

錫青銅に関するX線的研究(第2報)

(日本鐵鋼協會第13回講演大會講演)

伊澤猛三郎*

RÖNTGENOGRAPHISCHE UNTERSUCHUNGEN AN DEN ZINNBRONZEN, II MITTEILUNG.

Takesaburo. Isawa

SYNOPSIS:—Die röntgenographischen Untersuchungen bei hohen Temperaturen über 600°C ergaben, dass die Zinnbronzen mit 22 bis 32% Zinn einheitlich kubischraumzentrierte β -Phase zeigten. Wennauch in der von Bauer und Vollendruck angegebenen ($\beta + \gamma$)-Grenze keine andere Phase auftrat. Die—Umwandlung bei 580°C ist nicht als die Eutektoid—, sondern als die dem β -Messingähnliche Überstruktur-Umwandlung anzunehmen.

Die Legierungen mit dem Zinn-Gehalt von weniger als 25% Zinn zeigten einen Zwischenzustand — β' -Phase— wenn sie über 600°C im Wasser abgeschreckt werden. Jedoch besteht die abgeschreckten Legierungen mit 25 bis 27% Zinn aus der β -Phase.

Der Verlauf des Zerfalls der abgeschreckten Legierungen beim Anlassen findet wenigstens in zwei Schritten statt, damit ist der Verlauf $\beta \rightarrow \beta' \rightarrow \alpha + \delta$ sicher festgestellt.

U6x292/044
第1圖

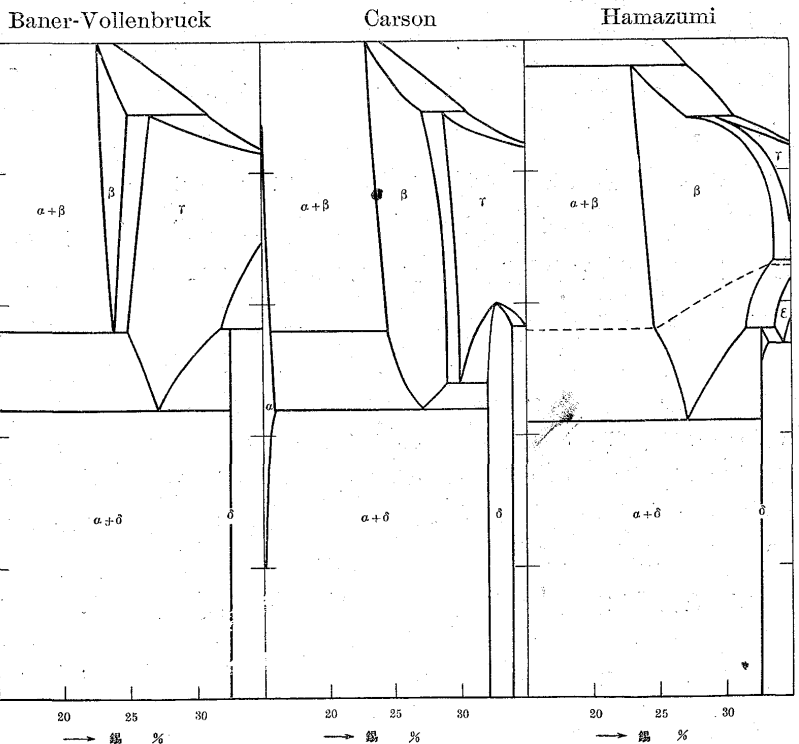
目次

- I. 緒言 II. 試料の作製とX線分析装置
- III. 高温X線分析 IV. 焼入試料のX線分析 V. 焼戻試料のX線分析 VI. 實驗結果の總括 VII. 附言

I. 緒言

錫青銅に関するX線的研究は近來著しく盛んになりつゝあるが¹⁾之等の結果を比較すると必ずしも一致しない點が認められる。之は測定誤差、計算法及び補整法等の違いもあらうが、主として試料の鑄造、加工、並びに熱處理等の相違に起因する所が多い様である。著者は曩に大日方博士と共に精密X線分析法に依つて、錫青銅の α 固溶體の溶解度限界を決定した²⁾が、この度はその第2報として更に錫含有量の多い部分即ち錫20~32.5%を含む範圍の合金に関するX線的研究の結果を報告する事とする。

従來この範圍内に屬する合金の状態圖に関する研究は非



常に夥しく¹⁾細部に涉つては異論も多いが大體の傾向とし

* 旅順工科大学冶金學科

1) A. Westgren u. G. Phragmén; Z. anorg. Chemie, Bd. 175, 1928, 80
 S. Konobejewoki u. W. Tarassova; Phys. Z. Sowjetunion, Bd. 5, 1934, 571
 A. E. Owen u. J. Iball; J. Inst. Met., Bd. 57, 1935
 2) T. Isawa u. J. Obinata; Metallwirtsch., Bd. 14, 1935, 185.

1) O. Bauer u. H. Vollenbruck; Z. Metallkunde, 15, 1923, 119
 T. Isihara; J. Inst. Met., 31, 1924, 315
 O. Stockdale; J. Inst. Met., 34, 1925, 111
 J. L. Haughton; J. Inst. Met., 34, 1925, 122
 M. Hansen; Z. Metallkunde, 19, 1927, 407
 T. Matsuda; Sc. Rep. Tohoku Imp. Univ., 17, 1928, 141
 O. A. Carson; Canad. Min. a. Met. Bulletin, 201, 1929, 129
 濱住-錦織; 金屬の研究, 7, 1930, 537
 山口-中村; 理研彙報, 11, 1932, 1330

ては、第 1 圖に示す様な 3 個の種類に大別する事が出来る
 即ち 580~600°C 附近の變化を Baner, Vollenbruck
 兩氏並びに山口博士等の如く共析變態と見做すもの、或は
 Carson 氏等の如く斯様な變態を認めないもの及び石原、
 濱住兩博士等の如く鋼の A₂ 變態に類似した變化であると
 するものがある。又 β 相の組成範圍に就ても Carson 氏
 等の如く Sn 28% 以下に制限してゐるもの、或は濱住博
 士等の如く Sn 34% までの廣い範圍に涉ると爲すものと
 がある。そこで著者は主として高温並びに常溫に於ける X
 線分析を行ひ、併せて電氣抵抗、示差熱分析、硬度試験及
 び顯微鏡試験をも行つて、上述の疑點を順次検討してみた。

II. 試料の作製と X 線分析装置

前述の如く實驗試料の作製は特に綿密な注意を必要とす
 る。材料としては電解銅及び Merck 製錫を用ひた。之等
 剝拔黒鉛坩堝中で炭素粉末被覆下に熔解した後、直徑 5mm
 の金型に鑄造し、之を約 10% 壓延してから、眞空中で
 650°C に 2 日間焼鈍したものを以て標準試料とした。之
 等を再び 650°C から焼入て靱性を與えた上旋盤仕上げを
 行つて直徑 1mm 程度の X 線試料を製作した。然乍ら錫
 含有量 28% 以上のものは壓延並びに旋盤仕上げが困難な
 爲、之等に就ては豫め直徑 1.5mm の金型に鑄造し、之を
 眞空中で 650°C に 7 日間焼鈍した後、直徑 1mm 程度ま
 で王水で表面を蝕蝕した。試料の成分表は第 1 表に示す通
 りである。

第 1 表 試料成分表

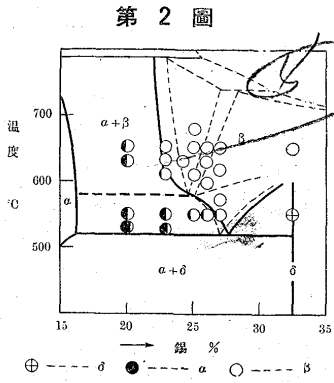
試料 番號	錫含有量%		試料 番號	錫含有量%	
	調 合 量	分 析 量		調 合 量	分 析 量
1	20	19.90	8	26	26.09
2	22	22.12	9	27	27.11
3	23	23.92	10	28	28.10
4	23.5	23.64	11	29	28.92
5	24	24.20	12	30	30.21
6	24.5	24.48	13	32.5	32.68
7	25	25.24			

使用した X 線カメラは常溫の場合には直徑 55.8mm の
 普通の丸型カメラ、高温の場合には當研究室製の特殊のカ
 メラ¹⁾と、Westgren 型の 2 種類を用ひた。使用 X 線は
 凡て Cu の K α 線で K β 線は厚さ 1/100mm のニッケ
 ル箔を用ひて濾過した。

III. 高温 X 線分析

¹⁾ 高温カメラの構造に關しては、大日方-萩谷；金屬の研究、
 12, 1935, 419 を参照の事

高温 X 線カメラを用ひて分析した結果を總括すれば、
 第 2 圖に示す通りである。即ち 550°C に於ては Sn 20~

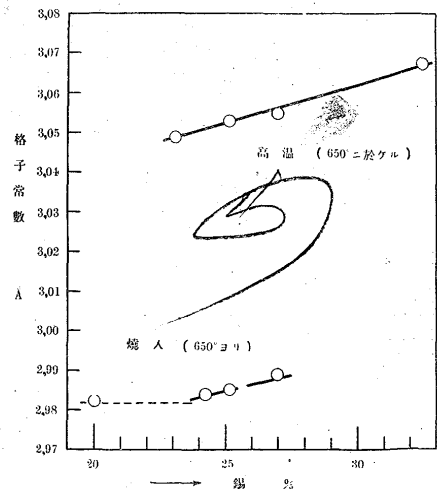


27% を含む試料は、凡
 て $\alpha + \beta$ の 2 相より成り
 Sn 32.5% を含むものは
 δ 相である。然るに 600
 ~650°C に於ては Sn 23
 % 以上の試料は凡て體
 心立方格子に屬する β 單
 相のみからなり Baner-
 Vollenbruck 氏等¹⁾ の

所謂 $\beta + \gamma$ の共存範圍内に於ても尙單一の體心立方格子の
 みが認められる。且 Sn 32.5% の試料と雖も 650°C に
 於てはやはり體心立方格子のみから成るが故に β 相は高
 溫では非常に廣い範圍に涉つて存在するわけで、少く共
 Baner-Vollenbruck 氏等の言ふ β 及び γ 2 相共存範圍
 に於ても何等結晶構造の變化が認められない事は明かであ
 る。山口-中村氏等²⁾ は、之に Zn を加へた 3 元系の狀態
 圖から演繹して高温に β, γ の 2 相が存在する事を主張し
 てゐられる。そこで著者は Sn 23, 25, 26.5% の試料に
 夫々 Zn 1% 及び 5% を加へて、同様高温 X 線分析を
 行つたが 550°C 附近では凡て $\alpha + \beta$ であるものが 600°
 C 以上の高温では皆 β の單一相になる事を知つた。

尙 β 相の格子常數は第 3 圖に示した通りである。即ち

第 3 圖



650°C に於ける
 β 相の格子常數は
 Sn 23% 合金の
 3,049 Å から 32.5
 % 合金の 3,068 Å
 まで錫含有量の増
 加と共に略直線的
 に増大する。

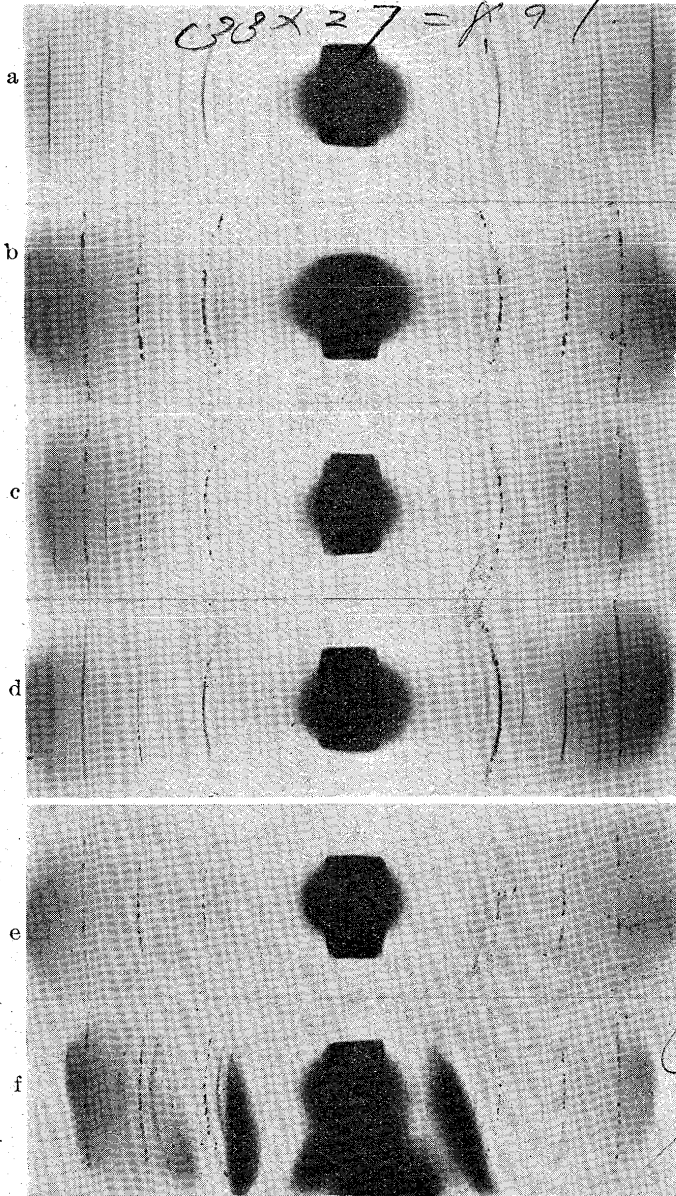
$\beta / \alpha + \beta$ の境界
 曲線は、高温 X 線
 分析の結果からみ
 ると第 2 圖に示し

た如くなる。即ち 600°C 以上の高温では Sn 23% を含
 む合金も尙 β 單一相を現はす。従つてこの境界曲線は從

¹⁾ Baner-Vollenbruck； 前掲
²⁾ 山口-中村； 前掲

來のものに較べて Cu 側に移り、略 Sn 22% に達する。又 $550^{\circ}C$ に於ては Sn 27% 合金も尚 $\alpha+\beta$ である事から共析組成は 27.5% と推定される。寫眞第 1 圖は之等高温

寫眞第 1 圖 高温 X 線分析



- | | | | | |
|----|----------|---------------|-------|----------------|
| a) | 錫 19.90% | 550° | に於ける, | $\alpha+\beta$ |
| b) | 錫 25.24% | " | " | $\alpha+\beta$ |
| c) | 錫 26.09% | " | " | $\alpha+\beta$ |
| d) | 錫 27.11% | " | " | $\alpha+\beta$ |
| e) | 錫 25.24% | 650° | に於ける, | β |
| f) | 錫 26.09% | " | " | β |

温に於ける X 線分析結果の一部を示したものである。寫眞に α 或は β の廻折線以外に數多の線が認められるが、之等は高温に於ける金属の酸化被膜に依る廻折線である。

熱分析及び電気抵抗の温度曲線から見ると $580\sim 600^{\circ}C$ 附近に於て、可なり大きな変化のある事は既に知られてゐるところであつて、こゝに何等かの変化が存在すると言ふ事は首肯される。然るに上の高温 X 線分析の結果から見

て、その範囲に何等結晶構造の變化が認められない以上 $580^{\circ}C$ に於ける變化が石原、濱住兩博士等の言はれる如く、鋼の A_2 的變化であるといふ解釋は甚穩當である。

$Cu-Zn$ 系の β 相の場合にも熱分析並びに電気抵抗試験に之と同様な變化が認められるが Weerts 氏¹⁾ はこの變化を $Ag-Zn$ 系 β 相の變態から演釋して重格子的變化であると解いてゐる。即ち變態温度の上下に於て β の結晶構造は何れも體心立方格子であるが、その中に含まれてゐる Cu 及び Zn の原子が、その温度以上では不規則的に分散するに反し、その温度以下では規則的な配列を採るのである。即ち一方の原子に就て、その單位立方體を考へると、他方の原子は丁度その體心に位する事になりて、恰も岩鹽の結晶型と同様な配列を示すわけである。従つて之を X 線的に調べると普通の體心立方格子からの廻折線以外に、規則的配列に依つて生ずる特殊な反射面からの反射線が現れる筈である。唯 $Cu-Zn$ 系の場合には Cu 及び Zn の原子番號は夫々 29, 30 であるから兩者の X 線散亂能には殆ど變化がない爲に、この重格子に依る廻折線は實驗的には認め難い。所が $Ag-Zn$ 系の β では、明かに斯様な重格子線の存在が認められる事から $Cu-Zn$ 系にも當然重格子的變化が存在すべきであると説いてゐるのである。

$Cu-Sn$ 系合金が $Cu-Zn$ 及び $Cu-Al$ 系の合金と種々なる點に於て、極めて類似した性質を持つ事から推して²⁾ $Cu-Sn$ 系の $580^{\circ}C$ に於ける變化も亦重格子的變化であらうといふ事は推定し得るところである。然るに $Cu-Sn$ 系の β 相は Cu 及び Sn 原子の原子比率が大體 5:1 程度である。従つて $Cu-Zn$ 系の場合の様に原子比率 1:1 の場合と異つて斯様な重格子を構成する單位胞は極めて大きなものとなるわけで、理論的にその構造係數を決定する事が甚困難になつて來る。

そればかりでなく斯の如き複雑な重格子から反射する重格子線は一般に微弱である筈であるから、その實驗的證明も亦場合に依つては甚困難となるわけである。 Sn を夫々 25, 26 及び 27% 含む試料を水素氣流中に於て $550\sim 680^{\circ}C$ に加熱しつゝ Westgren 型のカメラを用ひて高温 X 線寫眞を撮影し、上記の推定の下に重格子線の有無を注意深く調べてみたが、遂に之を見出し得なかつた。とは言へ前述の理由から $580^{\circ}C$ に於ける變化が、必ずしも重格子的變化でないと言ふ證左ではないわけである。

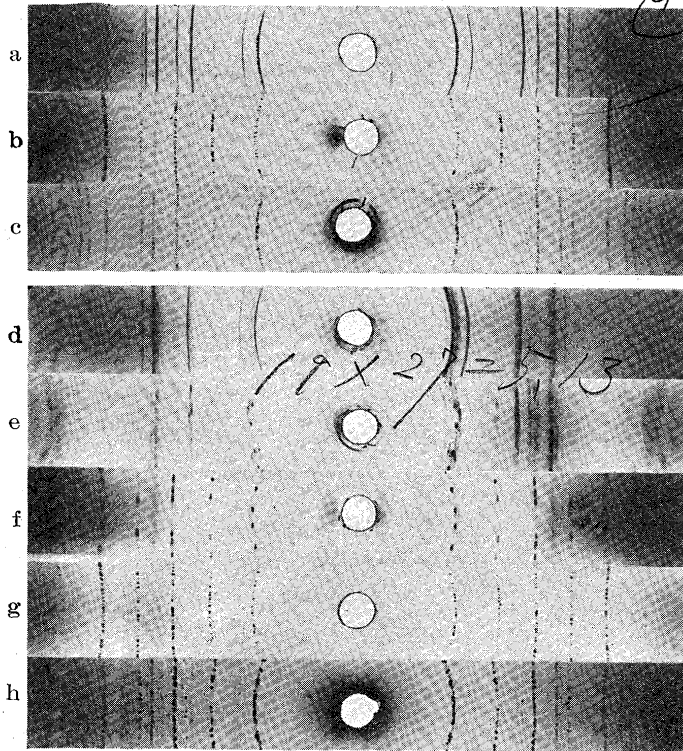
1) J. Weerts; Z. Metallkunde, 24, 1932, 265

2) 大日方; 金屬, 4, 1934

IV. 焼入試料のX線分析

試料は凡て各温度に夫々1時間加熱後常温の水中に急冷した。X線分析の結果見出された相の種類と焼入温度との

写真第2圖 焼入試料のX線分析



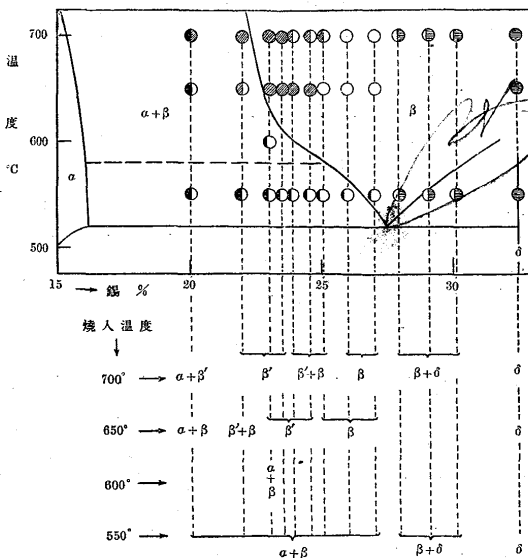
- a) 錫 19.90%, 550° 焼入, $\alpha + \beta$
- b) 錫 27.11%, " " , $\alpha + \beta$
- c) 錫 32.68%, " " , δ
- d) 錫 19.90% 700° 焼入, $\alpha + \beta'$
- e) 錫 23.64% " " , β'
- f) 錫 25.24% " " , $\beta + \beta'$
- g) 錫 26.09% " " , β
- h) 錫 28.92% " " , $\beta + \delta$

に於ける高温 X 線写真と略同様である。然るに之を 600°C 以上から焼入すると Sn 含有量の相違に従って、種々異つた結果が認められる。

Sn 20~25% の試料を 600~700°C から焼入すると、先の大日方博士¹⁾に依りて見出された Al 青銅の中間相 β' に酷似した廻折線が現はれる。Sn 25~27% の試料では、650~700°C 焼入に依りて β 相を完全に常温に過冷する事が出来る。更に Sn の量を増して 28% 以上になると 700°C から焼入ても尚 β の外に δ の廻折線が認められる。その理由としては β 及び δ 相の結晶構造上の相関性から首肯し得る點がある。即ち β の原子配列は體心立方格子 ($a=3.05 \text{ \AA}$) で δ は單位胞が 416 原子から成る複雑な立方格子 ($a=17.91 \text{ \AA}$)²⁾ であるが β の單位胞 $3^3 \times 8$ 即ち 216 個の集合體から 16 原子移動したものが δ の單位胞と考へられるから、その構造は結晶的に見て可なりに類似してゐる筈である。事實 δ の強い廻折線は殆ど凡て β の線と合致するものである。超共析焼入合金の顯微鏡組織中に認められる所謂トルーズチックな β 相は従つて δ 微粒子の析出を意味するものと考へられる。写真第2圖の e, g, h は Sn 23.5, 26, 29% の試料を夫々 700°C から焼入した場合の中間相 β' と β 及び $\beta + \delta$ 相を示す。第2表は中間相 β' の廻折線の分析結果である。表から明かな様にその中には可なり α 及び β の廻折線と類似な線が含まれてゐるが、線の強さの關係は必ずしも一致しないのみならず、特殊の廻折線も現れてゐる。その解析は甚困難であつて、未だ結晶構造を決定する迄には到つてゐないが Al 青銅の場合の中間相 β' ³⁾ に酷似してゐるのは興味ある事

關係は括めて第4圖に示し、写真第2圖にはその中代表的

第4圖



粉末写真の一部を掲げた。550°C から焼入した試料は組成の如何に依り凡て $\alpha + \beta$ 或は $\beta + \delta$ の2相からなり550°C

第2表

中間相	$\sin^2\theta$ の比較		中間相	$\sin^2\theta$ の比較	
	線の強さ	$\sin^2\theta$		線の強さ	$\sin^2\theta$
中	1155	—	弱	4522	—
中	1290	1305	強	4721	4785
最強	1410	—	中	4937	—
強	1546	—	弱	5089	—
弱	1771	1744	中	5580	(5214)(5312)
弱	2218	—	中	7296	(6967) 7241
弱	2680	—	強	7543	—
強	3463	3484	弱	7850	—
中	3834	—	中	8063	7973
弱	4010	—	強	8196	8261
中	4172	—	強	8501	8688

23% 錫焼入合金 (700° 焼入) の中間相と α 及び β 相との比較

1) 大日方; 旅順工大紀要, 3, 1931, 295
 2) A. Westgren u. G. Phragmén; 前掲
 3) 大日方; 前掲

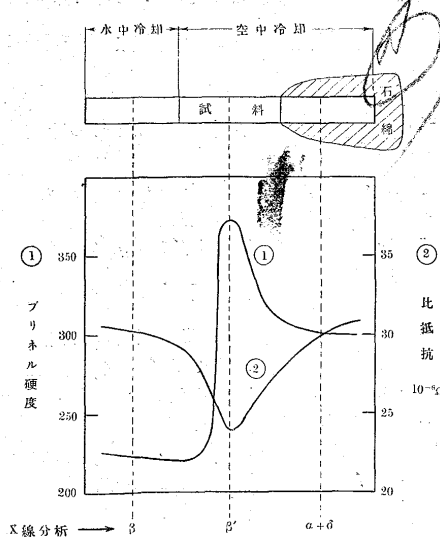


實である。今井-大日方兩博士¹⁾は X 線以外の方法に依つて、本合金の共析變態には中間相が存在す可き所以を實證してゐられるが、こゝにその實驗的證明を得た理である。

以上の實驗結果から次の結論を得る。Sn 含有量の低い β 相 (Sn 25% 以下) は水焼入に依つて、その變態を完全に阻止し難い。即ち常溫に於ては中間相が現れるが Sn 含有量の高いもの (Sn 25~27%) は完全に變態を阻止し得て常溫に β 相を過冷する事が出来る。先に 550°C から焼入した試料は組成の如何を問はず、凡て高溫の状態を常溫に過冷し得ると述べたが、その理由は敢て 580°C に於ける變態が作用すると考へるよりも 550°C に於て平衡する β 相の組成 (Sn=27%) が、高溫に於て平衡する β 相の組成に較べて遙かに錫に富むからである。顯微鏡的にも Sn 25% 以下の試料を 600°C 以上から焼入した場合に針狀組織が認められるが 焼入溫度が低くなるか又は Sn 含有量を増して 25% 以上になると、この針狀組織が認められない事は既知の事實²⁾ であつて、顯微鏡的に認められる針狀組織と X 線的に認められる中間相 β' との間には密接な關係が存在する事は明かな事實である。更に Sn 含有量が増して超共析組成となると、共析變態は阻止し得るも δ の析出は之を阻止し難くなつて來る。

中間相の存在を實證する實驗的證明の一つとして、先に今井-大日方兩博士の用ひられた實驗方法³⁾ を採用して X 線的に調べてみると次に示す如く極めて興味深い對照が認められる。即ち第 5 圖の如く直徑 4mm, 長さ 120mm の

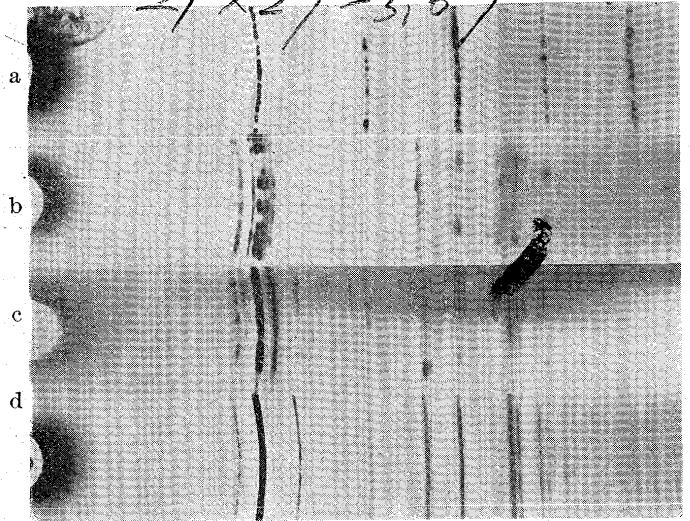
第 5 圖



棒狀試料の一端長さ約 1/3 を石綿で包み、全體を均一な溫度分布を持った堅型電氣爐中で 650°C に 1 時間加熱後、露出部分の一端約 1/3 を水中に急冷し、残りを空中に放冷して、一本の試料に就て

順次冷却速度を變える様にした。然るときは空中放冷の部分に非常に硬度の高い點が認められ、而もその部分は顯微鏡的に單一相を示す。今井-大日方兩博士は之を中間相の存在に歸趨してゐられる。斯の如き熱處理を施した試料の各部分を X 線的に調べてみた。その結果は寫眞第 3 圖に示

寫眞第 3 圖 焼入試料の X 線分析 (錫 25.24%, 650°C 焼入)



a) 水中冷却, β c) 空中冷却 $\alpha + \beta' (+\delta)$
b) 空中冷却, β' d) 石綿中緩冷, $\alpha + \delta$

す通りである。即ち Sn 25% の試料を 650°C から焼入した場合には、水中冷却の部分に體心立方格子の β 相が認められるが、空中放冷した非常に硬い部分からは明かに中間相の廻折線が現はれる。更に緩冷された部分では一部分分解を起してゐるが尚中間相も共存する。之が石綿中で一層緩冷されると、既に分解が完了して $\alpha + \delta$ の 2 相になる。又同一試料の各部分の長さ 10mm 間の電氣抵抗を測定してみると、中間相の認められる部分即ち最高の硬度を示す部分に最小値がある。之は電氣抵抗の燒戻曲線¹⁾ に於て、300°C 附近に著しい抵抗の減少が認められる事實と併せ考へて非常に面白い對照である。

V. 燒戻試料の X 線分析

Sn 20~26% の試料を 550~650°C から焼入れ、之を種々なる溫度に夫々 1 時間宛燒戻した後、再び水中に急冷して X 線分析を施行し燒戻に伴ふ結晶構造の變化を研究した。

焼入の儘の状態は前述の如く Sn 含有量の増加と共に過冷され易く Sn 25% 以上では β を常溫に保持し得るが Sn 22~24.5% を 650°C から焼入した場合には常溫で中

1) 今井-大日方; 旅順工大紀要, 3, 1930, 117

2) 濱住-錦織; 前掲

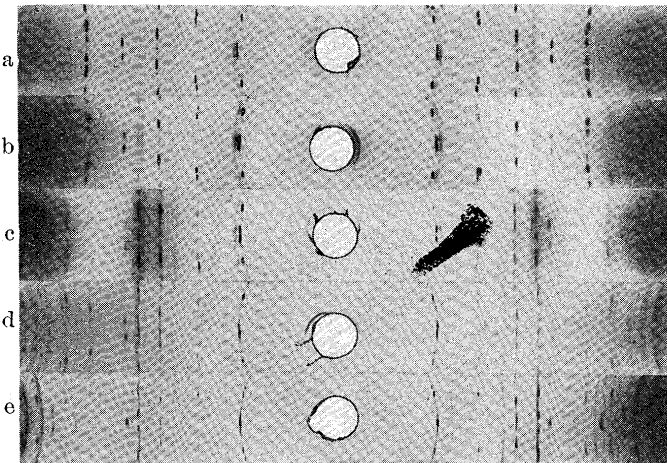
3) 今井-大日方; 前掲

生

間相 β' になる。

$27 \times 19 = 513$

写真第4圖 焼入試料の X 線分析(錫 24.20%, 650° 焼入)

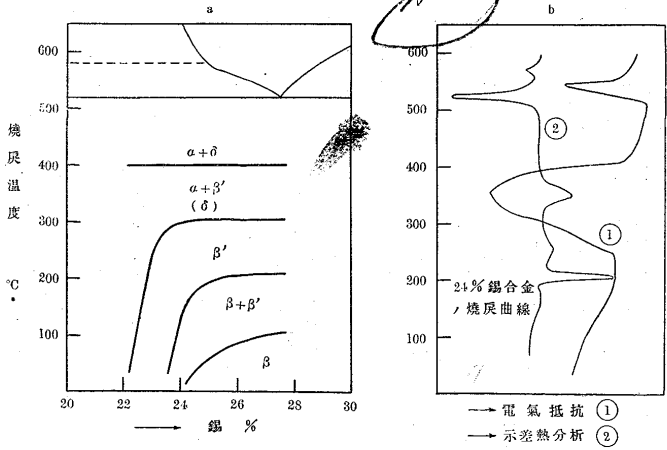


- a) 焼入の儘, $\beta + \beta'$
- b) 150° 焼戻, $\beta + \beta'$
- c) 200° 焼戻, $\beta + \beta'$
- d) 300° 焼戻, $\alpha + \delta + \beta'$
- e) 400° 焼戻, $\alpha + \delta$

之等の各試料を 100°, 150°, 200°, 300°, 400°, 500°C の各温度に順次焼戻したのであるが、常温で β を示す Sn 25~26% の試料も焼戻の過程に於て β が全部消失して中間相になる。即ち 200°C では β が消えて全く中間相に變る。更に之を 300°C に焼戻すと初めて α が析出して來るが尙中間相も依然存在する。

400°C の焼戻では全試料を通じて分解析出が完了し、

第 6 圖



$\alpha + \delta$ の 2 相が現れ中間相は全く消失する。此焼戻過程と組成との関係を圖示すると第 6 圖 a の如くなり、写真第 4 圖は Sn 24% を含む試料の焼戻に依る廻折線の變化を示すものである。第 6 圖 b は X 線分析に依る焼戻過程(第 6 圖 a)と示差熱分析並びに電気抵抗の焼戻曲線との比較結果を示す。勿論兩者はその熱処理方法に相違があり、各温度に於ける變化は必ずしも一致しないが、相互間の焼戻過程を比較する事は出來よう。第 6 圖 b は Sn 24%

の試料に就て、之を焼戻した結果であるが 200°C 附近の大きい發熱は $\beta \rightarrow \beta'$ への變化に依るものであり、その後の電気抵抗の著しい減少は中間相の存在する事を示す。更に 400°C 附近の發熱並びに抵抗の急激な増加は δ 相の析出を意味するものであつて、之等の現象と X 線分析の結果とがよく符合してゐる事が解る。

VI. 實驗結果の總括

以上の實驗結果を總括すれば次の如くなる。

i) 高温度に於ける状態を直接 X 線的に調べて見ると Sn 22~32.5% の範圍に於ては一樣に體心立方格子に屬する β 相が存在し、この範圍内には全然特殊の結晶構造を有する異相はない。故に 580°C 附近の變化は之を共析變態とは見做し難く Cu-Zn 系合金の β 變態に類似する特殊の變化と考ふべきである。即ち一種の重格子的變化と推定し得可き理由があるが、その實驗的證明は遂に不可能であつた。

ii) 本合金の共析變態に際して、アルミニウム青銅の場合に認められたと同様な中間相 β' の存在する事を確認した。然もこの場合の中間相は銅側に寄つた β を高温から焼戻した場合にのみ認められるもので Sn の含有量が殖えると焼入の儘では β 相となる。從來顯微鏡的に認められてゐる針狀組織が、この中間相と非常に密接な關係を持つ事が認められる。超共析合金は焼入に依つて δ の析出を阻止出來ない。所謂トルーズチックな β は β の地に δ 微粒子の析出を示すもので β と δ との結晶構造の類似性からその理由を明かにした。

iii) 亞共析合金を焼入ると Sn 含有量の増加と共に過冷され易くなり Sn 22~24% の試料では中間相を示し Sn 25~27% の試料は β 相となるが、之等を焼戻す場合には、凡て中間相の過程を経て α が析出し初め、更に 400°C に到つて分解が完了して $\alpha + \delta$ になる焼戻機構を X 線的に明かにした。

本研究に當り終始御懇篤な御指導と御助言を賜つた大日方一司博士に對して滿腔の謝意を捧ぐると共に、實驗に對する一村重幸君の多大の御助力を感謝しつゝ筆を擱く。

VII. 附 言

本報告の起草中 Haase 及び Pawlek 兩氏¹⁾ に依り從

¹⁾ C. Haase u. F. Pawlek; Z Metallkunde, 28, 1936, 73



來の状態圖とは著しく相違する新状態圖の發表を見た。即ち兩氏の状態圖に依れば錫は常溫に於て殆ど α 相中に固溶しないのみならず δ 相も亦不安定であつて 350° 乃至 375°C 附近に於て $\alpha + \text{Cu}_3\text{Sn}$ に分解すると爲すのであ

る。之に對しては尙不明瞭な點も多く、議論の餘地もあるが、本報告に於ては一切之に觸れぬ事とする。目下研究中に屬する部分もあるので他日を期して報告したい。

マンガン鋼の顯微鏡組織圖研究補遺

村上武次郎*

三神正苗**

A FURTHER STUDY ON THE STRUCTURAL DIAGRAM OF MANGANESE STEELS.

Takejirō Murakami and Masamitsu Mikami.

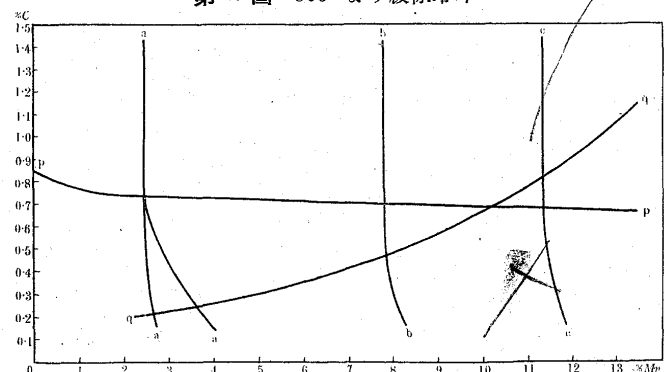
SYNOPSIS:—A few years ago, the present authors¹⁾ investigated on the transformation points and the microstructure of manganese steels and proposed several structural diagrams for specimens cooled under different conditions. These diagrams are, however, not satisfactory owing to the lack of the specimens examined. In the present experiment, several low carbon steels containing different manganese content, used in the previous investigation or freshly prepared were so much carburized as to get hyper eutectoid structure in edge. These specimens were cooled under several conditions, the same as in the previous investigation. By examining the microstructure of a specimen thus heated along the diameter, the change of structure due to carbon content with a constant amount of manganese in the case cooled under the same condition was studied.

From the result, examined the structure of all the specimens cooled under several conditions, the structural diagrams proposed in the previous paper were revised.

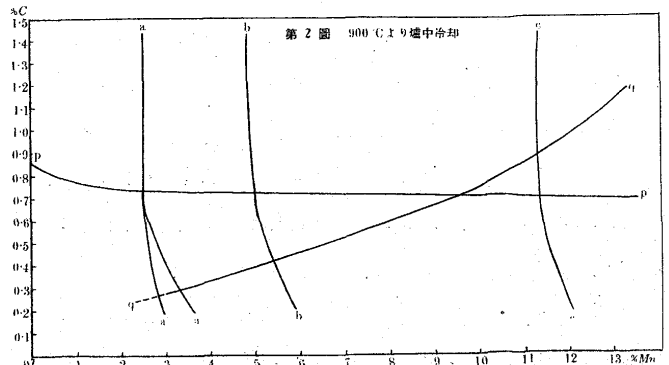
著者等¹⁾は先年 Mn 鋼の變態點及顯微鏡組織に就て研究し第 1~3 圖に示す様な組織圖を提出した。併し前研究に於ては猶試料の数が不足のため各界域を區分する曲線は充分正確でない。因て更に種々の Mn 鋼の滲炭試料を種々の冷却條件の下に冷却して其顯微鏡組織を研究し、前に提出した組織圖を檢討した。

此の如く滲炭試料を用ふるときは同一試片に於て周邊より内部に進むに従て次第に C 量が減少するに依て其斷面を直徑に沿ふて鏡檢するときは一定 Mn 量のものを同一冷却條件の下に冷却したる場合に於ける C の影響を同一試片に於て知ることが出来る。従て之れに由て C 量の變化による組織圖に於ける界域の變化並に各界域の境界線の傾斜を知ることが出来る。

第 1 圖 900° より緩徐冷却



第 2 圖 900°C より速中冷却



* 東北帝國大學 ** 秋田鑛山専門學校

1) 村上、三神 鐵と鋼 15 (1929) No. 11. p. 969

2) 緩徐冷却の場合 (第 1 表及第 4 圖参照)