冷間加工した銅クロム複相合金の強化機構

安達和彦[†] 坪川純之
竹内孝夫 鈴木洋夫

金属材料技術研究所

J. Japan Inst. Metals, Vol. 61, No. 5 (1997), pp. 397-403

Strengthening Mechanism of Cold-Drawn Wire of *in situ* Cu-Cr Composite

Kazuhiko Adachi, Sumiyuki Tsubokawa,
Takao Takeuchi and Hirowo G. Suzuki

National Research Institute for Metals, Tukuba 305

A heavily deformed Cu-Cr *in situ* composite is quite promising as a material with high strength and high conductivity. In order to make clear the strengthening mechanism of the Cu-Cr *in situ* composite, the Cu-15 mass%Cr composite wire, fabricated by the conventional process from the ingot, was investigated in terms of the variation of microstructure, hardness and tensile strength with increasing drawing strain. The results are summarized as follows.

- (1) The thickness and spacing of Cr phase decrease exponentially with increasing drawing strain.
- (2) The hardness and tensile strength increase proportionally with increasing drawing strain. High tensile strength of 906 MPa is attained at a maximum drawing strain of $\eta=6.87$.
- (3) It is understood that the tensile strength involves the additional component due to the work hardening of the Cu matrix on the basic component due to microstructural fineness, obeying the Hall-Petch relationship with the decrease in Cr phase spacing.

(Received January 6, 1997)

Keywords: copper alloy, chromium alloy, metal matrix composite, cold drawing, microstructure, mechanical properties

I. 緒 言

近年、銅合金にはその特徴である高導電率とともに高強度が要求されている。従来、高導電率を保持した銅合金の高強度化は、一般的に析出強化によりなされてきた⁽¹⁾⁽²⁾。最近、析出型銅合金の性能を越える合金として、Cuへの固溶度が小さく、凝固時に二相分離するCu-Ag合金⁽³⁾、Cu-Nb合金⁽⁴⁾等を加工し、第二相を母相中に均一分散させた*in situ* compositeが注目されている。しかし、これらの合金に多量に添加されるAg, Nbはともに高価であり、2742 Kに融点を有するNbを含むCu-Nb合金の溶製は容易でない。また、同様の合金としてCu-Fe合金⁽⁵⁾が報告されている。しかし、FeはCuへの固溶率が比較的大きく、それ自身が導電率に対して有害であり、粉末原料を焼結させる等の製法を用いな

い限りCu-Fe合金で高導電率を得ることは難しい。著者等は、引張強さ ≥ 1000 MPa、導電率 $\geq 80\%$ IACS (International Annealed Copper Standard)を有する安価なCu基*in situ* compositeの開発を目的とし、Cuに添加すべき第二相元素としてCrに注目した。Cu-Cr合金については、Funkenbuschら⁽⁶⁾の報告を始めとして、著者の一人も溶製材を冷間線引きすることによりCr相が延び、その繊維分散強化により高強度が得られることを既に報告している⁽⁷⁾。

前報では冷間圧延したCu-Cr合金溶製材中のCr相の変形挙動について報告した⁽⁸⁾。圧延方向(RD)に平行に延びたりボン状Cr相は最終安定方位である $\{001\}\langle 110 \rangle$ からなる単結晶構造を有し、RDに平行に並んだ転位もしくは転位が回復した痕跡に対応する回折コントラストからなる組織が観察された。そして、この組織はすべり変形に伴い刃状転位がCr相中を通り抜け、両端のらせん転位が交叉して形成されたジョグによるものと考えられ⁽⁹⁾、Cr相の加工硬化率は小さいと考えられることを報告した。また、固溶限(1 mass%程度)を大きく越える15 mass%のCrを添加した合金のCr析出による諸特性への影響に関しても加工熱処理での影響を検討

[†] 住友金属工業㈱, 現在:金属材料技術研究所客員研究官
(Sumitomo Metal Industries, Ltd., Naoetsu, Present address:
National Research Institute for Metals, Tukuba, Visiting
Researcher)

し、導電率および強度の増加を報告している⁽¹⁰⁾。

ここでは、冷間線引きした Cu-Cr 合金に関してミクロ組織と強度の関係を調べることににより強度発現機構を明確にし、最高強度を安定して得ることを目的とする。具体的には、Cu-15 mass%Cr 合金溶製材を加工熱処理してミクロ組織および強度(硬さ、引張強さ)の変化を調べ、Cu-Cr 合金の強度が繊維状に延びた Cr 相の間隔に対して Hall-Petch の関係(HP 関係)で表される組織の微細化による効果に Cu 母相の加工硬化による効果が重畳した結果として初現することを示す。なお、組織に対して加工率の他に Cr 添加量も大きな影響を与えるが、Cr 添加量の影響は別途報告する予定である。

II. 実験方法

Cu-15 mass%Cr 合金は、99.99 mass%以上の純度の原料(Cu, Cr)を使用して、1813 Kでの真空高周波溶解により $\approx 45 \text{ mm} \times L100 \text{ mm}$ の寸法の铸塊とした。铸塊の化学分析結果を Table 1 に示す。铸塊は、組織観察により表層から 3 mm 程度までのチル層とその内部に初晶として晶出する樹枝状 Cr 相、共晶点で晶出する針状 Cr および Cu 母相からなる組織であることを確認した。

Table 2 に線材の製造工程を示す。線材は、铸塊を $\approx 22 \text{ mm}$ に熱間鍛造、1173 K 加熱 1 h 保持の熱処理をした後、切削し、溝ロールおよびその後のカセットローラダイスを用いた冷間線引きにより作製した。切削は、表層酸化部およびチル相が熱間鍛造された部分を完全に除去し、各冷間加工率での試験片の最終線径が $\phi 0.7 \text{ mm}$ ないし $\phi 1 \text{ mm}$ となるように調整した。本報における冷間加工率は、以下の式(1)の線引き歪 η により与えられる。

$$\eta = \ln(A_0/A_i) \quad (1)$$

ここで、 A_0 は冷間線引き前の断面積、 A_i は各冷間加工率での線引き材の断面積である。

Table 1 Chemical compositions of a Cu-15Cr alloy.
(mass%)

Cr	Ca	S	P	N	O	Cu
14.97	0.002	0.004	<0.001	0.006	0.047	bal.

Table 2 Manufacturing process of wire specimens in the Cu-15Cr alloy.

Cast	: 2 kg Ingot, 45 mm ϕ $\times$ 100 mm 1
Hot forging	: 900°C, 45 mm ϕ $\rightarrow$ 22 mm ϕ
Annealing	: 900°C $\times$ 1h $\rightarrow$ A.C
Cut	: 22 mm ϕ $\rightarrow$ 19.5, 9.8, 9.0, 3.8, 2.8, 1.9, 1.4, 1.2, 1.0 mm ϕ
Cold drawing	: $\eta = 0.24 \sim 6.87$ (Final diameter : 0.7 and 1.0 mm ϕ)

熱間鍛造後焼鈍材(熱間鍛造材)および冷間線引きまま材(線引き材)の組織を調べるため、バフ研磨した各試験片を光学顕微鏡および SEM(JSM-6100, JEOL 製)を用いて観察した。Cr 相の厚さおよび間隔は、線引き方向平行断面(L 面)において線引き方向(DD)に垂直に長さが 150 μm の10本の線を引き、これと交差する各相の厚さの平均値により決定した。Cu 母相の組織は、1%塩化第一鉄水溶液で腐食した試料について光顕を用いて観察した。Cr 相は、40%硝酸水溶液で 5 min 間浸漬により表層近傍の Cu 母相を選択腐食した試料について SEM を用いて観察した。また、線引き材について透過型電子顕微鏡(TEM)観察用の薄膜をイオンミリング装置(PIPS, gatan 製)を用いて作製し、硝酸水溶液での腐食により Cu 母相を完全に除去して採取した Cr 相とともに TEM(JEM-2000FX II, JEOL 製)を用いて組織観察を行った。

硬度は、室温にて L 面をマイクロビッカース硬度計(MVK-H2, AKASHI 製)を用いて二相合金中の各相について測定した。各相の硬さは荷重 0.049 N で評価した。長さ 40 mm の平行部を有する全長 80 mm の引張り試験片は、40%硝酸水溶液により線径の 5~10%まで平行部を腐食除去することにより作製した。平行部は、SEM による表面観察により一様に腐食研磨されていることを確認した。引張試験は、室温において 2 mm/min のクロスヘッド速度でインストロン型試験機(DSS-10T, 島津製作所製)を用いて測定した。

III. 実験結果

1. 冷間加工による組織の変化

1%塩化第一鉄水溶液で腐食した後の熱間鍛造材の L 面での光顕組織を Fig. 1 に示す。溶製時に晶出した樹枝状 Cr 相⁽⁸⁾は熱間鍛造およびその後の熱処理により球状となり、平均して 8.4 μm 径で Cu 母相中に均一に分布する。Cu 母相は

Fig. 1 Optical micrograph of longitudinal cross section in the Cu-15Cr alloy, annealed after hot forging. The Cu matrix is etched.

平均して $8.6\ \mu\text{m}$ 径の再結晶粒組織よりなる。また、Cu 母相中には $1\ \mu\text{m}$ 程度の微細な粒状 Cr が見られる。この粒状 Cr は、凝固時に $1343\ \text{K}$ 近くの共晶点で晶出した針状 Cr⁽⁶⁾ が熱間鍛造により破碎されたものであり、その後の加工によっても形状は変わらない。以後、特に断らない限り初晶の球状 Cr 相の組織変化を示す。

最大加工率 ($\eta=6.87$) での線引き材の L 面での光顕組織を Fig. 2 に示す。同材には Cr 相の破断ならびに Cu 母相と Cr 相の界面での剥離は生じていない。Cu 母相に囲まれた Cr 相は、加工率の増加とともに DD と平行に延び続けている。同材を 40% 硝酸水溶液で表層近傍の Cu 母相を選択腐食した後の Cr 相の線引き方向垂直断面 (T 面) での SEM 像を Fig. 3 に示す。Cr 相は、数ヶ所で折れ曲がったリボン形状ファイバーとなる。Cr 相の厚さおよび間隔は、平均して各々 $1.6, 0.5\ \mu\text{m}$ である。Fig. 4 に $\eta=0.66, 6.87$ での線引き材の T 面での TEM 像を示す。Cu 母相は、 $\eta=0.66$ において加

工により導入された転位が再配列し、動的回復(ないし動的再結晶)して $200\ \text{nm}$ 径程度の微細な結晶粒を形成する。この微細な結晶粒からなる組織は、 $\eta=6.87$ まで $200\ \text{nm}$ 径程度のまま大きな変化を示さず、内部には低い密度での転位が存在する。両相の界面における転位の集積は、 $\eta=6.87$ まで認められない。ファイバー状となった Cr 相は、折れ曲がった部位において粒界を形成している。Fig. 5 に硝酸水溶液での腐食により同材から採取した Cr 相の L 面での TEM 像を示す。粒界間には幅 $200\ \text{nm}$ 程度の間隔で DD に平行に並んだ転位もしくは転位が回復した痕跡に対応する回折コントラストが観察される。これは、前報の圧延材と同様である。

Fig. 6 に熱間鍛造材および線引き材の Cr 相の厚さ (t) および間隔 (λ) の加工率による変化を示す。Cr 相の厚さおよび間隔は加工率の増加とともに指数関数的に減少を続け、最大加工率で最小値を示す。なお、 λ および t の比率による体積分率は Table 1 に示す鋳塊の化学分析結果と一致しなかった。

2. 冷間加工による強度の変化

Fig. 7 に線引き材の各相の硬さの加工率による変化を示す。Cu 母相の硬さは加工初期に大きく増加した後、加工率

Fig. 2 Optical micrograph of longitudinal cross section in the cold drawn Cu-15Cr wire. The drawing strain is 6.87.

Fig. 3 SEM image of transverse cross section in the cold drawn Cu-15Cr wire. The drawing strain is 6.87. The Cu matrix is selectively etched away.

(a) $\eta = 0.66$

(b) $\eta = 6.87$

Fig. 4 TEM images of transverse cross section in cold drawn Cu-15Cr wires. Drawing strains are 0.66 and 6.87.

Fig. 5 TEM image of Cr phase in the cold drawn Cu-15Cr wire. The drawing strain is 6.87. The Cu matrix is selectively etched away.

Fig. 6 The effect of drawing strain on Cr phase spacing (λ) and thickness (t) in the Cu-15Cr wire.
 ▲ ▼ Annealing after hot forging
 △ ▽ Cold drawing

が増加しても一定の割合で緩やかに増加する。Cr 相の硬さは加工中一定の割合で緩やかな増加を続ける。各相の硬さは最大加工率において Cu 母相が $Hv164$, Cr 相が $Hv232$ の各々の最大値を示す。これらより, $\eta=0$ (熱間鍛造材) での Cu 母相を除いた各相の硬さは, Cu 母相 (Hv_{Cu}), Cr 相 (Hv_{Cr}) について式 (2) および (3) に示す加工率に対する一次関数の近似式で整理される。式 (2) および (3) を Fig. 7 中に併せて示す。

$$Hv_{Cu} = 123.4 + 4.8 \eta \quad (2)$$

$$Hv_{Cr} = 196.5 + 4.9 \eta \quad (3)$$

Fig. 8 に線引き材の 0.2% 耐力, 引張強さの加工率による変化を示す。これらの値も, Cu 母相の硬さと同様に加工初期に急激に増加した後, 加工率の増加とともに一定の割合で増加した。引張強さは, 最大加工率において 906 MPa の最大値を示した。これらより, $\eta=0$ を除く線引き材の 0.2% 耐力, 引張強さを加工率の一次関数で表わし, 0.2% 耐力

Fig. 7 The effect of drawing strain on hardness of each phase in the Cu-15Cr wire.
 ▲ ▼ Annealing after hot forging
 △ ▽ Cold drawing

Fig. 8 The effect of drawing strain on 0.2% yield and tensile strength in the Cu-15Cr wire.
 ■ ◆ Annealing after hot forging
 □ ◇ Cold drawing

(σ_{YS}), 引張強さ (σ_{TS}) について式 (4) および (5) を得た。式 (4) および (5) を Fig. 8 中に併せて示す。

$$\sigma_{YS} = 315.9 + 65.8 \eta \quad (4)$$

$$\sigma_{TS} = 320.1 + 82.6 \eta \quad (5)$$

線引き材の 0.2% 耐力と引張強さは各加工率で比例しており, 以降, 強度は引張強さを用いて議論する。

IV. 考 察

1. 冷間加工による Cu-Cr 複相合金の変形

線引き材の Cr 相の厚さおよび間隔は, Fig. 6 に示すように加工率に対して指数関数的に減少した。各相が材料の線径に比例して減少すると考えると以下の式 (6) が成立する⁽¹¹⁾。

$$t_i = t_0 \exp(-1/2 \cdot \eta) \quad (6)$$

t_0 , t_i は冷間線引き前および各冷間加工率での線引き材の中の Cr 相の厚さおよび間隔である。したがって, Cr 相の厚さ

および間隔は η の増加に比例して指数関数的に減少し, Cr 相の厚さおよび間隔について式(7)および(8)を得た.

$$t = 8.4 \exp(-0.28 \eta) \quad (7)$$

$$\lambda = 8.6 \exp(-0.44 \eta) \quad (8)$$

式(8)より得られた Cr 相の間隔の減少率は -0.44 であり, 式(7)の厚さの減少率 -0.28 に比べて大きいことがわかる.

Cr 相の厚さの減少率を基準とした間隔の減少率の比は, 1.57 となる. また, 各相の硬さは, 式(2)および(3)に示したように Cr 相の硬さが Cu 母相の硬さに比べて常に大きい値を示した. Cu 母相を基準とした Cr 相の硬度の比は, η が 0.68 から 6.88 の範囲において 1.59 から 1.47 を示す. 減少率および硬度の比はほぼ一致しており, 両相の減少率は硬さに反比例する. このことは両相に導入される加工歪の量が同じではなく, 高強度の第二相に比べて母相が大きく変形することを示すと考えられる. 両相の減少率と硬さの関係は, 前報における板材(圧延材)についても同様であった.

2. 線引き材の強度に関するミクロ組織の影響

線引きにより第二相が繊維状に延びた複相合金の組織と強度の関係は, パーライト鋼⁽¹²⁾, Cu-Nb 合金⁽⁴⁾, Cu-Ta 合金⁽¹³⁾等の多くの複相合金において高強度の第二相が母相からの転位の通過に対して障壁となり, 同材の強度が第二相の間隔(上記合金ではフェライトないし Cu の厚さ)に対する HP 関係で整理できることが報告されている. Cu-Cr 合金においても, Fig. 2 に示したように界面での剥離, Cr 相の破断は見られず, 両相は各々の硬さに反比例した減少率で変形する. また, 線引きされた Cu を母相とする *in situ* composite 中の第二相 bcc 金属が一般的に $\langle 110 \rangle$ 繊維集合組織を形成する⁽¹⁴⁾ことが報告されているとともに, 著者らは圧延材中の Cr 相が $\{001\}\langle 110 \rangle$ ⁽⁸⁾, Cu 母相が明瞭な純銅型の冷間圧延集合組織⁽¹⁵⁾を示すことを既に報告している. これらの加工に伴う集合組織の形成は, 両相がすべり変形していることを示す. 同圧延材においても, Fig. 4(b)に示す 200 nm 程度の結晶粒からなる Cu 母相組織が観察され, リューダース帯によるすべりの伝播は観察されない. これらより, Cu-Cr 合金は変形時 Cu 母相からのすべりの通過に対して繊維状に延びた Cr 相が障壁となり強度を増加させていると考えられる. つまり, 同材の強度も Cu 母相の間隔に対する HP 関係に従い, 運動する転位が Cr 相の障壁で止められる (pile-up) モデルにより基本的に整理できると考えた. しかし, 加工率の増加とともに一様に増加する Cu-Nb 合金や Cu-Ta 合金の引張強さに対して, 加工初期に増加率が急激な変化を示す Cu-Cr 合金の引張強さを加工率に対して一様に指数関数的に減少する Cr 相の間隔だけを用いて表現することは困難である.

線引き材は, 当然冷間加工による影響を受けているはずである. Funkenbusch と Courtney⁽¹⁶⁾は, Cu-Cr 合金を含む多くの複相合金に関して冷間加工による強度の影響を検討している. 彼らは, その中で冷間加工した複相合金では高強度の

第二相の存在により強度の低い母相に多くの加工歪が導入され, その結果母相中に多くの転位が生じることが同材の著しい加工硬化の原因であること, パーライト鋼のように転位が母相内に蓄積されていく場合には加工硬化率が大きく, その挙動が明瞭であるのに対し, Cu-Nb 合金で見られるように Cu 母相が動的回復を起こす場合には加工硬化挙動は比較的不明瞭となることを報告している. 線引き材においても Cr 相は, 前報の圧延材と同様に冷間加工による絡み合った転位からなる組織を示さず, $\eta = 6.87$ までの硬さの増加量 ΔHv も 30 程度に過ぎない⁽⁸⁾. これに対して, Cu 母相は Cr 相に比べ多くの加工歪が導入され, 加工初期($\eta = 0.67$)に動的回復を起こして 200 nm 程度の微細な結晶粒を形成する. そして, Cu 母相の組織および硬さは線引き材の引張強さに対応した変化を示す. これらは, Cu 母相が Cu-Cr 合金の加工硬化の主因であることを示している.

以上より, Cu-Cr 合金の引張強さは Cr 相の間隔に対する HP 関係で表される組織の微細化による効果に Cu 母相の加工硬化による効果が重畳した結果として表現されるべきであると考えられる. ここでは, 再結晶焼鈍により加工の影響を除去した焼鈍材, 再結晶焼鈍後に再度線引きをして加工硬化の効果を付与した再線引き材を用いて上記の考えを実験にて検証する.

Fig. 9 に $\eta = 4.51$ での冷間圧延材の X 線回折ピークの半価幅の焼鈍温度による変化を示す. 加熱保持時間は 1 h とした. Cu 母相は 573 K までに比べて 773 K で, Cr 相は 973 K にまでに比べ 1173 K で半価幅が急激に減少し, 加工の影響が除去され, 再結晶がほぼ完了していることを示している. これらより, 再結晶焼鈍は Cu 母相のみを対象とした 973 K , 両相を対象とした 1173 K 加熱にて 1 h 保持とした. なお, 共晶温度 (1350 K 程度)において $1 \text{ mass}\%$ 程度固溶可能な Cr の析出物は 973 K 以上での焼鈍により粗大化し, 固溶限度以下の Cr を含有した析出型合金と同様に強度への

Fig. 9 The effect of annealing temperature on peak width of X-ray diffraction in the Cu-Cr sheet.

■●▲◆ Annealing
□○△◇ Cold rolling

寄与が小さいことは別に確認, 報告⁽¹⁰⁾した。

まず, 線引き材の加工硬化がCr相によらずCu母相に起因していることを示す。Fig. 10に線引き材(σ_{TS}), 焼鈍材(σ_{AN})および再線引き材(σ_{RD})の引張強さの加工率による変化を示す。各線材の引張強さは, 加工率の一次関数で整理され, その結果も Fig. 10中に併せて示した。焼鈍材の引張強さは, $\eta=6.87$ を除いて少なくとも973 K以上では加熱温度による違いを殆ど示さず, 加工前の熱間鍛造材も含め加工率に対する一次関数 σ_{AN} で表される。なお, $\eta=6.87$ での1173 K焼鈍材の引張強さは若干低下する。これは, 最大加工率で変形された繊維状Cr相が高温加熱での再結晶焼鈍に伴い球状化したことに起因する。したがって, Cr相の加工硬化は, 線引き材の冷間加工による引張強さの増加には影響していないことがわかる。Fig. 10での線引き材と焼鈍材の引張強さの差は, 既に973 Kで再結晶しているCu母相の加工硬化に起因したものである。

次に, Cu母相の加工硬化の影響が焼鈍材の引張強さに重畳していることを示す。再線引き材は, $\eta=2.38$ の線引き材を973 K加熱1 h保持にて焼鈍した後に再度線引きした。Fig. 10には焼鈍前後での加工率の合計による引張強さの変化を示す。再線引き材の強度の増加率は, 線引き材にはほぼ等しい値を示す。また, 線引き材の引張強さ中でCu母相の加工硬化の効果分を示す加工率 η_i での σ_{TS} と σ_{AN} の差は, 再線引き材において同効果分を示すと考えられる $\eta_i+2.38$ での σ_{RD} と σ_{AN} の差とほぼ一致する。したがって, Cu母相の加工硬化の効果は再結晶焼鈍材の強度に重畳していることがわかる。

これらより, σ_{TS} と σ_{AN} の差はCu母相の加工硬化の効果として σ_{DE} (Deformation effect)と書き直され, 式(9)が得られる。 ϵ_{Cu} は, Cu母相に導入される真歪である。

$$\sigma_{DE} = \sigma_{TS} - \sigma_{AN}$$

$$= \sigma(\epsilon_{Cu}) \quad (9)$$

最後に, 再結晶焼鈍材の引張強さが加工の影響を含まない, Cr相の間隔の減少に伴う組織微細化の効果を表すことを示す。線引き材および973 K焼鈍材のCr相の間隔に対する引張強さの関係(HPの関係)をFig. 11に示す。引張強さは, $\lambda^{-1/2}$ に比例した直線で整理し, それらもFig. 11中に併せて示した。 σ_{TS} , σ_{ME} (Microstructural effect)は, 線引き材および焼鈍材の引張強さを示す。焼鈍材は, 線引き材に比べ実測値の変動が小さい。また, 加工前の鍛造材も σ_{ME} で整理される。Fig. 12には973 K焼鈍材($\eta=6.87$)のT面でのTEM像を示す。Cu母相は, Cr相の間隔に対応した再結晶粒からなることがわかる⁽¹⁷⁾。このことは, Cu母相の加工硬化の効果が冷間加工による200 nm前後の微細な結晶粒の形成, 転位密度の増加に起因し, それらが運動する転位に対して障害となり強度を増加させていると考えられる。加工の

Fig. 11 The relationship between Cr phase spacing and tensile strength in the Cu-15Cr wire.

◆ Annealing after hot forging
◇ Cold rolling ○ Annealing at 973 K

Fig. 10 A relationship between drawing strain and tensile strength in the Cu-15Cr wire.

① Cold drawing : $\sigma_{TS} = 320.1 + 82.6 \eta$
② Re-drawing : $\sigma_{RD} = 276.8 + 76.9 \eta$
③ Annealing : $\sigma_{AN} = 230.6 + 42.6 \eta$

◆ Annealing after hot forging
◇ Cold drawing ○ Annealing at 973 K
□ Annealing at 1173 K ● Re-drawing

Fig. 12 TEM image of transverse cross section in the annealed Cu-15Cr wire at 973 K. The drawing strain before annealing is 6.87.

影響を含まない組織微細化の効果は $\lambda^{-1/2}$ に比例した式(10)で表される.

$$\sigma_{ME} = 166.5 + 265.6 \lambda^{-1/2} \quad (10)$$

ただし, 式(10)は $\lambda^{-1/2} = 1.36$ ($\lambda = 0.54$) において 527.9 MPa に到達し, 純 Cu (冷間加工材) で得られる 400 MPa 前後の引張強さに比べて大きな値を示す. これは, 組織微細化の効果が Cr 相の量に比例した複相化による影響を含むためと考えられる. Cr 添加量による諸特性の影響は別途報告する予定である.

以上より, 線引き材の強度は, Cr 相の間隔の減少により表される組織微細化の効果に, Cu 母相の加工硬化の効果が重畳して得られる. したがって, 線引き材は最大加工率において Cu 母相に導入される加工歪が最大となり, 今回の試験では $\eta = 6.87$ において 900 MPa を越える最高強度が得られた. 線引き材の引張強さは, 以下の式(11)で示される.

$$\begin{aligned} \sigma_{TS}(\lambda, \varepsilon_{Cu}) &= \sigma_{ME}(\lambda) + \sigma_{DE}(\varepsilon_{Cu}) \\ &= 166.5 + 265.6 \lambda^{-1/2} + \sigma_{DE}(\varepsilon_{Cu}) \end{aligned} \quad (11)$$

V. 結 論

Cu-15Cr 複相合金溶製材を冷間加工した線材を用いて, 加工率増加に伴う組織および強度の変化を調査し, その強化機構を検討した. 以下に結果を示す.

(1) Cu-15Cr 合金は, Cr 相の厚さおよび Cu 母相の間隔が加工率の増加に対して指数関数的に減少する.

(2) Cu-15Cr 合金線引き材の強度は, 加工率に対して一次関数で近似される増加を示した. この結果, 最大加工率($\eta = 6.87$)で 906 MPa の高強度を得た.

(3) Cu-15Cr 合金線引き材の強度は, Hall-Petch の関係

に従う繊維状 Cr 相間の Cu 母相の間隔の減少による組織微細化の効果に Cu 母相の加工硬化の効果が重畳したものであると考えられる.

終りに, 多くの有益なご助言をいただきました東北大学教授 谷野 満博士ならびに東工大教授 加藤雅治博士に厚くお礼を申し上げます.

文 献

- (1) 西川精一, 長田和雄, 小林繁美: 日本金属学会誌, **30**(1966), 302.
- (2) 相山正孝: 非鉄金属材料, コロナ社, (1963), 101.
- (3) 坂井義和, 井上 廉, 浅野稔久, 前田 弘: 日本金属学会誌, **55**(1991), 1382.
- (4) W. A. Spitzig, A. R. Pelton and F. C. Laabs: Acta Metall., **35**(1987), 2427.
- (5) C. Biselli and D. G. Morris: Acta Metall., **42**(1994), 163.
- (6) P. D. Funkenbusch, T. H. Courtney and D. G. Kubisch: Scripta Metall., **18**(1984), 1099.
- (7) T. Takeuchi, K. Togano, K. Inoue and H. Maeda: J. Less-Common Metals, **157**(1990), 25.
- (8) 安達和彦, 竹内孝夫, 鈴木洋夫: 日本金属学会誌, To be published.
- (9) 坪川純之, 竹内孝夫, 鈴木洋夫: 日本金属学会春期大会講演概要, (1996), 166.
- (10) 金 延, 安達和彦, 竹内孝夫, 鈴木洋夫: 日本金属学会春期大会講演概要, (1996), 165.
- (11) J. D. Embury and R. M. Fisher: Acta Metall., **14**(1966), 147.
- (12) G. Langford: Met. Trans. A, **8A**(1977), 861.
- (13) W. A. Spitzig, P. D. Krotz: Acta Metall., **36**(1988), 1709.
- (14) W. F. Hosford: Trans. Met. Soc. AIME, **12**(1964), 230.
- (15) 安達和彦, 竹内孝夫, 鈴木洋夫: 日本金属学会秋期大会講演概要, (1995), 259.
- (16) P. D. Funkenbusch and T. H. Courtney: Acta Metall., **33**(1985), 913.
- (17) 坪川純之, 竹内孝夫, 鈴木洋夫: 日本金属学会秋期大会講演概要, (1996), 391.