亜共析 Cu-Be 合金を連続冷却した場合の 相変化について*

森 永 卓 一** 後 藤 武 夫***
高 橋 恒 夫** 間 宮 巖***

Takuichi Morinaga, Takeo Goto, Tsuneo Takahashi and Iwao Mamiya : Phase Transformation of Hypo-Eutectoid Cu-Be Alloys (2.5 to 4.0 wt% Be) during Continuous Cooling from High Temperature $\alpha + \beta$ Region. The phase transformation of hypo-eutectoid Cu-Be alloys (2.5 to 4.0 wt% Be), during the cooling from the $\alpha + \beta$ region temperature, has been investigated.

The specimen were held in a furnace for a designated time and temperature and then put into a quenching media such as cold water, room temperature oil and 70°C hot-water. Cooling rates of the specimen was recorded with a pen-type oscillograph recorder, and the phase transformation within β and α phases was investigated by microhardness test, microstructure observation and X-ray diffraction. The results in connection with the inferred phase transformation diagram under metastable continuous cooling may be summarized as follows:

(1) The supersaturated α phase can be retained even at a lower cooling rate by oil quenching. However, the transformation of a high temperature β phase is considerably affected by the cooling rates of different quenching media.

(2) It is suggested that by water quenching the high temperature β phase is retained only with a slight amount of widmanstätten type proeutectoid α , but at a lower cooling rate as in oil quenching an appreciable amount of proeutectoid α and or eutectoid decomposition products is observed in the β region with the resulting hardening.

(Received August 5, 1964)

I. 緒 言

Cu-Be 系実用合金は展伸材としては Cu-2% Be-0.25% Co を標準組成とする α 単一相過飽和固溶体からの焼戻し硬化特性を利用することを目標としているが、Be の含有量が 2 wt% 以上になると、高温においても完全な α 固溶体の単一組織とならず、少量の β 相が第 2 組織として α - α の粒間に散在するようになる。これらの β 相については Saulnier⁽¹⁾ らがある程度詳細な観察を行なっているが、一般には α 相の析出に関連する付随的な問題として検討されるに止まり、Guinier⁽²⁾ らは α 相の析出機構にはほとんど影響がないと考え、実用上あまり注目されていなかった。一方 Gohn⁽³⁾ らは多数の実用合金試料について疲労強度の見地から検討した結果、 β 相が少量存在してもとくに疲労強度を低下させるほどの影響はないが、極薄板の成形加工は幾分困難になると報告している。わが国内でも冷間圧延やプレス成形を困難にし、パネの疲労強度も幾分低下する

ことが認められている。

一方 β 相自体については国内、国外で数例の報告があり、 β 相の完全過冷の可否、 β 単相域からの急冷、焼戻しまたは恒温保持の場合の相変化などの検討を目的としたもので、そのほとんどが 6 wt% Be の共析組成付近の試料について行なわれたものである。わが国では著者ら⁽⁴⁾ による 5.5~7.4 wt% Be の亜共析、過共析合金を徐冷、急冷および焼戻した場合の結果についての報告があり、海外では Fillnow⁽⁵⁾, Brett, Kehl & Jaraiz ら⁽⁶⁾ による研究が挙げられる。

著者らは当初、これら第 2 組織 β 相が α 過飽和固溶体からの析出の際に生成する粒界反応を促進あるいは抑制するかを検討することを目標としたが、 β 単相合金の挙動については前述のようになりに詳細な研究が行なわれているのでそれらの結果を引用することに止め、 $\alpha + \beta$ 相域からの急冷およびその後の焼戻しの場合について α , β それぞれの相変化と、両相の相互作用的な挙動を観察することにした。

α 相は $\alpha + \beta$ 相域からの急冷によつて容易に過冷され、その後の焼戻しでは過冷状態からの析出現象だけの問題として取り扱うことが出来る。一方 α と共存する亜共析 β 相

** 東京工業大学 金属工学科 (Department of Metallurgy, Tokyo Institute of Technology, Tokyo)

*** 山武ハネウエル計器株式会社 (Yamatake Honeywell Instrument Co., Tokyo)

* 1959 年 11 月本会大阪大会に一部および 1961 年 4 月本会東京大会に発表

(1) A. Saulnier : Rev. De Metallurg., **51** (1954), 467.

(2) A. Guinier & P. Jacquet : Compt. rend., **217** (1943), 22.

(3) G. R. Gohn & S. M. Arnold : Proc. ASTM, **46** (1946).

(4) 森永, 高橋: 今井教授記念論文集, (1958), 315.

(5) R. F. Fillnow & D. J. Mack : Trans. AIME, **188** (1950), 1229.

(6) J. S. Brett, G. L. Kehl & E. Jaraiz F. : Trans. AIME, **218** (1960), 753.

は急冷中途でも過冷 β から α が初析出する可能性があり、共析変態の阻止される程度も冷却条件によって相違し、その変化はかなり複雑で保持温度、冷却速度などにより著しい組織変化を示すことが判り、過冷状態における相変化として考察するのが適当と考えた。

その第1段階として亜共析試料を $\alpha+\beta$ 2相共存域の温度に保持後冷却能の異なる冷却媒体中に投入して、その温度変化を測定し、過冷状態の準安定状態図と対比して検討することにした。前にあげた各種の報文も冷却速度と相変化の関連については検討していない。今回の実験結果から冷却速度の組織変化におよぼす影響についての説明が可能になった。

II. 試料および実験方法

試料は日本碍子 K.K. 製の母合金 (4 wt% Be) をベースとしてこれに電解純銅を添加して予定成分になるようにし、真空融解実験炉で溶成後 $10 \times 20 \times 150$ mm の角棒に鑄込んだ。その化学分析結果を Table 1 に示す。この棒を $10 \times 20 \times 2$ mm に切断し光学顕微鏡、微小硬さ測定および X 線回折用の試片とした。

Table 1 Chemical composition of the specimen.

Specimen	Be	Al	Fe	Si	Cu
A	2.61	0.045	0.074	0.14	bal
B	2.73	0.031	0.073	0.14	"
C	3.10	0.040	0.097	0.14	"
D	3.27	0.032	0.057	0.16	"
E	3.90	0.038	0.068	0.17	"

冷却速度測定用としては試料 E を $8 \times 10 \times 16$ mm の角棒状に切断し、 $3 \text{ mm}\phi$ 、深さ 8 mm の孔を明け、孔の中心を通って縦に切断した試片を作成した。試料表面の冷却速度を測定する際は半分切断したままの表面の溝を利用して熱電対を埋め込み、上からベリリウム銅薄板をかぶせて固定し、中心部の測定には 2 枚を合わせねじで固定して使用した。

温度測定検出端としては外径 1.6 mm のステンレス細管を保護管として酸化マグネシアを圧入絶縁したフレキシブル熱電対 (商品名 Megopak) を使用し、これをペン書き電磁オシログラフに接続した。

試料は 800°C で 8 hr 焼なましを行なつてから所定の温度に保持した管状炉中で加熱後それぞれ 4°C の食塩水、 20°C の水、 20°C の油、 70°C の温水中に投入および炉冷した。上記の試料を研磨、塩化第 2 鉄溶液で腐食して光学顕微鏡組織を観察し、ビッカース微小硬度計により α 、 β の相別硬さを測定した。過冷状態で存在する相は X 線回折によって解析した。

III. 実験結果と考察

1. 冷却媒体による冷却速度の相違

Fig. 1 は試料 E (Be 3.90 wt%) を 4°C の食塩水、 20°C の

水、 70°C の温水、 20°C の油および大気により連続冷却した際の冷却速度実測値を片対数目盛にプロットし、さらに

Fig. 1 C-C-T diagram of hypo-eutectoid Cu-Be alloy (3.90% Be) composed of observed cooling curve and inferred S curve based on Fillnow and Mack's data.

III. 5 の考察で用いる C-C-T 曲線を兼ねて Fillnow ら⁽⁵⁾ の共析試料による実測 C 曲線と著者らの光顕組織観察 X 線回折等の結果から推定した初析 α の生成線 (図中の点線) をも示したものである。実測冷却曲線から認められるように液体中冷却の場合試料の温度は初め徐々に降下するが、0.5~0.7 sec 経過後急速な冷却が起る。初めの緩慢な冷却は炉の出口から外部の空気による冷却で、その後の急激な温度降下は冷却液によるものである。その冷却速度は試料表面で食塩水では $5000^\circ\text{C}/\text{sec}$ 、水冷では $2500^\circ\text{C}/\text{sec}$ 、温水では $3000^\circ\text{C}/\text{sec}$ 、油冷では $780^\circ\text{C} \sim 400^\circ\text{C}$ の間で $200^\circ\text{C} \sim 250^\circ\text{C}/\text{sec}$ であるが $400^\circ\text{C} \sim 330^\circ\text{C}$ の間に変曲点があり、冷却曲線は平坦な状態かまたは逆に温度上昇域を示した。これは共析変態による発熱反応が過冷により低温側にずれたためと考えられる。この発熱反応は別に行なつた示差熱分析で確認された。この共析変態による発熱後の冷却速度は $30^\circ\text{C}/\text{sec}$ 程度に低下する。空冷では高温側 ($750^\circ\text{C} \sim 650^\circ\text{C}$) で $4^\circ\text{C}/\text{sec}$ であり、 $450^\circ\text{C} \sim 300^\circ\text{C}$ の間では $2^\circ\text{C}/\text{sec}$ 程度である。 70°C 温水冷が常温水冷よりも冷却速度が大でむしろ食塩水冷却に接近している。試料中心は図示のように冷却が遅れる。

2. X 線回折

Be 含有量が 2.61 wt% と 3.27 wt% の 2 種を 800°C に保持した場合のみについて水冷、 70°C 温水中冷却、および油冷を行なつた試料の X 線回折結果を Fig. 2 および Fig. 3 に示した。

2.61 wt%, 3.27 wt% Be の場合とも水冷試料では(111) α , (110) β , (200) α の順に回折強度は高く、いずれも鋭い。

常温油中に急冷した場合は (110) β の回折線は消失し、(110) γ , (100) γ' の回折線は強度が低く広い巾を示す。

Fig. 2 X-ray diffraction results of the specimen A (2.61% Be) quenched in (a) water, (b) hot water and (c) oil.

Fig. 3 X-ray diffraction results of the specimen D (3.27% Be) quenched in (a) water, (b) hot water and (c) oil.

γ (CuBe) の回折線は全然認められない。 β は $a=2.79\text{\AA}$ の体心立方晶で Saulnier ら⁽¹⁾ の結果と一致する。

70°C の温水中に投入冷却した場合 (111) α , (200) α は水冷の場合に比較し回折強度はかなり低下するが peak は鋭い。一方 (110) β の回折線強度は水冷の場合に比較して著しく低下するが、一応存在していることが確認出来る。 γ 相は 3.27 wt% Be の試料ではきわめて微弱で peak として認め得る程度である。

Fig. 4 Micro-hardness of constituent α and β phase of the quenched specimen from four different temperature into cold water and 70°C hot water.

Fig. 5 Micro-hardness of constituent α and β phase of the oil quenched and of furnace cooled specimen.

以上の結果から判断すると 608°C の共析温度以上で安定な体心立方不規則構造の β 相は 4°C の冷水急冷、常温水冷によればほとんど完全に常温に持ち来たすることが出来るが、70°C の温水中冷却では $\beta \rightarrow \alpha + \gamma$ の共析変態が部分的に進行していることを示している。常温油中 (20°C) 冷却の場合には β 相は完全に消失している。結局 β 相は冷却速度が十分大きければ完全に常温に過冷することが出来るが、冷却速度が十分でなく油冷程度になると、 $\beta \rightarrow \alpha + \gamma$ の共析分解を阻止することは出来ない。

3. 保持温度とその後の冷却条件の相違による α , β の相別硬さ変化

Fig. 4(a) ~ (h) は水冷と温水冷却の場合溶質含有量の差

に基づく過冷状態での相別硬さを保持温度別に比較したものである。

700°C 以上から急冷した場合 α 相は溶質濃度の変化や保持温度によつては変化しないが、 β 相は合金の平均組成が上昇するのに伴つてかなり高い硬さを示し、3 wt% Be 以上の場合硬化の程度も大きく α 、 β 両相の硬さの差は供試試料中では Be 3.9 wt%, 800°C 保持、水冷の場合が最も著しく、 β は Hv 356 α 相は Hv 108 でその差は Hv 248 である。 β 相は保持温度が 750°C 以上の場合水冷でも温水冷却でも硬さの点では Hv 355~374 ではほとんど差が生じないが、一方 α 相は保持温度が高く冷却速度が大きい方が過冷が十分行なわれて α 相本来の軟かい状態を保ち、800°C から水冷した場合 Be 3.9 wt% 試料の α 相の硬さは Hv 108 で、本実験中で最も低い値であつた。

保持温度が共析温度に接近し、650°C になると β 相の硬さは組成に関係なく Hv 140~200 程度に低下し、 α 相との硬度差はほとんど認められなくなる。

Fig.5 (a)~(h) は油冷と炉冷の場合の相別硬さであり、油冷による β の硬化は水冷および温水冷と大体同様で硬さはむしろ高目になる傾向がある。炉冷の場合 β 相の部分は $\beta \rightarrow \alpha + \gamma$ の共析変態が完全に完了し、 α 相部は過飽和 α 相 $\rightarrow$ 安定平衡 α 相 + 安定析出 γ 相の析出反応が起つていて、硬さの差は僅少で Be 含有量による変化も認められない。共析温度より僅かに上の 650°C からの水冷、温水冷却および油冷などにより急冷を行なつてもその相変化は炉冷の場合とほとんど差がないものと考えられる。

4. 光学顕微鏡組織

前項の硬さ測定に用いた試料により保持温度と冷却速度の相違による組織変化を観察した。本報では保持温度 800° および 700°C の場合を示す。

Be 含有量が 4 wt% 程度になると平衡状態図から α : β 相の比率は 1:3 で $\alpha + \beta$ 域から急冷した組織は β が基質となり、 α が β の粒内に第 2 相的に分布するか、あるいは $\beta - \beta$ の粒界に存在するのが普通である。鑄造材では焼鈍を行なつても偏析やデンドライト組織が残り、400 倍程度の顕微鏡の視野内にはほとんど β のみしか認められない部分も存在する。また水冷を行なつても β 粒が完全な単相のまま保たれている場合は少なく、微細な針状晶 (insular dark etching precipitate)

や格子模様を呈する Widmanstätten 状析出物を伴う。

Photo.1 (a)~(d) は 3.9 wt% Be 試料の急冷組織で (a) は

Photo.1 Microstructures of Cu-Be alloy (3.90% Be) quenched from 800°C. (a) and (b) water quenched, (c) hot water quenched, and (d) oil quenched. ($\times 400$)

Photo.2 Microstructures of Cu-Be alloy (3.1% Be) quenched in hot water from 800°C. ($\times 400$)

三つの β 相のみからなる粒の合一点部で粒内には 3 方向性の針状析出物が散在し、粒界には 1 方向性の羽毛状の析出物が認められる。粒界は直線状である。(b) は β の粒内に現われた 2 方向性の格子模様を形成する析出域である。(c) は温水冷却の場合の組織で水冷の場合と著しい差異はない。(d) は油冷の場合で基質 β 内部は微細トルースタイト

状であり、比較的大きい一次 α 粒とは別に笹の葉状の細長い相が無数にあるが、これは冷却過程で β から析出する準

行なつた場合の相変化は本質的には恒温過冷保持の場合と大体同一だとされているので Fig. 6 の準安定平衡図⁽⁷⁾ に

Photo. 3 Microstructures of Cu-Be alloy (3.1% Be) quenched from 700°C. (a) water quenched, (b) hot water quenched, and (c) oil quenched. ($\times 400$)

安定初析 α_m と考えられる。

Photo. 2 (a), (b) は 3.10 wt% Be を含む試料の温水冷却の組織で (a) では β がデンドライトの枝をなして連続し、その内部に 細い針状の析出物が Widmanstätten 状に発達し、 α は β の枝にさえぎられて孤立した横に長い粒として存在する。(b) は (a) と同一試料であるが Widmanstätten 状析出物が交叉して一見マルテンサイト的に見られる部分である。

Photo. 3 は保持温度を 700°C にした場合で、800°C から急冷の場合に比較して共通した特長としては β 相内の Widmanstätten 状析出物が認められなくなる反面、 β 内にポリゴン化による亜粒界が見られる。 β 相のポリゴン化は Saulnier ら⁽¹⁾ も認め、Fillnow ら⁽⁵⁾ が pseudo-grain boundary network と呼んでいるものである。一方 α 相の周辺に沿って狭い帯状の層が生じ一種の有核組織を形成する。また場合によっては α - α 粒界に部分的に腐食されやすい微細トルースタイト状の領域が現われる。これは α - β 間の溶質濃度差に起因する沿面拡散または粒界での優先析出とも考えられる。ただしこの不均一析出は α - β の粒界から β 内に向って発達するが α 内には進行しない。これは平衡状態図から予測されるように温度降下に伴ない α 中の溶質濃度が減少し、 β 中の Be の濃度が増加して平衡を保つためには溶質 Be は $\alpha \rightarrow \beta$ に拡散し、Cu 原子は $\beta \rightarrow \alpha$ へと拡散するが、これが急冷後短時間の冷却過程で部分的に進行したものと考えられる。

Photo. 3 (a)~(c) は 3.10 wt% Be 試料で (a) の水冷組織では β 相内の微小析出粒と α の有核組織および局所的な不連続析出が認められる。(b) は温水冷却組織で α 相の有核組織と β 相内のポリゴン化が認められる。(c) は油冷組織で β 相のポリゴン化は認められるが、 α 相粒界での不連続析出や有核組織は認められない。

5. 考 察

(a) $\alpha + \beta$ 2 相域から冷却速度の異なる方法で連続冷却を

立脚して β 相からの α の初析出、 $\alpha + \gamma$ の共析出の過程を考察出来るはずである。したがってまづ恒温変態の場合に予想される初析 α の C 曲線を描き、これに実測した冷却曲線をプロットし X 線回折、硬さ変化および顕微鏡組織と対比しながら考察することにした。

Fig. 6 で共析温度以上での α , $\alpha + \beta$, β の溶解度線を OP, GS, ES とするとそれぞれの延長線 PR, SB, SU は過冷状態での準安定平衡関係を示すものである。共析組成の場合は Fillnow ら⁽⁵⁾ の T-T-T 線図のように T_2 (共析温度) を起点とする (1) のような曲線となる。一応 4 wt% Be の場合を基準にして考察すると 800°C に保持されているとき、共存する β と α は組成が X' と X'' でその量的比率は近似的に 4:1 である。冷却が開始された場合過冷却状態で安定化が起りやすければ過冷 β に析出変化がはじまり、安定化が起りにくければ β は過冷のままに残ることになる。Fillnow & Mack⁽⁵⁾, Brett⁽⁶⁾, Petty⁽⁸⁾ らの結果から Cu-Be の過冷 β は安定化が起りやすい場合に該当すると考えられる。

T_1 の温度から冷却がはじまると過冷状態が発生し ② の T-T-T 曲線が予想され、 β 相内には OP 線上に相当する α の析出がはじまる。 α の初析出開始線は ② の a b c d e で終了線は a' b' c' d' e' であり、 T_1 直下では析出速度は最小で温度降下とともに上昇し C 曲線の特長を示すが、 γ の析出温度 T_3 に無関係にはじまる。 $T_1 T_2$ 間の温度で β 相から α を析出すれば残りの β は GS に沿って右に移り S に達して α の初析出は止む (a' b')。 $T_2 T_3$ 間に保持された β は PR 線上の α_m を析出するが、残りの β が SU に達すると $\alpha + \gamma$ の共析出が起る (b' g)。 T_3 以下では α の初析出は起らず共析出のみになるから d e は共析線の性格を有するものと考えれば b' g d e が共析線になる。 β からの α の析出よりも γ の析出が先行する場合は T_3 以下に存在し、h d' f のようなものと予測される。

(7) 日本金属学会編：金属便覧，丸善，(1952)，180.

(8) E.R.Petty & O'Neil: J.Inst. Metals, 80 (1960~61), 281.

以上の考察は過冷度の差を第1要件として析出の難易を考えたもので α は T_1 以下で析出の可能性があり、 γ は

III. 4の光学顕微鏡組織では β 相内に格子模様や針状のWidmanstätten状析出物を示しているが、III. 2のX線回

Fig. 6 Metastable phase transformation diagram for Cu-Be type eutectoid alloy.
..... from Kinzoku Binran 1957 edition.

T_3 以下ではじめて可能となるから T_3 以下でも α の析出線が先行すると考えたが、過冷度以外の要因である溶質の活量、母体と析出相の組成差、結晶粒の生成の難易などを考慮すると T_4 以下では γ の析出線 hdf が先行して α の析出線と交叉する可能性があり、この場合に γ の初析出によつて α の析出あるいは共析変態も促進され、 de が dk の位置まで前進する。 γ の初析出の先行の程度が著しい場合には④のように γ 析出線のノーズが α のノーズより短時間側に来る場合も考えられる。

Fig.1はすでに述べたように β 相のC曲線はFillnowの結果を引用し、初析 α の析出開始線(図中の点線)と初析 γ の生成が α より先行する場合(図中の鎖線)とをFig.6の準安定平衡下の相変化図から予測して仮想的に示し、これにIII.1で述べた連続冷却の測定結果をプロットして合成したC-C-T曲線である。

亜共析組成 β のT-T-T曲線は共析組成の β 相の変化とはわずかに相違するはずであるが、今日まで4wt% Be程度の亜共析組成 β 相について行なわれたT-T-T線図は見当らず、実測によつて求めるには広範な実験を必要とするので、便宜上共析 β の結果を引用して図示したものである。

連続冷却の場合はほとんど瞬間的な冷却であり、6wt% Be共析組成の場合には初析 α の析出は起らないから、冷却曲線は β のnoseにかからず当然 β のまま常温に持ち来たすことが可能と思われる。従来文献でもほとんどが β は急冷によつて保持されているとしている。Viswanathan⁽⁹⁾のみはきわめて早い冷却によつて中間相 β' (b.c.c. $a=2.87\text{\AA}$)が生成するとしている。

今回の実験に用いた4wt% Be以下の亜共析 β を $\alpha+\beta$ 域から急冷した場合は温度降下に伴ない、まず β 相より初析 α の生成域(Fig.1の点線の右側)を通過する可能性があり、 β 相内には α の析出が当然予想される。水冷の場合

折では(110) β の回折強度が大きく、 β が十分過冷されているように見られるのは析出した α が量的に少なく基質 β の結晶構造は高温の状態のまま過冷されているためと解される。油冷の場合は(110) β の回折線強度はわずかに認められる程度に低下し、同時に(100) γ 、(100) γ' のpeakが認められてくる。一方顕微鏡組織では β 粒内には共析出と考えられる微細なトルースタイト状の析出物が認められる点から、 $\alpha+\gamma$ の共析線($\alpha+\gamma$)s乃至は γ の析出線(γ_m)sはかなり左(短時間側)に寄つてくるものと考えられる。

このように水冷、温水冷および油冷の場合では β 相のX線回折強度は著しく相違し、光学顕微鏡組織も水冷の場合は内部に局部的なWidmanstätten状析出が起る程度であり、油冷では微細トルースタイト状析出となり、かなり相違しているにもかかわらず硬さがあまり変化しない点からみると、冷却速度に起因する β 内の相変化の差は β の硬さにはあまり大きく影響しない。

(b) Fillnow⁽⁵⁾は共析 β 単一相域から室温に冷却した際は脆くて割れを生ずることが多く、一方 -76°C の低温に急冷すると靱性があることから、室温以下の低温部にMs点を有する可逆的なマルテンサイト的変態があるのではないかと予想した。過冷状態図から判断しても β を如何に急冷してもGS線の延長がOP、PR線を越えることはないから格子変態は起り得ない。サブゼロ処理で靱性のある破面が得られたことは低温急冷により β から初析 α などが阻止され、 β の過冷保持が常温冷却の場合よりも完全なためであり、急冷時の割れ発生は熱応力に起因するものと考えられる。

上記のようにCu-Be合金の β 相でマルテンサイト的変態が起り得ないことと断定したのは、準安定平衡図の見解から厳密な意味での $\beta\rightarrow\alpha$ 格子変態は起り得ない点を説明したものである。

(9) Viswanathan: Compt.rend., 240(1955), 626.

Bowles⁽¹⁰⁾ と Barret⁽¹¹⁾ は析出のような拡散支配の変態でも整合性の段階ではその原子運動の結晶学的方位関係はマルテンサイト変態と同一と考え得ることを示唆し、1.80~1.95 wt% Be の Cu-Be α 相の析出に見られる縞状組織から析出の方位関係を測定し、過飽和 α 相からの析出の初期段階では格子幾何学的特長がマルテンサイト変態によつて説明出来ることを示した。

一方 Geisler⁽¹²⁾ らは析出の場合の relief effect は拡散支配変態にもマルテンサイト変態によつても起り、その変態機構に根本的な差異は存在しないことを述べている。

今回の Cu-Be 合金 β 相を急冷した場合に得られた初析 α と基質 β の間にはきわめて明白な Widmanstätten 方位関係があり、また後述するように β の焼戻しの初期にも大体最高硬さに相当するところで縞状組織が発生する。これは Saulnier らも認めているものである。このように急冷状態および焼戻し初期の coherent 析出の段階ではマルテンサイト変態に類似した方位関係が存在するから広義のマルテンサイト変態は存在するといふことが出来る。

(10) J.S.Bowles and W.J.Mcg.Tegart: Acta Met., **3** (1955), 590.

(11) C.S.Barret: Structure of Metals, (1952), 541.

IV. 結 言

Be 2.5~4.0 wt% の Cu-Be 合金を共析温度 (608°C) 以上の各温度から冷却速度の異なる種々の冷却方法で連続冷却した場合に得られる組織、硬さなどの変化は準安定状態図によつて考察することが出来、その結果を要約するとつぎのようになる。

(1) 加熱保持温度を 700°C 以上にした場合その後の急冷の速度が十分大 (水冷) できれば β は高温の状態 (b.c.c. 不規則格子) をほとんど完全に常温に持ち来たすことが出来るが、冷却速度がわずかに低下すると過冷は不完全となり、常温の油中冷却では $\beta \rightarrow \alpha + \gamma$ の共析変態を完全に阻止することが出来ず、初析 α と共析 $\alpha + \gamma$ の析出が部分的に進行する。

(2) β 相の光学顕微鏡組織は冷却条件によつてかなり敏感に変化し、格子模様、針状晶、マルテンサイト状などの Widmanstätten 状析出が現われるが、これらは β の特定面に沿つて析出した初析 α と考えられる。 β と共存する 1 次 α 相は保持温度、冷却条件によつては大きな変化を示さず過飽和の状態で過冷されていて粒内での析出は認められないが、保持温度が 700°C の場合には α - β 粒界に狭い有核組織および一種の局部的析出の nodule 部が認められる。