

# シルジン青銅の焼戻脆性に及ぼす *Al, Mn, Sn, Fe, Ni* の影響に就て

(日本鐵鋼協會第 22 回講演大會講演 昭和 14. 9)

伊澤 猛 三 郎\*

EFFECT OF THE ADDITION OF THE SMALL AMOUNTS OF  
*Al, Mn, Sn, Fe* AND *Ni* ON THE TEMPER-BRITTLENESS OF SILZIN-BRONZE.

Takesaburo Isawa.

**SYNOPSIS:**—In view of inquiring into the cause of the temper-brittleness in Silzin-Bronzes and their improvement, the microscopic and mechanical tests (hardness and impact tests) were performed with some Silzin-Bronzes (*Si* 4%, *Zn* 10%) containing 1~2% respectively of *Al, Mn, Sn* and *Fe*. According to the result, the temper-brittleness was accounted for by the decomposition of or the precipitation from the super-cooled  $\kappa$ -phase, which was found in the *Cu-Si* system and the *Cu-Si-Zn* system. The addition of the small amount of *Al* or *Mn* to Silzin-Bronzes showed almost no effect, while the least addition of *Fe* or *Ni* considerably spoiled the impact value, owing to the co-existence of the brittle  $\gamma$ -phase.

## 目 次

- I 緒 言
- II *Cu·Si·Zn*系状態圖とシルジン青銅の焼戻脆性の原因
- III 實驗試料
- VI 實驗結果
  - 1) 衝擊試驗並に硬度試驗<sup>1)</sup> 2) 顯微鏡試驗
- V 實驗結果の考察
- VI 總 括

## I 緒 言

砲金代用合金として創造せられた。シルジン青銅は鑄造性に富むと同時に機械的性質並に耐蝕性も亦優秀な銅合金の一種であるが、更に金屬資源愛護の目的にも適應する實用合金である。しかも *Si* を含む銅合金としての新しい傾向を示唆する點で金相學的にも甚興味ある合金である。然乍らシルジン青銅の持つ一つの缺點として、本合金には 300~500°C に長時間曝されると衝撃的加重に對して弱くなる所謂焼戻脆性の性質がある。この脆性の本質に就ては種々實驗的探究が行はれると共に、その改良方法に就ても研究されてゐるが<sup>1)</sup>、從來脆性を支配する因子に對して金

相學的に不明な點が多かつた爲めに、その原因を究明する事は困難であつた。

著者は曩に *Cu·Si* 系状態圖を決定し<sup>2)</sup> 更に *Cu·Si·Zn* 系の銅側の状態圖に關しても、固體內に於ける變態を明かにした<sup>3)</sup>。從てこれらの状態圖に基いてシルジン青銅の衝擊、硬度並に顯微鏡試驗結果から脆性の原因を検討すると共に、これに *Al, Fe, Mn, Sn, Ni* 等を添加した場合のこれら第 4 元素の影響に就て研究を行つたものである。

II *Cu·Si·Zn* 系状態圖とシルジン青銅の焼戻脆性の原因

*Cu·Si* 二元系状態圖に於て<sup>2)</sup> *Si* 約 6% を含む合金には 590~830°C の溫度範圍で安定な  $\kappa$  相なる固溶體が存在する。この  $\kappa$  相は顯微鏡的には  $\alpha$  相に類似してゐるので、顯微鏡的に兩者を識別する事は稍面倒であつて、從來  $\alpha$  相と混同される場合が多かつた。しかし最顯著な兩者間の相異な寫眞第 1 圖並に第 2 圖に示す様に兩相の混合状態に於ては  $\alpha$  相が双晶に富む組織であるのに對して  $\kappa$  相には双晶を認められず且  $\kappa$  相の結晶粒が粗大化し易い點である。尤も X 線的には兩者の相異は明瞭であつて、 $\alpha$  相が面心立方格子に屬するのに對して  $\kappa$  相の結晶構造は稠密六方格子に屬し、從てその廻折線の位置から容易に兩

\* 旅順工科大学冶金學教室

1) 田邊友次郎; 本誌, 21 (1935), 575

黒田三郎; 日本金屬學會誌, 2 (1938), 619

同 上 3 (1939), 33

枝和四郎; 鑄物; 11 (1939), 18

2) 伊澤猛三郎; 日本金屬學會誌, 第 2 卷, 400~410 頁

尙第 2 報は近く同誌に掲載の豫定

者を識別出来る。κ相には 590°C に共析變態點があつて α+δ に分解するのであるが、冷却に際して κ 相の共析變態速度が極めて緩慢なところから 600°C 附近を毎分 4°C 程度の速さで冷却したのでは殆ど完全に變態は阻止されて κ 相が常溫まで過冷される事になる。従て Si 4.5~6% 程度の Cu·Si 合金には常溫で α+κ 2 相共存組織を示す場合が多い。そこでこの種の合金を 300°C 以上に長時間加熱すると焼戻の効果を示して過冷された κ 相は容易に分解して α+δ になる。

これに Zn の添加された場合、即ち Cu·Si·Zn 系状態圖に於ける固體内の變化は著者の研究<sup>3)</sup> に依て初めて明瞭になつたのであるが、κ 相の共析變態溫度は Zn 量の添加と共に幾分上昇して Zn 10~15% を含む範圍で κ+γ ⇌ α+δ なる不變系反應點が存在する。更に Zn の添加量 15% 以上の組成範圍では 600°C 附近で κ ⇌ α+γ なる一變系の反應があり、既に δ 相は消失する。三元系状態圖の詳細に就ては追て發表する著者の論文を参照せられたい

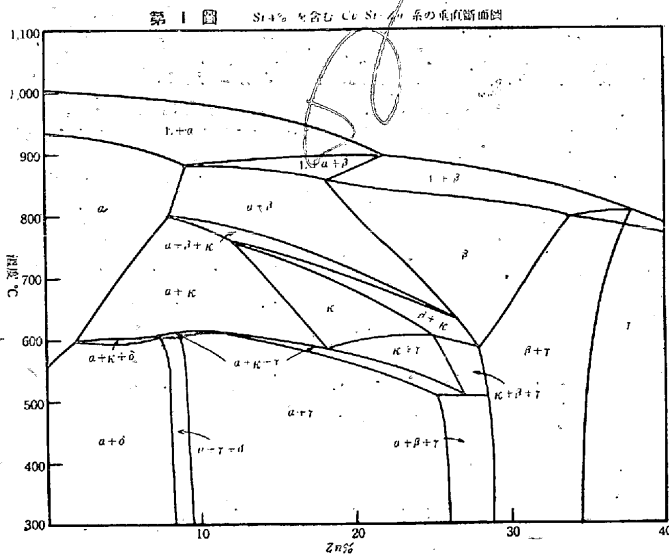
の緩慢なために過冷され易く、従て Si 18% 程度までの合金には常溫に於て過冷された κ 相が存在し易い。

この不安定な κ 相が比較的低い溫度の焼戻に依て分解する事は首肯出来る。寫眞第 3~8 圖にはこの間の組織の變化を示す。即ち寫眞第 3 圖は Si 4%, Zn 15% を含む試料の金型鑄造組織で、α 初晶の樹状組織からなるが、これを 750°C に 2 時間加熱後水中に急冷すると殆ど κ 單相からなる。これを 490°C まで焼戻して爐中冷却すると寫眞第 4 圖に示す様に κ 相の一部に分解が起り γ 相の析出が認められる。490°C に一層長時間加熱すれば κ 相の一面に分解が起るが、加熱溫度を上昇して 630°C 以上に保てば分解組織は消失して再び κ 單相になる。

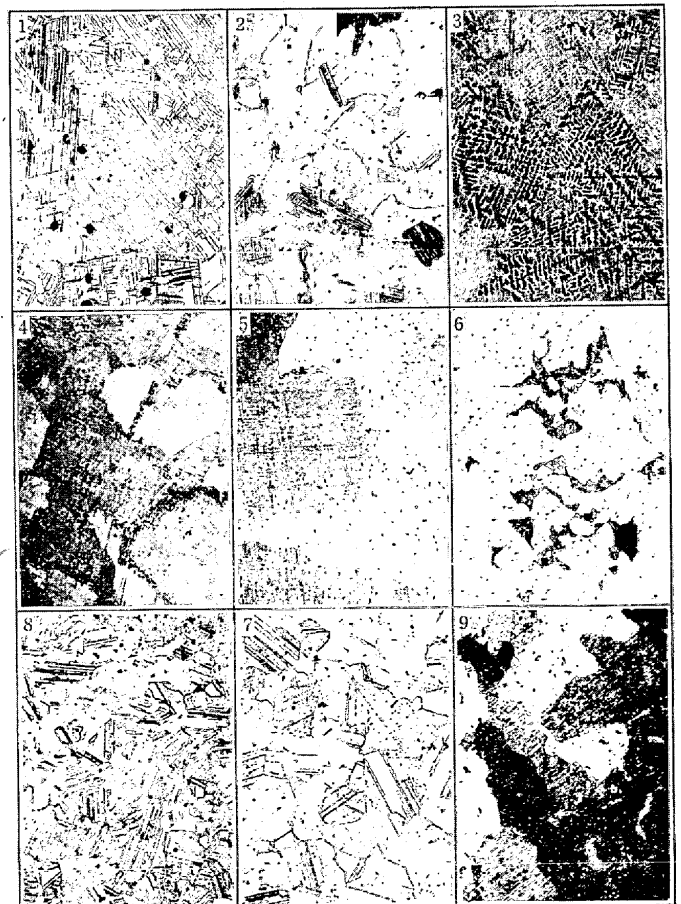
寫眞第 5 圖は Si 4%, Zn 10% を含む試料を 790°C に 2 時間加熱後水中に急冷した組織で、κ 單相からなる。これを 500°C に 1 時間加熱したものが寫眞第 6 圖であつ

29x37 = 9.99

寫 眞 I (1/3 に縮寫す)



が、例へば Si 4% を含む断面圖を示せば第 1 圖の様になる。即ち α 相と β 相とが反應して κ 相を析出する α+β ⇌ κ なる一變系の反應溫度は Zn の増加と共に著しく降下する。しかも κ 相の存在範圍は Zn 10~25% に涉り、610° 並に 510°C に於て夫々 κ+γ ⇌ α+δ, κ ⇌ α+β+γ なる 2 個所の不變系反應が存在するから、Zn 10~20% を含む組成範圍に於ては κ 相は κ ⇌ α+δ 或は κ ⇌ α+γ に分解するわけである。κ+α+γ 共存範圍に頂點のあるのはこの溫度に κ ⇌ α+γ なる準二元共析點が存在する。しかるに κ 相の分解は Cu·Si 二元系に於けると同様に反應速度



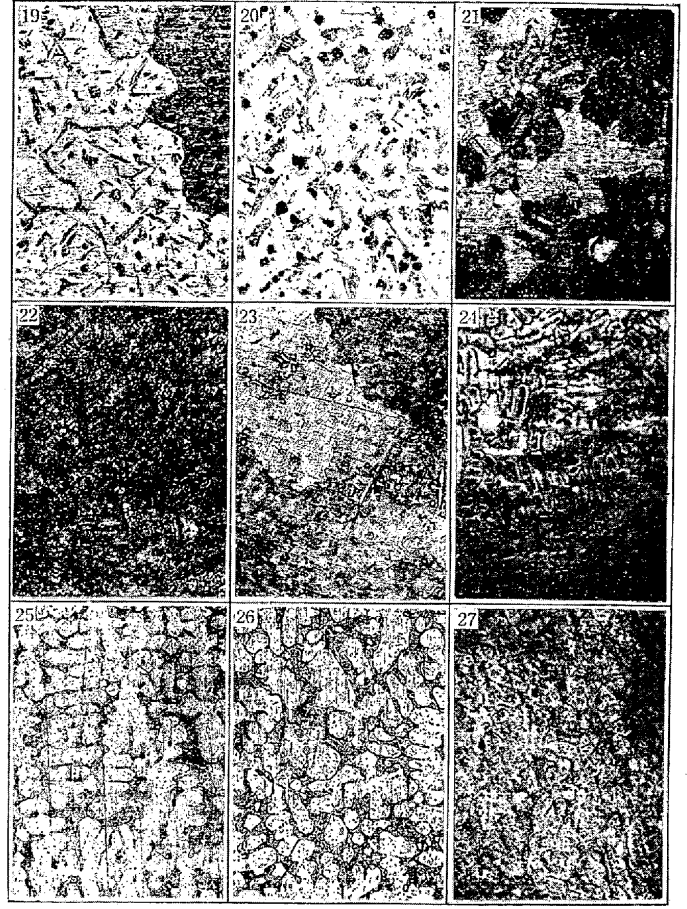
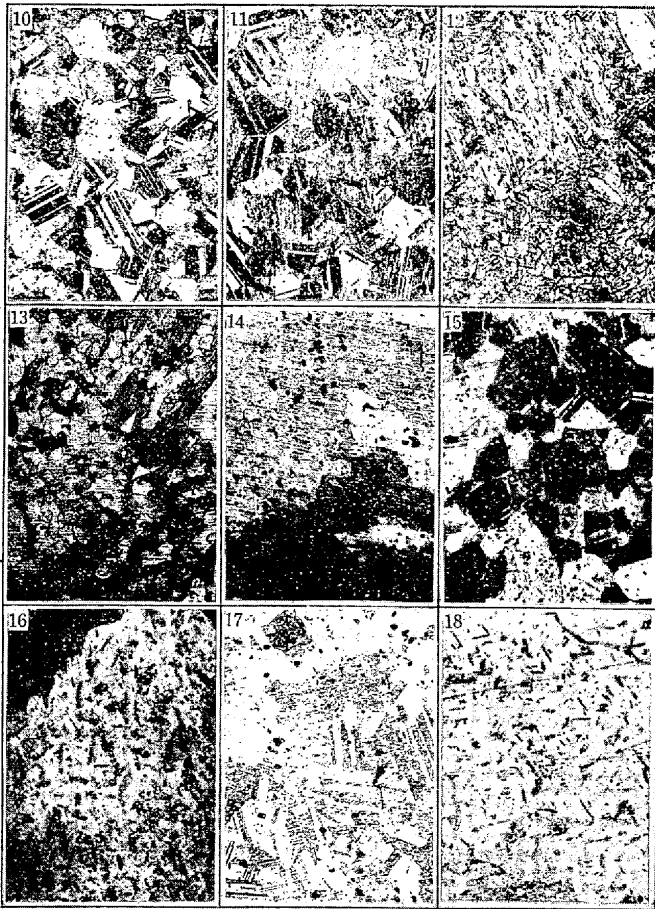
1 試料 Z <sub>2</sub> 爐中冷却, × 70	2 試料 Z <sub>4</sub> 爐中冷却, × 70	3 試料 Z <sub>2</sub> 金型鑄造組織, × 50
4 試料 Z <sub>2</sub> 焼入, 490° 焼戻, × 26 <sup>0</sup>	5 試料 Z <sub>1</sub> 790° 焼入, × 50	6 試料 Z <sub>1</sub> 500° 焼戻, × 50
7 試料 Z <sub>1</sub> 600° 焼戻, × 85	8 試料 Z <sub>1</sub> 700° 焼戻, × 85	9 試料 A <sub>1</sub> 790° 焼入 300° 戻焼, × 110

<sup>3)</sup> 日本金屬學會 第 5 回講演大會に於て講演

37X27 = 9.99  
寫眞 II

(%)に縮寫す)

37X27 = 9.99  
寫眞 III



10 試料 A<sub>1</sub>×95 790° 焼入 500° 焼戻  
11 試料 A<sub>1</sub>×95 同左 600° 焼戻  
12 試料 A<sub>2</sub>×95 790° 焼入, 400° 焼戻  
13 試料 A<sub>2</sub>×95 790° 焼入 600° 焼戻  
14 試料 M<sub>1</sub>×60 790° 焼入 300° 焼戻  
15 試料 M<sub>1</sub>×100 同左 600° 焼戻  
16 試料 M<sub>2</sub>×95 790° 焼入 300° 焼戻  
17 試料 M<sub>2</sub>×110 同左 700° 焼戻  
18 試料 S<sub>1</sub>×95 790° 焼入

19 試料 S<sub>1</sub>×95 790° 焼入 400° 焼戻  
20 試料 S<sub>2</sub>×95 790° 焼入 300° 焼戻  
21 試料 S<sub>2</sub>×95 同左 700° 焼戻  
22 試料 F<sub>1</sub>×110 790° 焼入  
23 試料 F<sub>2</sub>×110 790° 焼入  
24 試料 N<sub>2</sub>×50 金型鑄造組織  
25 試料 N<sub>1</sub>×95 790° 焼入  
26 試料 N<sub>1</sub>×95 同左 400° 焼戻  
27 試料 N<sub>2</sub>×95 790° 焼入 500° 焼戻

て明かに分解が起てゐる。寫眞第7圖及第8圖は同一試料を夫々 630° 並に 700°C に1時間加熱した組織で α+κ 共存組織を示す。しかも加熱温度の上昇するに伴れて α 相の量も減少してゐるが、これは第1圖の断面圖に示す通り。高温度に於ける α 相と κ 相との兩相共存範囲の關係をよく説明してゐる。この種の試料に對する衝撃試験結果は後述するが、要するに所謂シルジン青銅の組織範囲に屬する合金は普通過冷された α+κ 相或は κ 相からなるわけであつて、これを 300~500°C に焼戻す事によつて κ 相が分解し、分解によつて析出する γ 相が本合金に焼戻脆性を與へる事になる。即ちシルジン青銅の焼戻脆性の原因は常溫に過冷された κ 相が、焼戻によつて分解し、結晶粒界並に粒内部に脆弱な第2相を析出する事に基因するものと考へられる。

説明の順序が前後するが、上記シルジン青銅試料並にこれに Al, Mn, Sn, Fe, Ni を夫々 1%, 2% 宛配合した總計 14 種類の試料を作製したのであるが、分析結果は第1表\*に示す通りである。

第1表 試料の成分表  
化學成分

試料記號	Cu	Si	Zn	Al	Mn	Sn	Fe	Ni
Z <sub>1</sub>	86.08	3.90	9.91	—	—	—	—	—
Z <sub>2</sub>	80.82	4.14	14.79	—	—	—	—	—
Z <sub>3</sub>	85.82	4.29	9.86	—	—	—	—	—
Z <sub>4</sub>	84.98	5.10	9.89	—	—	—	—	—
A <sub>1</sub>	85.08	3.85	9.81	1.21	—	—	—	—
A <sub>2</sub>	83.20	8.96	10.54	2.25	—	—	—	—
M <sub>1</sub>	85.04	4.00	9.91	—	0.98	—	—	—
M <sub>2</sub>	84.03	3.90	10.08	—	1.92	—	—	—
S <sub>1</sub>	85.02	3.90	10.17	—	—	0.88	—	—
S <sub>2</sub>	83.99	3.86	10.24	—	—	1.88	—	—
F <sub>1</sub>	85.11	3.88	9.90	—	—	—	1.08	—
F <sub>2</sub>	84.56	3.81	9.78	—	—	—	1.82	—
N <sub>1</sub>	85.16	3.82	9.89	—	—	—	—	1.02
N <sub>2</sub>	84.14	3.80	9.94	—	—	—	—	2.01

\* 本試料の分析結果は住友金屬工業會社田邊友次郎博士の御好意に依るものである。記して謝意を表す。

### III 實驗試料

各種合金の熔製には、電解銅、電解鐵の外はメルク製純金屬を配合して作製した下記の如き母合金を使用した。但し Sn のみは母合金を作らず Cu・Si・Zn 合金に直接調合量だけ添加した。

Cu・Si 母合金 (Si 12.71%)	Cu・Mn 母合金 (Mn 39.91%)
Cu・Zn " (Zn 50.33%)	Cu・Ni " (Ni 20.52%)
Cu・Al " (Al 50.47%)	Cu・Fe " (Fe 8.12%)

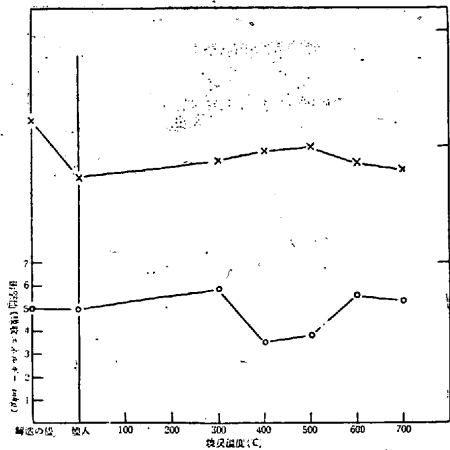
各試料ごとにその 1,000g 宛を黒鉛坩堝中で炭素粉末被覆下に熔解して砂型に鑄造した。角形棒状試料から 10×10×55mm の日本標準規格による Mesnager 型衝擊試験片を平削作製した上で、夫々熱処理を施した。即ち先づ 790°C に 2 時間加熱後水中に急冷し、更に 300, 400, 500, 600, 700°C に各 1 時間宛の焼戻を施行したのである。

衝擊試験機には、シャープ型 30mkp 容量のものを使用した。更に各試料に就て硬度試験、顯微鏡試験を施行したのであるが、檢鏡試料面の腐蝕剤には硫酸々性重クロム酸加里溶液を使用した。

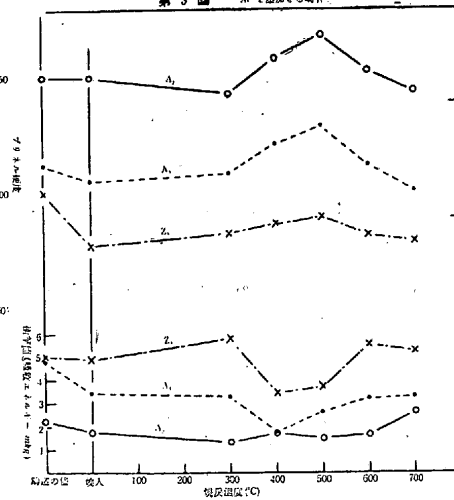
### IV 實驗結果

1) 衝擊試験並に硬度試験 Si 4%, Zn 10% を含む所謂第 1 種シルジン青銅並にこれに Al, Mn, Sn, Fe, Ni を夫々 1 種類宛 1% 及 2% 添加した試料に就て、鑄造状態、790°C 焼入状態、更に 300, 400, 500, 600, 700°C に各 1 時間焼戻された状態に於ける。熱処理と硬度並に衝擊値との關係は第 2~7 圖に圖示する通りである。即ち第 2 圖は第 1 種シルジン青銅の試験結果である。硬度曲線から解る様に焼入されると鑄造のまゝより幾分軟化するが、400~500°C の焼戻で僅かに硬度上昇し、600°C 以上に到て再び軟化の傾向が認められる。但しその變化はいづれも僅少であつて著しい變化は認められない。然るに衝擊値に就ては鑄造状態から 300°C 焼戻までは大した變化もないが 400~500°C の焼戻によって脆化し、所謂焼戻脆性を示すが 600°C 以上の焼戻で再び靱性を回復する。第 3 圖以下には夫々比較の爲にこの數値を併記した、符號 Z<sub>1</sub> の曲線が即ちそれである。尙第 3 圖以下の各曲線に示

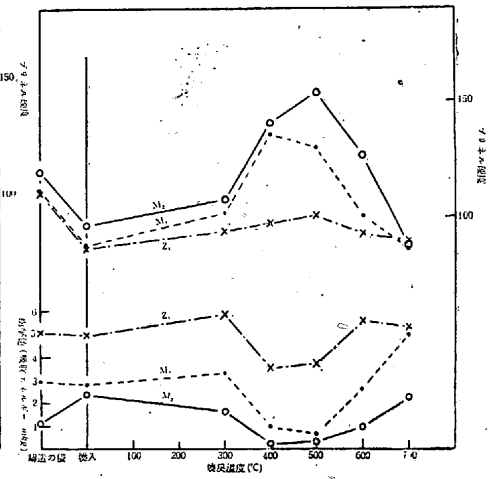
第 2 圖



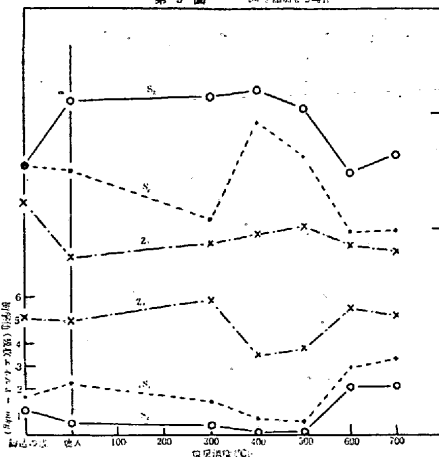
第 3 圖 Al を添加せる場合



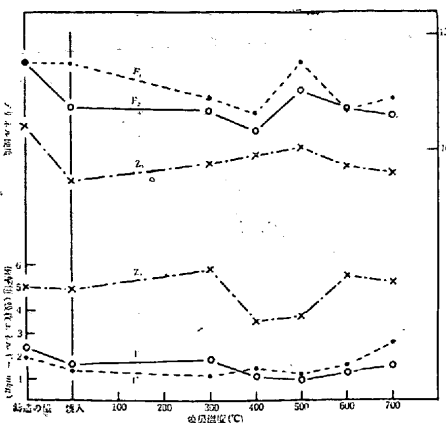
第 4 圖 Mn を添加せる場合



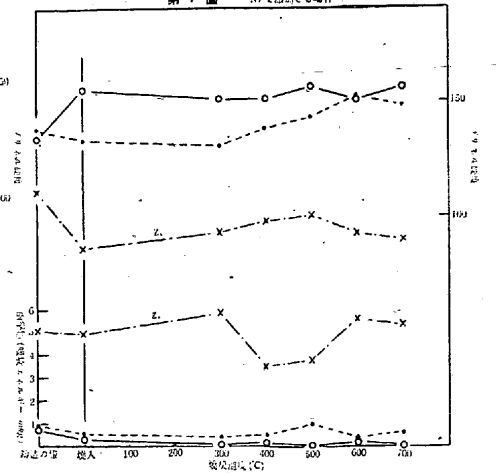
第 5 圖 Sn を添加せる場合



第 6 圖 Fe を添加せる場合



第 7 圖 Ni を添加せる場合



す符號  $A_1, A_2, M_1, M_2$  等は夫々  $Al\ 1\%, Al\ 2\%, Mn\ 1\%, Mn\ 2\%$  等を含む第1種シルジン青銅の意味である。

第3圖は  $Al$  を添加した場合である。 $Al$  の量を増すと共に硬度は上昇し、衝撃値は低下する。 $A_1$  曲線では  $Z_1$  曲線の傾向に似て  $400\sim 500^\circ C$  附近に焼戻脆性が現はれる。 $A_2$  曲線では鑄造並に焼入状態で既に相當脆弱であるが、焼戻による影響は殆ど認められない。

第4圖は  $Mn$  を添加した場合である。 $Mn$  の添加に依ては靱性を害される事も少く可なり優秀であるが  $300^\circ C$  以上の焼戻によって硬度上昇し、且  $400\sim 500^\circ C$  に於ける焼戻脆性の傾向が著しく現れる。特に  $M_2$  曲線に於ては脆弱な第2相の析出が肯かれる。

第5圖は  $Sn$  を添加した場合である。 $Sn$  は靱性を害す  $Sn$  添加量の多い  $S_2$  曲線に於ては特に脆弱である  $S_1$  曲線に於て  $600\sim 700^\circ C$  の範囲で硬度が減少すると共に著しく靱性の回復するのは興味ある事實である。

第6圖は  $Fe$  を添加した場合である。焼入状態に於て  $F_1, F_2$  共略同程度に脆弱である事並に焼戻によつても殆ど衝撃値に変化なく脆弱な事は、微量  $Fe$  の添加によつても脆い第2相共存を示すものであつて  $Fe$  の添加はシルジン青銅には有害である。

第7圖は  $Ni$  を添加した場合である。 $N_1, N_2$  共甚脆弱であり、且焼戻による靱性の回復も認められない。即ち少量  $Ni$  の添加によつても著しくシルジン青銅の機械的性質を低下して最有害な金屬である。

2) 顯微鏡試験 上記機械能試験結果と顯微鏡組織の變化とを比較するに  $Si\ 4\%, Zn\ 10\%$  を含む第1種シルジン青銅に就ては、その  $400\sim 500^\circ C$  に現れる焼戻脆性の原因が寫眞第6圖に示す様に  $\kappa$  相の分解に基く  $\gamma$  相の析出による事は上述した通りである。これに對して添加金屬の種類による組織の變化は寫眞第9圖以下に示す通りである。

$Al$  は添加量の少い間は組織には殆ど影響がない。即ち寫眞第9圖は  $A_1$  試料の  $300^\circ C$  焼戻の組織で殆ど  $\kappa$  単相からなり  $790^\circ C$  から焼入れた儘の状態と略々同様である。寫眞第10圖、第11圖は夫々  $500, 600^\circ C$  焼戻の組織であるが、既に  $\kappa$  相の變態溫度を超えてゐるので  $\kappa$  相と  $\kappa$  相とが共存する。然るに  $A_2$  試料の組織は著しくこれと異なり寫眞第12圖に示す様に  $400^\circ C$  の焼戻によつて  $\kappa$  相と  $\kappa$  相から析出した  $\gamma$  相とからなる。寫眞第13圖はこれを  $600^\circ C$  に焼戻した組織で、高温で安定な  $\kappa$  相と  $\gamma$  相とを示す。

$Mn$  は  $1\%$  程度の添加では殆ど影響がない。寫眞第14~15圖は  $M_1$  試料の  $300$  及び  $600^\circ C$  焼戻の組織を示す。 $500^\circ C$  附近で  $\kappa$  相の分解が認められるが  $600^\circ C$  ではすでに  $\kappa$  相の外に双晶に富む  $\alpha$  相が共存する。 $M_2$  試料は  $790^\circ C$  焼入の儘ではやはり  $\kappa$  相からなるが  $300^\circ C$  の焼戻で寫眞第16圖の様に  $\kappa$  相の粒界並に粒内部に析出が認められ  $400, 500^\circ C$  では一層分解が著しい。 $600^\circ C$  以上では再び  $\alpha + \kappa$  相からなり寫眞第17圖では  $700^\circ C$  の焼戻に於ける  $\alpha$  相と  $\kappa$  相との共存組織を示す。

$Sn$  を添加する場合には  $790^\circ C$  から焼入れても  $\kappa$  相からの析出を阻止出来ない。寫眞第18圖は  $S_1$  試料を  $790^\circ C$  から焼入した儘の組織で粒界並に粒内部に析出が認められる。寫眞第19圖はこれを  $400^\circ C$  に焼戻したもので更に析出量を増す。ところが  $600$  並に  $700^\circ C$  の焼戻に於て硬度が減少し衝撃値の回復する傾向が認められるがこの溫度範囲に1時間焼戻して急冷すると  $500^\circ C$  附近で一たん  $\kappa$  相中に溶解した脆い相の再析出が阻止されるものと思はれる。

$S_2$  試料も亦  $S_1$  試料の場合と同様に焼入の儘で脆弱な析出物を共存する。寫眞第20圖は  $300^\circ C$  焼戻の組織であるが焼入の儘と略同様の組織を示す。これを  $700^\circ C$  まで焼戻すと寫眞第21圖に示す様に  $\gamma$  相の凝集が認められる。

$Fe$  は添加量並に熱處理操作に係らず組織中に淡灰色粒狀組織が共存し、從て機械的にも脆弱である。寫眞第22圖、第23圖は夫々  $F_1, F_2$  試料の焼入組織を示す。

$Ni$  は  $1\sim 2\%$  の添加に依て合金初晶面の形狀を著しく變化するものの如く、その鑄造組織は寫眞第24圖に示す様に共晶成分が相當多い。そのために機械的性質も甚脆弱なわけである。寫眞第25圖は  $N_1$  の  $790^\circ C$  から焼入した儘の組織であるが、焼鈍不充分なために尙共晶組織が認められる。寫眞第26圖、第27圖は夫々  $N_1$  の  $400^\circ C$  焼戻及  $N_2$  の  $500^\circ C$  焼戻組織を示す。いづれも脆弱な第2相を共存し、特に第27圖に於ては第2相の量を増加してゐる。即ち  $Ni$  の添加によつてシルジン青銅の顯微鏡組織は著しく變化する。

## V 實驗結果の考察

シルジン青銅の持つ焼戻脆性の主原因が  $Cu\cdot Si$  系合金に存在する  $\kappa$  相から溶解度の變化に基いて脆い  $\gamma$  相或は  $\delta$  相の析出する事並に  $\kappa$  相の共析分解に基因するものである事は上記の結果から首肯出来る。従來は  $Cu\cdot Si$  系の  $\alpha$  固

溶體が高温に於て溶解度に異常變化を示し、從てこれに Zn を添加する場合にも同様の  $\alpha$  溶解度の急激な變化が存在するものと考へ、焼戻脆性の原因が過飽和  $\alpha$  固溶體から  $\gamma$  相が析出する爲であると推定されてゐるのであるが、いづれも Cu·Si 系並に Cu·Si·Zn 系状態圖の固體內に於ける相の變化が明瞭でなかつた爲めの誤謬であつて、著者の研究によつて初めてその原因が究明されたわけである。

從てこれに第 4 元素を添加する場合に  $\kappa$  相からの析出を阻止するか、又は變態溫度を降下或は上昇せしめる事によつて、或程度まで脆性を改善するといふ企も考へられるわけである。上記 5 種の實用金屬元素 1~2% 程度の添加量では著しい改善の跡は認められなかつたが Mn 1~2% 及 Al の少量を添加した場合には、焼入の儘では必ずしも脆弱化しないのみならず、300°C 程度迄の加熱では殆ど第 1 種シルジン青銅と同程度の靱性を持ち、寧ろ硬度の上昇してゐる點で機械的性質は幾分改善されてゐるわけである、然るに Al の添加量を増加すると 790°C から焼入した儘ですでに第 2 相が共存するので、著しく脆くなる。又 Mn の場合には 400°C 以上の加熱によつて著しく脆弱化する。Sn も亦少量の場合には焼入の儘で幾分靱性もあり、300°C 程度までは大した變化もない。たゞ 400~500°C の焼戻では第 2 相の析出も激しく、從て脆弱になる。Sn の添加量を増せば甚脆くなる。たゞこの場合にも 600~700°C からの焼入によつて脆性を改善する事は注目を要する。

Fe 並に Ni の添加は極少量でも顯著な影響を示し著しく脆弱になる。殊に Ni は第 2 相の析出量を増す。從て Ni の添加はシルジン青銅に対しては甚有害である。

## VI 總 括

以上顯微鏡試験、硬度試験、衝撃試験の結果を要約すれば次の様になる。

i) シルジン青銅の熱處理に伴て現れる脆性は過冷された  $\kappa$  相が焼戻される場合に  $\kappa$  相の溶解度の變化或は共析分解に依て脆弱な第 2 相である  $\gamma$  相又は  $\delta$  相が析出する事に基因するものである。

ii) シルジン青銅に第 4 元素を添加しても、著しく焼戻脆性を改善するものとは思はれないが Mn 並に Al の少量は多少改善に役立つもの様である。

iii) Sn は少量ならば幾分好影響が認められるが、添加量を増せば急に脆性を促進させる。

iv) Fe 並に Ni の添加は寧ろ著しく脆化する。特に Ni はシルジン青銅に対しては避けるべきである。

終りに臨み本研究に當り終始御指導を仰いだ大日方一司博士の御厚意を深謝すると共に、實驗に協力せられた一村重幸君、七島章君、伊東信夫君の御助力を感謝する。

尙本研究は財團法人菱刈獎學資金の補助に依て遂行したものである事を附記して感謝の意を表する次第である。

## 埋 草 會 員 の 希 望

(尼崎局 9 月 16 日午前 9 時 12 分消印にて下記の御投書頂きましたが誠に御最もと思ひますので此處へ御披露致します何卒如何なる御希望にても多數御意見伺ひ度と希望して居ります) 早速乍ら希望を一言申述度候

現在鐵鋼協會々員の數が非常に多くなり同時に大會出席申込數も激増せられた事は誠に結構と存じ候へ共其の反面立派な會員として出席出来ない者が多く有之候、それは會員外の者の出席に寄る事に候間如何に會社の名義の申込と雖も會員外之者の出席は御断りしては如何に候や、平常協會の雑誌を読む必要もない者又鐵鋼協會の關係の殆どない仕事に従事せられて居る者が出席して會員の出席出来ない奇現象を呈して來て居候、此の際國家新體制と無駄排除の意味から右の件断行されたく希望に候。(彼等は殆ど遊んで居る) 此の有意義の大會の主旨を穿き違へて物見遊山のものだと申して無關係者も誰も彼も差別なく交代式に出すと云ふ様な實に同協會に無理解の大會社が可成あり様に存じ候、右御注意まで

### 以上に対し從來の本會の方針御披露

(1) 會員の處に限り大會の通知狀を發送し、會員よりの御申込に限り之を受付け出席章を發送して居りますから會員外の方の出席と云ふことは有り得べからざることと存じます、然し斯く御投書ありしを以て見れば實際會員外の人が而かも多人數入場して居られたものと見えますが、若し左様な御疑義がありましたら其の場で係の者へ御申聞下さると誤解や不始末を

解くことが出來て大會を圓滑に實施する上に大變に効果が良かつたと思ひます。

(2) 「鐵鋼協會の關係の殆どない仕事に従事せられて居る者が出席して、會員が出席出来ない奇現象……」とありますが、どうかすると斯様なことがあつたかも知れません。定款第七條にある通り維持會員は會社に依り幾口も有し居らるゝ處がありますので、今假に五十口を有つて居られる處は大會に五十人を參加せしめ得られることとなりまして、會社の方で講演の内容に對して充分人選をしていただければ兎も角、そうでないと投書の様なことがあつたかも知れません。此等はどうか各會社に於かれまして誰れでも彼れでもに參加せしめると云ふ様な事なく相當の御考慮が御願ひしたのであります。

(3) 一體定款には第十一條に「會員ノ權利ハ其ノ一身ニ專屬スルモノシテ他ニ移轉スルコトヲ得サルモノトス」とありまして出席章を他人に貸すことも協會は認めて居ないのであります。

(4) 事實問題として斯様な投書の様なことが起りますと協會の職員として其の責任を逃れやうとするのではありませんが、お互にかゝる不合理を防ぎ大會を心持ち克く好結果に終了させることは會員全部の責任だと云ふ風にお考下さつて載きたいのであります、ですから其の事實のあつたとき直ぐ承ることが出來ると大變良いと思ふのであります。(協會)