量も少ないとは云はれないのである。N. M青銅の顯微鏡組織は前に示したが、殆ど一樣な組織であるから摩擦した場合に面に凹凸を生じないから、減摩油の浸入が思ふ様に行はれないために磨耗も大きいのである。磷青銅は前にも述べた様に硬軟兩質のものから出来てゐて、硬度はこの兩者の平均を示してゐるのである。故に硬質部の磷化銅の共晶體の硬度は、N. M青銅の硬度よりも高い見込みである。而して凹凸が出来て油の浸入する事も容易となり、従つて磨耗される事も少ないのである。

凹凸が出来ると上に述べた様に減摩油が浸入し易くなり、従つて摩擦も

第25表 ウォームホイールとしての磷青銅とN. M青銅の使用成績

使用書	油滑油	材 質		揚程速度 f/sec	モーター 一回轉 速度 r.p.m.	電 壓	電 流	馬 力	荷 重
		鍛鋼 ウォーム ホイール	N. M 青銅						
		鍛鋼	N. M 青銅	100	800	100	212	25	2000
試験結果 (2組の平均)	白紋油	◇	◇	100	845	◇	180		◇
	バルボ リン	◇	◇	87.5	745	◇	242		◇

N. B. バルボリン、タービン油の時ウォームに少しく焼付を生じ運轉中ギヤケースの温度高まる

使用書		鍛鋼	磷青銅	120	740	100	150	17	3000
試験結果 (白紋油 の時のみ 2組の平 均)	白紋油	◇	◇	◇	728	◇	153		◇
	バルボ リン	◇	◇	122	750	104	150		◇

N. B. 運轉中及び開放検査の際何れも異状を認めず

少なくなるのである。第 25 表はウォームホイールの同型のもので一方は磷青銅で一方はN. M青銅で作つたものの試運轉結果を示すもので、バルボリン、タービン油を潤滑油として用ひた場合を比較すると、N. M青銅の方が揚程速度が遅く、而も使用電流は大で焼付を生じギヤ、ケースの温度は高まつてゐる。磷青銅はこれに比して揚程速度大で使用電流少なく運轉中何等の異常を認めてゐない。尙白紋油を用ひた場合でも磷青銅にバルボリン、タービン油を用ひた時に比してN. M青銅が不良な成績を示してゐる。これ等の結果から見て磷青銅の様に凹凸面を生ずるものが、減摩作用に適當してゐる事が知られる。磷青銅が摩擦部に利用されるのは以上の様な性質を有するからである。

鑄造品として用ひられてゐる磷青銅の化學的成分並に機械的性質を示せば第 26 表の様である。

第 26 表に示した中、前にも述べたのであるが、磷は唯脱酸用として加へるのを目的とし磷を増す事に依つて硬度を高める事に餘り重きを置いてゐないものは、磷の含有量は少なく、延伸率も相當出て靱性を有してゐる事になつてゐる。磷を増して硬度を大ならしめるのを目的とするものは、磷含有量は多くなりその結果硬度は増すが、脆性も同時に増して靱性を失ひ延伸率は小となる事を免れない。この點が用途に依つていろいろ加減され

第26表 磷青銅鑄物の化學成分並に機械的性質

種別	用途の例 又は規格	化學成分 (%)						抗張力試験	
		銅	錫	磷	鐵	アルミ ニウム	ニッケル	抗張力 (t/in ²)	延伸率 (%)
普通	Rudder head	90.58	8.77	0.48	0.08	0.02	—	21.5	11.5
	螺 車	90.64	8.75	0.35	0.14	—	0.08	21.0	32.0
	雜	89.04	10.75	0.07	0.04	—	0.02	17.6	15.2
特殊	上に對する 規格	—	—	—	—	—	—	>15.0	>10.0
	規格	—	16.8	0.9	2.2	—	—	22kg/ mm ²	0.2

第27表 タービン翼材料抗張力試験結果

合金	抗張力 (t in ²)	弾性 限界 (t in ²)	降伏 點 (t in ²)	延伸 率 (%)	弾性係 數 (lbs in ²)	ブリ ネル 硬度	化學成分 (%)	比重	備考
合金	316不銹鋼 (V1M)	50.7	—	41.2	14	—	—	—	試験片の寸法不明
	304不銹鋼 (V5M)	41.2	—	28.5	20	—	—	—	〃
	304不銹鋼 (V2M)	50.7	—	24.1	46	—	—	—	〃
	304不銹鋼	54.5	—	44.1	20	—	255	—	〃
	フルゼン ス鋼	68.2	18.85	—	9.2	264 × 10 ⁶	321	C0.65, Ni1.624 Cr23.51	L=4 A
銅	ニッケル 銅	49.90	24.68	—	21.88	—	C0.20, Ni5.0 Cr0.49	—	1/16" x 7/16" 1/2" x 1"
	〃	40.92	21.96	—	35.94	—	C0.37, Ni3.24 Cr0.09	—	3/16" x 1/2" 1"
合金	硬質鎳	23.5	7.9	—	46.9	13.8 × 10 ⁶	100	Cu70.35, Fe0.19 Zn29.23, Ni0.16	8.52 L=4 A
	ニッケル 青銅	36.2	12.5	—	25.0	20.6 × 10 ⁶	119	Cu50.23, Fe3.15 Zn37.68, Al0.41	8.56
	マンガン コッパー	24.33	14.1	—	17.18	16.6 × 10 ⁶	—	ni7.92, Mn0.52 Cu93.87, Mn5.4	—
	磷青銅	23.18	14.7	—	18.48	16.9 × 10 ⁶	—	Fe0.6 Cu95.77, Fe0.32	8.95
合金	モネル メタル	42.22	—	28.2	40	(22~23) × 10 ⁶	—	Sn3.84 Ni67.0 Cu28.0	8.87 鑄物 2" Gauge

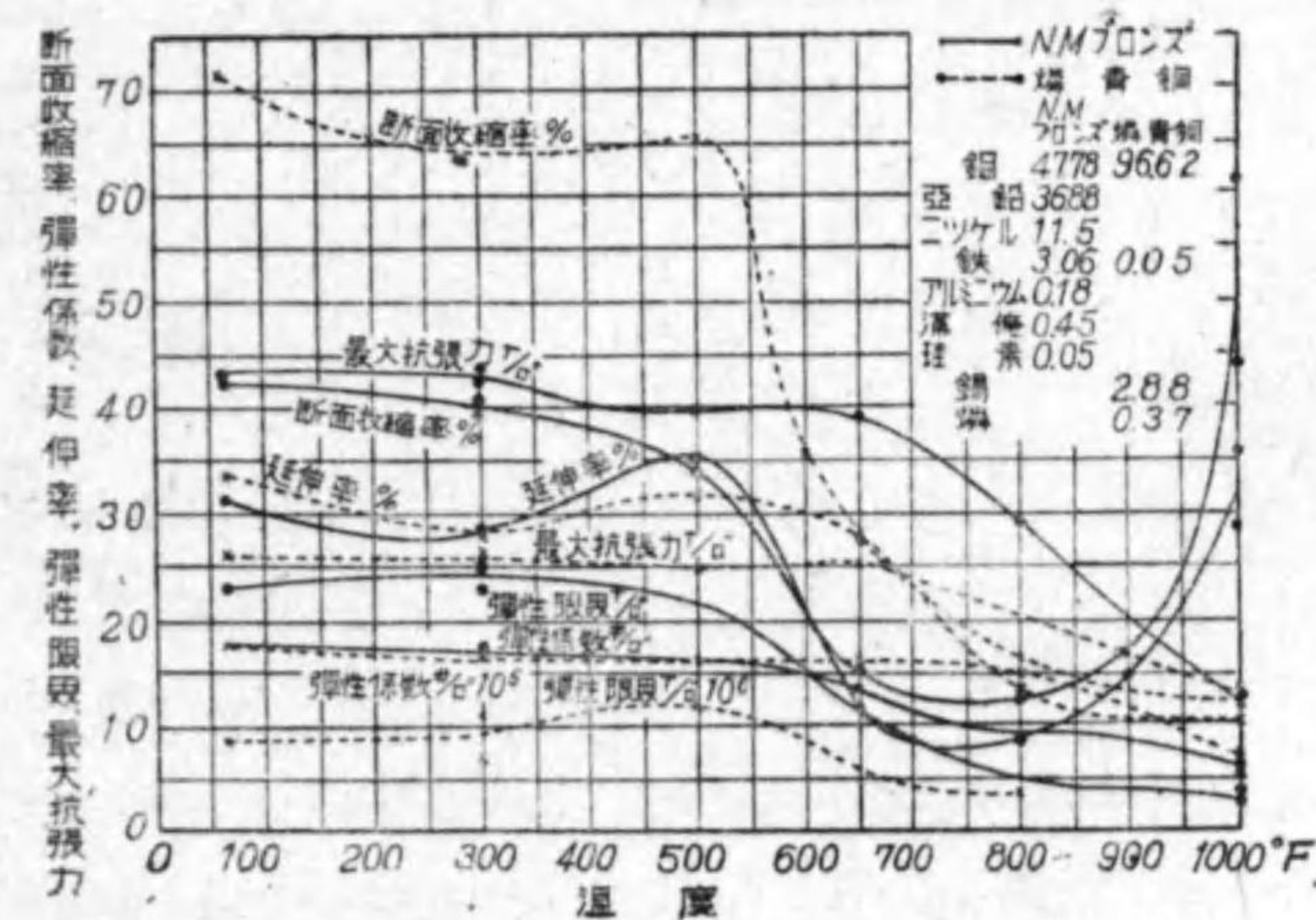
る事になるのである。

上に述べた様に磷青銅の磷の一部は脱酸の作用をするので、酸化磷が坩堝を爐から出して熔金の面を見てみると花火の様に浮き上つて来る。この酸化磷が浮き出し切らない中に熔金を鑄型に注ぐと、酸化磷が鑄物の中に混入して良好な鑄物は出来ない。故に酸化磷が浮き出し切つた頃を見計つて鑄型に注がなければならない。これが磷青銅の鑄物を作る時の最も注意すべき事項である。

次に壓延せる磷青銅を考へる事にする。この場合も磷青銅は硬くて弾性に富む點を利用するのが目的である。タービン翼として壓延された磷青銅の機械的性質を他の主なる合金と比較すると第27表の様である。

又高温度に於て壓延した磷青銅の抗張力試験結果を示すと第121圖の様

第121圖 高温壓延した磷青銅の抗張力試験



第28表 燐青銅の機械的性質に及ぼす銀鍍付の影響

記 號	試験片の寸法	最大抗張力 (kg/mm ²)	比例限界 (kg/mm ²)	延伸率 (%)	断面収縮率 (%)	備 考
原材の強さ A	10.05×2.33×25.4	40.8(25.8)	15.0(9.5)	41.7	42.8	—
銀鍍付の影響を受けた部分の強さ B ₁	◇	34.9(22.1)	8.92(5.65)	60.6	60.3	—
B ₂	◇	34.7(22.0)	7.98(5.05)	52.0	68.5	—
銀鍍付部の強さ C ₁	◇	26.8(17.0)	3.95(2.5)	14.6	21.6	鍍付部にスラッグ小さく存在す
C ₂	◇	31.6(20.0)	4.98(3.15)	18.7	16.7	—

である。250°C 迄は餘り強度を低下してゐない。

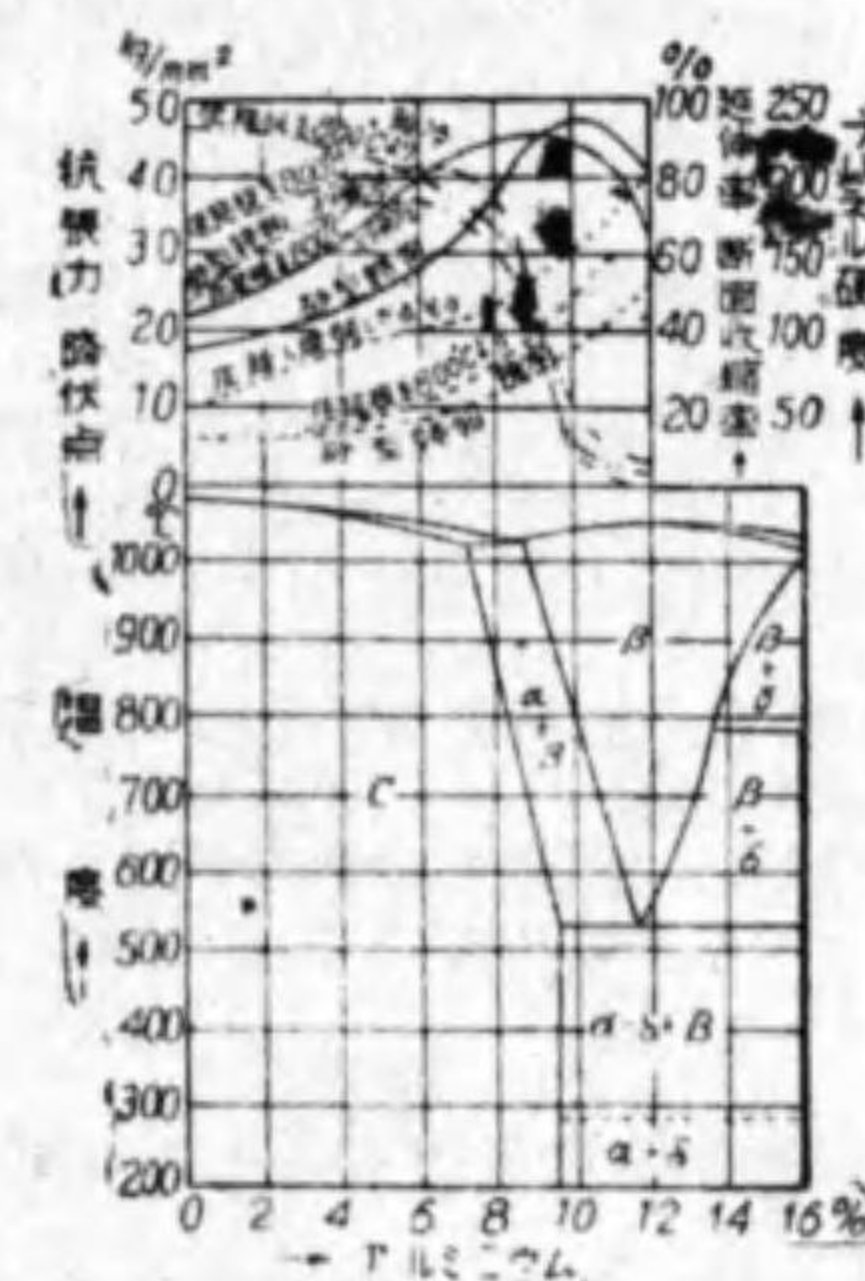
歴延した燐青銅を銀鍍又は他の鍍を用ひて加熱溶接する事がある。その時には歴延に依つて機械的性質が良好となつてゐるのが除去されて、機械的性質は悪くなる。その1例を第28表に示してある。この點は注意しなければならぬ。

第IV章 銅-アルミニウム合金

銅にアルミニウムを加へた場合の平衡状態圖及びこれに對應して變化す

第122圖 銅-アルミニウム合金の平衡状態圖と機械的性質との關係

—抗張力—降伏點—延伸率
---断面収縮率---ブリネル硬度



る機械的性質の狀況を示すと第122圖の様である。

圖に示す様にアルミニウム10%以上になつてδ組織が現はれる様になると、抗張力、

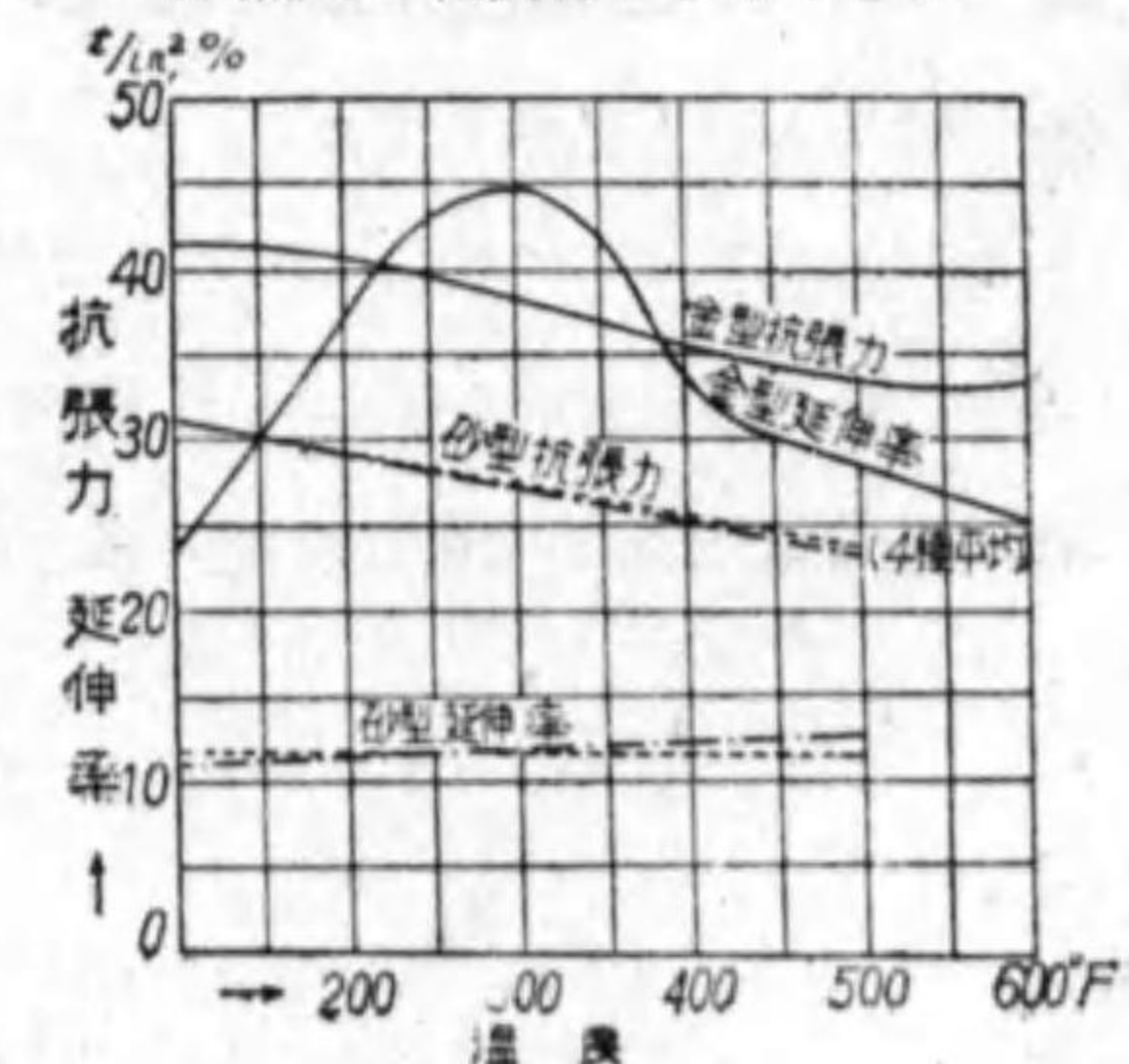
第123圖 アルミニウム青銅（カノンブロンズ）の高温度に於ける抗張力

- (1) ---カノンブロンズ 砂型
- (2)モリブデンの少量を含む砂型
- (3) ——カノンブロンズの金型

Al	Ni	Cu	Fe
7.84	4.17	87.86	0.20
9.47	0.54	86.38	3.57

(2)にモリブデンを加へざるもの

本合金の試験片製作に付き初期のものなれば試験片にブローホール又はスラッグを含むもの多く又その試験せる回数も少きを以て尙試験を繼續する時はこれと異なる結果を來すべきかも知れずされどアルミニウム青銅熱處理法の大體を知る上よりこれを記すものなり。電氣豫熱法を用ひて所要温度に2時間熱して後試験せるものなり。



降伏点、硬度は増すが、延伸率及び断面収縮率を減じ著しく脆性を増す事を示してゐる。故に銅にアルミニウムを加へるには、 δ 組織の出ない10%以下を加へる事にしてゐる。而してこれ以上の強力なものを作るには、アルミニウムを増す事は出来ないから、他の第三金属を加へて強さを増すのである。この目的で加へる第三金属はニッケル及び鐵である。歴延銅-アルミニウム合金に亜鉛を加へることは、銅-亜鉛合金の章に於て述べたからこゝには省略する。尙機械的性質を改良しようとするには適当な熱処理を行ふ事にしてゐる。鐵及びニッケルを加へるに就ては、鐵を多くニッケルを少なく加へるとニッケルを多く鐵を少なく加へると、2種の方法がある。その1例は第123圖に示した様である。この兩者の高温に於ける抗張力試験結果も同圖に示されてゐる。兩者とも殆ど同様の結果を現はしてゐる。この様に大差ない結果とすればニッケルに乏しい我國では、鐵を用ひる方が採用されるべきである。

金型試験片の延伸率が常温では砂型よりも悪く、加熱するに従つて値を増し 300°F で最高値になつてゐる。これは恐らく鑄造内部應力が除かれたに依るものと想像してゐる。

第三金属を加へて強力にするには、結晶 α 自身の強さを増す事もあるが、主として α の結晶粒を細かくする事に關係する所が多いと考へてゐる。これは銅-亜鉛合金の項に於て述べたと同一の現象と認められるものである。

第1節 銅-アルミニウム合金に及ぼす各元素の影響

A 鐵 の 影 響

鐵を加へた場合の影響の1例を第29表に示した。この場合鐵以外に亜鉛又はマンガンが加は

第29表 アルミニウム青銅に及ぼす鐵の影響

化 學 成 分 (%)					機 械 的 性 質	
銅	アルミニウム	鐵	亜鉛	マンガン	抗張力 (kg/mm ²)	延伸率 (%)
89.0	10	1.0	—	—	37	8
85.5	8.0	2.0	4.3	—	47.5	24
88.0	7.0	3.0	—	2.0	52.0	42

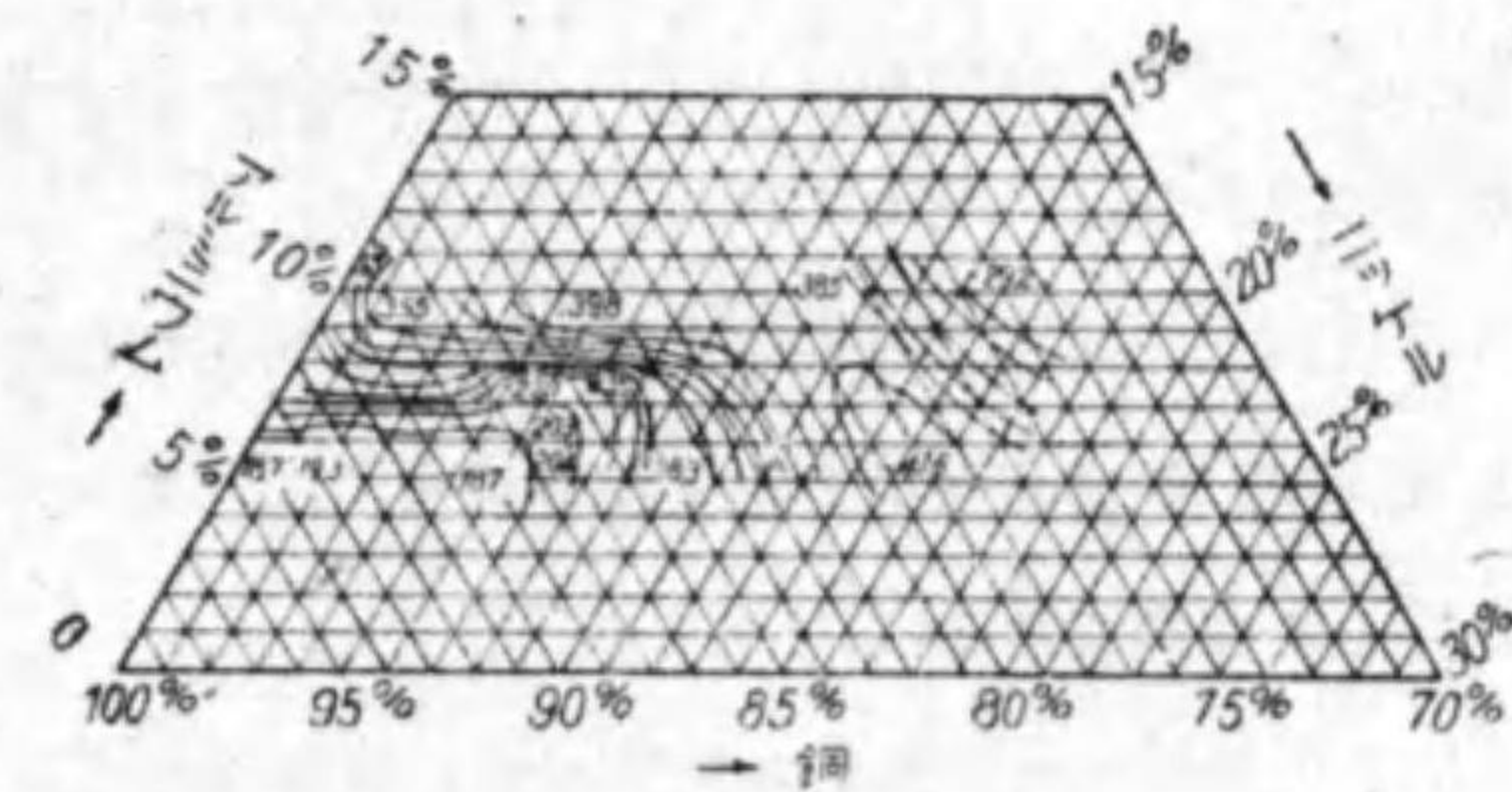
つてゐるから、この事も考慮しなければならぬが、假して鐵を増せば抗張力及び延伸率を相當に増加してゐる。

これは主として鐵の影響と考へて差支へないものと思ふ。

第124圖 ニッケル-アルミニウム-銅合金の金型鑄物の成分と抗張力(t/in²)との關係

B ニッケルの影響

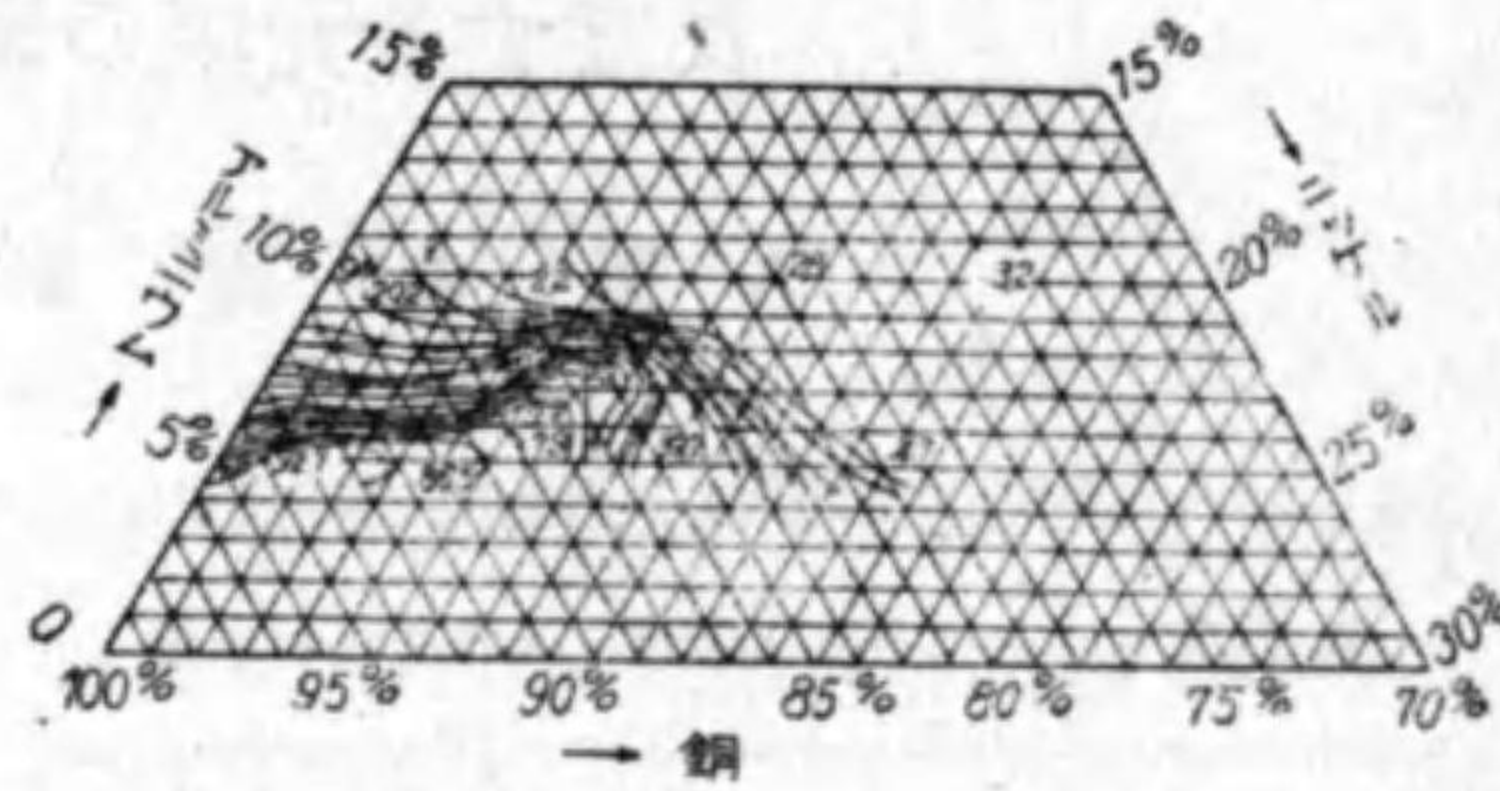
ニッケル-アルミニウム-銅の三元合金の抗張力及び延伸率の變化を第124圖



及び、第125圖に示した。本圖は金型試験片に依つて描かれたものであるから一體に硬いが、餘り抗張力が高く延伸率の少ないものは脆性に富んでゐる。

て良くないから、適
当な抗張力と延伸率
を有つた成分のもの
を撰ぶ必要がある。
ニッケル2%, 銅
89%, アルミニウム
9%, 附近に適當な
所があるものと考へ

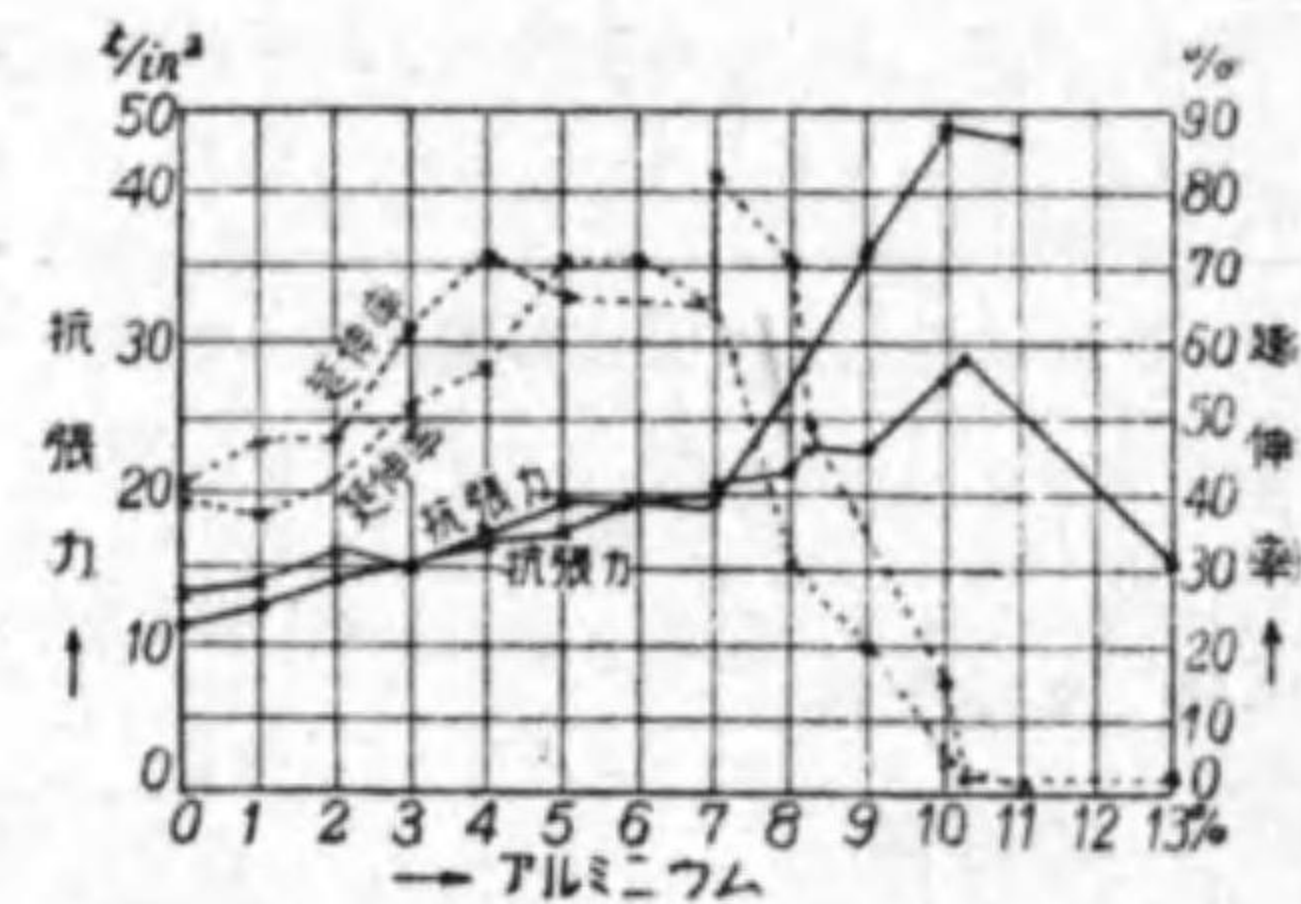
第125圖 ニッケル-アルミニウム-銅合金の金型鑄物の成分と延伸率(%)との關係



られる。この附近に就て調
査を進めるべきものと思
ふ。

第126圖 アルミニウム青銅に及ぼすニッケルの影響

80°Cより徐冷 5%ニッケル



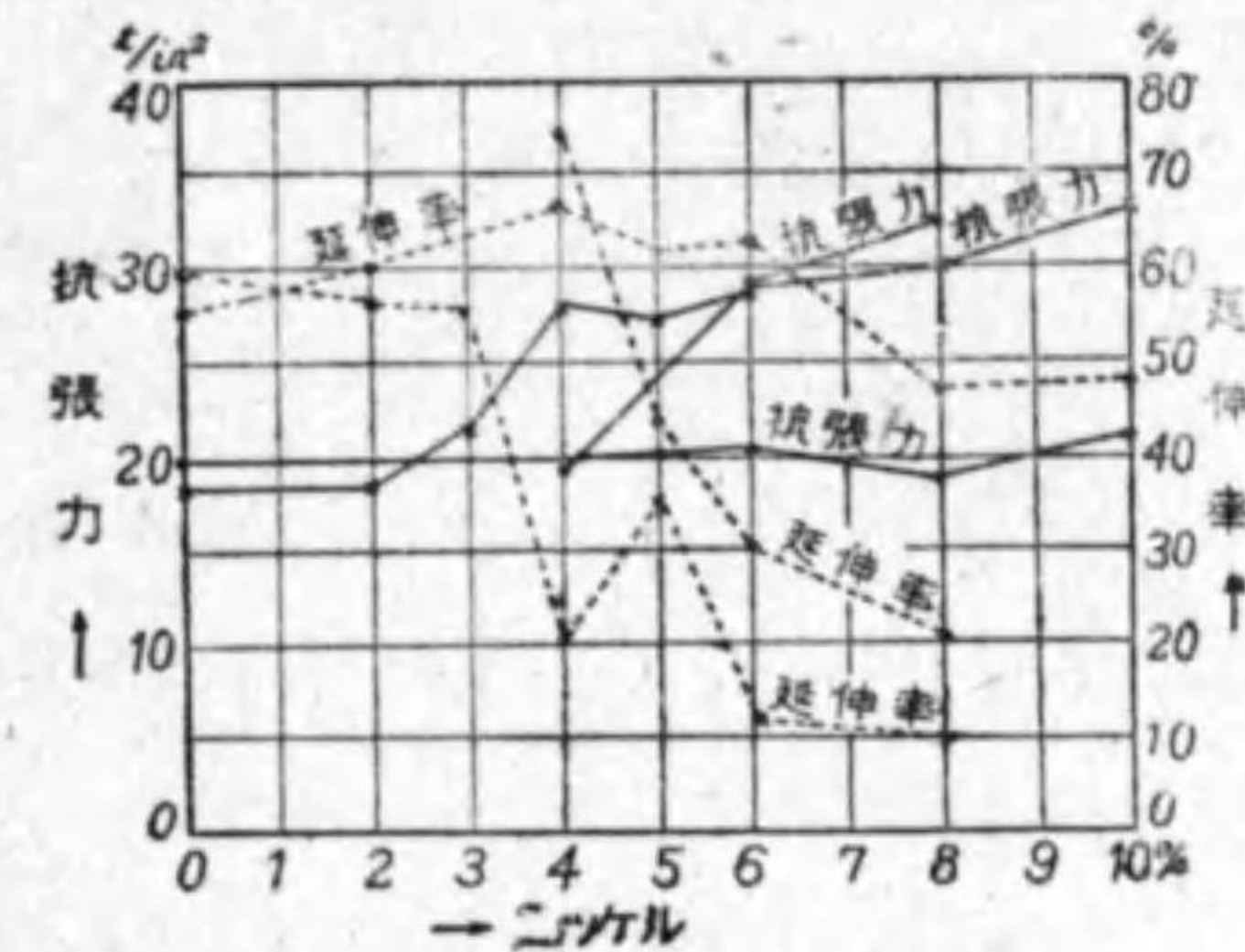
第126圖はニッケルの含
有量を5%と一定にし、ア
ルミニウムの含有量の変化
に依つて抗張力及び延伸率
が如何に變化するかを示し
たものである。アルミニウ

ム7%以上では急に延伸率を減じ脆性を増してゐる。即ちニッケルを5%
と云ふ程、相當多量に含んでゐる場合には、アルミニウムを餘り多くして
は脆くなるのである。

第127圖はアルミニウムを7%と一定に保つて、ニッケルの量を変化し
た場合に抗張力及び延伸率の狀況を示したものである。鑄造の儘ではニッ
ケル5~6%迄は抗張力は殆ど變化なく、延伸率が僅かに減じてゐるが、

第127圖 アルミニウム青銅に及ぼすニッケル及び焼鈍の影響

○.....○} 鑄造の儘 x.....x} アルミニウム7%
○.....○} 650°C30分間焼鈍 x.....x} 800°C30分間焼鈍

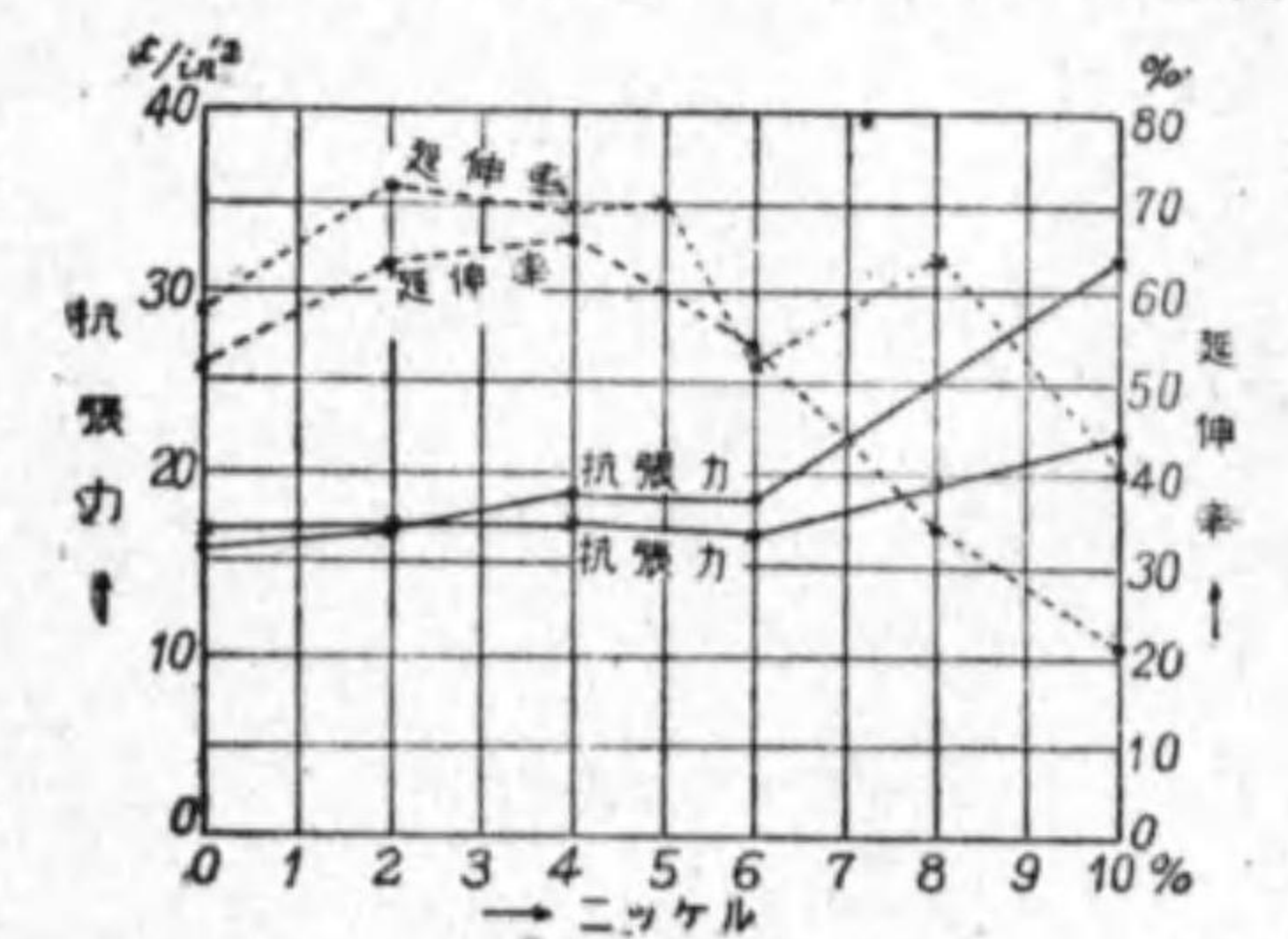


それにしても延伸率の絶
對値は脆くなつたと認め
る程には達してゐない。
焼鈍したものはニッケル
5%以上から延伸率を著
しく減じて脆化する事を
示してゐる。

第128圖はアルミニウ
ムを5%と一定量に限定
して、ニッケルの含有量
を變へた場合の抗張力及

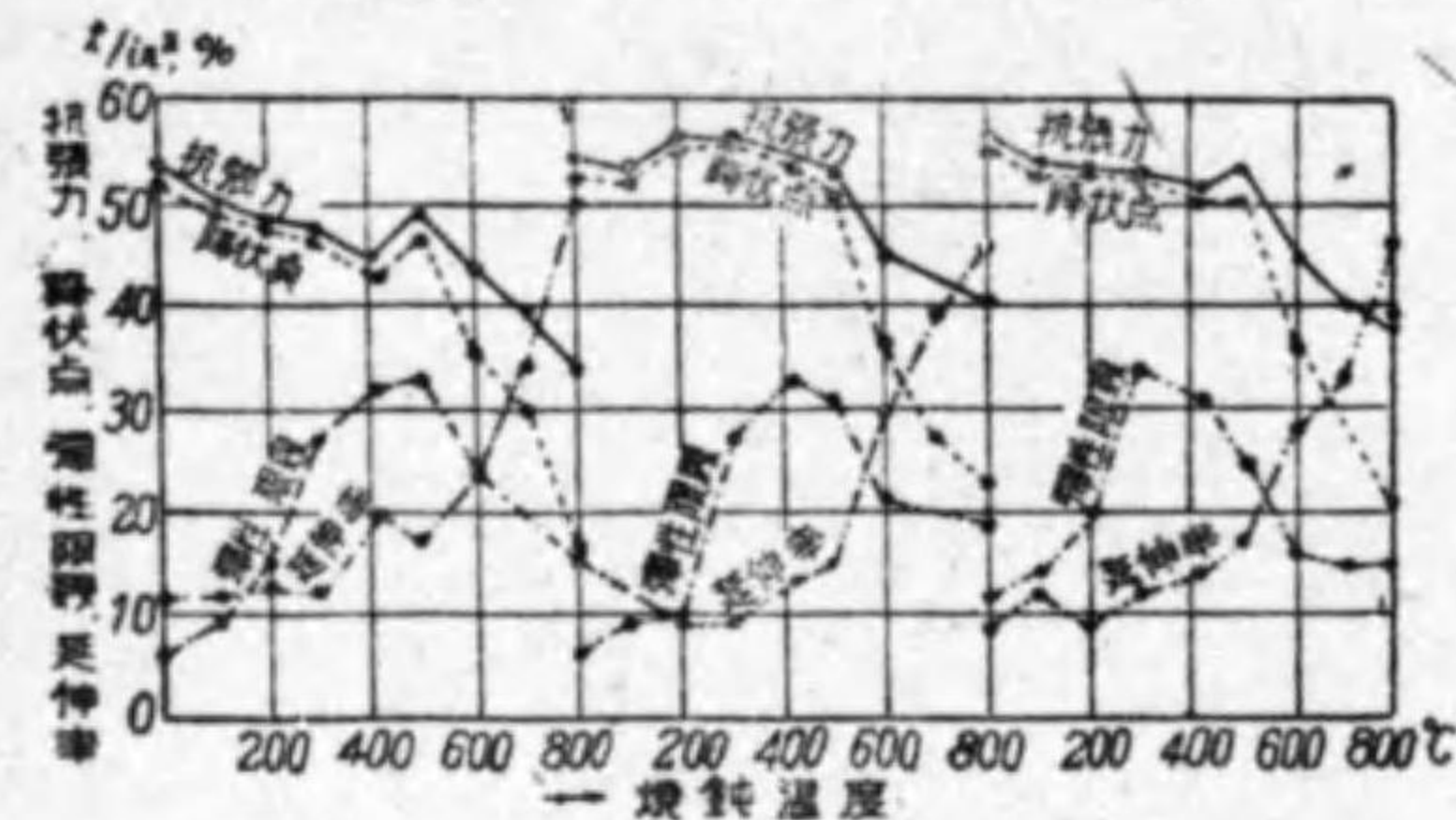
び延伸率の狀況を示した
ものである。この場合ニ
ッケル6%より延伸率を
低下してゐるが、その低
下率は前に述べたアルミ
ニウムの場合よりは少な
い。即ちアルミニウム含
有量が少なければ、ニッ
ケルを相當量加へても脆
化する心配はないこと
なる。

第128圖 アルミニウム青銅に及ぼすニッケルの影響



第129圖は合金の成分を一定にして焼鈍温度を變化させた場合の抗張力

第129圖 アルミニウム-ニッケル-銅合金の焼鈍温度と抗張力との関係
 Si 7.34% Si 4.64% Si 5.62%
 Al 5.34% Al 7.91% Al 6.93%



が如何に變るかを
 示したものであつ
 て抗張力、降伏點、
 彈性限界は 400°
 Cに前後までは焼
 鈍温度を高くする
 程高くなる傾向を
 示してゐるが、彈
 性限界に於て殊に

著しく現はれてゐる。而して400°C前後を越へると急に低下し始めてゐる。
 延伸率はこれと反對で 400°Cの焼鈍温度附近で最低値を示し、それより
 温度の上るに従つて増加してゐる。

以上の傾向を知つて用途に應じ、焼鈍温度を適當に選ぶべきものと思
 ふ。

第2節 アルミニウム青銅の腐蝕

銅-亜鉛合金と同様に、共に銅に較べてイオン化の傾向が遙かに大である
 ために、亜鉛又はアルミニウムが溶液中にイオンとなつて溶解し、残
 りの銅は其の際發生する酸素に酸化されて酸化銅となつて合金面に附着す
 る。然しこの酸化銅は松の皮を剥ぐ様に剥落し、新しい合金面が現はれ
 るとまた同様な現象を連續する。これが連續して腐蝕は次第に進行するの
 である。その例を示すと第130圖の様で圖の左端外部に接する所は、分析

第130圖 アルミニウム青銅の脱アルミニウム性
 腐蝕 ×52



外部 ← 約3mm腐蝕せる部分 → 内部

	銅	アルミ ニウム	鐵	マ ガ ン	ニ ケ ル
腐蝕せざる 部分	86.85	9.82	0.25	0.09	2.31
腐蝕せる 部分	79.29	3.50	—	—	—

結果から知られる様に
 殆ど酸化銅になつてゐ
 る。右端の内部は元の
 アルミニウム青銅の成分
 を維持してゐる。アル
 ミニウム青銅ではこの
 種の腐蝕の起ることに
 對して警戒しなければ
 ならない。

第3節 アルミニウム青銅の鑄造

アルミニウムは極めて酸化し易い。而して出來た酸化アルミニウムは合
 金の熔解點より遙かに高い。(合金の熔解點は 800~900°C, 酸化アルミ
 ニウムの熔解點は 2100°Cである。)型に鑄込む際に酸化アルミニウムを
 相當に生ずる。而もこれは熔解點が高いから、合金中に於て固まつて流動性
 の殆どないものとなる。従つて滓となつて熔金面に浮き出さず、合金中
 に混じた儘鑄物中に残留する。この結果ピンホールが多く出來たり又上に
 述べた腐蝕を促進するのである。而らば適當な熔劑を用ひて酸化アルミ
 ニウムの熔解點を低下し、滓として熔金面に浮き出させ熔金中に酸化アル
 ミニウムを残留させない様にすると云ふ事も考へられるのであるが、その
 量の如何に依つて鹽基性ともなり酸性ともなるので、適切な熔劑を發見す
 るのが困難な狀況である。故に熔劑の力を借りる事は諦めて鑄造の際に酸

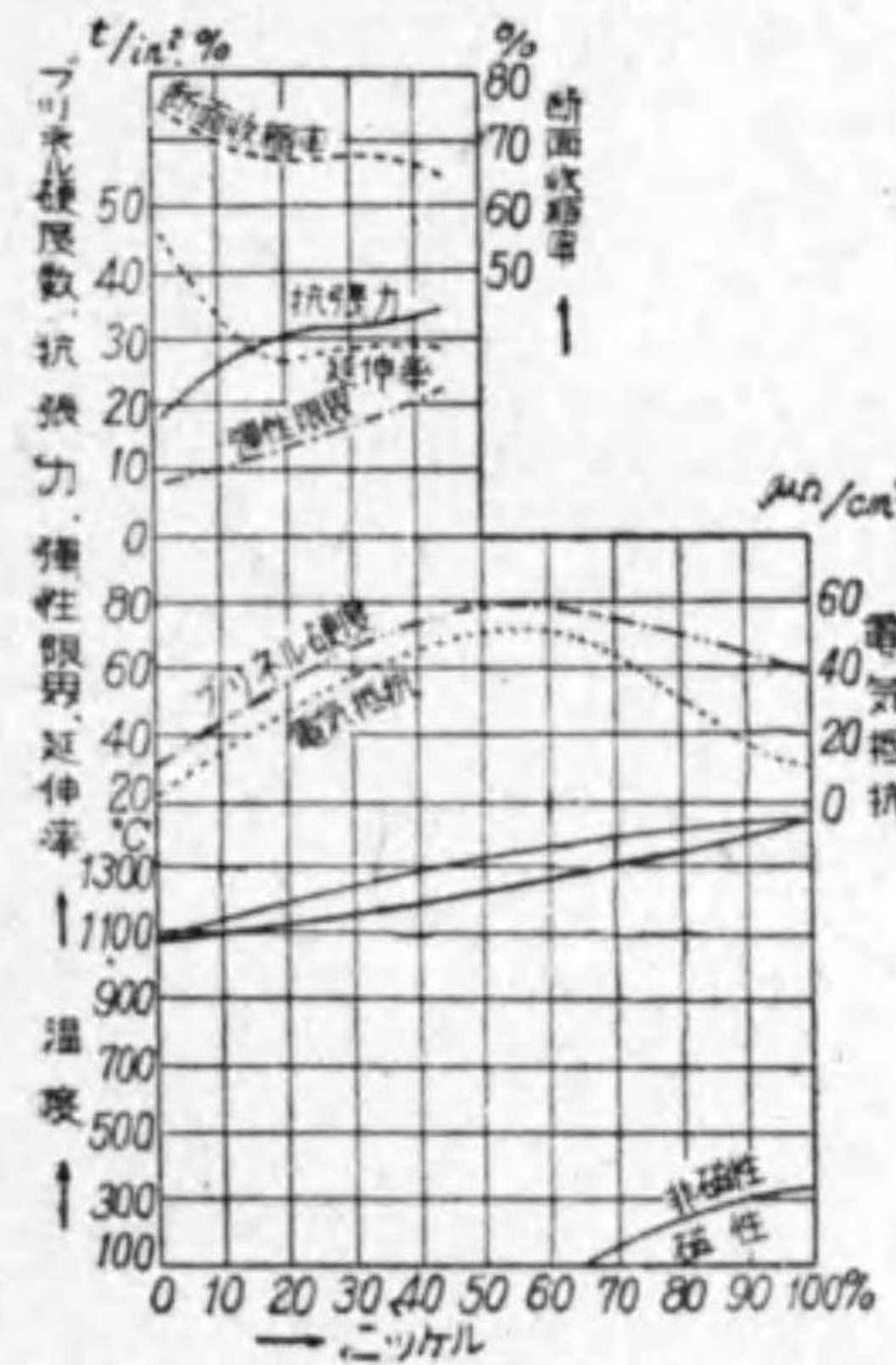
化アルミニウムが出来ない様にするか、出来ても熔金面に出来るのは止むを得ないとして、熔金中に携き込まれないと云ふ鑄造方法を探るより外に途はない、所が實際鑄込に當つてこの事を望むのは無理である。従つて上述した様な缺點を有する鑄物を生ずる事は免れないのである。

一時はアルミニウム青銅を利用しようといろいろ試みられたのであるが、結局この困難さのために用途が制限されてゐる。唯インゴットの様な簡単な形のものでは、特殊の方法を考案して或る程度まで酸化アルミニウムの少ないインゴットが作られるから、インゴットを作りこれを引抜き又は壓延して線又は板を作つて利用すると云ふ方面に用ひられてゐる。

第V章 銅-ニッケル合金

銅-ニッケル合金の平衡状態圖及びこれに對應する機械的性質を第131圖に示した。この合金の他の合金と異なる特徴は、ニッケル0%から100%

第131圖 銅-ニッケル合金の平衡状態圖と機械的性質との關係



に至るまで1つの固溶體を示し、平衡状態圖は極めて簡單で如何なる配合のものでも單一位相の結晶から出来てゐる事である。従つて上述の各合金の場合の様に或る配合になれば異相が現はれて、急にその機械的性質を變化すると云ふ事はなく、徐々に配合と共に機械的性質が變化する。尙固溶體では有芯樹枝状組織となつてゐる。而してこれは固化開始温度と固化終了温度との差が大となるほど現はれ易くなるのである。

即ち銅の多い場合、ニッケルの多い場合は何れもこの温度差が少ないから有芯組織を作ること少なく、ニッケル50%、銅50%と云ふ所が温度差が相當に大きいから有芯組織を作り易い。即ち固化を開始した時に溶解點の高いニッケル含有量の多いものが先づ固化を始め、これが核心となつてそ

の周圍に、温度の下ると共に次第にニッケルの少ない熔解點の低いもの
 が取り巻いて行くのである。この様な有芯組織では不均一な結晶状況をと
 るので、それに影響されて機械的性質に變化を與へるのである。鑄造の儘では
 上述の様な組織を現はしてゐる

が、焼鈍すれば有芯組織も樹枝
 狀組織も消失して石垣狀の均一
 な一層となるので、以上の事は
 考へる必要がない事になる。

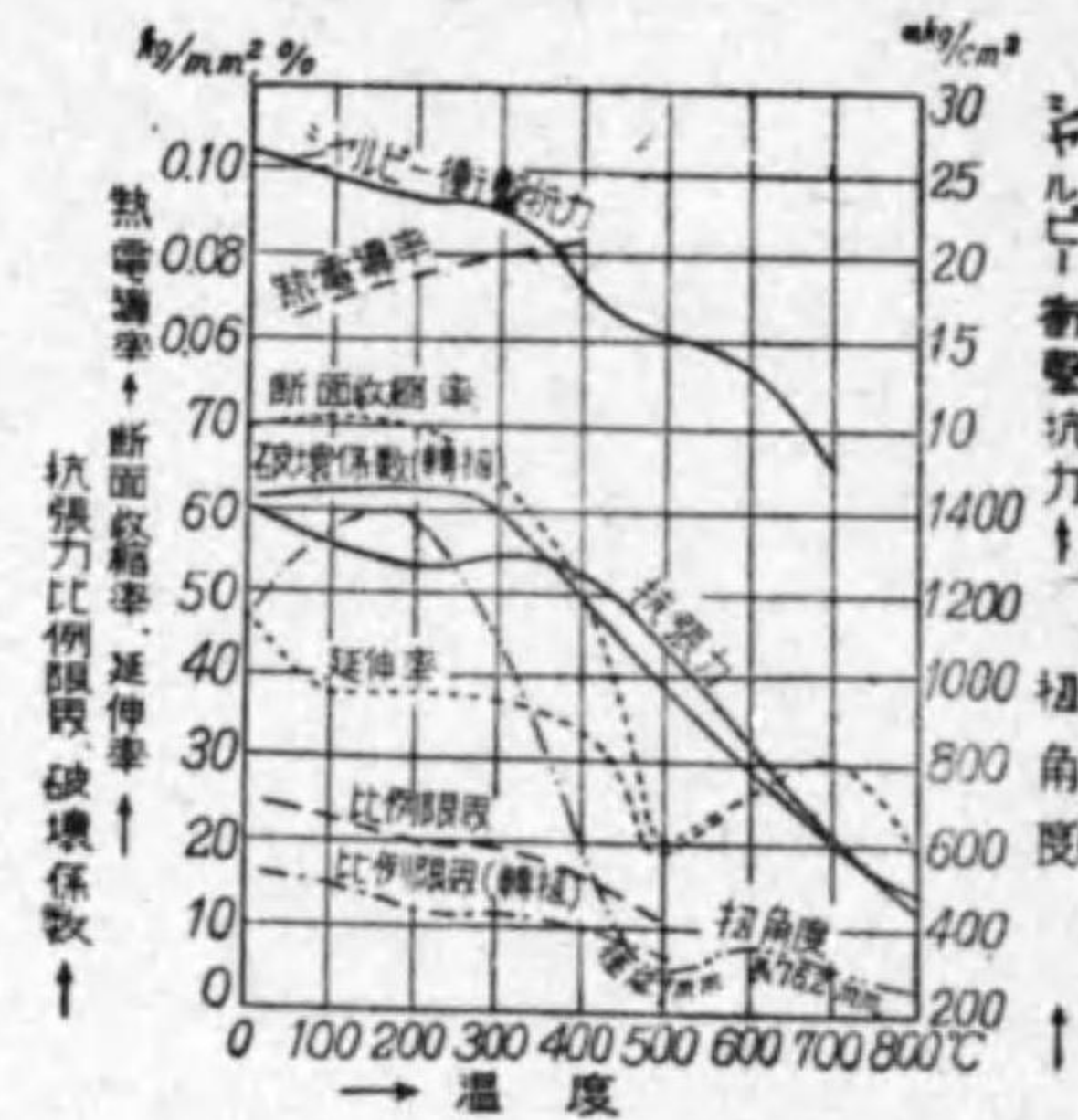
ニッケル30%、銅70%又は
 ニッケル40%、銅60%と云つた
 割合の合金がモネルメタルと云
 はれて、その機械的性質も第132
 圖に示す様に常溫及び高温度に
 於て優秀な成績を示すから、之

を利用しようとする氣運は相當に動いた。而してモネルメタルは次の様な
 缺點がある。

- (i) ニッケルを多量に含むために高價である事
 - (ii) 熔解に當つて炭素を吸収し易く、甚だしい場合には鑄鐵の組織と
 同様な黒鉛を現はし機械的性質を劣化させる事
- (i)の點に就ては説明する迄もない事であるから、(ii)の點に就て若干
 説明する事にする。

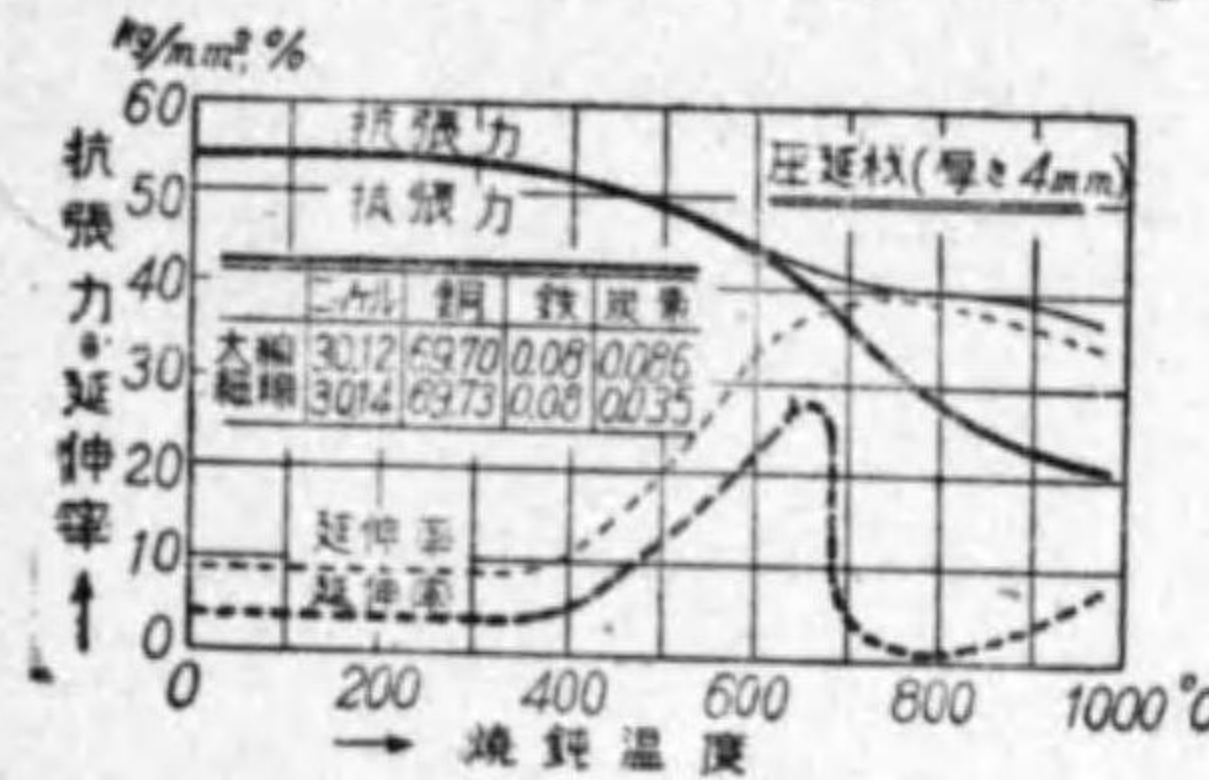
骸炭の坩堝で黒鉛坩堝を用ひてニッケル及び銅を配合量だけ加へて熔解
 して、モネルメタルを作るとすれば炭素が甚だしく合金中に吸収され、鑄

第132圖 ニッケル70%、銅30%合金の壓延材
 の高温度に於ける機械的性質



鐵と同様の黒鉛組織を現はし、その機械的性質も鑄鐵と變らないものが出
 来る。それ程に行かなくても可鍛鑄鐵に現はれる様な非結晶質炭素が、は
 れ、可鍛鑄鐵同様の機械的性質を示すに過ぎないものとなる。これ等の事
 のない様に出来るだけ炭素の侵入を防いでも多少の混入は止める事が出来な
 い。その程度のもの1例を第133圖に示した。

第133圖 ニッケル-銅合金に及ぼす炭素の影響



第133圖に依つて延伸率低く
 脆いものである事を示してわ
 る。焼鈍すれば延伸率を増加
 するが、尙高温度に焼鈍する
 と炭素を遊離して、延伸率を
 減じ脆いものになる事を示し
 てゐる。

以上に述べた様にモネルメタルは材料費の高價な事と、熔解の困難なこ
 とから餘り採用されるに至つてゐない。

勿論米國から輸入されたモネルメタルは、本書の始めに於て觸れてゐる
 様にモネルメタル配合のその儘の鑛石から還元して得てゐる合金であるの
 で、上に述べた様に熔解の困難を伴はず機械的性質も優秀である。

第VI章 銅-ニッケル-錫合金

この種の合金は外國に於て研究された。その1例を示すと第30表の様である。

第30表 銅-ニッケル-錫合金の成分と用途の1例

	銅	錫	鐵	珪素	マンガン	ニッケル	クロム	マグネシウム	磷	炭素
弁材	32.30	9.49	8.44	0.30	0.15	48.00	0.50	0.11	0.48	0.15
弁座材	14.60	—	9.06	5.76	0.03	69.80	0.17	0.12	0.031	0.24

弁と弁座との化學成分を變へてゐるのは、同一成分にすれば互に焼付く恐れがあるからである。

我國としても陸上火力発電所の高壓高温の主蒸氣弁として好評を博してゐる。ニッケルを多く含むから我國情には適しないと考へ、他に代用品を求めようと努めてゐる。著者もその一人である。従つてこの合金に就ては殆ど研究してゐないから詳細は述べられない。

索引

[A]

亜鉛の酸化損失	26
—蒸化損失	29
—熔解損失	26
厚みの減度	47
厚肉鑄物	153
アドミラルティ—チューブ (海軍管)	12, 79
アドミラルティ—プラスの 焼鈍温度と結晶粒	64
アドミラルティ—メタル (Admiralty Metal)	77
α (アルファ—)	18
α 固溶體	133
α 組織	19
アルブラック	111
—焼鈍組織	113
アルミニウム青銅に及ぼ すニッケルの影響	116, 167
—の焼鈍の影響	167
—の腐蝕	168
—の高温度抗張力	163
—の脱アルミニウム腐蝕	169
—の鑄造	169
アルミニウム—銅—ニッケル 合金の焼鈍温度と抗張力と の關係	168
アルミ眞鍮	2, 4, 16, 111
—亜鉛含有量と アルミニウム含有量との機 械的性質に及ぼす影響	118

—加熱に依る軟化 と結晶粒成長との關係	112
—成分と延伸率と の關係	115
—成分と加工率 硬度との關係	116
—成分と抗張力と の關係	115

[B]

馬蹄型腐蝕	82, 85
ブローホール	14
β (ベータ—)	18
β 共晶體	136
β 組織	19

[C]

縮代	36
鑄像	130
鑄造内部應力	143
直線的腐蝕	83

[D]

脱アルミニウム性腐蝕	169
脱亜鉛腐蝕	74
—の進行状態	76
脱酸劑	10
脱酸作用	156
脱錫作用	78
彈性變形	43
断面收縮率	43

デルタメタル.....4, 12
 電気化学的腐蝕.....84
 銅-亜鉛合金.....7, 13, 17
 —の日本標準規格.....22
 —の腐蝕疲労限界.....92
 銅-亜鉛平衡状態図.....18
 銅-亜鉛-錫抗張力状態図.....8
 銅-アルミニウム合金.....14, 163
 平衡状態図.....163
 銅-アルミニウム合金に及ぼす
 ニッケルの影響
 —に及ぼす錫の影響.....165
 銅-鉛合金.....15
 銅器時代.....1
 銅合金の使命.....2
 —種類.....7
 銅-錫合金.....7, 13, 130
 —の逆偏析.....137
 —の結晶粒の大きさ.....135
 —の顕微鏡樹状晶.....136
 —の高温衝撃値.....146
 —の樹枝状結晶粒.....135
 —の耐蝕性.....149
 —の耐蝕程度.....148
 —の熱処理.....143
 —の熱処理と抗張力.....145
 —の溶解.....138
 —の冷間加工.....141
 —の焼入と機械的性質との関係.....147
 銅-錫(6%)合金の加工後焼
 鈍と抗張力との関係.....142
 —の加工率と

抗張力との関係.....142
 —の固化温度範囲.....134
 銅-錫平衡状態図.....133
 銅-錫-磷三元平衡状態図.....157
 同素體.....21
 動的荷重.....120
 銅-ニッケル合金.....13
 —に及ぼす炭素の影響.....173
 銅-ニッケル平衡状態図.....171
 銅-ニッケル-錫合金.....174
 —の成分と用途.....174

[G]

ガス穴.....33
 ガンメタル.....2, 4, 121, 133, 149
 —に及ぼす鉛の影響.....152
 —の高温度に於ける
 機械的性質.....151
 —の鑄込温度と機械的性質との関係.....150
 —の鑄物の焼鈍.....151
 —の配合と機械的性質との関係.....149
 含鉛ガンメタに及ぼす錫の
 影響.....154
 —の性質と用途.....154
 逆偏析.....136
 合金.....11
 合金の材質.....11

[H]

白色合金.....132
 引割.....29

比重.....96
 疲労限界.....54
 復水器管.....111
 復水器管材.....63
 —の腐蝕比較.....81
 復水器管用のアルミ真鍮.....116
 復水器管の各種の成分とその
 性質.....78
 復水の現象.....48
 腐蝕の原因.....86
 腐蝕疲労限界.....58, 91
 不銹鋼.....5
 變形率.....61
 —と結晶粒成長との関係.....61
 偏析.....41
 變態温度.....145
 砲金.....132
 保温材.....34

[I]

イオン化電圧.....140
 イオン化の傾向.....75
 イマージュブロンズ.....4
 鑄物の不良.....35

[J]

時期割.....22, 48
 時期割防止.....59
 樹状晶.....135
 樹枝状組織.....21, 39
 蒸化損失.....26
 蒸気用鍍.....152

[K]

海軍規格.....12, 77
 海軍真鍮 (Naval Brass).....77
 鍍.....132
 各種合金の電位と腐蝕疲労限界.....91
 加工内部応力.....143
 加工率.....47, 142
 鐘.....132
 金型.....37
 カノンブロンズ.....2, 4, 163
 貨幣.....130
 機械的腐蝕作用.....85
 起電力.....91
 局部腐蝕.....84
 共晶體.....133
 強力銅合金.....4
 —の化學成分.....4
 —の機械的性質.....5
 強化剤.....11
 強力真鍮.....13, 119
 金屬イオン化の電荷.....74
 結晶粒.....11, 47
 —の大きさ.....108
 —の成長.....61
 結晶粒の粗大.....818
 古代の銅-錫合金.....130
 固化温度.....20
 固化の收縮.....35
 固體の收縮.....35
 高温度脆性.....43
 固溶體.....11
 磨耗.....156

マンガン青銅.....4,12,93,106
 —のα組織.....12
 —の海水中彎曲疲
 勞耐久限.....94
 —のβとα+βと
 の靱性比較.....109
 —の腐蝕疲勞限界.....91
 —のマンガン含量と組織と
 機械的性質との關係.....107
 モネル.....13
 モネルメタル.....4,13

[N]

内部應力.....48
 —計算用スケッチ.....50
 —測定用試験片.....50
 軟化.....60
 軟化作用.....67
 ニッケル銅.....4
 ニッケルブロンズ.....4
 ニッケルを含む真鍮の組織.....102
 ネーヴァルプラス(海軍真鍮).....12
 熱間脆性.....45
 熱間加工.....42
 熱傳導率.....97
 熱膨脹係數.....96
 NM青銅.....4,104,15
 —の焼鈍温度と機械的
 性質との關係.....10

[O]

黄點.....14,124

押湯.....33
 押湯の種類.....32
 小田メタル.....13

[R]

鑄青銅.....4,12,138,149,155
 鑄青銅鑄物.....160
 —の化學成分.....160
 —の機械的性質.....160
 —の機械的性質に及ぼ
 す銀鍍付の影響.....126
 —の高温度延物の抗張力.....161
 —の組織.....157
 ルーメンス青銅.....138
 冷間加工.....42,46
 鐵付.....153
 綠青.....130
 六四真鍮.....4,22
 —に及ぼすにる鑄の影響.....129
 —の固化温度範圍.....134
 —の機械的性質に及
 ぼす各種元素の影響.....117
 —の鐵含有量と結晶粒
 腐蝕及び機械的性質の關係.....99
 六四真鍮の鐵を含む組織.....99
 —の鐵を含むものの
 腐蝕状態.....100

[S]

再結晶.....61
 穿孔狀腐蝕.....82,85
 酸化損失.....26
 七三真鍮.....22

—に及ぼす鑄の影響.....123
 —の加熱温度と抗張力
 との關係.....73
 —の加熱に依る軟化
 と結晶粒成長との關係.....112
 —の焼鈍時間と機械的
 性質との關係.....72
 —の熱傳導率.....97
 —の冷間加工率と機械
 的性質との關係.....47
 七三錫入管.....85
 シルジル青銅.....2,4,16,98,122
 —の海水腐蝕試験.....127
 —の鑄込温度と
 機械的性質との關係.....127
 —の高温度と機
 械的性質.....126
 —の焼鈍温度と
 機械的性質との關係.....125
 —の成分と機
 械的性質との關係.....122,123
 衝擊値.....44
 收縮管.....29,41
 收縮量.....35
 燒鈍.....55,57,58
 真鍮.....13
 —に及ぼす鐵の影響.....98,101
 —の亞鉛含有量と鑄造收縮量.....36
 —の亞鉛含有量と電氣傳導
 度と温度係數との關係.....97
 —の鑄込温度と機械的性質
 との關係.....31
 —の各温度に於ける比重.....96

—の機械的性質に及ぼすニ
 ッケルの影響.....103
 —の各温度の熱膨脹係數.....96
 —の高温度延伸率.....44
 —の高温度斷面收縮率.....43
 —の硬度と抗張力との關係.....95
 —の燒鈍と機械的性質との
 關係.....60
 —の燒鈍と結晶粒成長と
 の關係.....60,67
 —の燒鈍.....57
 —の成分と高温度脆性との關係.....45
 —の熱處理.....56
 —の熱處理と硬度との關係.....57
 —の熱間加工.....42
 —の比較と温度との關係.....97
 —の疲勞限と腐蝕疲勞限
 とに及ぼす鐵の影響.....101
 —の腐蝕.....74
 —の物理的性質.....95
 —の冷間加工.....46
 —の冷間加工と機械的性質
 との關係.....59
 真鍮の熔解と鑄造.....26
 真鍮金型鑄物.....33
 —に及ぼす鑄の影響.....123
 巢.....29
 水壓試験.....153
 水銀試験.....22
 錫入真鍮.....77
 錫入真鍮の腐蝕.....74
 砂型.....37
 土り帶.....63

静的荷重..... 120
 青銅..... 13
 青銅鑄物..... 13
 塑性變形..... 48

[T]

タービン翼..... 4, 160
 對數目盛..... 93
 耐熱用ガンメタル..... 151
 鐵器時代..... 24
 低温燒鈍..... 59, 143
 テルミット作業..... 110
 鐵を含む眞鍮の組織..... 102
 鐵-マガン-アルミニウム眞
 鍮の機械的性質と結晶粒
 の大きさとの關係..... 109
 刀劍..... 130
 抗張力線..... 8

[Y]

燒入..... 22
 熔體..... 156
 湯口..... 33
 湯境..... 30
 融體の收縮..... 35
 有芯組織..... 146
 熔解..... 26
 熔解損失..... 26
 熔解電壓..... 112
 熔金溫度..... 31
 洋銀 (German Silver)..... 101, 104
 —の機械的性質..... 100
 —の物理的性質..... 144

[Z]

残留内部應力..... 50
 脆化..... 125
 全面的腐蝕..... 85

著者略歴

大正5年九州帝國大學採鑛冶金科卒業
 後、三菱重工業株式會社社長等造船所に
 入社、現在同社參事、長崎造船所材料
 試驗場長
 著書：熔接部の検査及試驗法、熔接と
 瓦斯切斷、鋼の常識

昭和18年3月10日 初版印刷
 昭和18年3月20日 初版發行
 昭和18年11月1日 第二版發行
 (1000部)

著作権所有



鋼合金の常識

[出版會承認第4250023]

定價 3圓30錢 } 合計賣價
 特別行爲稅相當額20錢 } 金3圓50錢

著 者 長崎市岩瀬道町一四七番地 佐々木新太郎
 發 行 者 東京都麴町區一番町十九番地 戸波春雄
 印 刷 者 東京都板橋區板橋町三丁目六四 長谷川隆士
 印 刷 所 東京都板橋區板橋町三丁目六四 帝都印刷株式會社
 (東京213)
 配 給 元 東京都神田區淡路町二ノ九 日本出版配給株式會社

發 行 所 金 屬 社 (日本出版會
 會員番號107016)

東京都麴町區麴町三丁目四番地
 電話九段(33) 474・振替東京 98975

支 社 { 大阪市西區靱中通三丁目四八番地
 電話土佐堀(44)2592・振替大阪6213

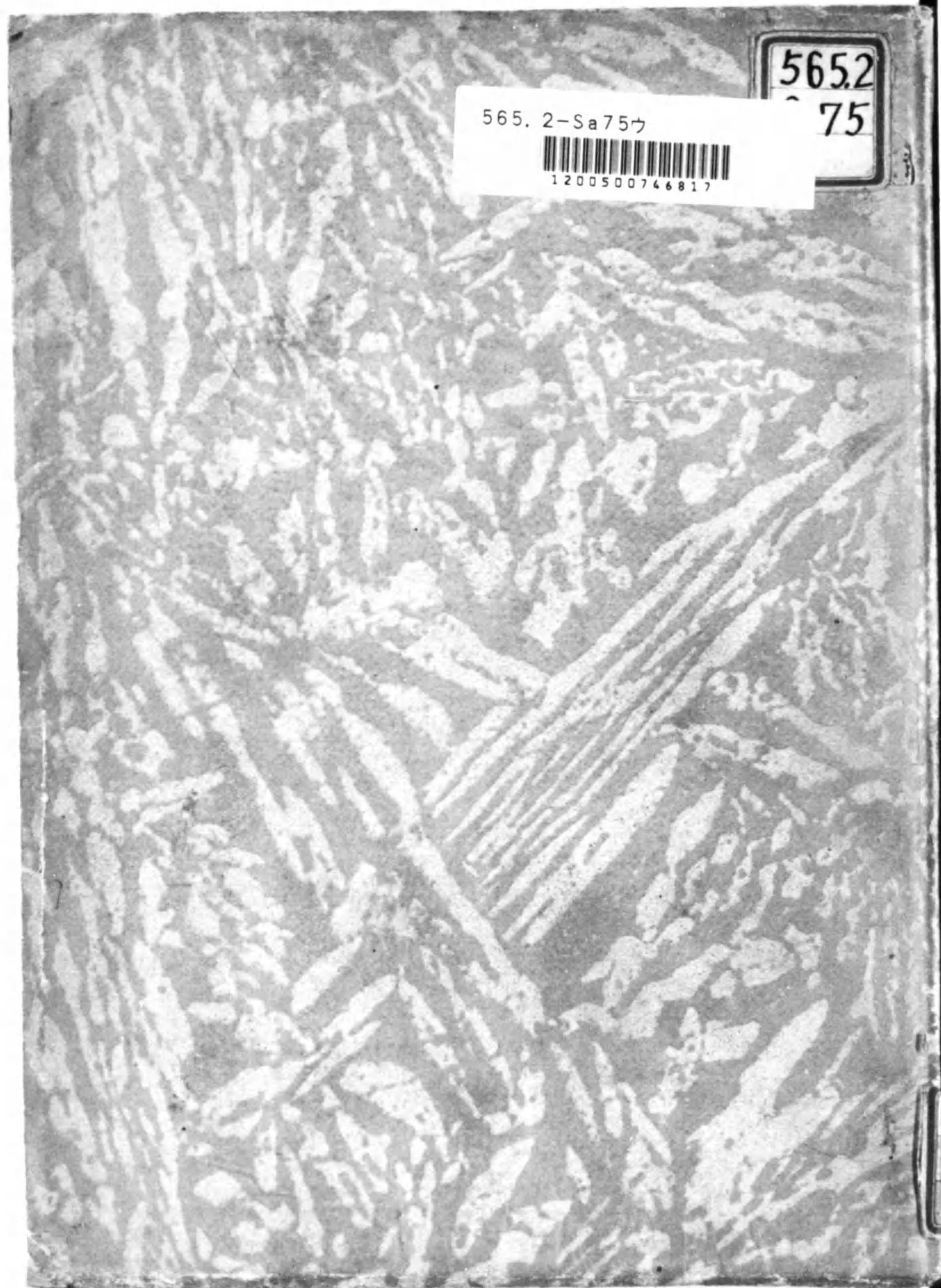
本社發行的圖書にて落丁亂丁等の品は直接本社にて御取換申します。

金屬社發行書目錄

昭和18年9月現在

金屬知識叢書				
合金状態圖の解説	B6判 104頁 二	清水要藏著	實價 1.05 送料 .08	
金屬知識叢書				
金屬の結晶組織	B6判 60頁 初	清水要藏著	實價 .80 送料 .04	
合金成分表	A5判 134頁 改訂増補第五版	金屬社編 戸波親平編	實價 2.50 送料 .20	
X線金相學	B5判 230頁 第三版	東北帝國大學教授工學博士 大日方一司著	實價 7.00 送料 .30	
マグネシウム及び其の合金	A5判 342頁 第二版	九大醫學部大助教工學士 三ヶ島秀雄著	實價 5.00 送料 .25	
鋼熔解及び鋼鍛鍊	B5判 374頁 初	豊田製鋼常務取締役 田口由三著	實價 7.00 送料 .30	
最近の特殊鋼	A5判 316頁 第二版	大同製鋼技術部長工學博士 錦織清治著	實價 5.60 送料 .25	
耐酸合金と耐熱合金	A5判 164頁 初	大隈帝國大學教授工學博士 多賀谷正義著	實價 3.05 送料 .25	
粉末冶金	A5判 106頁 初	東北金屬工業技術部長工學博士 榛葉久吉著	實價 2.50 送料 .25	
鋼の常識	A5判 250頁 第二版	三菱重工業會社 佐々木新太郎著	實價 3.50 送料 .25	
銅合金の常識	A5判 186頁 第二版	三菱重工業會社 佐々木新太郎著	實價 3.50 送料 .25	
特殊鋼の原價計算	A5判 120頁 初	大同製鋼工場長 石井健一郎著	實價 2.60 送料 .25	
焼入讀本	A5判 128頁 初	川崎重工業會社工學博士 高瀬孝夫譯	實價 2.60 送料 .25	
マグネシウム合金(加工篇)	A5判 320頁 初	豐洲輕金屬會社技師 荻野寂譯	近日出來	
金屬術語辭典	B6判 170頁 初	金屬社編	近日出來	
特殊鋼の知識	A5判 90頁 改訂増補第五版	金屬社編	近日出來	

通俗金屬材料「金屬」一ヶ年豫約購讀料
月刊雜誌 10圓20錢(税込)送料24錢



終