

和田次郎

Age-Hardening of Copper-Magnesium Alloys. (Part II)

By Jiro Wada

ABSTRACT : In a previous work, the author studied the age-hardening phenomenon of the copper alloys which contain magnesium and proved that in the alloys the hardening takes place.

In order to clarify the mechanism of hardening and to study the effect of third elements on the copper-magnesium alloys, the author made a further research on adding to it 1 percent aluminium, antimony, chromium, iron, manganese, nickel, silicon and tin. The results obtained may be summarized as follows :

- (1) The age-hardening is accelerated by the addition of 1 percent antimony and tin, but does not take place by the addition of 1 percent aluminium, chromium, iron, manganese, nickel and silicon.
- (2) The copper alloys which contain magnesium and antimony are very brittle.

(1949年4月15日受理)

1. 緒言

第1報に於てCu-Mg二元系合金の時効硬化の問題を取扱つたのであるが、今回は之に第三元素を添加した場合の時効硬化に及ぼす影響について研究した結果を報告する。第三元素の影響としてはCu-Mg-Sn系についてO. Dahl⁽¹⁾が実験を行ひ、時効硬化を認めてゐるのみで、その他の元素については研究されてゐない。

2. 実験方法

Mg約1%のCu-Mg二元合金にAl, Cr, Fe, Mn, Ni, Sb, Si, Snの8種類の元素を夫々約1%宛添加した。溶解方法は第1報で示した溶剤を用ひ上記第三元素を先づ添加し、最後にMgを単體で添加した。鑄型は徑26mm、長さ250mmの金型を豫め200°C位に豫熱し、之に鑄込温度1150°Cにて棒状に鑄込んだ。次で之を700°Cで均熱處理を行ひ、熱間壓延にて5~8mm迄落し試料に供した。

次で之を700°Cより水焼入(Cu-Mg-Sb系のみ680°C焼入)し、次で200°, 300°, 400°, 500°に焼戻し、焼戻時間とヴィッカース硬度との變化を調べ併せて組織の變化を顯微鏡により調べた。尙試料の分析結果は第1表の如くである。

3. 実験結果とその考察

第1表

符號	Cu %	Mg %	第三元素%	
FEM	97.7	0.9	Fe	1.4
MNM	97.9	1.2	Mn	0.9
CRM	97.9	1.1	Cr	1.0
NIM	97.6	1.2	Ni	1.2
SBM	98.0	1.0	Sb	1.0
SNM	97.9	0.9	Sn	1.2
SIM	98.5	0.7	Si	0.8
ALM	97.8	1.1	Al	1.1

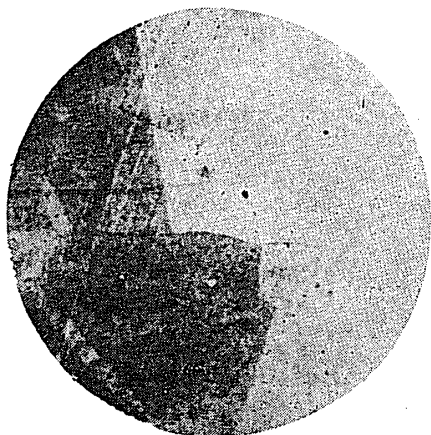
焼戻温度とヴィッカース硬度との關係はCu-Mg-Sb系では第1圖の如く、Cu-Mg-Sn系は第2圖の如くである。之以外のCu-Mg-Fe, Al, Cr, Mn, Ni, Si系では第3圖のCu-Mg-Fe系で示した如く、焼戻時間による硬度變化は認められなかつた。以上の實驗結果を要約すれば次の如くなる。

(1) 第1報で報告した如くMg約1.0%では時効硬化現象は見られなかつた。之にAl, Cr, Fe, Mn, Ni, Si等を1%添加した場合にも時効硬化性は改善されず、第三元素を添加せざる場合と同様であつた。

(2) Cu-Mg-Sn系についてはO. Dahl⁽¹⁾が時効硬化を示すことを報告してゐるが、本實驗では、Mg, Snの量が少いため、僅かに焼戻時効硬化のあることを示した程度で、顯著ではなかつた。

(3) Cu-Mg-Sb系については今迄に實驗が行は

和田：Cu を主成分とする Cu-Mg 合金の時効硬化（第2報）



第4圖 680°C 焼入(Cu-Mg-Sb 系)
×300



第5圖 300°C 500 時間焼戻
(Cu-Mg-Sb 系) ×300

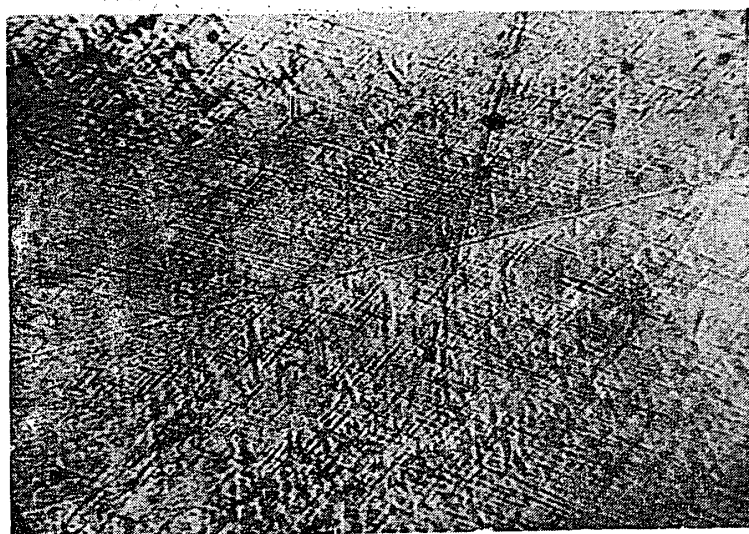


第6圖 500°C 150 時間焼戻
(Cu-Mg-Sb 系) ×300

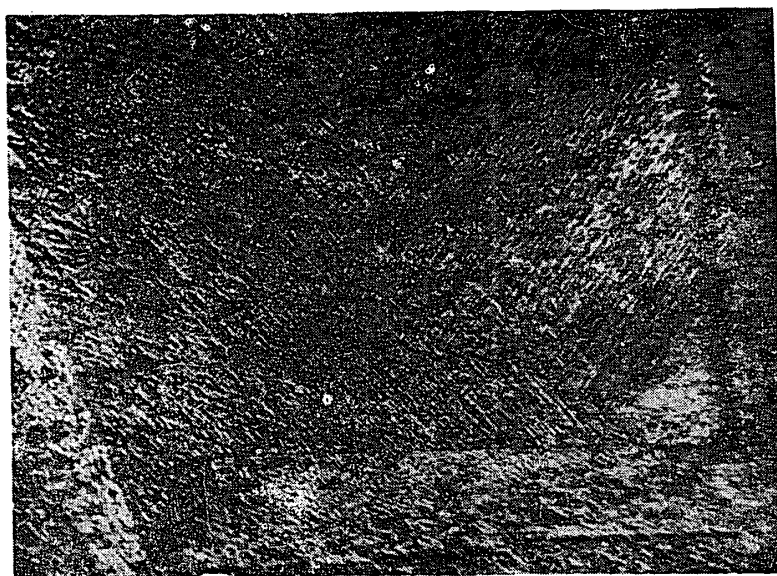


第7圖 400°C 300 時間焼戻
(Cu-Mg-Sb 系) ×300

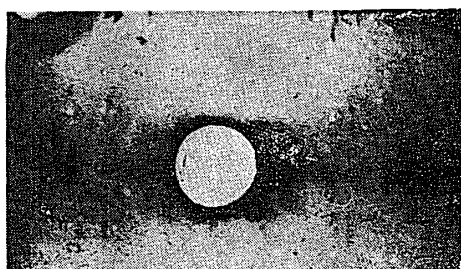
宮谷：ベリリウム銅合金における析出現象について



第2圖 (a) B_2 -Cu ($B_2=2\%$) の顕微鏡寫眞
870°C で3時間加熱後水中焼入、350°C で2時間焼戻。
正磷酸で電解研磨後鹽化第2鐵で腐蝕。倍率は 270×。



第2圖 (b) 350°C 1時間焼戻。電解研磨しない場合
倍率 270×。3方向の双晶面及び線條が見える。



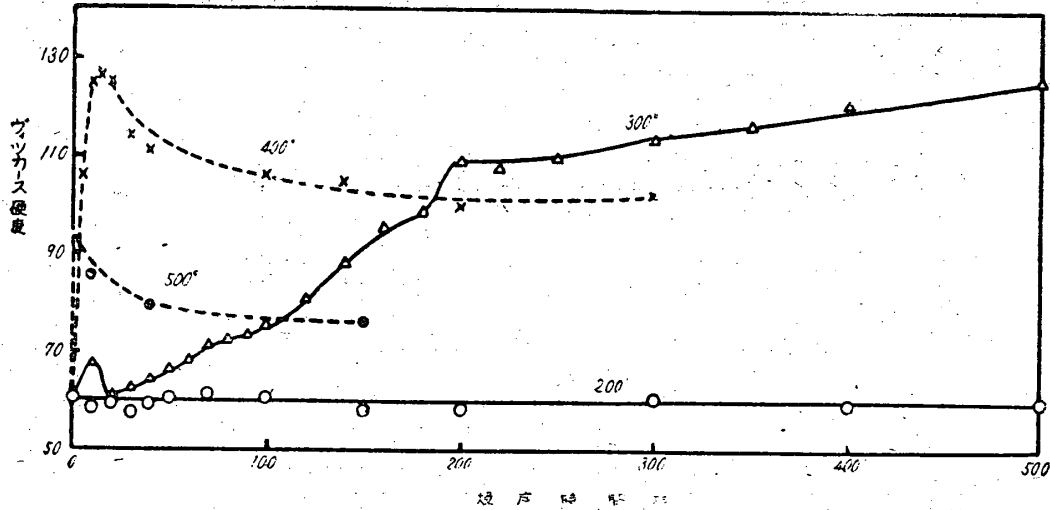
第4圖 (a) 廻轉結晶寫眞の一例。カメラの直径
53.4 mm. Cu 特性線. 34 kV, 15 mA, 7 時間半
露出。試料は厚さ 0.2 mm の板状の小片。350°C
5 時間焼戻



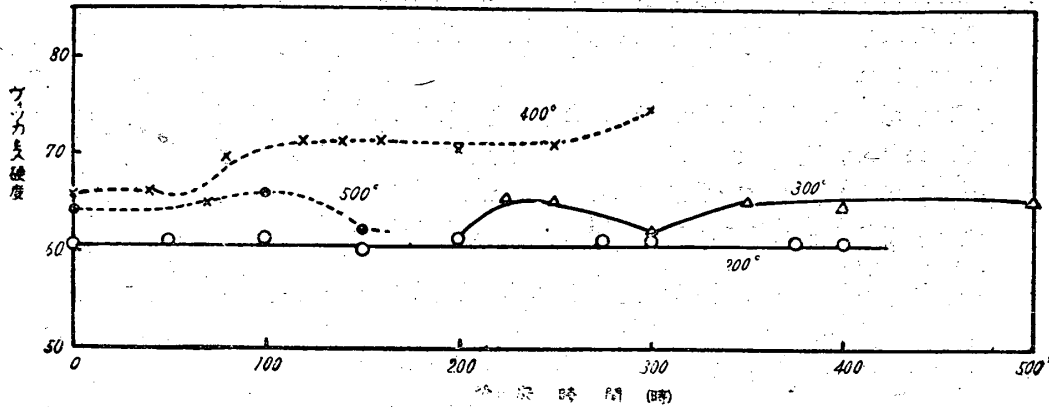
第4圖 (b). (a) の廻轉軸を
變化させた時の寫眞。

れてゐないが、本研究により時効硬化性のあることが示された。尙此の場合の組織の變化は第4, 5, 6圖に示す如く、粒内の析出に引續き、粒界の析出が起り此の粒界の析出物が可成り凝集して來た場合には軟化しつゝあることになる。尙 Cu-Mg-Sb 系に於ても Cu-Mg 二元系の場合と同様な焼戻時効硬化の姿勢を示し

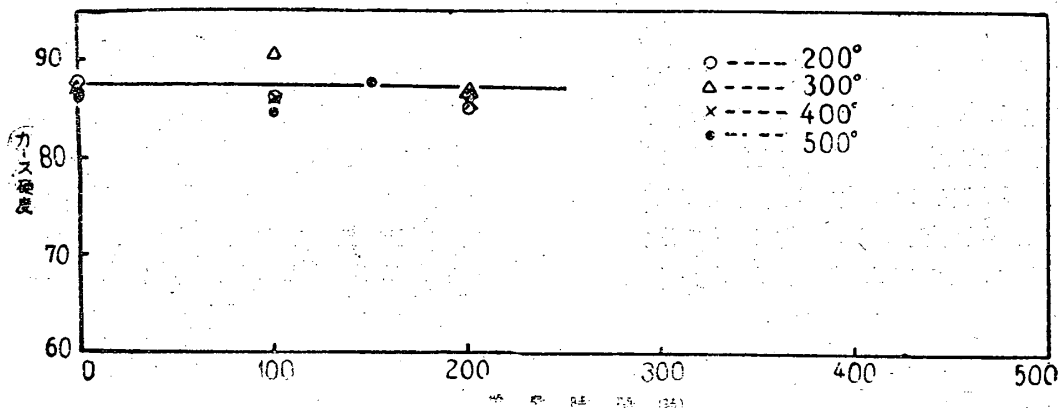
てゐる。又 Mg 1% のみでは時効硬化を示さず、Sb の添加により時効硬化の現はれることは此の時効硬化に與る析出物は Cu と Mg の化合物 Cu_2Mg の如きものではなく、寧ろ Cu-Mg-Sn 系で O. Dahl⁽¹⁾ の指摘した Mg_3Sn の如き Mg と Sb との金屬間化合物たる Mg_3Sb_2 の析出に基くものではないかと考へ



第1圖 Cu-Mg-Sb 系の焼戻時効硬化曲線



第2圖 Cu-Mg-Sn 系の焼戻時効硬化曲線



第3圖 Cu-Mg-Fe, Al, Cr, Mn, Ni, Si 系の焼戻時効硬化曲線

られる。

以上より Mg のみでは時効硬化を示さぬものが Sb, Sn の如き元素を添加すれば焼戻時効硬化を示すことが明になった。Al, Cr, Fe, Mn, Ni, Si 等も夫々 Mg と金屬間化合物を作るに拘らず時効硬化は示さなかつた。

本實驗により Cu-Mg-Sb 系にも焼戻時効硬化のあることを示した。唯 Sb を 1% 添加すれば加工性が極めて悪くなる點を注意したい。

最後に種々助力された中村健吾君に厚く感謝する次第である。

文 献

- (1) O. Dahl : Wiss. Veröff. Siemens-Konz. 6, (1927) 222.

4. 結 語

ベリリウム銅合金における析出現象について

宮 谷 信 也

On the Precipitation in the Beryllium-Copper Alloy.

By Shinya Miyatani

ABSTRACT : As a first step towards clarifying the mechanism of precipitation in Be-Cu alloy, the crystallographic relation between the α -phase (matrix) and the γ -phase (precipitant) in single crystals of Be-Cu (Be=about 2%) which were quenched and then aged at 350°C, was studied.

Microscopic observation of the aged sample revealed a set of regular streaks having 3 to 5 different directions. On the stereographic projection, the normals to these streaks pass very close the {110} poles of the matrix.

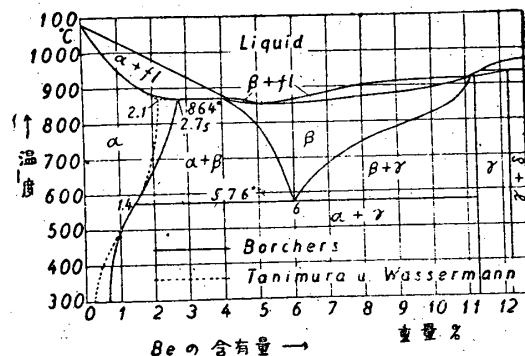
We may, therefore, assume that the precipitant precipitates on layers which are parallel to the {110} planes of the matrix. By means of the rotating-crystal method the crystallographic orientation of the γ -phase in relation to that of the α -phase was studied. The result of the analysis seems to indicate that $(001)_\alpha \parallel (011)_\gamma$ and $[100]_\gamma \parallel [100]_\alpha$.

(1949年6月21日受理)

1. ま え が き

Be-Cu 系合金はデュラルミン等と共に著しい時効硬化を示すので有名であるが、その析出の機構についてはデュラルミン程よく分つてゐない(1)。

第1圖にその状態圖を示す(1)(2)(3)。これによれば Be 2.3% なる Be-Cu 合金は 870°C では $\alpha(+\beta)$ なる相であるが、これを水中に焼入れると過飽和の固溶體となる。576°C 以下では $\alpha+\gamma$ が平衡状態であるから、これを適當な温度(例へば 350°C) に保てば γ が析出すべきである。しかし Al-Cu や Al-Ag 等の合金においては、先づ Guinier-Preston 効果が現れ、更に中間相を経て安定な平衡相に到達することが分つてゐるから、Be-Cu においても γ の析出する前に中間相の析出が起ることが豫想される。硬度變化(1)やた



第1圖 Be-Cu 系合金の状態圖(4)。 α は面心立方, β は不規則な體心立方, γ は BeCu で CsCl 型の規則格子。

わみの塑性(5)からもこの事は裏書される。又 Be-Cu においては、576°C で共析變態が起るから、事情が更に複雑になつてゐる事もあらう。中間相として β 相