Cu-15 mass%Cr 複相合金圧延材における ヤング率の異方性^{*1}

熊井 真次¹ 若菜 剛介^{1,*2} 尾中 晋² 加藤 雅治² 佐藤 彰一¹

¹東京工業大学大学院総合理工学研究科材料物理科学専攻

²東京工業大学大学院総合理工学研究科物質科学創造専攻

J. Japan Inst. Metals, Vol. 67, No. 6 (2003), pp. 324-330

© 2003 The Japan Institute of Metals

Anisotropy in Young's Modulus of Cold Rolled Cu-15 mass%Cr Composites

Shinji Kumai¹, Gosuke Wakana^{1,*2}, Susumu Onaka², Masaharu Kato² and Akikazu Sato¹

¹Department of Materials Science and Engineering, Tokyo Institute of Technology, Yokohama 226-8502

²Department of Innovative and Engineered Materials, Tokyo Institute of Technology, Yokohama 226-8502

Young's modulus measurement was carried out in a cold-rolled Cu-15 mass%Cr *in situ* composite including fine elongated Cr fibers in the Cu matrix parallel to the rolling direction. The measurement was made for different orientations in order to reveal its orientation dependency (anisotropy). The free-free beam vibration method was used for precise measurement. In the as-rolled composite, the modulus decreased with increasing the angle between the fiber direction (rolling direction) and tensile axis (θ). The Young's modulus of the composite decreased as increasing θ and reached the minimum at about 45°, and then increased with θ to the maximum at 90°. Applied micro-mechanistic analysis considering the orientation effect of the fibrous reinforcement was successful in demonstrating the θ dependence exhibiting the minimum at about 45°. Contribution of the anisotropic Young's modulus of the Cu matrix resulting from the rolling texture should be taken into account to understand more fully the characteristic Young's modulus anisotropy of the present composite.

(Received February 10, 2003; Accepted April 21, 2003)

Keywords: Young's modulus, copper alloy, chromium, *in situ* composite, texture, micro-mechanics

1. 緒 論

純銅および銅合金は電気・電子機器用材料として広く用いられてきた。近年は特に強磁場発生用マグネットやトロリー線材用として、また各種電子デバイスの小型化・薄肉化のため、強度と電気伝導性を兼ね備えた銅合金の需要が高まっている¹⁾。

さて、このような要求に応える材料として銅(以下 Cu)に固溶しにくい元素を数 mass% 以上添加した二相分離型の複相合金材料が開発されている。その一例が Cu-15 mass%Cr 複相合金である。ここでは凝固過程で Cu マトリックス中に Cr 相を第 2 相として晶出させた二相分離合金を鑄塊とし、これを熱間加工や冷間加工によって Cu マトリックス中にファイバー状 Cr 相を均一分散させた複相材料(*in situ* composite)とする。冷間線引によって作製した Cu-15 mass%Cr 複相合金線材の熱処理材では 70%IACS を超える導電率、900 MPa を超える引張強さが得られている^{2,3)}。

三原らは線材のみならず、本合金の薄板材としての可能性に着目し、Cu-15 mass%Cr 複相合金圧延材の基本特性につ

いて調査を行い、圧延材では第 2 相が圧延方向に配向しているが、力学的特性や熱膨張係数、導電率などの物性値の異方性は小さいことを見出している⁴⁾。

著者らは前報⁵⁾で、Cu 母相中に Cr 相が圧延方向に一方に配列した Cu-15 mass%Cr 複相合金圧延材について圧延方向(Cr 相ファイバーの配列方向)から圧延横方向にわたる様々な方位から引張試験片を採取し、それらの引張特性(ヤング率、0.2%耐力、UTS、破断伸び)を調べて、それらの異方性について検討を行った。また、これらの試験を圧延まま材ならびに種々の温度で焼鈍した試料についても行い、引張特性の異方性とミクロ組織の変化について検討した結果、本圧延材では第 2 相が圧延方向に配向しているにもかかわらず、導電率はもとより耐力、UTS、破断伸び等の引張特性の異方性が比較的小さく、またその差が焼鈍によりさらに減少することを明らかにした。

さらにヤング率の異方性についても検討を行い、ヤング率のファイバー方位依存性は、圧延まま材では 45°に谷をもつ V 字型を呈し、さらに 0°に比べ 90°のヤング率が大きいことを報告した。また焼鈍材では方位による差が減少することを示した。前報ではヤング率を便宜上、引張試験で得られた応力-ひずみ曲線の直線部の勾配から求めたが、一般に応力-ひずみ曲線からヤング率を求めようとすると、微小降伏の影響が避けられず、このためヤング率を実際よりも低く見積もっ

^{*1} 2001 年 9 月 24 日日本金属学会秋期大会において発表

^{*2} 東京工業大学大学院生(Graduate Student, Tokyo Institute of Technology)

しまうおそれがある．試験材の降伏応力が小さい場合には，この傾向が顕著で，本複相材料の場合も特に焼鈍材のように降伏応力が小さい試料での測定において問題となる．よって本複相材料で得られた特徴的なヤング率の異方性について議論するためには，他の測定手法を用い，より厳密な追試を行い，結果の再現性を確認する必要があると考えた．

横振動共振法⁶⁾は，試験片に強制振動を与え，その際得られる共振周波数からヤング率を測定する手法である．この場合には，試料に生じるひずみは 1×10^{-6} 以下と非常に小さく，微小降伏の影響を受けない高精度の測定が可能である．

そこで本研究では，Cu マトリックス中に Cr 相ファイバーが配列した Cu-15 mass%Cr 複相合金圧延材について，横振動共振法を用い，圧延方向(Cr 相ファイバーの配列方向)から圧延横方向に渡りヤング率を測定し，その異方性について明らかにすることを目的として実験を行った．また焼鈍処理により異方性がどのように変化するか調べ，Cu-15 mass%Cr 複相合金圧延材のヤング率の異方性の特徴とその起源について Cr 相ファイバーの配列効果ならびに Cu マトリックスの集合組織の影響という観点から検討を行った．

2. 実験方法

2.1 供試材

本研究で用いた Cu-15 mass%Cr 合金圧延材は古河電気工業株式会社メタル総合研究所提供の加工率 99.1%，厚さ 0.3 mm の薄板である．化学組成は，14.85%Cr，0.02%Al，<0.01%Fe，<0.01%P，残り Cu(mass%)である．

供試材は Cu マトリックス中に短冊状の Cr ファイバーが圧延方向に沿って密に配列したミクロ組織を有している．Cr 相ファイバーの平均的な形状は，厚さ $1 \mu\text{m}$ 幅 $10 \mu\text{m}$ で長さは数 mm である．また後述する焼鈍処理を行っても Cr 相ファイバーの分断や粗大化は観察されず，ファイバー状の形態を維持している．ミクロ組織や素材作製方法の詳細については前報⁵⁾を参照されたい．

2.2 焼鈍処理

後述するヤング率測定用試料ならびに集合組織測定用試料について，773 K-4 h，873 K-4 h，1173 K-1 h の 3 種類の焼鈍処理を行った．熱処理は試験片を石英管に真空封入し，これを電気炉内に保持して行った．なお，773 K-4 h は Cu マトリックスのみの再結晶化，1173 K-1 h は Cu マトリックス，Cr 相ファイバーの両方の再結晶化を目途とした処理である．

2.3 横振動共振法によるヤング率の測定

Fig. 1 に示すように幅 5 mm，長さ 80 mm の平板試験片を圧延方向に対し $0^\circ \sim 90^\circ$ まで 15° ごとに切り出した．ここで図中の細かい平行線は Cr 相ファイバーの配列を模式的に表わしたものである．

横振動共振法による共振周波数の測定は以下のようにして行った．Fig. 2 の測定系の模式図に示すように平板試験片を両端自由の条件で 2 本の糸(木綿糸を使用)で吊るした．片

Fig. 1 Orientation of plate specimens for Young's modulus measurement.

Fig. 2 Young's modulus measurement system using a free-free beam vibration method.

方の糸の端末はスピーカーのコーン部中央に取付け，疑似ノイズ発生源からの信号をアンプを介してスピーカー，糸に伝え，試験片に強制振動を与えた．もう片方の糸の端末はピックアップカートリッジ(レコードプレーヤー用のものを使用)に取付け，試験片の振動信号をピックアップカートリッジを介して FFT に送り，ここで高速フーリエ変換を行って共振周波数を求めた．なお，試験片への糸の取付け位置(吊り下げ位置)は一次振動が起こる条件とした．よって試験片は中央部が腹，糸の取付け位置が節となるような振動をした．なお各条件について 3 本の試料を用い測定を行った．

一次振動の条件での共振周波数とヤング率には式(1)の関係があり，これよりヤング率が算出できる⁶⁾．

$$E = \left(\frac{48\pi^2 l^4 \rho}{t^2 n^4} \right) f_1^2 \quad (1)$$

ここで E ；ヤング率， l ；試験片長さ， ρ ；試料の密度， t ；試験片厚さ， n ；振動方程式の解(一次振動の場合， $=4.730$)， f_1 ；共振周波数である．なお，複相合金試料の密度は Cu と Cr の密度ならびにそれぞれの体積率から求めた．

2.4 集合組織解析

圧延まま材ならびに各焼鈍材から 50×50 (mm²) の試料を切り出し, Schultz 法により {111} 正極点図を作製して集合組織解析を行った. なお解析は神戸製鋼所アルミ・銅事業本部にて行った.

3. 実験結果

3.1 圧延まま材のヤング率に及ぼすファイバー方位の影響

Fig. 3 に横振動共振法で得られた圧延まま材のヤング率とファイバー方位との関係を示す. 同一方位をもつ試験片間のばらつきの程度を示すため, 各条件 3 本の試験片について得られた結果をすべてプロットした. 角度 0° , すなわちファイバーの配列方向と平行な方向に切出した試料のヤング率はほぼ 150 GPa であった. ヤング率は角度の増加とともに減少し, 45° で最小(約 142 GPa)を示した後, 角度の増加とともに大きくなり, 90° で最大(約 165 GPa)となった.

前報⁵⁾においては引張試験によって得られた応力-ひずみ線図の直線部の勾配よりヤング率を測定し, 本複相材料圧延まま材のヤング率のファイバー方位依存性は, 45° に谷をもつ V 字型を呈し, さらに 0° に比べ 90° のヤング率が大きいことを既に明らかにしているが, 本測定によりこの知見が確かなものであることが確認できた. 引張試験で求めたヤング率は, 例えば圧延まま材の 0° 材では約 120 GPa であったが, Fig. 3 に示すように横振動共振法では約 150 GPa が得られた.

3.2 ヤング率のファイバー方位依存性に及ぼす焼鈍処理の影響

Fig. 4(a)~(c) に 773 K-4 h, 873 K-4 h, 1173 K-1 h 各焼鈍処理材のヤング率とファイバー方位との関係を示す. 試験片により幾分測定値のばらつきが認められるものの, 焼鈍後も 0° のヤング率は圧延まま材とほぼ同じであることがわかる. これに対し 45° 方向のヤング率は増加, 90° 方向は減少して, ほぼ 0° と同じヤング率へと変化している. このようにヤング率の異方性は焼鈍材でさらに小さいことがわかった.

3.3 Cu-15 mass%Cr 合金圧延材の圧延集合組織と焼鈍処理による変化

Fig. 5(a)~(d) に Cu-15 mass%Cr 合金圧延材の圧延まま材ならびに焼鈍処理材の {111} 正極点図(1/2)を示す. 集合組織は Schultz 法で測定しているため 90° 近傍の測定はなされていないが, 集積の強いところが RD 方向にあることが予測され, いわゆる純金属型と呼ばれる集合組織であると考えられる. (b)~(d) の焼鈍材の集合組織は圧延まま材と比べてそれほど大きく変化していない. ただし (100)[001] のような再結晶集合組織を特徴づけるような集積が幾分強くなっていることから, 一部では再結晶が進行しているものと考えられる.

Fig. 3 Measured anisotropy of Young's modulus for the as-rolled Cu-15 mass%Cr composite.

Fig. 4 Measured anisotropy of Young's modulus for the Cu-15 mass%Cr composite annealed under various conditions. (a) 773 K-4 h, (b) 873 K-4 h, (c) 1173 K-1 h.

4. 考察

4.1 複相材のヤング率に及ぼすファイバー方位の影響

実験で測定されたヤング率の異方性を理解するにあたり, まず, 幾何学的な因子であるファイバー方位の違いの影響を考える. 一方向に配列した強化相を含む複相材のヤング率が, 母相の強化相の弾性係数, そして強化相の形状や割合などによってどのように変化するかは, これまでにもマイクロメカニクスの応用によって考察されている^{7,8)}. 尾中と安藤⁷⁾は, とともに弾性的に等方的な母相とファイバー状の強化相で構成される複相材を考え, ファイバーと平行な方向に

Fig. 5 {111} pole-figures of the Cu-15 mass%Cr composite annealed under various conditions. (a) as-rolled, (b) 773 K-4 h, (c) 873 K-4 h, (d) 1173 K-1 h.

における複相材のヤング率 E_c を、母相のヤング率 E_m とポアソン比 ν_m 、強化相のヤング率 E_f とポアソン比 ν_f として強化相の体積分率 V_f の関数として与える結果を示している。彼らの計算方法は強化相のファイバー形状を Eshelby の等価介在物法^{9,10)}によって取り入れ、体積分率 V_f である強化相間の相互作用を Mori-Tanaka の平均場近似¹¹⁾で扱う方法であるが、それによってファイバーと角度 θ をなす方向の複相材のヤング率 $E_c(\theta)$ を、 θ , E_m , ν_m , E_f , ν_f として V_f の関数として求めることができる。この計算を行う際には、弾性的に変形している複相材における母相中の平均応力 $\langle \sigma_{ij} \rangle_m$ と強化相中での平均応力 $\langle \sigma_{ij} \rangle_f$ を総和規則のもとで $\langle \sigma_{ij} \rangle_f = G_{ijkl} \langle \sigma_{kl} \rangle_m$ として関連付ける 4 階のテンソル G_{ijkl} が必要になるが、 G_{ijkl} の具体的な表現は文献¹²⁾に示されている。ファイバーに平行($\theta=0$)な方向のヤング率 $E_c(0)$ のみは、 $\nu_m = \nu_f$ ならば等ひずみ条件の複合則

$$E_c(0) = E_f V_f + E_m (1 - V_f) \quad (2)$$

と一致し E_m , E_f 、そして V_f のみの関数となるが、 $\nu_m \neq \nu_f$ や $\theta \neq 0$ の場合には、ファイバー状の強化相であっても E は ν_m と ν_f の値にも依存する⁷⁾。

Cu 母相については $E_m = 130$ GPa と $\nu_m = 0.35$ ¹³⁾、Cr 強化相については $E_f = 280$ GPa と $\nu_f = 0.21$ ¹³⁾、強化相体積分率 V_f は本研究における試験片の状況 $V_f = 0.18$ とした場合に得られる E_c の θ 依存性についての計算結果を Fig. 6 中の曲線によって示す。Fig. 6 からわかるように、 E_c の θ 依存性についての計算結果は、 $\theta=0$ のときの値を最大値として θ の増大とともに減少し、 θ が 45° 近傍の中間的な角度のときの最小値を経てその後の θ の増大によって増大する傾向となっている。複相材の単軸引張(圧縮)変形をファイバーの長手方向となす角度 θ が中間的な値になる方向で行った場合、引張(圧縮)方向と 45° をなす外部負荷の最大せん断方向の一つはファイバーの長手方向とはほぼ平行になる。この場合、ファイ

Fig. 6 Fiber orientation dependence of the Young's modulus calculated analytically for the Cu-15 mass%Cr composite.

バー状強化相間に長く伸びた弾性係数がより小さな母相の弾性変形によって複相材全体の弾性変形の多くが担われるようになる。外部負荷が複相材にもたらす応力場の成分の多くを無視した極めて定性的な説明ではあるが、これがファイバーの長手方向となす角度 θ が中間的な値のときに複相材の E_c が最小となる理由と言える。

これを本研究で得られた実験結果(Fig. 3における Cu-15 mass%Cr 複相材のヤング率 E の θ 依存性)と比較してみる。計算結果は角度 θ が 0° から 45° 程度へ増加する際のヤング率の値とその減少の様子をおおむね説明するものとなっている。また θ が 45° 程度から 90° へ増加する際のヤング率の増大も再現している。しかし θ が 90° の場合のヤング率の計算結果は実験で得られた値よりかなり小さく、説明できない点を残している。

Fig. 6 は、幾何学的な因子である Cr 相ファイバーの方位の違いのみを考え、Cu マトリックスと Cr 強化相における

弾性係数の異方性は考慮せずに複相材のヤング率 E_c の θ 依存性を見積もった結果である．そこで次節では，Cu-15 mass%Cr 合金圧延材の 90° のヤング率が最大となる理由について Cu マトリックスの集合組織の影響に着目して考察を進める．

4.2 複相材のヤング率に及ぼす集合組織の影響

Cu-15 mass%Cr 合金圧延材の圧延まま材ならびに焼鈍処理材の $\{111\}$ 正極点図を Fig. 5(a)～(d)に示したが，これを Fig. 7(a), (b)に示す典型的な純銅の圧延集合組織((123) $[\bar{4}12]$)ならびに再結晶集合組織((100) $[001]$)¹⁴⁾と比較してみる．本研究においては集合組織を Schultz 法で測定しているため 90° に近いところでの測定はなされていないが，Fig.

5(a)より本複相材料の圧延まま材の集合組織は，ほぼ Fig. 7(a)と同様で，いわゆる純金属型と呼ばれる集合組織であると考えられる．安達ら²⁾は本複相材料の Cu マトリックスの冷間圧延集合組織について，ほぼ純銅と同じ集積が観察されることを報告している．またファイバー状 Cr 相の圧延集合組織は，板面垂直方向に $\langle 100 \rangle$ ，圧延方向に $\langle 110 \rangle$ を平行とする $(001)\langle 110 \rangle$ の安定方位に集積することを明らかにしている．

Fig. 8 は圧延集合組織ならびに再結晶集合組織を有する純銅圧延材のヤング率の異方性を示したものである¹⁵⁾．圧延まま材のヤング率は圧延方向に対し 45° で最小であり，また 0° に比べ 90° でわずかに大きい．一方，再結晶材では逆に 45° でヤング率は最大となる．

Fig. 5 に示したように本複相材料では焼鈍材の集合組織は圧延まま材からあまり変化しておらず，一部再結晶が進行している微候が見られる程度である．従って，本複相材料圧延まま材のヤング率の方位依存性に及ぼす Cu マトリックスの影響としては Fig. 8 の圧延集合組織タイプが支配的であると考えられる．こう考えれば本複相材料圧延まま材の 45° 方向のヤング率が低いことは説明できるが，あくまで Cr ファイバーの配列方向は 0° 方向に平行であるから，これでは 0° に比べ 90° 方向のヤング率がかなり大きいことは説明できない．

Fig. 9 に Cu-4.65 at%Al 合金圧延材の $\{111\}$ 極点図を示す¹⁶⁾．これは典型的な合金型集合組織を呈している．Fig. 10 はこの合金圧延材のヤング率の異方性を測定結果¹⁶⁾である．ヤング率は 0° から 90° へ θ が増加するとともに大きくなっている．このようなヤング率の異方性は青銅やリン青銅においても報告されている¹⁷⁾．もし本複相材料の Cu マトリックスのヤング率が Fig. 10 で示すような異方性を有するならば 90° でヤング率が最大となることが説明できるかもしれない．しかし，先に述べたように本複相材料の Cu マトリックスの集合組織は純金属型であり，集合組織とヤング率の異方性との対応性から，このような推論は難しい．しかし以下に

Fig. 7 $\{111\}$ pole figures of pure Cu. (a) rolling texture, (b) recrystallization texture¹⁴⁾.

Fig. 8 E vs θ curves for pure Cu with different texture¹⁵⁾.

Fig. 9 $\{111\}$ pole figure for an as-rolled Cu-4.65 at%Al alloy¹⁶⁾.

Fig. 10 Measured anisotropy of Young's modulus for an as-rolled Cu-4.65 at%Al alloy¹⁶⁾.

Fig. 11 $\{111\}$ pole figures of a Cu-3.55 at%Al alloy, rolled (a) 80%, (b) 90%, (c) 95%, and (d) 97.5% reduction in thickness¹⁶⁾.

Fig. 12 Measured anisotropy of Young's modulus for a Cu-3.55 at%Al alloy with the indicated amount of rolling reduction¹⁶⁾.

示す論文では、圧延集合組織のタイプとヤング率の異方性は必ずしも一致しないことが指摘されている。

Liu ら¹⁶⁾は純銅および種々の組成の Cu-Al 合金について圧延集合組織ならびにヤング率の異方性について調べている。

Fig. 11 は Cu-3.55 at%Al 合金の $\{111\}$ 極点図¹⁶⁾で、圧下率による圧延集合組織の変化を示したものである。圧下率 80～95%は、本複相材料の集合組織 (Fig. 5) と同じ純金属型集合組織を呈している。一方、圧下率 97.5%の場合は合金型集合組織となっている。Fig. 12 は Fig. 11 の各圧延材についてヤング率の異方性を調べたものである¹⁶⁾。合金型集合組織の 97.5%圧下材は、 θ の増加に伴いヤング率が上昇する右上がりの方位依存性を示しているが、一方、純金属型集合組織をもつ圧下率が 80～95%の圧延材のヤング率は 0° から 45° にかけて減少し、 45° で最小、その後 θ の増加に伴い上昇して 90° で最大になっている。これは本複相材料の方位依存性と同じ傾向である。

銅合金等の fcc 金属の圧延集合組織は、一般に純金属型と

合金型に分類され、この違いは積層欠陥エネルギーに依存して現れると言われている。しかし Liu ら¹⁶⁾は、積層欠陥エネルギーの大きさは圧延集合組織のタイプを決定する絶対的なパラメータではなく、部分転位の間隔を変化させるいくつかの要因のひとつにすぎないことを指摘している。さらに部分転位の間隔に影響を及ぼす要因として加工によって導入される内部応力に着目し、圧延時の圧下量が集合組織形成に及ぼす効果について検討を行っている。その結果、Fig. 11 に示したように同じ組成の合金であっても圧下量によりその圧延集合組織が、純金属型から合金型へと変化するを見出している。

本研究で取扱っている複相材料のマトリックスはほぼ純銅であるが、Cr 相ファイバーとの複相材として強加工されて

おり、その結果生じる内部応力は通常の純銅の圧延の場合とはかなり異なっていると考えられる。このようなことから本複相材料の Cu マトリックスのヤング率が Cu-3.55 at% Al 合金の 80~95% の圧延材と同様の異方性を有しているものと考えられることも可能であろう。

本複相材料がこのようなケースにあてはまると考えれば、4.1 のファイバー方位の影響(強化相の配列効果)とここで述べた集合組織の影響を併せて考慮することにより、45°で最小を示し、それ以上では角度増加とともに大きくなって90°で最大となるという本複相材料の特徴的なヤング率の異方性を説明することができる。かなり粗い試算であるが、Fig. 11 の 95% 圧下材のヤング率- θ 曲線に着目すると90°のヤング率(144 GPa)は45°のヤング率(128 GPa)の 1.13 倍となっている。本複相材料の90°方向のヤング率(165 MPa)は45°方向のヤング率(142 MPa)の 1.16 倍であり、かなり近い比率となっている。

Fig. 5 (b)~(d) に示す複相材の焼鈍後の集合組織は、(100)[001] のような再結晶集合組織を特徴づけるような集積が幾分強くなっているものの圧延まま材と比べ、大きな変化はない。本複相材料焼鈍材の集合組織の主成分は純金属型圧延集合組織である β 繊維集合組織に近い R1 方位群であり、焼鈍処理によってあまり変化していない。これは Fig. 7(b) の純銅の再結晶集合組織とは大きく異なる点である。

ただし再結晶が一部進行していることを考慮すれば、純銅の再結晶集合組織に起因する方位依存性、すなわちヤング率が45°で最大を示すタイプの異方性が重畳する可能性がある。これにより焼鈍により Cu マトリックスの45°方向のヤング率が増加、90°方向は減少してほぼ0°と同じヤング率になれば、45°付近の谷底が持ち上がり、焼鈍材のヤング率の異方性がさらに小さくなるものと推察できる。

5. 結 論

Cu マトリックス中に Cr 相ファイバーが配列した Cu-15 mass% Cr 複相合金圧延材について、圧延方向(Cr 相ファイバーの配列方向で角度は0°)から圧延横方向(90°)に渡るヤング率を横振動共振法により測定し、その異方性について調べた。

圧延まま材のヤング率はファイバーの配列方向と引張方向の間の角度の増加に伴い減少し、45°で最小を示し、それ以上では角度増加とともに大きくなって90°で最大となった。

焼鈍処理材のヤング率は、0°は圧延まま材とほぼ同じであったが、45°方向は増加、90°方向は減少し、全体がほぼ0°と同じヤング率へと変化して、異方性が小さくなった。

マイクロメカニクスを応用し、ファイバーと角度 θ をなす方向の複相材料のヤング率を θ 、マトリックス相のヤング率とポアソン比、強化相のヤング率とポアソン比そして強化相の体積分率の関数として求めたところ、角度 θ が0°から約45°程度へ増加する際のヤング率の減少と θ が約45°から90°へ増加する際のヤング率の増大を再現することができた。しかし θ が90°の場合のヤング率の計算結果は実験で得られた値よりかなり小さいものであった。

一般に純金属型集合組織をもつ純銅のヤング率は圧延方向に対し45°で最小を示し、合金型集合組織をもつ銅合金の場合は、ヤング率は0°から90°へ θ が増加するとともに大きくなることが知られている。圧延まま材の Cu マトリックスの集合組織はほぼ純金属型であった。しかし、集合組織とヤング率の異方性の特徴は必ずしも対応せず、一部の銅合金では、純金属型集合組織を呈していても合金型のヤング率の異方性が支配的となることが報告されていることから、本複相材料がこれにあてはまると考えれば、Cr 相ファイバーの配列効果と Cu マトリックスの集合組織の影響を併せて考慮することにより本複相材料のヤング率の異方性を説明することができる。

焼鈍材の集合組織は圧延集合組織から大きく変化していなかった。しかし、再結晶は一部進行しているので、純銅の再結晶集合組織に起因する方位依存性、すなわちヤング率が45°で最大を示すタイプの異方性が重畳する可能性がある。これにより Cu マトリックスの45°方向のヤング率が増加、90°方向が減少したため、焼鈍材のヤング率の異方性はさらに小さくなったものと推察される。

本研究の一部は新エネルギー・産業技術総合開発機構の新規産業創造型提案公募事業に対する支援によって行われた。記して謝意を表する。本研究を遂行するにあたり有益なご議論、ご助言をいただいた元金属材料技術研究所 鈴木洋夫博士、古河電気工業 榎 大山好正博士、三原邦照博士に感謝の意を表する。また集合組織解析に関しては榎神戸製鋼所アルミ・銅事業本部 櫻井健夫氏ならびに東京大学大学院 関史江氏に多くのご助力と貴重なご助言をいただいた。ここに深く感謝申し上げる。

文 献

- 1) H. G. Suzuki and K. Mihara: *Materia Japan* **38**(1998) 714-712.
- 2) K. Adachi, S. Tsubokawa, T. Takeuchi and H. G. Suzuki: *J. Japan Inst. Metals* **61**(1997) 391-396.
- 3) K. Adachi, S. Tsubokawa, T. Takeuchi and H. G. Suzuki: *J. Japan Inst. Metals* **61**(1997) 397-403.
- 4) K. Mihara, M. Kurihara, Y. Oyama and H. G. Suzuki: *Furukawa Electric Annual Report* **107**(2001) 53-57.
- 5) S. Kumai, T. Imai, G. Wakana, M. Kato and A. Sato: *J. Japan Inst. Metals* **67**(2003) 315-323.
- 6) T. Abe: *Sogo-zairyo-kyodogaku-koza 4, Kyodo-Kaiseigaku II - Experimental approach*, Ohm (1984) pp. 223-224.
- 7) S. Onaka and K. Ando: *J. Japan Inst. Metals* **56**(1999) 1283-1289.
- 8) S. Onaka: *Philos. Mag. A* **80**(2000) 1183-1192.
- 9) J. D. Eshelby: *Proc. R. Soc. A* **241**(1957) 376-396.
- 10) J. D. Eshelby: *Prog. Solid Mech.* **2**(1961) 89-140.
- 11) T. Mori and K. Tanaka: *Acta Metall.* **21**(1973) 571-574.
- 12) M. Kato, T. Fujii and S. Onaka: *Mater. Sci. Eng A* **285**(2000) 144-150.
- 13) Japan Institute of Light Metals: *Microstructure and Properties of Aluminum* (1991) pp. 2-3.
- 14) S. Nagashima: *Shugo-soshiki*, (Maruzen, 1984) pp. 65-195.
- 15) H. Sudo, I. Tamura and T. Nishizawa: *Kinzoku-soshikigaku*, (Maruzen, 1972) pp. 125-129.
- 16) Y. C. Liu and G. A. Alers: *Trans. Metall. Soc. AIME* **245**(1969) 1857-1864.
- 17) The Japan Society of Mechanical Engineers: *Technical Information, Kinzoku zairyo no dansei-keisu* (1980) pp. 137-240.