

の S. 39 より強力なる高級鋼材を使用するか、橋梁の製作方法を改變しなければならぬ。我國に於ては未だ此種の特殊鋼材の供給を受けることが不自由であり、又加工の困難なる點もあり、一方近時電氣銲接の技術が急速なる進歩をなした爲に上記の問題は材質の變更よりも寧ろ製作方法の改變に向つて進展しつつある。併し又構造物の主要部分には逐次高級鋼材が使用せられつつあることは事實で兩者相俟つて自重の輕減或は製作の經濟化が實現せらるべきものと考へる。只茲に高力鋼材を使用するに當り注意すべき事項は材料の彈性率である。本題の U. B. S. を初め Ducol steel, Silicon steel. 其他構造物用特殊鋼材は何れもその抗張力或は彈性限に於て普通軟鋼材よりも遙に高き値を有して居るがその彈性率の値は何れの鋼材に就ても 20,000~21,000 kg/mm² にして殆ど一定である³⁾。故に今高力鋼材を使用して許容内力を高く取り構造物の斷面を縮少し得たとすれば、それに比例して構造物の彈性的變形量を増大することになる。特に鐵道橋の如き急激なる活荷重を受るものに在りては此の結果激しき振動を伴ふ等の障礙を生ずる故に斯る特殊鋼材を構造物に使用するに際しては設計上又製作上その使用方法に就き相當の注意を必要とするであらう。

本報告中彈性係数の測定は阪大工學部機械工學教室南大路先生の御好意に依りなされたる物で謹んで謝意を表す。

³⁾ Werkstoff Handbuch; Stahl u. Eisen. C15. 1930

銅を主成分とする銅-錫-亞鉛合金の平衡圖に就いて

(日本鐵鋼協會 第 9 回 講演大會講演)

山口 珪 次*
中村 晃 三*

この三元系は古くより使用される青銅、砲金、ネーバル黄銅等の組織を知る爲に肝要であるが、未だ充分研究されて居ない¹⁾。又此の三元系に必要な二元平衡圖にも未解決の點がある、眞鍮の相βに 450~470°C で認められる異

常は問題外として、Sn 15~25% に 580°C で現れる異常及其れより Sn 側の平衡圖には種々な相違がある。本文は斯かる場合に、第3の成分を加へた、三元系に依つて之等異常を明かにした。

* 大阪帝國大學工學部

¹⁾ Hoyt: J. Inst. Metals 10(1913)235, 14 (1925) 182.
Hoyt, Brinton: ditto 14 (1915) 178
Tammann, Hansen: Z. anorg. Chem. 138 (1924) 137.
Hudson, Jones: J. Inst. Metals 14 (1915) 98.
Bauer, Hansen: Z. Metallkunde 22 (1930) 387.

實驗に用いた材料:—合金の原料として次の物を用いた。

銅は銅線(住友電線製)、 亞鉛は電解亞鉛

錫は電解錫及びシンガポール折錫

實驗方法:—アランダムセメントを内塗りしたタンマン

管で Sn, Zn, Cu の順序で 50 gr 熔解し、炭素棒でよく攪伴し、金型に鑄造、徑 7mm の棒となす。Sn を含む爲 Zn の減失は僅少で 0.5% 以内で所望の合金を得た。次にその例を示す。

No. 1			No. 2		
分析結果	装入量	差	分析結果	装入量	差
Cu 63.83%	64.2%	-0.4%	Cu 74.76%	75%	-0.2%
Zn 10.19	10.0	+0.2	Zn 9.90	10	-0.1
Sn 26.06	25.8	+0.3	Sn 15.40	15	+0.4
合計 100.08	100.0		合計 100.06	100	

合金の組成は Sn と Zn の含有%を列記する。例へば 20~10 は Sn 20% Zn 10% Cu 70% の合金を示す。

實驗方法は熱分析及び顯微鏡組織に依つた。凝固變化は冷却逆示曲線から求めた、其の試料は 15gr で酸化を防ぐのに格別手段を講じなかつたが、不都合は左程無い様に思はれた。

固体内の變態は鑄造棒を 7mm 位(約 3gr 内外)に折り、主として加熱逆示曲線から求めた。

Cu-Znの平衡圖:—Bauer, Hansen に依る²⁾。

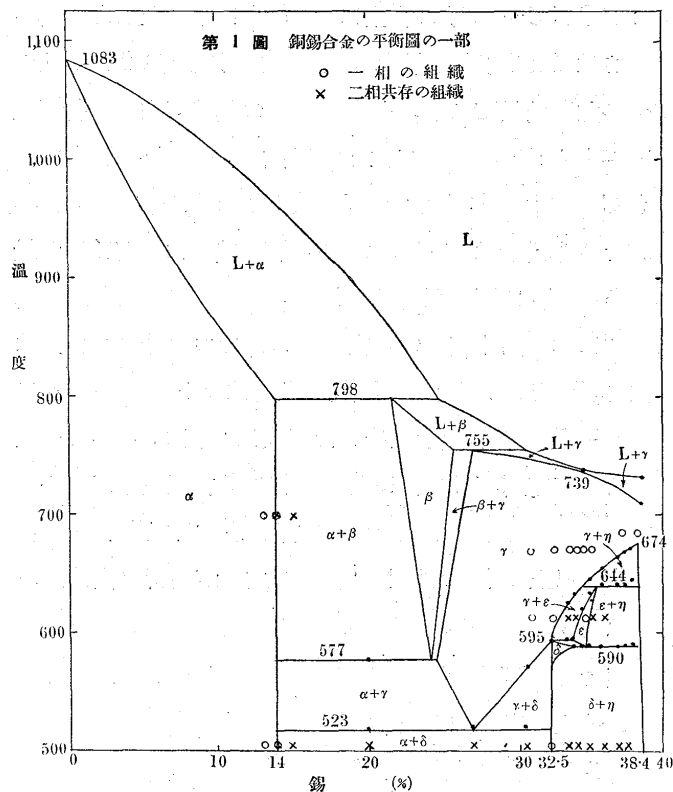
Cu-Sn系の平衡圖:—多數の研究があるが所々に著しい相違がある。最近の研究では Bauer, Vollenbruck, 石原博士、松田博士及び濱住-錦織兩氏等³⁾の研究に於て相違點を簡単に示せば(第1圖参照)。

630°C 邊の不變點に關聯する問題である。

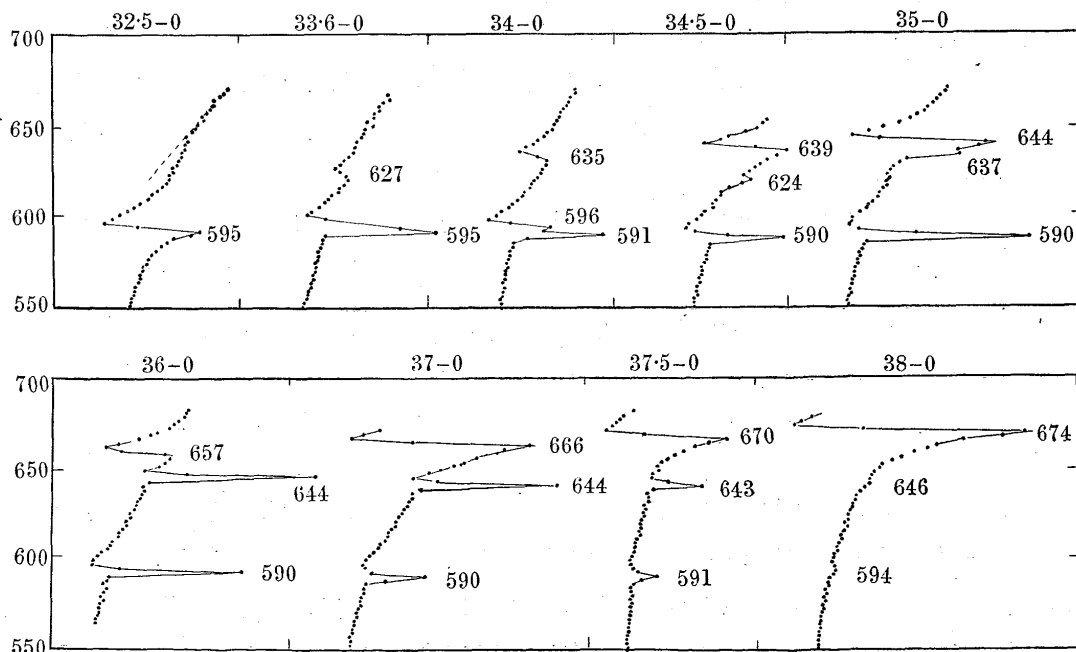
以上が主要なる點で、尙

(3) Sn 30~38% の合金の液相線と固相線の關係。

(4) 相 β 又は γ (第1圖では相 γ に當る)に 600°C 邊



第2圖 銅錫合金(Sn32.5~38%)の加熱逆示曲線



(1) Sn 15~20% の合金の 580°C 附近の異常を圖の如く共析變態となすもの及び他の變化と考ふるものがある之に依り 750°C 邊の包晶變化に連續する固体内の不變點に相違を來す。

(2) Sn 34% 邊の合金に濱住-錦織兩氏によれば 570°~620°C で固相 ε が存在するが之は在來の研究になく、Sn 35~38% の合金の

に微かに異常が有る。之は最近の研究にのみ現はれる。

他の諸點は略同一であるから、決定すべき點は上の諸點で著者等の實驗に依れば、

(1) 之は共析變態である。之れは後に示す様に三元系に

²⁾ Bauer, Hansen: Der Aufbau der Kupfer Zinklegierungen Berlin (1927)

³⁾ Bauer, Vollenbruck: Z. Metallkunde 15(1923)119, 191. 石原: 金屬の研究 1(1924)429. 松田: 東北理科報告 17(1928)141. 濱住, 錦織: 金屬の研究 7(1930)535, 581

於て β が α と γ に分れる一變系に連続して居るからである。従つて 755°C の包晶變化, 熔體 + $\beta \rightleftharpoons \gamma$ に連続するのは $\beta \rightleftharpoons \alpha + \gamma$ の共析變化である。(Zn 5% を含む断面の焼入れ組織参照)。

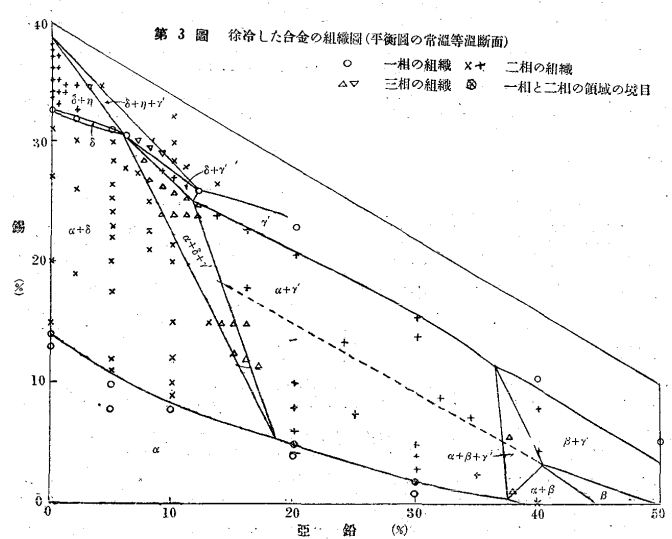
(2) Sn 35~38% の合金に 644°C に不變點があり其の大きさは Sn 36% で最大, 兩端で減少する。第 2 圖は此の部分の加熱曲線である。又 590°C 邊の異狀即在來包析變化 $\gamma + \eta \rightleftharpoons \delta$ と考へられて居た變態點も Sn 34~38% では 590°C Sn 32.5~34% では 595°C で明瞭に差があり, 其の大きさも前者は Sn 35% 邊で最大, 後者は 33% 邊が最大である(第 2 圖参照)。又 614°C からの焼入れ組織は寫眞第 1 圖に示す如く相 ϵ の存在を示し, 此の部分の状態圖は濱住-錦織兩氏に一致する。寫眞第 1 は $\epsilon + \gamma$ を示す。又 Sn 33~35% の合金を徐冷した組織は 2 相 δ, η から成立して居るが寫眞第 2 の様に此の 2 相の共析組織と二次の δ 及び η とより成り亞共析か過共析か分らぬ組織を呈す。Sn 35% 以上のものも同じ 2 相から成るが共析組織は認められぬ。

又相 γ の焼入れ組織であるが, 同じ氷水中に焼入しても組成, 焼入温度に依り變つた組織を呈す。Sn 少く比較的低温焼入の場合には完全な單一相となる。寫眞第 3 はそれを示す。Sn 量増すか温度が高い時は腐蝕され易く, 其の中に腐蝕像に似た組織を示す様になる。寫眞第 4 は其の例である。更に Sn が増せば寫眞第 5 の様な組織を呈す。更に Sn 量増し 35~38% となれば寫眞第 6 圖の如く一相とは思はれない組織となる。

(3) 固相線と液相線と一致する點は Sn 34.5% 合金で 739°C を得た。

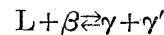
(4) 相 γ に認められる 600°C 邊の僅かの異狀は Sn 28, 29% の合金の加熱曲線にも 622°C 邊は認め得るが又, 第 2 圖の 32.5~0 の加熱曲線に現れる様に 645°C 邊に終了する吸熱變化がある。之等は以上の諸結果から考へて相の變化即變態ではないと考へられる。

Cu-Sn-Zn 合金の平衡圖: 一常温に於ける等温断面、之は試料を 650°C 位に加熱後毎分 5°C 以内の速さで冷却した組織から得た。之を第 3 圖に示す。常温で安定な相は第 3 圖に示す範圍では α (青銅, 眞鍮に連続す), δ, η (以上は青銅に连续す), β, γ' (以上は眞鍮に连续する) の 5 種で, 眞鍮の相 γ は青銅のと區別する爲に γ' とした。Bauer-Hausen の結果に依ると 3 相 ($\alpha + \beta + \gamma'$) の三角は温度の



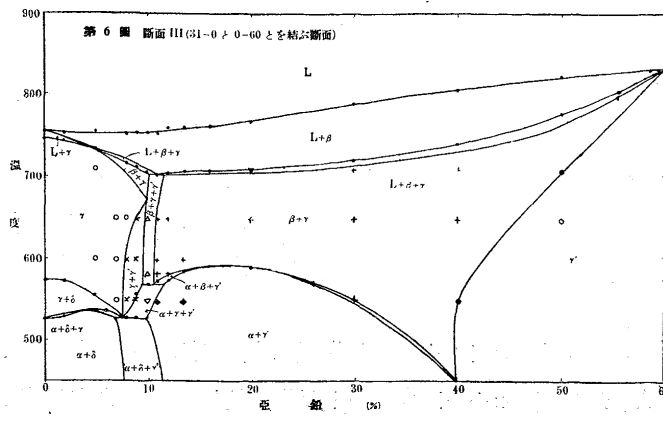
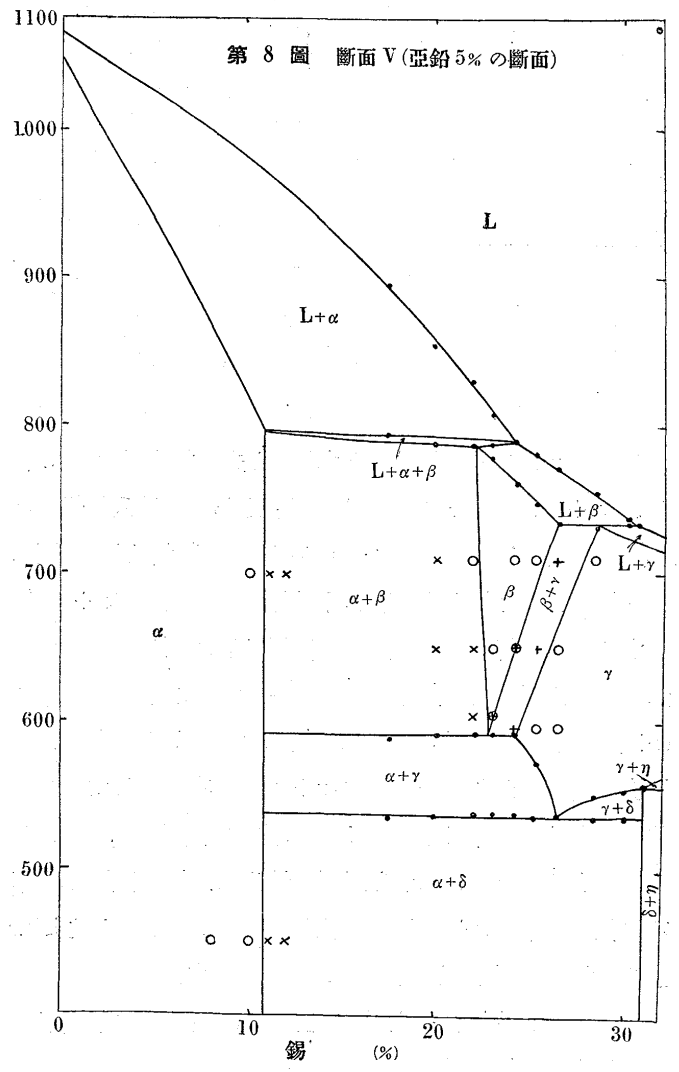
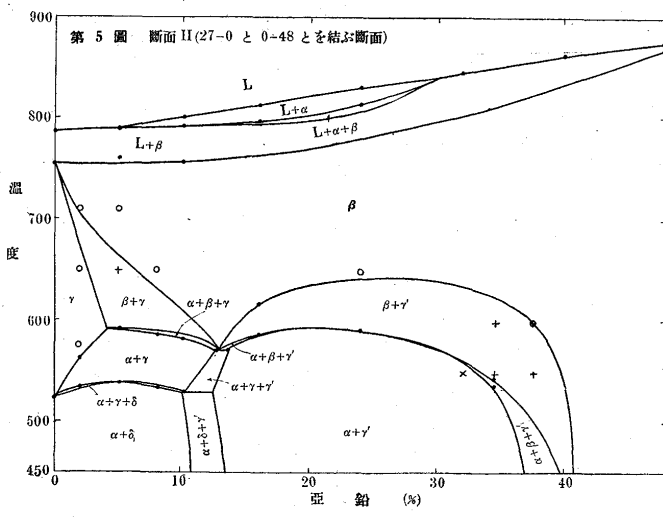
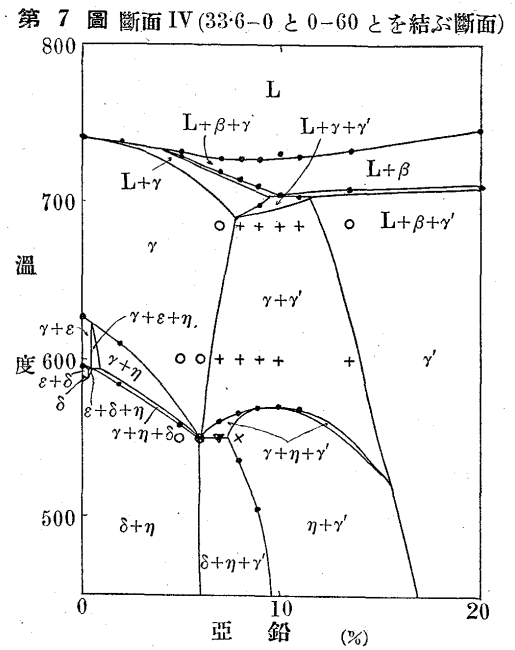
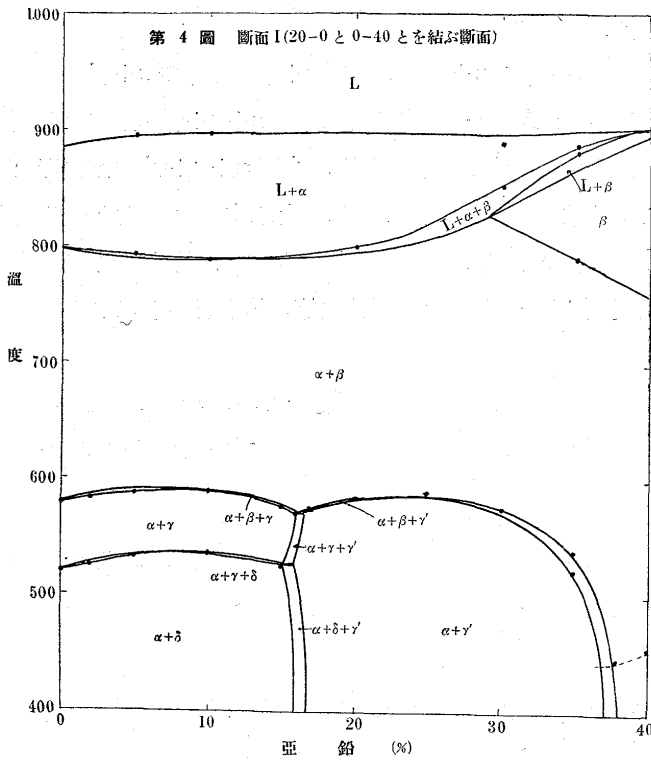
上昇と共に青銅側に移動する故 $\beta \rightleftharpoons \alpha + \gamma'$ なる一變系の曲線が相 β の谷をなして居る。依つて第 3 圖 $\alpha + \gamma'$ の領域内の合金には $\beta \rightleftharpoons \alpha + \gamma'$ に依る共析組織が認められ寫眞第 7 圖に示す。3 相 ($\alpha + \delta + \gamma'$) の三角の組織を寫眞第 8 圖に示す。2 相 ($\alpha + \delta$) の領域は 2 種の共析 $\beta \rightleftharpoons \alpha + \gamma, \gamma \rightleftharpoons \alpha + \delta$ の重合したもので, この範圍の合金の組織の一例を第 9 圖に示す。粗い組織は前者 共析組織の變化したもので, 細かい組織が後者に依る共析組織である。又他の 3 相 ($\delta + \eta + \gamma'$) の共存組織を寫眞第 10 に示す。

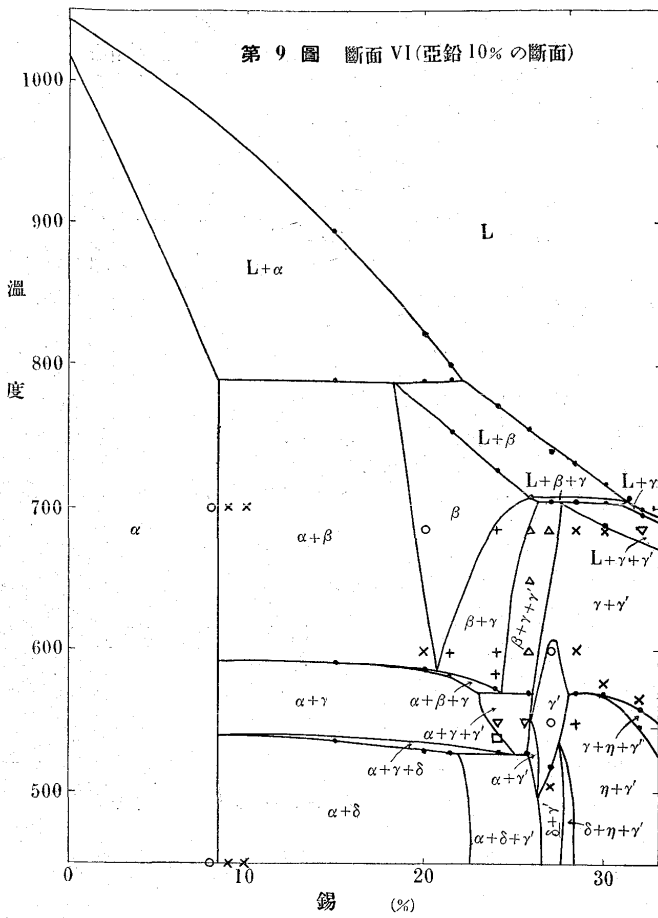
液相面の形状: 一之は Tamman-Hansen の研究に依り大體定まつて居る(第 15 圖参照)。6 種の断面でそれを確めたが大體に於てよく一致する。眞鍮, 青銅に於ける同種の包晶變化は一つの 3 相三角柱で連結される。故に相 β は兩二元系に連続する同種の固溶體である。又 $L + \beta \rightleftharpoons \gamma$ と $L + \beta \rightleftharpoons \gamma'$ の二つの包晶線は 30~10 附近で一點に會し



なる包共晶變化をなし, 3 相の三角 ($L + \gamma + \gamma'$), ($\beta + \gamma + \gamma'$) に分れる。此の考は之等の 3 相の三角が在る事の実験により確められた。實驗結果は断面第 4 圖乃至第 9 圖に示す。眞鍮, 青銅の相 β は連続する固溶體を作る事は断面 I, II, V, VI, からも確めらる。又包晶變化 $L + \beta \rightleftharpoons \gamma + \gamma'$ の存在は断面 III, IV, VI によつて明かである。此の不變點の温度は 705°C で, 包共晶點の下にある三相 ($\beta + \gamma + \gamma'$) の三角柱内の組織を寫眞第 11 に示す, 又二相 $\gamma + \gamma'$ の組織を寫眞 12 甲, 乙に示す。之等から少くとも此の附近では γ, γ' は連続して居ない事が解る。

固体内の變態: 一青銅の不明な 580°C の異狀は断面 I に於て第 7 圖の如くなる。之を A_1 とする A_1 は眞鍮側より

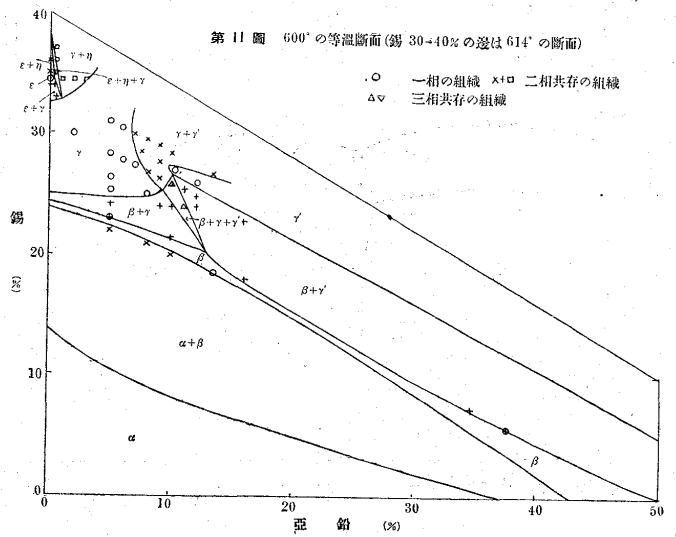




第 9 圖 断面 VI (亞鉛 10% の断面)

の様にかつ下の變態である事から固体内の変態が大體推測出来る。

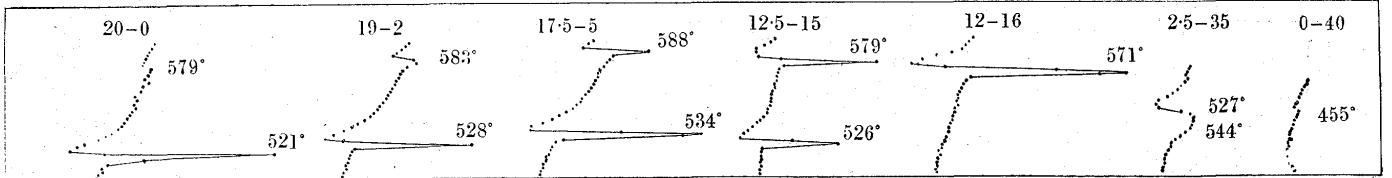
$A_1 \beta \rightleftharpoons \alpha + \gamma$ $A_2 \gamma \rightleftharpoons \alpha + \delta$ $A_3 \beta \rightleftharpoons \alpha + \gamma'$
 即 A_1 と A_3 と一致する時は $\beta \rightleftharpoons \alpha + \gamma + \gamma'$ なる三元共析點を造る。それは此點の下に 3 相 ($\alpha + \gamma + \gamma'$) なる組織があるからである。寫眞 21 に之を示す。之は又此の不變點 $571^\circ C$ の上下、即 $550^\circ C$ 及 $600^\circ C$ に於ける水平断面からも分る。第 11、12 圖は之等の等温断面を示す。



第 11 圖 600° の等温断面 (錫 30-40% の邊は 614° の断面)

○ 一相の組織 x+□ 二相共存の組織
 Δ▽ 三相共存の組織

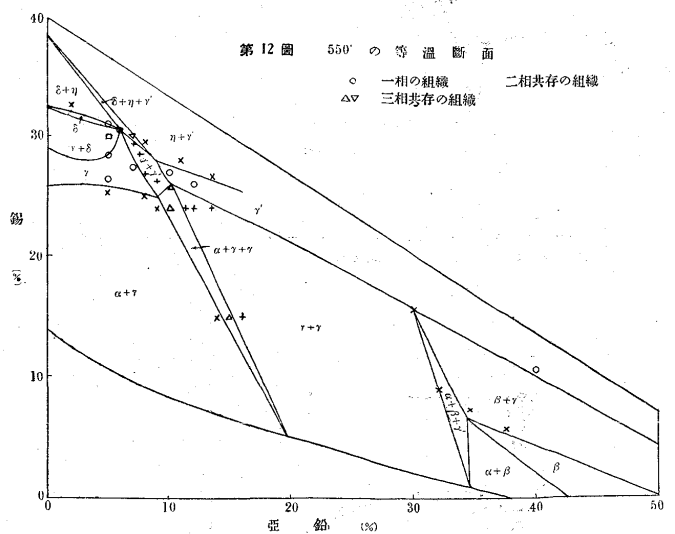
第 10 圖 断面 I の變態點の變化



來る $\beta \rightarrow \alpha + \gamma'$ (之を A_3 とする) と夫夫極大點を経て合し、($\alpha + \gamma + \gamma'$) の三角となる。 A_1 上からの焼入れ組織を寫眞 14 甲、乙に示す。又此の A_1 變化の熱量は第 10 圖に示す様に Zn を加えると著しく増加する。又 $\gamma \rightleftharpoons \alpha + \delta$ (A_2 とする) の共析變化は寫眞第 15 甲、乙に示す。又 A_3 直下からの焼入れ組織を寫眞第 16 に示す。之からも A_3 が $\beta \rightleftharpoons \alpha + \gamma'$ である事が分る。次に A_1 の本質は断面 V (Zn 5% の断面) から明かに $\beta \rightleftharpoons \alpha + \gamma$ なる事を示して居る。其の理由は 2 相 $\beta + \gamma$ が焼入れに依り寫眞第 13、17 の如く存在することと、 A_{r1} を通過中焼入れた組織寫眞 18 甲乙に依つて $\beta \rightleftharpoons \alpha + \gamma$ なる變化が起りつつある事から明である。相 β の組織を寫眞第 19、20 に示す。

断面 V は錫青銅の平衡圖に相似で、 A_1 A_2 の最高點に近い爲之等は水平線分となつて居る

三元系に特有な相が存在しない事と A_1 , A_2 , A_3 が上述



第 12 圖 550° の等温断面

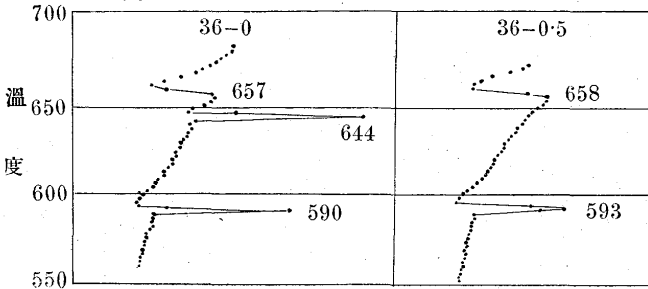
○ 一相の組織 x+□ 二相共存の組織
 Δ▽ 三相共存の組織

次に 3 相 ($\alpha + \gamma + \gamma'$) が常温に無い事、断面 I に於て A_2 が 3 相 ($\alpha + \delta + \gamma'$) の三角形の直上邊で消失する事から、此處に三元不變點が存在し、 $\gamma \rightleftharpoons \alpha + \delta + \gamma'$ の三元共析

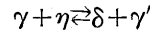
變化をなす事を知る。其の温度は 528°C で断面 I, II, III, IV に現れて居る。此の不変點の温度で焼入れた組織を寫眞第 22 に示す。この不変點の上にあるべき 3 相 ($\delta + \gamma + \gamma'$) の出所を次に示す。その爲に先づ青銅の平衡圖の次の不変點の三元系への關係を求める。

不 變 點	温 度	相の變化
二元包析點	644°C	$\gamma + \eta \rightarrow \epsilon$
〃	596°C	$\gamma + \epsilon \rightarrow \delta$
二元共析點	590°C	$\epsilon \rightarrow \delta + \gamma$

第 13 圖 亜鉛 0.5% を含むものと含まぬものとの比較



($\delta + \eta + \gamma'$) である事、及 550°C の不変點上に是以外の三角が無い事から其の際の相の變化は次の如くでなければならぬ。

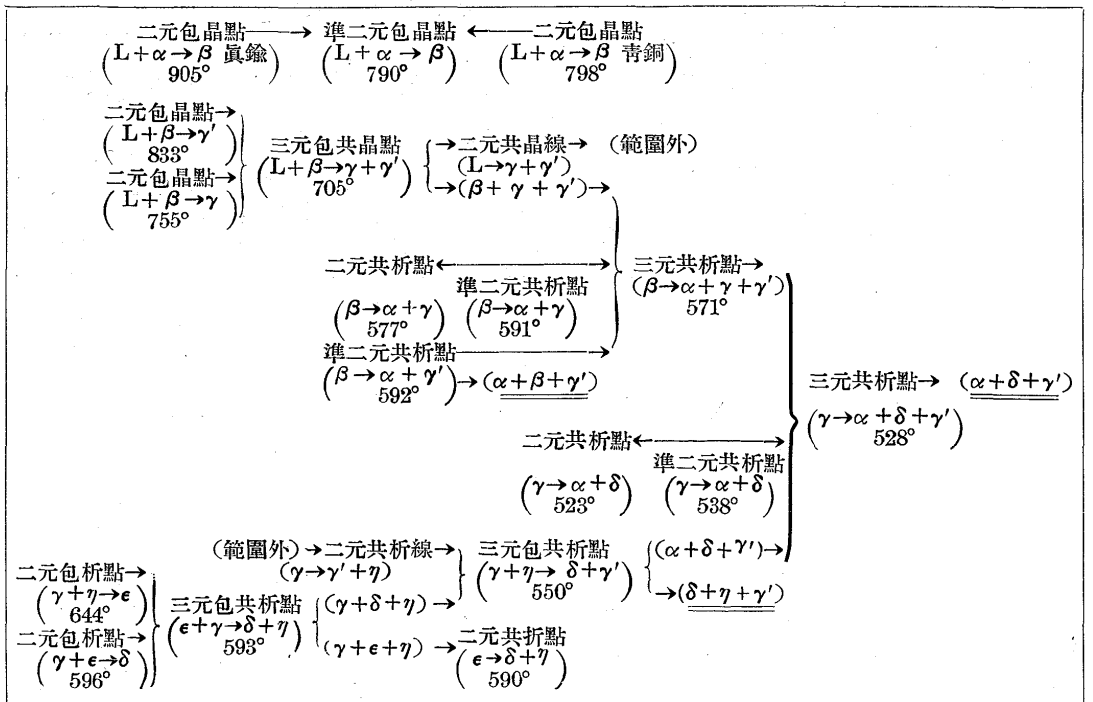
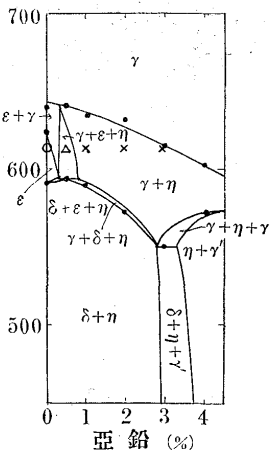


従つて ($\gamma + \delta + \gamma'$) の三角が此處から出来る。(實際は δ, γ が殆んど同一組成である故 $\gamma \rightleftharpoons \delta$ に近く、3 相 ($\gamma + \delta + \gamma'$) の三角は線分に近いらしい)。

以上の結果を圖表に示すと次の様になる。= を付けたものは常温で残留する 3 相の三角を示す。

相 α の溶解度曲面: 一常温に於ける溶解度は、試料を 450 ~ 500°C で 5 日間加熱後爐中冷却した物に依り 450°C 以下の溶解度曲線を求めた。第 3 圖はそれを示す。高温の溶解度は 700°C に 15 分加熱後水中に急冷して組織を検した。其の結果 Zn 30% 迄は Sn の α 固溶體に對する溶解度は少くとも 1% 以上は變化しない。Cu-Sn 二元系に

第 14 圖 断面 VII (錫 34.7% の断面)



之等に少量の Zn を加へたものには 644°C の不変點が無い。第 13 圖及び Sn 34.7% を含む断面 VII (第 14 圖) より相 ϵ は Zn を殆んど溶解しない。寫眞第 23 に ($\gamma + \epsilon + \eta$) を示す、此の ($\gamma + \epsilon + \eta$) の三角は ($\gamma + \epsilon + \delta$) の三角と 593°C で合して三元不変點 $\gamma + \epsilon \rightleftharpoons \delta + \eta$ となり、出來た ($\epsilon + \delta + \eta$) の三角は二元共析點 590°C になる。そして残つた三角 ($\gamma + \delta + \eta$) は、断面 IV (VI にも現れる) の $\gamma \rightleftharpoons \gamma' + \eta$ に相當する三角形と 550°C で一致する (断面 IV)。そして、残された 3 相の三角は常温における等温断面から

於ても 700°C 邊では常温と溶解度に變化が餘り無かつた。

Cu-Sn-Zn 系の平衡圖: 一以上の結果から第 15 圖を得た。今迄に示した固體内の變態點は加熱曲線から得たものであるが、冷却曲線から求めて、その平均値を次表の如く採用する事とした。

準二元共析點とは一變系の曲線 (二元共析線) に極大點が存在する場合には、その點で 3 相は水平線上に存在して二元平衡圖の 3 相共存する不変系を示す水平線分と同様なる故斯く名付けた。

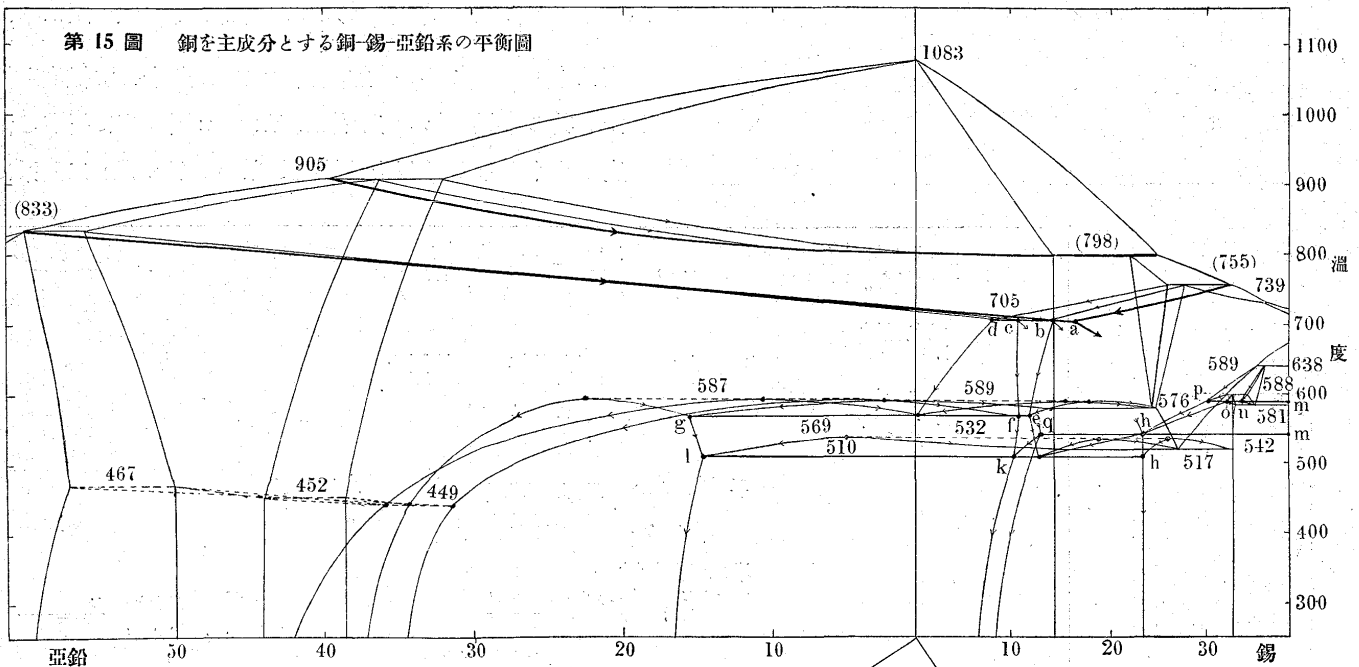
不變系の變化

(この實驗の詳細に就ては理化學研究所彙報 11 輯 12 號を参照せられたい)。

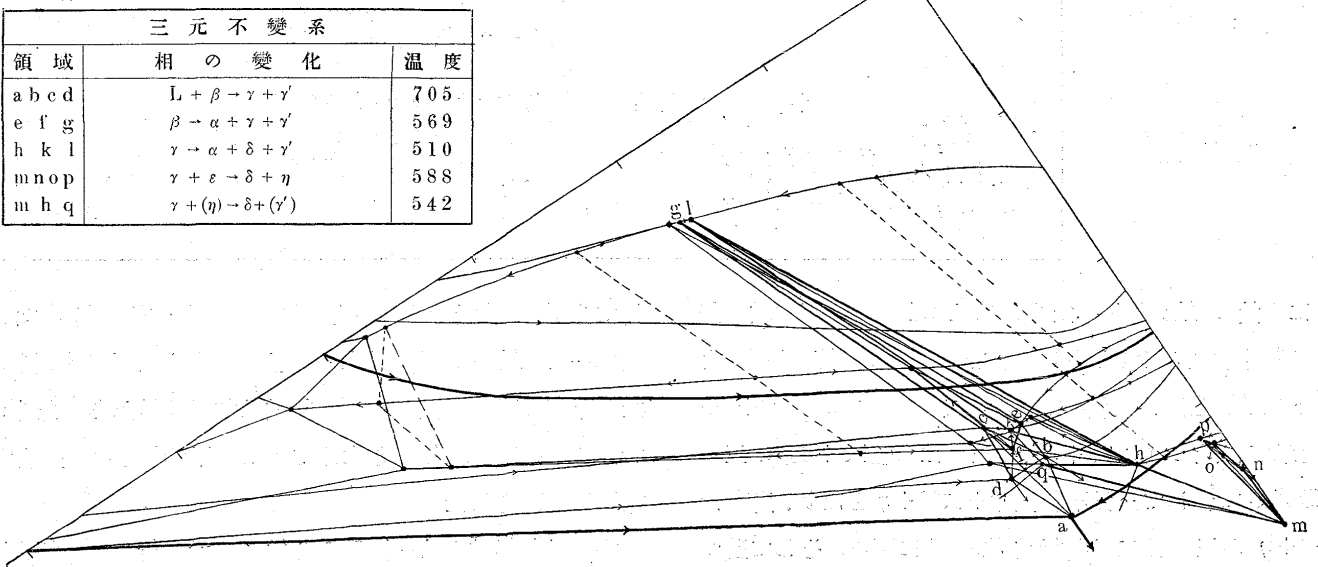
	溫度°C	備考			
		加熱	冷却	平均	
三元包共晶點	$L + \beta \rightarrow \gamma + \gamma'$	—	705	705	濱住 錦織 Bauer-Vollenbruek 田崎 ⁴⁾
三元包析點	$\beta \rightarrow \alpha + \gamma + \gamma'$	571	566	569	
三元包共析點	$\gamma \rightarrow \alpha + \delta + \gamma'$	528	492	510	580 587 580 508 520 515 630 無 645 580 } 582 595 570 } 583 588
三元包共析點	$\gamma + \epsilon \rightarrow \delta + \eta$	593	583	588	
三元包共析點	$\gamma + \eta \rightarrow \delta + \gamma'$	550	533	542	
二元共析點	$\beta \rightarrow \alpha + \gamma$	577	575	576	580 587 580 508 520 515 630 無 645 580 } 582 595 570 } 583 588
二元共析點	$\gamma \rightarrow \alpha + \delta$	523	510	517	
二元包析點	$\gamma + \eta \rightarrow \epsilon$	644	632	638	580 587 580 508 520 515 630 無 645 580 } 582 595 570 } 583 588
二元包析點	$\gamma + \epsilon \rightarrow \delta$	596	582	589	
二元共析點	$\epsilon \rightarrow \delta + \eta$	590	572	581	580 587 580 508 520 515 630 無 645 580 } 582 595 570 } 583 588
准二元共析點	$\beta \rightarrow \alpha + \gamma$	591	586	589	
准二元共析點	$\gamma \rightarrow \alpha + \delta$	538	525	532	580 587 580 508 520 515 630 無 645 580 } 582 595 570 } 583 588
准二元共析點	$\beta \rightarrow \alpha + \gamma'$	592	582	587	

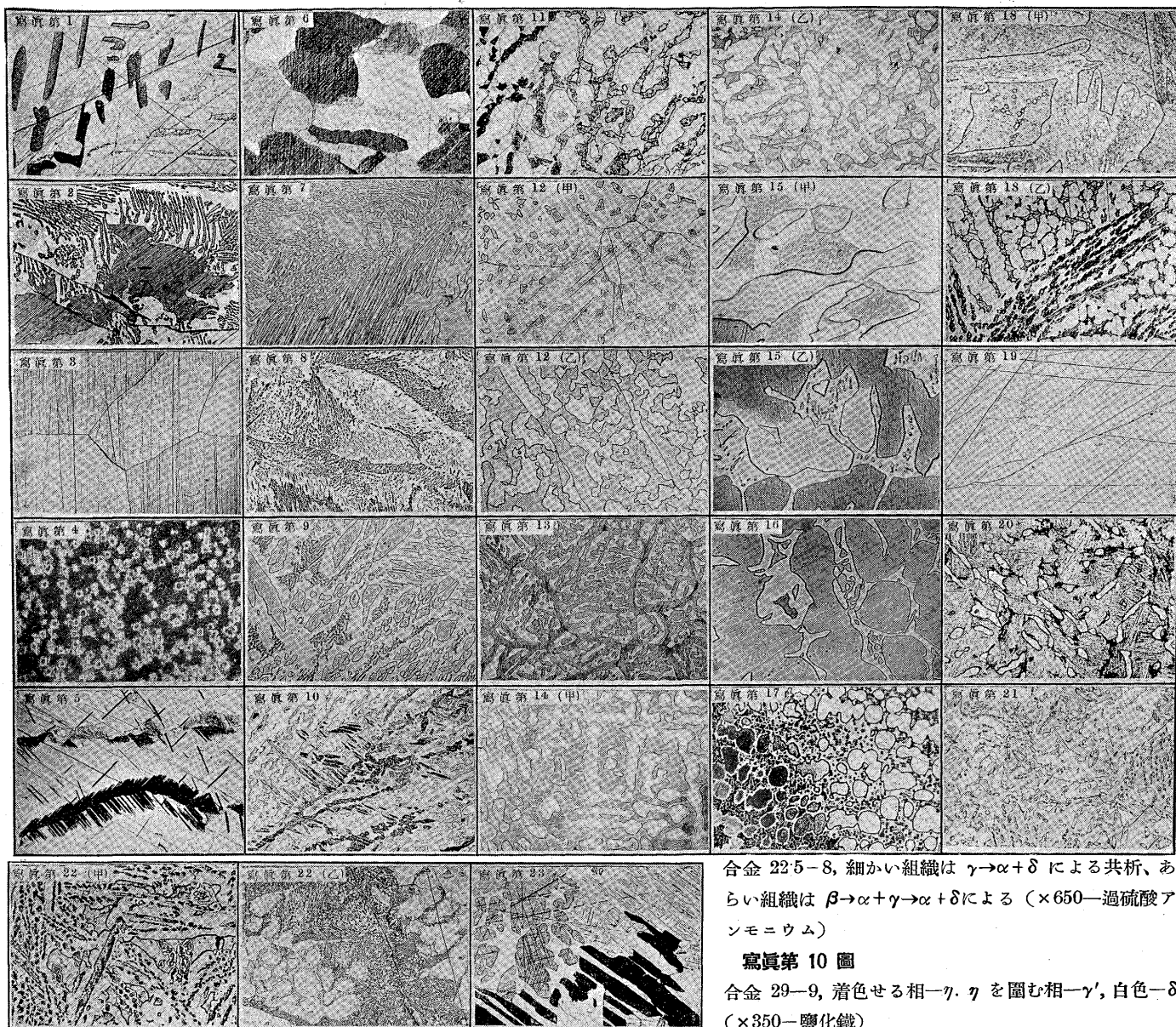
⁴⁾ 直接著者に示されたものである。

第 15 圖 銅を主成分とする銅-錫-亜鉛系の平衡圖



三元不變系		
領域	相の變化	溫度
a b c d	$L + \beta \rightarrow \gamma + \gamma'$	705
e f g	$\beta \rightarrow \alpha + \gamma + \gamma'$	569
h k l	$\gamma \rightarrow \alpha + \delta + \gamma'$	510
m n o p	$\gamma + \epsilon \rightarrow \delta + \eta$	588
m h q	$\gamma + (\eta) \rightarrow \delta + (\gamma')$	542





写真第 1 圖

合金 33.6—0, 615°C より焼入れ、棒状— ϵ , 地— γ , ($\times 250$ —鹽化鐵)

写真第 2 圖

合金 37.5—0, 鼠色— η , 白い地— δ , ($\times 200$ —鹽化鐵)

写真第 3 圖

合金 25—8, 600°C より焼入れ、赤橙色— γ , ($\times 100$ —鹽化鐵)

写真第 4 圖

合金 28.4—5, 710°C より焼入れ、トルース状— γ , ($\times 650$ —鹽化鐵)

写真第 5 圖

合金 33.6—0, 667°C より焼入れ、不完全な γ , ($\times 250$ —鹽化鐵)

写真第 6 圖

合金 35—0, 667°C より焼入れ、焼入れ不完全な γ , 結晶粒境界面附近に狭まれる組織は研磨したまゝで藤色を帯ぶ。($\times 250$ —鹽化鐵)

写真第 7 圖

合金 18—16, α と γ' との共折組織, 共析以外は二次 α ($\times 650$ —過硫酸アンモニウム)

写真第 8 圖

合金 26.3—9, 黒い斑點— γ , α を包む相— δ , 地— γ' ($\times 650$ —鹽化鐵)

写真第 9 圖

写真第 10 圖

合金 22.5—8, 細かい組織は $\gamma \rightarrow \alpha + \delta$ による共析、あらい組織は $\beta \rightarrow \alpha + \gamma \rightarrow \alpha + \delta$ による ($\times 650$ —過硫酸アンモニウム)

写真第 10 圖

合金 29—9, 着色せる相— η , η を圍む相— γ' , 白色— δ ($\times 350$ —鹽化鐵)

写真第 11 圖

合金 25.8—10, 685°C より焼入れ、白色— γ' , 中間色— β , 着色せる相トルース状— γ ($\times 250$ —鹽化鐵)

写真第 12 圖 (甲)

合金 27.6—9, 600°C より焼入れ、多い相— γ' , 少い相— γ ($\times 250$ —鹽化鐵)

写真第 12 圖 (乙)

合金 26.3—9, 600°C より焼入れ、白色— γ' , 着色せる相 (橙色)— γ ($\times 250$ —鹽化鐵)

写真第 13 圖

合金 22.5—8, Ac 上より焼入れ、網状の相— β , 地— γ ($\times 100$ —鹽化鐵)

写真第 14 圖 (甲)

合金 15—10, Ac₁ 上より焼入れ、白い方— α 殘部— β ($\times 650$ —過硫酸アンモニウム)

写真第 14 圖 (乙)

合金 15—10, Ar₁ 下より焼入れ、白い部分— α , 殘部— γ ($\times 650$ —過硫酸アンモニウム)

写真第 15 圖 (甲)

合金 15-10, Ac₂ 上より焼入れ、 $\alpha + \gamma$ ($\times 650$ -過硫酸アンモニウム)

寫眞第 15 圖 (乙)

合金 15-10, Ar₂ 下より焼入れ、多い部- α , 残り- δ, δ の中に γ (中間色) が残つて居る。 $(\times 650$ -過硫酸アンモニウム)

寫眞第 16 圖

合金 7.5-25, Ar₂ 下より焼入れ、共析($\alpha + \gamma'$) と過剰の α, γ' 中に一箇所相 β (1 番濃い) が残つて居る ($\times 650$ -過硫酸アンモニウム)

寫眞第 17 圖

合金 26.5-5, 710°C より焼入れ、圓珠を帯びた部分-トルース状の β , 残り-トルース状 γ ($\times 250$ -鹽化鐵)

寫眞第 18 圖 (甲)

合金 20.2-10.5, Ar₁ 途中より焼入れ、相 β より共析 ($\alpha + \gamma$) の析出中、 β 中の圓い部も相 γ ($\times 650$ -鹽化鐵)

寫眞第 18 圖 (乙)

合金 22.5-8, Ar₁ 途中より焼入れ、 $\beta + \gamma$ より共析 ($\alpha + \gamma$) の析出中 ($\times 250$ -鹽化鐵)

寫眞第 19 圖

合金 25.3-5, 710°C より焼入れ、 β の結晶粒 ($\times 100$ -鹽化鐵)

寫眞第 20 圖

合金 20-5, 710°C より焼入れ、マルテン状の β と α ($\times 250$ -鹽化鐵)

寫眞第 21 圖

合金 24-10, 550°C より焼入れ、小さい粒状- α , 白色の地- γ' , 中間色の地- γ ($\times 250$ -鹽化鐵)

寫眞第 22 圖 (甲)

合金 24-10, Ar₁₋₂ 途中より焼入れ、小粒子状- α, γ と共析状に共存する白色- δ , 共析 ($\alpha + \delta$) に侵蝕される部- γ , 残りの部分- γ' ($\times 400$ -鹽化鐵)

寫眞第 22 圖 (乙)

合金 26.3-9, Ar 途中より焼入れ、 γ' (白色) と γ (中間色) と共存せる組織から新に α (黒い點) 及び δ (γ 中に生じた粒子) を生じつゝある組織 ($\times 250$ -鹽化鐵)

寫眞第 23 圖

合金 35-0.5, Ac 上より焼入れ、棒状 (黒及白)- ϵ , 塊状 (中間色及白)- η , 地- γ , ($\times 100$ -鹽化鐵)

アルミニウム及びアルミニウム合金の新防蝕法

(日本鐵鋼協會 第 9 回講演大會講演)

田 崎 正 浩*

第 1. 緒 言

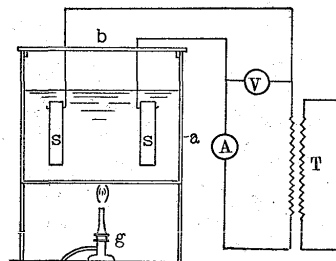
本研究は元々、アルミニウムの防蝕を目的として研究を初めたるものなり。アルミニウムの防蝕法としては著者は曩に防蝕塗料としてアルミニウム粉末を含む銀色ペイントが最も有効なることを研究して爾來水上飛行機には専ら之を使用せり。アルミニウムの表面酸化による防蝕法としてクロム酸鹽のアルカリ性溶液中にて煮る方法を考案せるも其後クロム酸、萘酸等の水溶液中にて陽極酸化をする方法が發明せられ現在専ら之等の陽極酸化法が用ひられて居ることは周知のことなり。

著者は昭和 5 年に硝酸加里及硝酸曹達の混合熔融液中にて極酸化を行ふ方法を發明して防蝕効果の大なるものを作りたるを以て茲に其方法を發表し廣く利用せられんことを希望するものなり。

第 2. 極酸化の方法

アルミニウムの熱処理用恒溫槽に使用せられ居る硝酸加里及硝酸曹達の當量混合融液をアルミニウムの極酸化には 500°C に又アルミニウムの極酸化には約 230°C に保ち極

第 1 圖



酸化を行はんとするものを兩極とし交流を通ず。

1. 装置:—第 1 圖に示す如きものにして a は鐵槽、b は硝酸加里及硝酸曹達の當量混合物、g は瓦斯バーナー、s は酸化を施すべき品物、T は變壓器を示す。

2. 溫度:—熔融槽の溫度はアルミニウムを處理する場合は 500°C \pm 10°C アルミニウムの場合は 220°C \sim 250°C とす。アルミニウムの場合は極酸化を行ひたる後に直に水中に焼入れを行ひ即ち熱處理を兼ねるを以て上記溫度を正確に保つ必要あり。

3. 電流及電壓:—電流は普通使用する周波數の交流を用ふ。電壓と電流密度は本方法の製品の良否に及ぶ影響大にして各種の實驗結果より其最も適當なるものを第 2 圖に示す。

電壓及電流は極酸化時間が割合短時間にて済む關係上最初急速に上昇せしむ。其後アルミニウムの場合は、65 ヴオルトの電壓にて 100 cm² につき 4 アンペアの電流密度を 30 分保つ。アルミニウムの場合は電壓を 100 ヴオルト近

* 廣海軍工廠