

既に記した所と變りがない。

第1報訂正表

5. 結

第1報及び以上の報告で偏心のある球面系の収差に對する Seidel の程度の近似理論は略々完了したと考へられる。特殊な場合への應用で、二興味のある結果も得られたがここには省略する。實際問題では Seidel の領域を超えた場合が起り得るが、その方面に進む出發點として、以上が役に立てば幸である。

文 獻

- (1) 木内政藏, 石黒浩三, 三宅和夫: 軸調 整不良の共軸球面光學系の収差, 理工研報告 1 (1947), 154—158.
- (2) 荒哲哉, 久保田廣: 偏心光學系の収差, 應用物理 17 (1948), 226—230.

本文	頁	列	行	誤	正	
155	左	16		$n, h, H, \frac{d_0 - f_0}{s_0, f_0}$	$n, h, H, \frac{s_0 - f_0}{s_0, f_0}$	
"	"	28		Z_1'	Z_1	
"	右	7		Seidel	Seidel	
158	左	5		$y'' =$	$y_1'' =$	
"	"	18		$\eta^2 + \zeta^2 = \sigma^2$	$\eta_1^2 + \zeta_1^2 = \sigma^2$	
"	"	22		$N - M^2$	$LN - M^2$	
"	右	3		$X_1 = -\frac{Y_0}{2C}$	$X_1 = -\frac{Y_0}{2C}$	
第1表	式	等	列	行	誤	正
其の1	(12)	左	1	右	Y_0	$Y_0 + B\eta_1(\eta_1^2 + \zeta_1^2)$
"	"	右	"	"	Z_0	$Z_0 + B\zeta_1(\eta_1^2 + \zeta_1^2)$
其の2	(13)	左	3	右	$\frac{(B_0 - \sigma^2)(A_0^2 + B_0^2)}{B_0^2} \frac{(A_0, B_0)}{C_0, R_0}$	$\frac{(B_0 - \sigma^2)(A_0^2 + B_0^2)}{B_0^2} \frac{(A_0, B_0)}{C_0, R_0}$
"	(25)	右			$Y_1 + Y_0$	$Y_1 + Z_0$

金 屬 學

黄銅, 洋白, マンガン黄銅の壓延板のたわみの塑性 (第2報)

村 川 製

(1949年1月10日受理)

6. アルミ黄銅

アルミ黄銅は少量の Al を含有する黄銅であつて、對蝕性が優れているという特長がある。バネ材料としては結晶粒を細かくする目的で少量の Ni (又は Mn) 及び Fe を添加するのを常とする。この缺點はハンダの付き具合が悪いこと及びインゴット・メーカーに際して比重の関係から酸化アルミニウムが湯の中の任意の場所に浮遊して必ずしも表面に浮んで来ないということである。中野伸銅所の橋本所長はこの困難を見事に征服してスラッグを完全に含まないアルミ黄銅板を作られ筆者もその試料の分配にあずかることが出来たことは誠に感謝に堪えない。

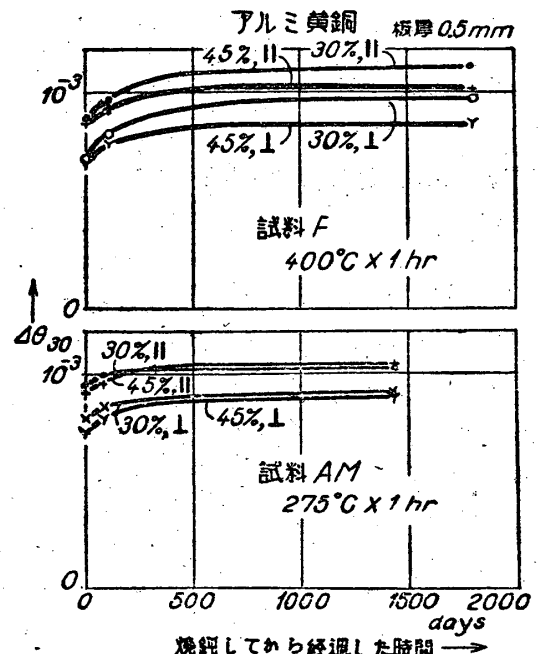
ここで實驗に供した試料の組成は第1表の通りで、2種類に分類することができる。

第1表. アルミ黄銅の試料の組成(%)

記 號	Al	Zn	Ni, Mn	Fe	Cu	壓延度 (%)
試料 F	1.7	17.2	Ni 1.0	0.5	殘部	30; 45
試料 MA	2.1	18	Mn 0.50	0.5	殘部	40; 55

試料 F はバネ材料としては最も普通の組成のもの

で、フュース (Füss) の合金とも名付けるべきものであり、試料 MA は試料 F の Ni の代りに Mn を

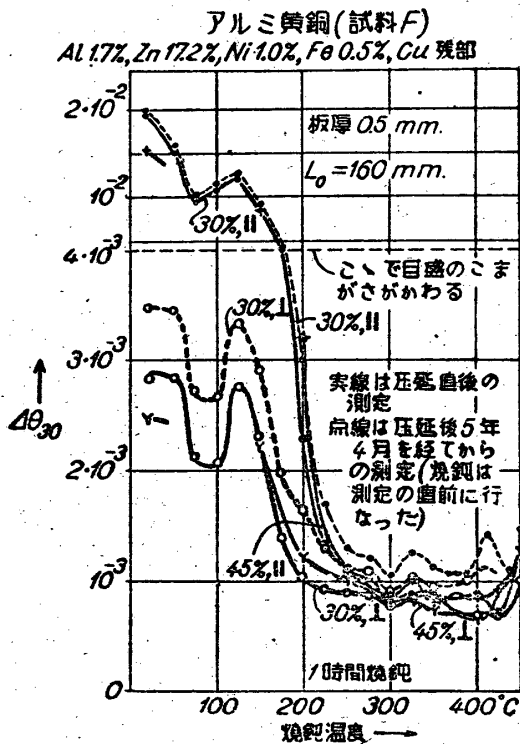


第10圖 アルミ黄銅における残留たわみ角 Δθ の経年變化

添加したものである。中間焼鈍温度は試料 F, 試料 MA では夫々 600°C, 550°C が最も適している。

第4圖に示したように、黄銅系合金パネは低温焼鈍を施してから時間の経過と共に、たわみの塑性をあらわす残留たわみ角 θ が増加するものである。アルミ黄銅もこの缺點をまぬかれることはできないが、純黄銅程著しくないことは第10圖の示す通りである。

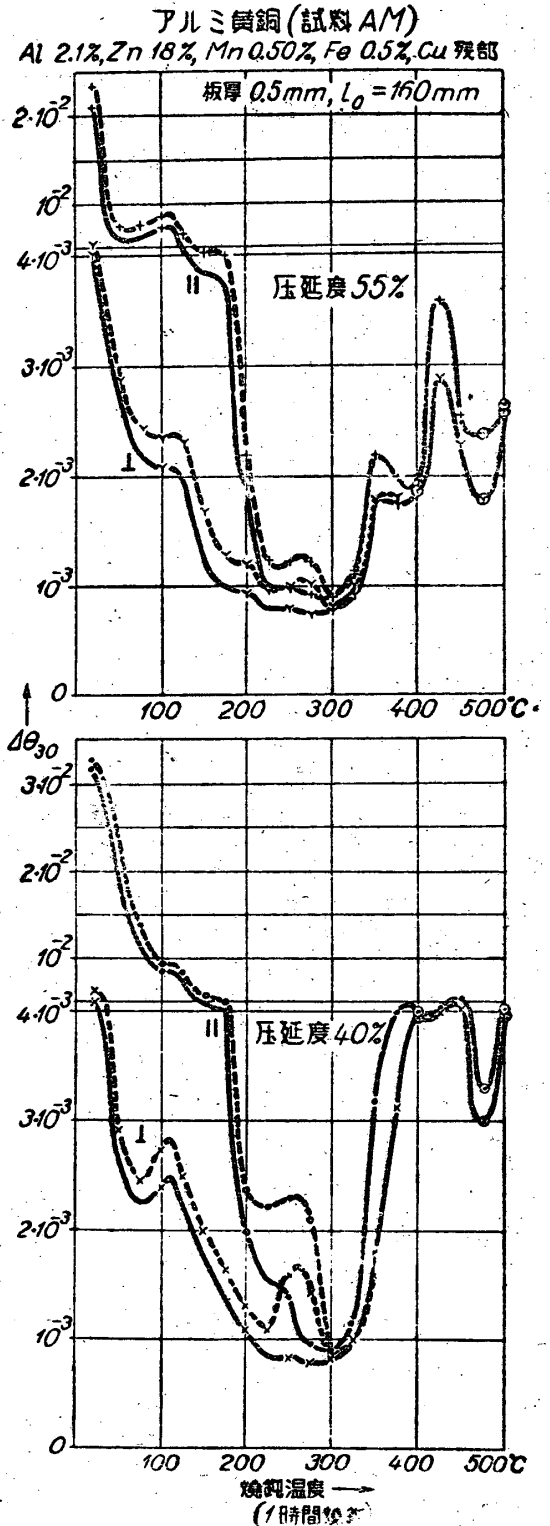
アルミ黄銅の壓延板を壓延したまま（低温焼鈍を施さないで）室内に保存しておき、數年を経たから低温焼鈍を施して θ を測定すれば、壓延直後に同一の低温焼鈍を施して直ぐに測定した場合よりも大きい値



第11圖 アルミ黄銅、試料 F における θ_{30} と焼鈍温度との關係

が得られる。第11圖は試料 F について、第12圖は試料 MA についてその事實を示すものであり、試料 MA ではこの傾向が特に著しい。壓延直後に低温焼鈍を施さないで數年を経過した試料 F では如何なる温度で焼鈍しても、壓延直後に同一温度で焼鈍をしたものと同じ θ を示すようにはならない。試料 MA では約 250°C で焼鈍することにより兩者の差が著しく大きくなるが、300°C で焼鈍することにより兩者の差は極めて小さくなる。試料 MA において 325°C の焼鈍をする場合に兩者の差が極めて小さくなることは興味ある事實である。

以上述べた経年變化が何によるかは仲々困難な問題で、空気中の CO_2 によつて試料中の Zn が侵蝕され



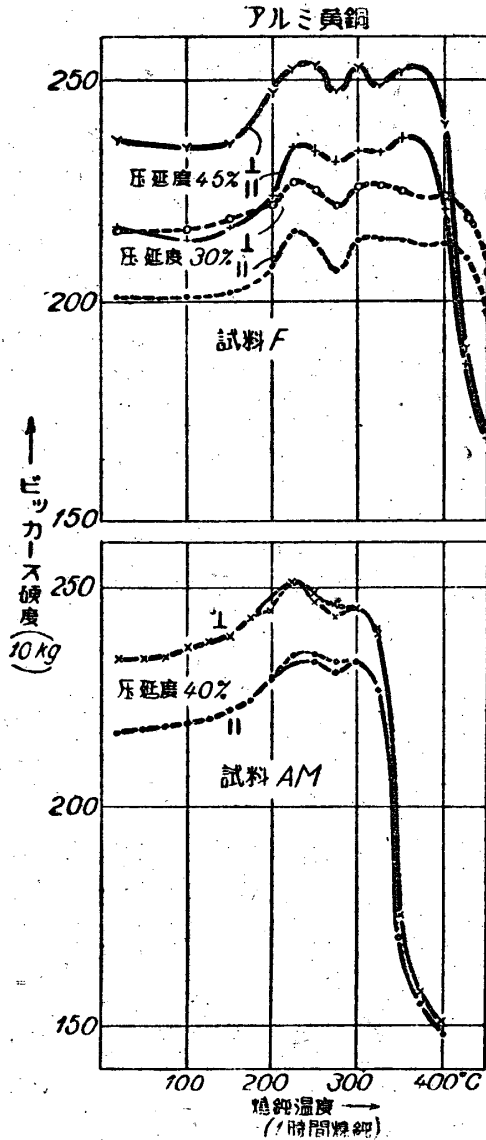
第12圖 アルミ黄銅、試料 MA における θ_{30} と焼鈍温度との關係

實線の曲線は壓延直後に焼鈍して直ちに測定した場合、虚線の曲線は壓延後4年2月を経たから焼鈍して直ちに測定した場合を示す。測定時に○をつけたものは水素中で焼鈍した試料であることを示す。板厚=0.5mm, $L_0=160$ mm

ることだけでは説明することができないようである。少くとも試料 MA では著しい内部ひずみを持つもの

の經年による内部構造の變化を考慮に入れる必要がある。

第13圖はアルミ黄銅の壓延板の硬度と焼鈍温度との關係を示すものである。試料 F では壓延の直後に



第13圖 アルミ黄銅板における焼鈍温度と硬度(硬度計 A による)との關係

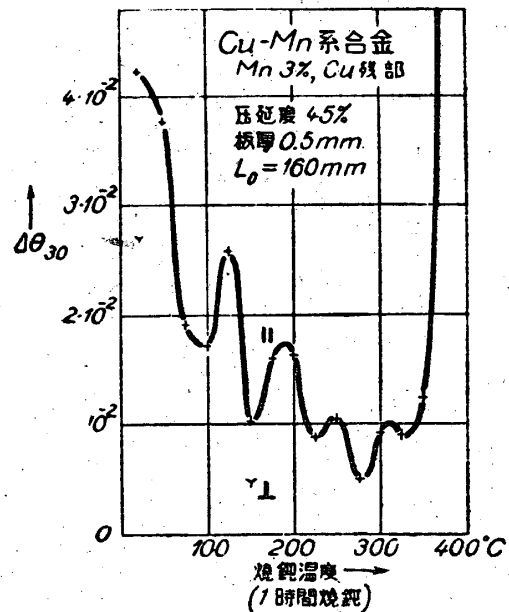
試料 MA の圖において實線は壓延直後に低温焼鈍したもの、虚線は壓延後4年2月を経てから低温焼鈍したものに關する測定を示す

焼鈍しても壓延後數年を経てから焼鈍しても硬度に著しい差異はない。試料 MA ではこの差異が多少あるように思われるが、餘り著しいものではない。約220°Cで焼鈍すると硬度が大きくなることは Cu-Zn 系合金の壓延板の特徴を示していると考えてよい。

7. Cu-Mn 系合金の壓延板

マンガン黄銅の壓延板をしらべる豫備實驗として

Cu-Mn 系合金の板をしらべた。Mn=3% のものは今迄の文献によれば單相から成る筈であるが、これを壓延してから種々の温度で焼鈍した試料のたわみの塑性を測つた結果は第14圖の示すようになり、變態又は析出が起る筈であることがわかる。但しこゝでいう變態とは極めて廣義に解釋すべきものであつて、例えば規則格子の生成もその中に含まれている。(第14圖において、上方向のたわみの塑性は試料の量の關係から詳しくしらべることができなかつたので、それに関する曲線は書いてない。)



第14圖 Cu-Mn 系合金の壓延板における焼鈍温度と $\Delta\theta_{30}$ との關係

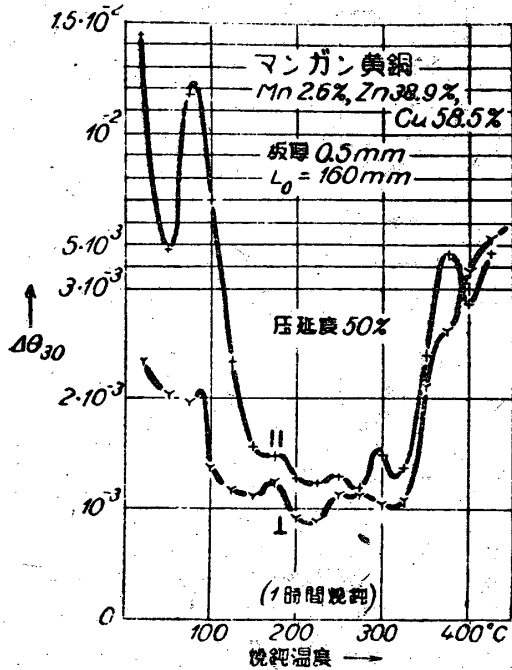
8. マンガン 銅

60-40 黄銅に 3% 程度の Mn を添加したものが、いわゆるマンガン青銅であつて、これよりも多量の Mn を加えたバネ用マンガン黄銅は歐米の文献には知られていないようである。

Mn 及び Zn の含有量を色々と變化させた組成のマンガン黄銅をしらべることは極めて長い時間を必要とするので、こゝでは次のような考えによつて簡単な實驗を行なつた。即ちバネ用材料としては純黄銅のうちで 60-40 黄銅が最も有望であるから、これから出發して、これに少しずつ Mn を加えて行く、そうすると Mn は粘さを少くするものであるから、これを相殺するために Cu の含有量を増加させなければならない。この考えに従つて色々な組成のものをしらべた結果として、大體

$$\text{Cu の \%} = 60\% + 0.4 \times (\text{Mn の \%}) \quad (1)$$

によつて Cu の % を定めることが最も適當であることがわかつた。かくして Cu の % を Mn のかん數として定めることができるから、Mn の % を與えれば Zn の % は自然に定まつて了う。

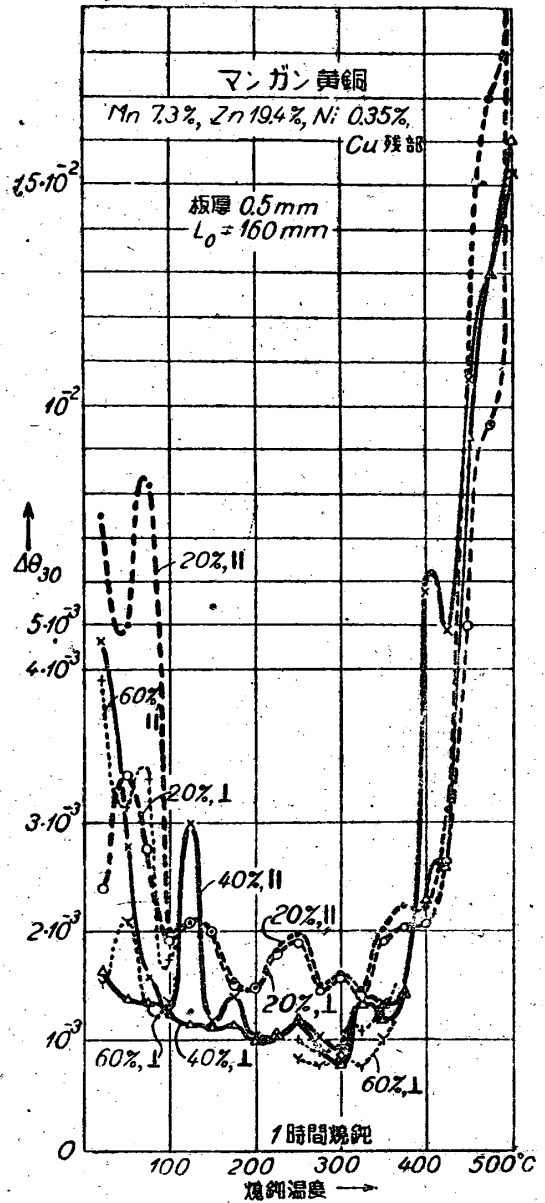


第15圖 Mn=2.6% なるマンガン黄銅における焼鈍温度と $4\theta_{30}$ との関係

第15圖はいわゆるマンガン青銅の壓延板における低温焼鈍効果を示すものである。二元合金の場合よりも複雑な曲線が得られていることは明らかである。更に Mn を加えて Mn=7.3% とした場合の低温焼鈍効果は第16圖によつてあらわされ、その硬度の變化は第17圖の示す通りである。第16圖、第17圖からわかるように、再結晶温度を超えてからも、複雑な内部構造の變化が起つているようである。

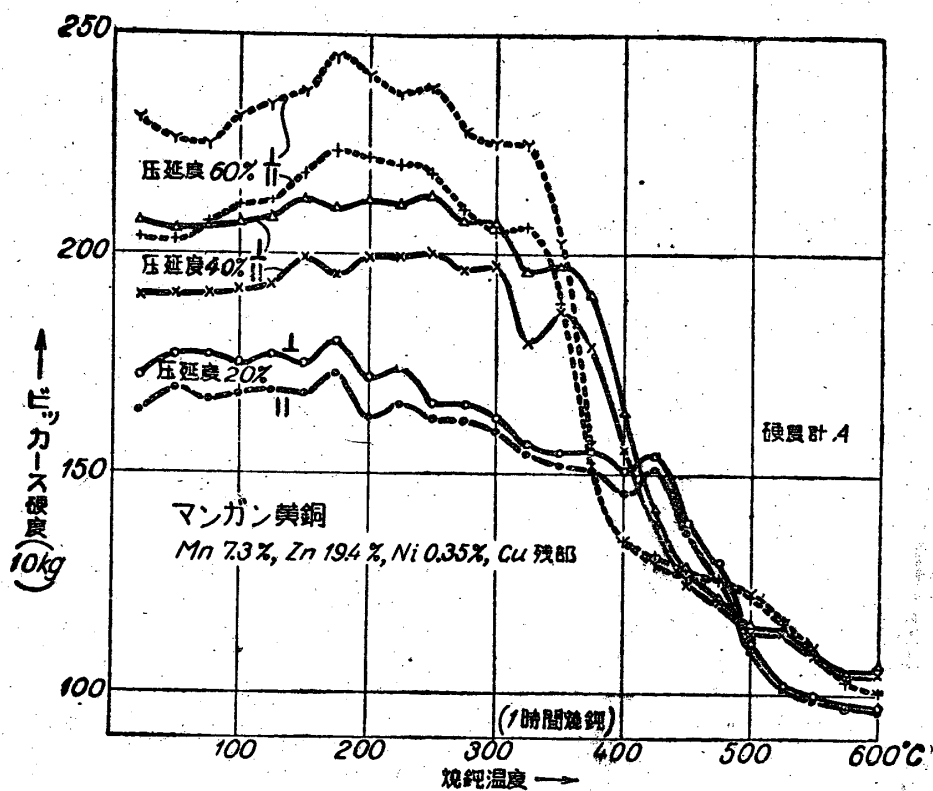
Mn=13.5%, Zn=21% なるマンガン黄銅のたわみの塑性については重要な點はわかつてはいるが、焼鈍温度の間隔を更にこまかく取つて測定した結果は第13圖の通りである。又、Mn=18%, Zn=13% の場合の測定結果は金屬壓延板の硬度に関する報告の第10圖の通りであつて、60-40 黄銅に比して再結晶温度が遙かに高くなつていことがわかる。このマンガン黄銅に Ni を添加すれば第19圖に示す曲線が得られる。これらの圖を綜合して、バネ用マンガン黄銅板の最適低温焼鈍温度は 275°C の附近にあることがわかる。

壓延度を 47% として、Mn の種々の含有量の板に對して $4\theta_{30}$ の最小値 (最適の低温焼鈍を施したとき

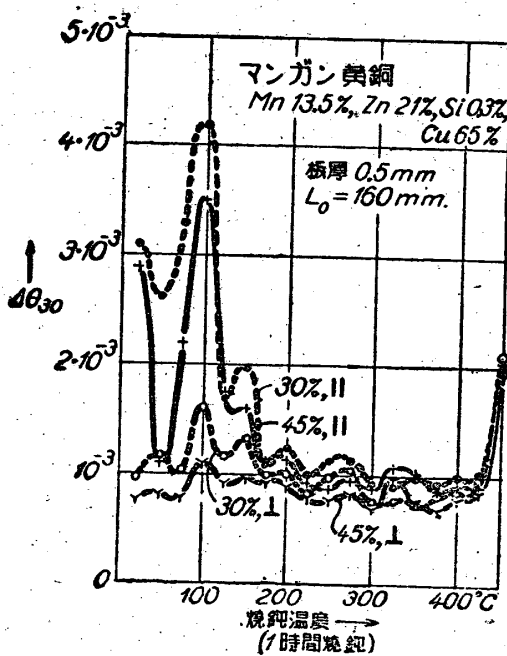


第16圖 Mn=7.3% なるマンガン黄銅板における焼鈍温度と $4\theta_{30}$ との関係

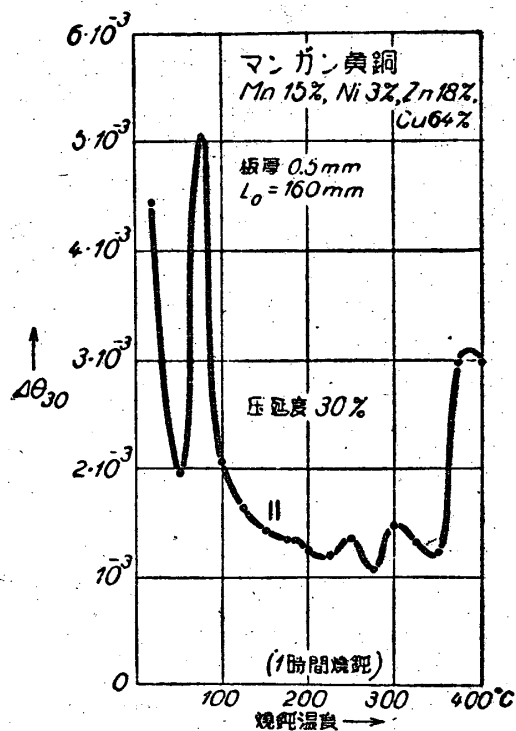
の $4\theta_{30}$ の値を Mn の % のかん數としてグラフを書けば第20圖の通りである。但し Mn, Zn, Cu の含有量の間関係は嚴密には (1) 式を満足していないが、大體の傾向はわかるようである。第20圖により、Mn を 8-13% とすれば良いバネ板が得られると考えられる。これに應じて Cu と Zn の % は夫々 63-65%, 29-22% となる。その組成のマンガン黄銅に對しては最適中間焼鈍温度は 550-600°C である。



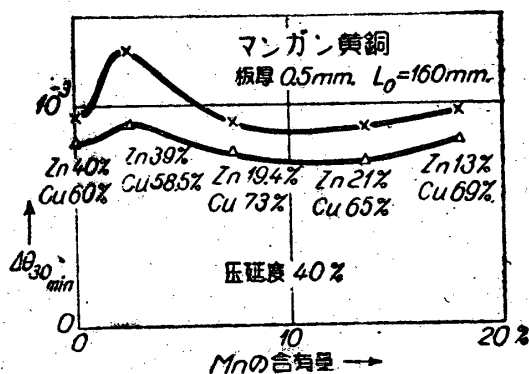
第 17 圖 Mn=7.3%なるマンガン黄銅板における焼鈍温度とピッカース硬度との関係



第 18 圖 Mn=13.5%なるマンガン黄銅板における焼鈍温度と θ_{30} との関係



第 19 圖 Ni を添加した Mn=15% なるマンガン黄銅板における焼鈍温度と θ_{30} との関係



第20圖 マンガン黄銅板における Mn の含有量と $\Delta\theta_{30}$ の最小値との関係

新方式に依る硝子導入線試作研究

三原金吾

(1949年2月19日受理)

1. 緒言

我國は東洋唯一の真空管及電球の製産國であつて敗戦後の今日と雖も輸出貿易中此種製品の占る割合は少くない。一例を挙げれば米國向クリスマスデコレーション用小形電球のみに就ても本年度間に輸出 50,000,000 個。來年度は 100,000,000 個を計畫されてゐると聞く。斯の如く製産量は相當に揚つてゐるが製品の品質は歐米品に比し明に劣つてゐる。その理由の大半は硝子導入線の性質悪き爲、製品とした後、時間と共に真空度が低下して來ることであると言ふ。國産導入線に信頼度少しと觀て米國向上記電球の導入線は米國 Callite Tungsten Corporation のものを本年度は約3トン輸入し、これを業者へ提供し電球を製作せしめてゐる現状である。

筆者は一昨年より在來の國産導入線の製法に就き考へさせられるものがあつたので新しい見地から導入線の試作研究を行つた。試作品は各業者へ提供し批判を仰いだ。其の結果は別表の如く良好なりとの判定を得たのである。就ては當所に於ける掲題の研究は一應完了したので研究の経過報告をする。

2. 研究方針

硝子導入線は硝子より熱膨脹係數の低い Ni 42-Fe 合金線の上へ其の徑の約 6% の厚さの銅を被膜したも

ので、兩者の膨脹係數の和をして硝子の夫れに近からしめたもので、銅の表面は硼酸銅を以て被膜を作らしめ硝子との接着を期してゐる。

在來の國産品の缺點たる耐真空度の低い理由を製造の課程中に求め、新しい研究方を次の如く建てた。

a. 心線たる Ni 42-Fe 合金中の氣泡の問題 合金内部に氣泡を有すれば耐真空度の低いことは想像に難くない。従來の製造業者には合金に注意を特別に拂つてゐる様子は見られない。心線は金屬製造業者より提供を受けて、無批判に使用してゐる状態である。筆者は合金の鑄造法から出發し、氣泡少き合金の製造研究に基礎を置く方針を建てた。

b. 心線と被覆銅との間が完全密着し居るや否やの問題、兩者間は完全に融着してゐなければ耐真空度の良きものを望むことは出来ない。然るに我國導入線製造業者が採用し居る方法は次の二つである。

其の1は徑10耗の心線上に肉厚0.6耗の銅管を押し、900°Cに加熱熔着せしめる。其の後何十回か繰引ダイスを通して細線とする途中材質が硬化する度に中間焼鈍を行ふのであるから0.2~0.4耗の細線となるまでには兩者の密着は或程度進行する。併し一方に他を差し込むことは兩者間に隙があると言ふことであるから完全な熔着を期すことは困難であらう。

其の2は同徑のものの上へ眞鍮を薄く被膜し、その