

Cu を主成分とせる Cu-Mg 合金の時効硬化 (第 3 報)

和田 次郎, 中村 健吾

Age-Hardening of Copper-Magnesium Alloys. III

Jiro WADA and Kengo NAKAMURA

ABSTRACT: The mechanism of age-hardening of copper alloys which contain magnesium was studied with X-ray. The results obtained are as follows:

(1) The nuclei of α solid solution containing a small amount of magnesium originate from the matrix containing a large amount of magnesium, and those nuclei grow up. The above fact may correspond with the two phases transformation.

(2) The solubility limit of magnesium in copper could be clarified more precisely than that previously known.

(Received October 1, 1952)

1. 緒 言

著者等の研究によつて Cu-Mg 合金に時効硬化現象のあることを明にしたが⁽¹⁾⁽²⁾, この時効硬化の機構を明にするため, 前回⁽¹⁾ に使用した試料を用い X 線によりその反射線の変化を検討した. 又 Cu-Mg 合金の Cu 側の溶解度曲線についても研究を行つた.

2. 実験方法

前回使用した Mg 1.9% の板の試料を用いて 700°C より水焼入れを行い, 次で 500°, 400° 及び 300°C で長時間焼戻を行い, その場合の廻析線の変化を測定した. 使用 X 線は Fe の対陰極で 40kV, 5mA で. 背面反射法により (311) の線について測定した. 尚露出時間は 1.5 時間で, 格子常数の算定にはコンパレーターを用い正確に求めた.

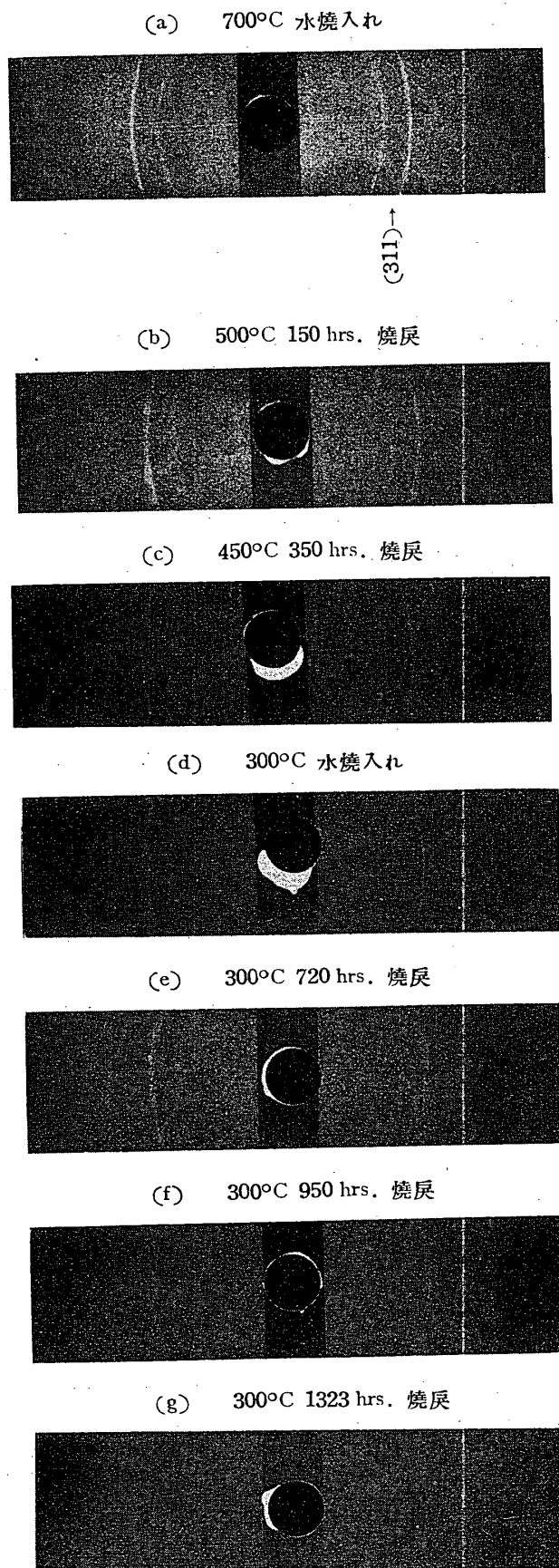
3. 実験結果とその考察

(311) について測定した格子常数を第 1 表に示す. 第 1 表で星印を符したものは第 1 図の廻析線の写真で b, e, f に示される如く二本の線よりなつてゐるものである. この二本の重り合つた廻析線は使用 X 線の Fe の $K\alpha_1$, $K\alpha_2$ によるものでなく, 又析出相として考えられる Cu_2Mg で

第 1 表 焼戻時効に伴う格子常数の変化

熱 処 理	格 子 常 数 (Å)
700°C 水焼入れ	3.6404
500°C 150 hrs. 焼戻	3.6337* (3.6158)
400°C 350 hrs. "	3.6092
300°C 水焼入れ	3.6354
300°C 144 hrs. 焼戻	3.6331* (3.6199)
300°C 312 hrs. "	3.6367* (3.6194)
300°C 612 hrs. "	3.6362* (—)
300°C 658 hrs. "	3.6346* (—)
300°C 720 hrs. "	3.6303* (3.6129)
300°C 950 hrs. "	3.6288* (3.6105)
300°C 1323 hrs. "	3.6084

もない (Cu_2Mg の試料を作り電圧, 電流, 露出時間等を同一にして X 線撮影を行つた結果, Cu_2Mg の廻析線でもないことが判つた). 又この重り合つた二本の廻析線は長時間焼戻することにより焼入状態のときと同様一本の廻析線に戻る (第 1 図, g). 第 1 表で星印のはこの二本の廻析線の中, 外側のを α 固溶体の (311) よりの反射とすれば, よく計算と合致するので, これにより計算したものである. 又内側の廻析線は $K\alpha_2$ によるものとしては計算に合はない. 然し別個の



第 1 図 焼戻時効に伴う X 線写真

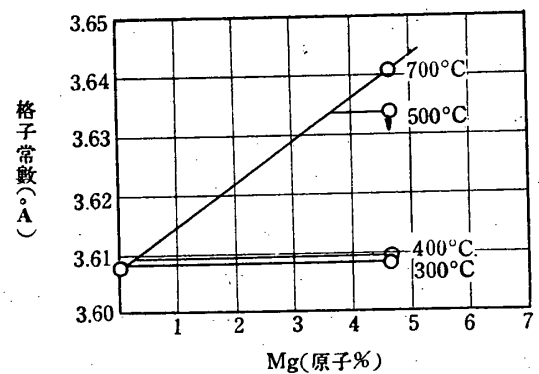
面心立方格子よりの反射線と考え、これを $K\alpha_1$ として同様に計算すれば第 1 表の括弧内の格子

常数が得られる。この値は純 Cu の格子常数に近いものである。

上述の廻析線の変化より、Cu-Mg 合金の析出に於ては格子常数が連続的に変化する如き単相変化でなく、母体の Mg を多量に固溶している α 固溶体から純 Cu に近い Mg を極く少量固溶した α 固溶体の結晶核が発生し、これが成長発達し、遂には母体の Mg を多量に含む α 固溶体の廻析線が消滅することにより、析出を終る復相変化によるものである。

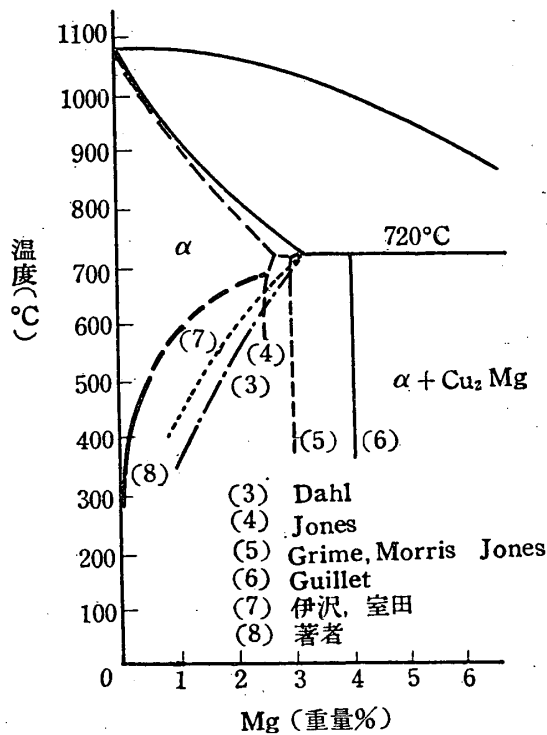
今この廻析線の変化を時効硬化曲線(第 1 報第 3 図⁽¹⁾参照)と対比すれば、例えば 300°C 焼戻ではビッカース硬度の最初の極大値を経て母体の α 固溶体の格子常数はやや減少する。これは一部 Cu_2Mg を析出することにより母体の Mg 含有量が低下したためと考えられる。次で最大値を過れば廻析線は 1 本となり、析出を完了したことになる。このことは 400°, 500°C の焼戻時効の場合も同様と考えられる。而してこの場合の最高硬度は析出完了とほぼ同時に達するようである。このことは第 1 報で予想した Ag-Cu 合金との類似性を更に明確にすることが出来た。

次にこの合金の析出完了後の格子常数より各温度での平衡状態に於ける Mg 量を求めれば第 2 図の如くなる。第 2 図で 500°C の値は完全に



第 2 図 Mg 含有量と格子常数

平衡になつていないので参考値として示した。これより Cu-Mg 合金の Cu 側の溶解度曲線を求めれば第 3 図⁽³⁾⁽⁴⁾⁽⁵⁾⁽⁶⁾⁽⁷⁾の如くで、従来の実測値より著しく Cu 側によつてゐることが判る。而して 400°C では Mg 0.08%, 300°C で Mg 0.04% と 400°C 以下での Mg の固溶し得る量は極めて少い。



第 3 図 Cu-Mg 合金の平衡状態図

4. 結 語

Cu-Mg 合金の焼戻時効硬化の機構を X 線を

(1952 年 10 月 1 日受理)

用いて研究を行い, その結果母体の Mg を多量に固溶している α 固溶体より純 Cu に近い Mg を極く少量固溶した α 固溶体の結晶核が発生し, これが成長発達して行く複相変化と呼ばれている変化によるものであることを明にした. それと共にこの合金の Cu 側の溶解度曲線が従来識られているものより更に Cu 側により, α 固溶体の範囲が狭められるものであることも明になった.

最後に種々助力された坂田啓一郎君に感謝する次第である.

文 献

- (1) 和田: 理工研報告, 3 (1949), 90.
- (2) 和田: 理工研報告, 3 (1949), 152.
- (3) O. Dahl: *Wiss. Veröff. Siemens-Konz.*, 6 (1927), 222.
- (4) D. Jones: *J. Inst. Metals*, 66 (1931), 403.
- (5) Grime, Morris and Jones: *Phil. Mag.*, 7 (1929), 1113.
- (6) Guillet: *Rev. Metallurg.*, 4 (1904), 622.
- (7) 伊沢, 室町: 日本金属学会第 6 回講演会.