

高強度銅合金線材の研究・開発事例

Case Studies of High-Strength Conductive Copper Alloy Wires

千星 聡*
Satoshi SEMBOSHI

高強度と高導電性の両立した線材の開発を目指し、低積層欠陥エネルギー銅合金およびファイバー強化型 Cu-Ti 合金線材の伸線加工による組織変化と特性向上に関する研究事例を紹介する。前者では結晶粒微細化による強化、後者では過時効材の活用による新規強化機構により、従来材を凌駕する特性バランスを実現した。

This study presents two approaches for achieving a balance between high strength and high electrical conductivity in copper-based wires: (1) grain refinement strengthening in low stacking fault energy (SFE) copper alloys, and (2) fiber-strengthening in over-aged Cu-Ti alloys. In the former, severe wire drawing induces deformation twins and grain refinement, leading to superior strength-conductivity performance. In the latter, lamellar structures in over-aged alloys are transformed into fibrous morphologies, resulting in enhanced properties surpassing those of conventional conductive copper alloys.

1. はじめに

近年、電気・電子機器の高性能化や小型化に伴い、機器を構成する導電材料には、従来以上の高強度と高導電性の両立が求められている。特に、微細配線やコネクタピンなど高電流密度を扱う用途では、機械的強度の不足による断線や変形を防ぐため、導電性に加えて高い強度を有する線材の開発が急務となっている。

現在、導電材料は主に銅合金が利用されている。図1には、代表的な実用銅合金の引張強度と導電率の関係を示す。これらの銅合金は、その強化機構により大きく以下の三つに分類される。

【固溶強化型】添加元素が銅に固溶することで原子サイズの不整合により強度を向上させる。添加元素の種類や添加量を制御することで強度は向上するが、同時に導電率が低下する。代表例: Cu-Sn, Cu-Zn, Cu-Al 合金。

【析出強化型】高温での溶体化処理により過飽和固溶体を形成させ、その後中間温度での時効処理により微細な析出物を材料中に分散させ、転位の移動を阻害することで強度を高める。代表例: Cu-Ti, Cu-Be 合金。

【ファイバー強化型】共晶、共析、不連続析出反応などでラメラ構造など複相組織を形成させ、これを強加工によりファイバー状に変形させることにより強度を向上させる。代表例: Cu-Ag 合金線材, Cu-Ti 合金過時効線材。

これらの合金はそれぞれに特徴があり、用途に応じて選択されている。例えば、製造工程が比較的簡便で低コストな固溶強化型銅合金は、コンセントプラグや一般端子などの汎用品に広く用いられている。一方、スマートフォンやモバイル機器などの高性能用途には、熱処理や強加工を要するが、性能に優れた析出強化型やファイバー強化型の銅合金が使用される。しかし、いずれの銅合金においても、高強度と高導電性の両立は依然として喫緊の技術課題である。そのため、これらの性能を向上する新たな材料設計や

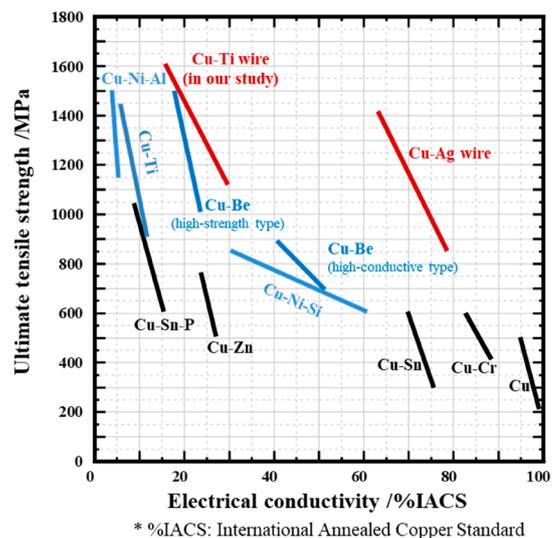


図1 各種銅合金の引張強度と導電性の関係。黒色は固溶強化型、青色は析出強化型、赤色はファイバー強化型に分類される。

* 鳥根大学

加工技術の開発が求められており、基礎的および実践的研究・開発は益々重要となる。本稿では、近年の研究成果に基づき、①低積層欠陥エネルギー銅合金線材による微細化強化、②ファイバー強化型 Cu-Ti 合金線材による新規強化機構の導入、という2つの事例を紹介し、高強度導電線材の設計指針と今後の展望について考察する。

2. 低積層欠陥エネルギー銅合金線材

小型電子部品に用いられる銅合金薄板材や線材では、製造工程で強加工（冷間圧延や伸線加工）を施すことで、材料中に転位や変形双晶といった構造欠陥が導入され、機械的強度を向上させることが可能である。例えば、Cu-In ジウム (In) 固溶体単相合金に強伸線加工を施すと、加工初期では高密度の変形双晶が導入され、更に加工すると超微細粒組織が発達することが見出されている¹⁾。このような組織変化に起因して Cu-5 at.% In 合金線材では引張強度は 1420 MPa、導電率は 23 %IACS (International annealed copper standard) という優れた強度-導電性バランスを示す。これは、時効析出型銅合金である高 Be 銅 (強度 1400 MPa、導電率 20 %IACS) と同等以上の性能を有する。

先行研究では、Cu-In 合金伸線加工材における結晶粒の微細化は、合金の積層欠陥エネルギー (Stacking Fault Energy: SFE) が極めて低いことが要因だと推察されているが、伸線加工に伴う銅合金の組織形成に SFE がどのように関与しているかについては未だ体系的な理解が得られていない。そこで本稿では、純銅よりも低 SFE である Cu-Zn, Cu-Al, Cu-In の3つの合金を対象に、伸線加工に伴う組織変化や強度、導電性を評価し、これらに及ぼす SFE の影響について議論する。ここで、添加元素として選択した Zn, Al, In はいずれも、銅に固溶した際の比抵抗上昇率が比較的小さく、導電材料として有望視されるものである¹²⁾。これらの添加元素が銅に固溶した時の SFE は図2のように報告されている¹²⁾。

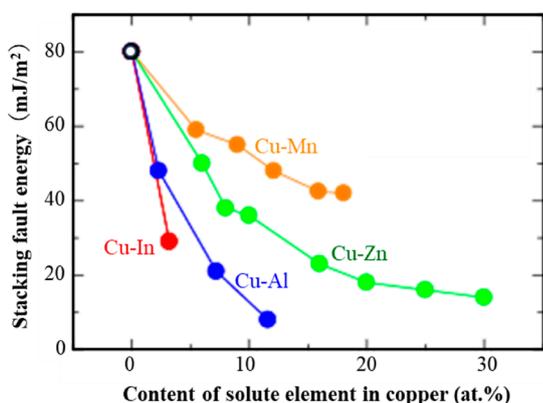


図2 固溶強化型銅合金の固溶量に対する積層欠陥エネルギーの変化¹²⁾

2.1 伸線加工に伴う組織の変化

純銅 (純 Cu), Cu-5 at.% Al, Cu-5 at.% In (以後 at.%

を省略) の各試料は、純度 99.99% の Cu, Al, In の原料素材を不活性ガス雰囲気中にて高周波溶解した後に銅製金型に鑄込むことで、 ϕ 15 mm の棒状鑄塊を作製した。また、分析組成が Cu-5 Zn となる鑄塊 (高純度化学株提供) から ϕ 15 mm の棒材を切出した。これらを大気中、600 °C にて 24 h 均質化処理した後水中で急冷した。その後、冷間溝ロール加工により ϕ 3.0 mm の線材に加工した。これらを大気中、550 °C にて 10 min 焼鈍し、その後急冷した。伸線加工に伴う組織および特性の変化を評価するため、各合金線材の直径を ϕ 3.0 mm から ϕ 0.3 mm まで冷間ダイス引抜伸線加工 (以後、単に伸線加工) した。本稿では、伸線加工における加工度を次式に表す真ひずみ ϵ で表す。

$$\epsilon = 2 \ln (d_0/d) \quad (1)$$

ここで、 d_0 , d はそれぞれ伸線加工前後の棒材の直径である。

焼鈍後 (伸線加工前) の Cu-5 Zn, Cu-5 Al, Cu-5 In の試料はいずれも Cu 固溶体単相であった。図3に伸線加工前材 (焼鈍材) と伸線加工材 ($\epsilon = 0.8, 4.6$) の Cu-5 Zn, Cu-5 Al, Cu-5 In の試料の粒界マップを示す。伸線加工前材はいずれの試料も典型的な等軸粒再結晶組織であり、EBSD (Electron backscatter diffraction) により測定した平均結晶粒径は Cu-5 Zn では 15 μ m, Cu-5 Al で 10 μ m, Cu-5 In で 8 μ m であった。また、各試料では焼鈍双晶が見られた。焼鈍双晶は Cu-5 Zn, Cu-5 Al, Cu-5 In の順に増えており、この順で SFE が低いことが示唆され、図3のデータと整合している。

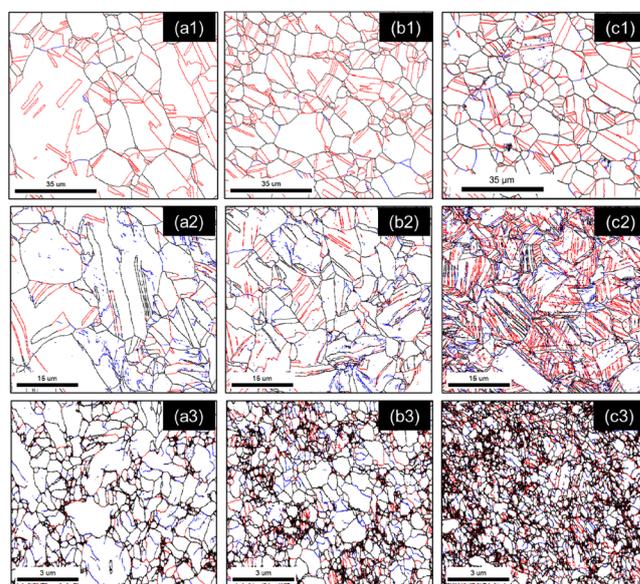


図3 (a) Cu-5 Zn, (b) Cu-5 Al, (c) Cu-5 In 合金の伸線加工に伴う結晶粒界マップ。1: 伸線加工前 (ϕ 3.0 mm), 2: 加工度 $\epsilon = 0.8$ まで伸線加工 (ϕ 2.0 mm), 3: $\epsilon = 4.6$ まで伸線加工 (ϕ 0.3 mm)。青線は小傾角粒界, 赤線は双晶粒界, 黒線は双晶以外の大傾角粒界に対応する。

純 Cu の伸線加工初期 ($\epsilon = 0.8$) 材では変形双晶はほとんどなく、すべり変形によるひずみの導入が見られた。こ

れに対し、Cu-5 Zn, Cu-5 Al, Cu-5 In では、この順で変形双晶が顕著になった。この結果は、SFE が低い合金ほど、伸線加工初期で変形双晶の導入が促進されることと矛盾がない。強伸線加工材 ($\epsilon = 4.6$) では、いずれの合金でも結晶粒の微細化が進行した。EBSD で解析される平均結晶粒径は Cu-5 Zn では $1.1 \mu\text{m}$ 、Cu-5 Al で $0.54 \mu\text{m}$ 、Cu-5 In で $0.25 \mu\text{m}$ であった。ただし、Cu-5 In では EBSD により測定不可能な領域が目立つ。これは、結晶粒径が EBSD の検出限界以下であることを暗示する。EBSD 測定不可能領域の結晶粒径は透過型電子顕微鏡 (TEM) を用いて $60 \sim 80 \text{ nm}$ と測定される (図 4)。また、粒界のほとんどが結晶方位差 15° 以上の大傾角粒界で形成される。低 SFE 合金伸線加工材では、伸線加工初期に高密度の変形双晶が導入され、更なる伸線加工によって双晶粒界が変形を受けて大傾角粒界へと変移していくため、結晶粒が微細化していくと説明できる。低 SFE 合金ほど変形双晶が多く導入されたため、強加工によって結晶粒の微細化が顕著になる。

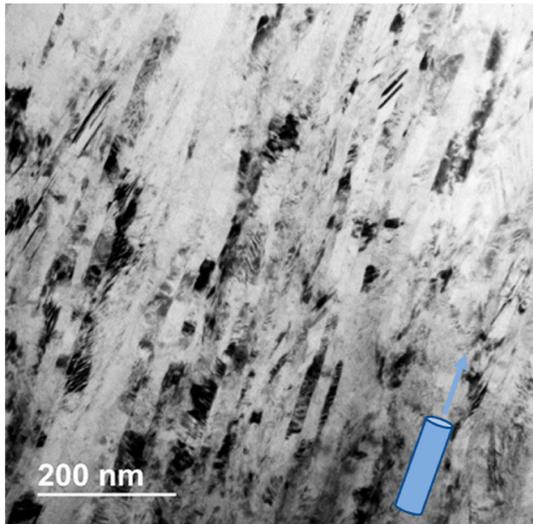


図 4 Cu-5 In 合金伸線加工材 ($\epsilon = 4.6$ ($\phi 0.3 \text{ mm}$)) の縦断面透過型電子顕微鏡像。

2.2 伸線加工に伴う強度、導電率の変化

図 5 (a) に純 Cu, Cu-5 Zn, Cu-5 Al, Cu-5 In 伸線加工材の導電率を示す。伸線加工前材の導電率は、純 Cu が 100% IACS, Cu-5 Zn が 57% IACS, Cu-5 In と Cu-5 Al は 26% IACS であった。各合金の導電率は伸線加工してもほぼ一定とみなせる。これは、伸線加工により導入される転位や双晶などの構造欠陥による導電率の低下は無視できるほど小さいことを示している。

図 5 (b) に純 Cu, Cu-5 Zn, Cu-5 Al, Cu-5 In 伸線加工材のビッカース硬さを示す。伸線加工前材のビッカース硬さは、純 Cu が 57 HV, Cu-5 Zn が 65 HV, Cu-5 Al が 74 HV, Cu-5 In が 108 HV であった。純 Cu と比べた各合金の硬さ増分は、原子サイズのミスフィットひずみに起因する固溶強化と、結晶粒微細化強化で説明できる。いずれの合金でもビッカース硬さは伸線加工に伴い向上するが、

純 Cu, Cu-5 Zn, Cu-5 Al では加工度 ϵ が 1.0 程度で硬化が飽和した。これに対し、Cu-5 In の硬さは $\epsilon = 3.0$ まで向上し、その後ほぼ一定となった。その結果、高ひずみ領域においては、Cu-5 In は他の Cu 合金よりも著しく硬かった。

図 6 に、純 Cu, Cu-5 Zn, Cu-5 Al, Cu-5 In の伸線加工前材 ($\epsilon = 0$) と強伸線加工材 ($\epsilon = 4.61$) の応力-ひずみ線図を示す。伸線加工前の Cu の降伏応力 σ_y (0.2% 耐力) は 85 MPa, Cu-5 Zn は 108 MPa, Cu-5 Al は 128 MPa, Cu-5 In は 206 MPa であった。強伸線加工後の σ_y は Cu では 401 MPa, Cu-5 Zn では 598 MPa, Cu-5 Al では 770 MPa, Cu-5 In では 1369 MPa であり、特に Cu-5 In では強伸線加工による強度の増大が顕著であった。

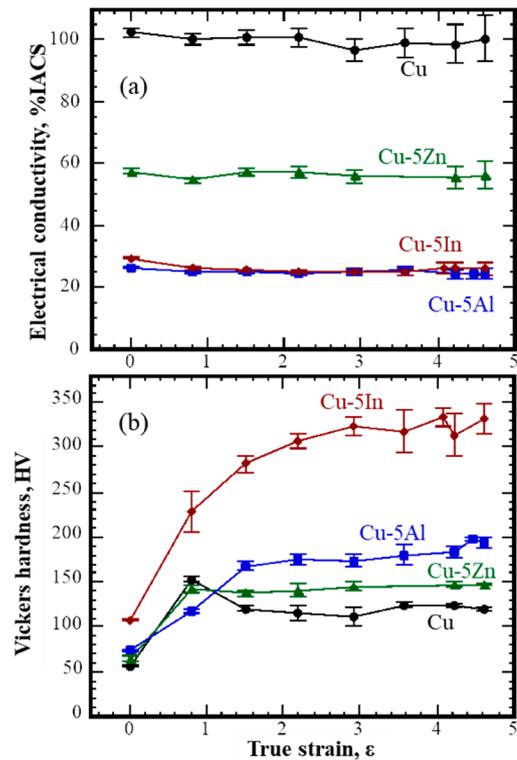


図 5 純 Cu, Cu-5 Zn, Cu-5 Al, Cu-5 In 合金線材の (a) 導電率および (b) ビッカース硬さの加工度 ϵ による変化。

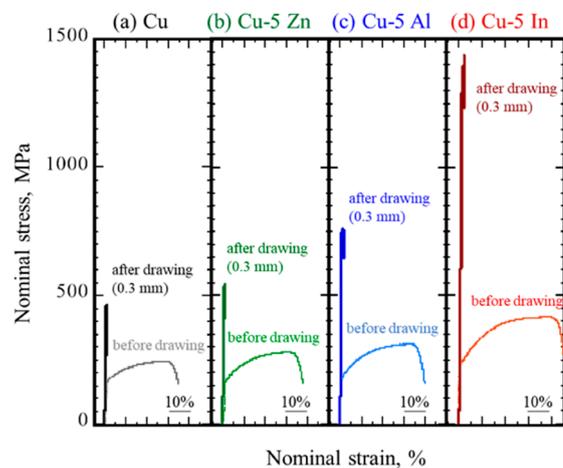


図 6 純 Cu, Cu-5 Zn, Cu-5 Al, Cu-5 In の伸線加工前材 ($\epsilon = 0$) と強伸線加工材 ($\epsilon = 4.6$) の応力-ひずみ線図。

2.3 強化機構

ここでは、強伸線加工に伴う Cu-5Zn, Cu-5Al, Cu-5In 合金の強化機構を考察する。強伸線加工材の強化は、固溶強化、結晶粒微細化強化、転位強化、集合組織の影響を積算したものと考える。以下、各々の強化機構の寄与を推算する。ここでは、集合組織の影響は小さく無視できるとした。

Cu-5 Zn, Cu-5 Al, Cu-5 In 合金の固溶強化量 $\Delta\sigma^{ss}$ は伸線加工前材にて、純 Cu と Cu-5 Zn, Cu-5 Al, Cu-5 In の差分とみなせる。次に、結晶粒微細化強化量 $\Delta\sigma^{gb}$ については、各合金の Hall-Petch の式に EBSD 解析から求めた結晶粒径 d を代入し算出した。転位強化量 $\Delta\sigma^{dis}$ は強伸線加工材での降伏強度の実測値からの $\Delta\sigma^{ss}$ と $\Delta\sigma^{gb}$ 、伸線加工前の純 Cu の降伏応力 σ_0^{Cu} の差分に相当する。以上のように求めた強化分の内訳を図 7 に示す。図 7 より、強伸線加工に伴う強度増分は、 $\Delta\sigma^{ss}$ の寄与は比較的少ないことが確認される。また、低 SFE 合金ほど $\Delta\sigma^{gb}$ が増加すること、および低 SFE 合金ほど $\Delta\sigma^{dis}$ よりも $\Delta\sigma^{gb}$ による強化の寄与が大きくなること示される。Cu-5 In 強伸線加工材で高強度を示すのは、 $\Delta\sigma^{gb}$ の寄与が約 600 MPa と非常に大きいことが主要因であると考察する。

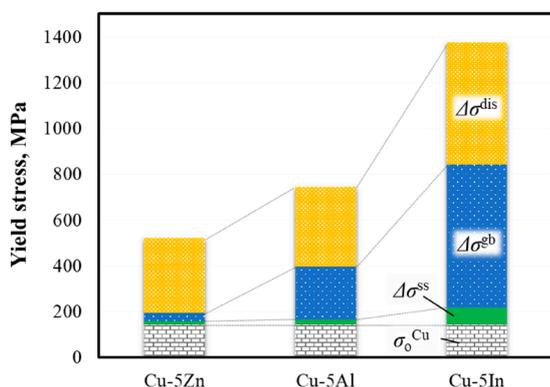


図 7 加工度 $\epsilon = 4.6$ ($\phi 0.3$ mm) まで加工した Cu-5 Zn, Cu-5 Al, Cu-5 In 合金線材における、焼鈍純銅の降伏強さ (σ_0^{Cu}) を基準とした固溶強化量 ($\Delta\sigma^{ss}$)、結晶粒微細化強化量 ($\Delta\sigma^{gb}$)、転位強化量 ($\Delta\sigma^{dis}$) の見積もり。

以上のように、等軸粒組織をもつ Cu-5 Zn, Cu-5 Al, Cu-5 In の銅固溶体単相合金に対して強伸線加工を施し、組織変化、強度および導電性を評価したところ、幾つかの重要な知見が得られた。まず、これらの合金の積層欠陥エネルギー (SFE) は、純 Cu, Cu-5 Zn, Cu-5 Al, Cu-5 In の順に低くなること確認された。SFE が低いほど、伸線加工によって変形双晶が導入されやすくなり、さらに加工を進めることで結晶粒の微細化が促進される傾向が見られた。導電率については、各合金とも加工による変化はほとんどなく安定していたが、強度は SFE の低い合金ほど顕著に向上した。特に Cu-5 In 合金では、結晶粒の微細化による強化分が約 600 MPa に達し、降伏応力は 1369 MPa を示した一方で、導電率は 26 %IACS と高い値を維持してお

り、強度と導電性の両立において優れた性能を示した。

3. ファイバー強化型 Cu-Ti 合金線材

時効硬化型 Cu-Ti 合金は Ti 含有量 3.0 ~ 4.5 at.% の組成のものが工業的に汎用されており、溶体化-時効のプロセスにより製造される。時効初期では、Cu 母相 (過飽和固溶体相) 内で微細な準安定相 β' -Cu₄Ti (正方晶) が高密度に連続析出する^{3,5)}。時効中期以降では、微細 β' -Cu₄Ti の連続析出と競合して、粗大な板状の安定相 β -Cu₄Ti (斜方晶) と Cu 相が積層したラメラ組織が結晶粒界から不連続析出する⁵⁾。時効終期では、ラメラ組織が試料全体を占有するため微細 β' -Cu₄Ti はみられなくなる。ここで、時効硬化型 Cu-Ti 合金の高強度化は微細 β' -Cu₄Ti の高密度分散に起因するため、Cu-Ti 合金を強度重視の用途に使用するときは、微細 β' -Cu₄Ti が十分に分散し、ラメラ組織が発達する前のいわゆる「ピーク時効」条件で調整するのが常套となる。ピーク時効より過度に熱処理すると、板状 β -Cu₄Ti を含むラメラ組織の発達にともない Cu 母相中の平均固溶 Ti 量が低減するため導電率は向上するが、強化に有効な微細 β' -Cu₄Ti が低減するため著しい強度低下が起こる。このような「過時効」条件はこれまで用途展開の対象とされてこなかった。

本稿では、高強度-高導電性の Cu-Ti 合金線材の開発を目指した事例^{6,7)}を紹介する。具体的には、今まで常套として利用していた高強度-低導電性のピーク時効材でなく、低強度-高導電性の過時効材を伸線加工に供したことを試みた。つまり、過時効 Cu-Ti 合金でみられるラメラ組織は、高張力鋼線の元材である α -Fe/Fe₃C 共析組織、および Cu-Ag 線の元材で見られる Cu/Ag 共晶組織と類似する⁸⁻¹⁰⁾。よって、フルラメラ組織を有する過時効材を伸線加工すれば効率的な硬化が起こると推察した。ここでは、過時効 Cu-Ti 合金を伸線加工して得られた線材の強度、導電性および組織の変化について概要をまとめる。

3.1 伸線加工にともなう組織の変化

化学分析組成が Cu-3.6 at.% Ti (以後 at.% を省略) となる直径 3.0 mm の棒材を出発材とした。棒材を 900 °C で溶体化後に急冷した後に、450 °C でのピーク時効 (時効時間: 24 h) および過時効 (480 h) 条件で等温時効した。これらを冷間でのダイス伸線加工により直径 0.10 mm まで線引きした。

図 8 に過時効 Cu-3.6 Ti 合金の伸線加工にともなう横断面での組織変化を示す。伸線加工前材 ($\phi 3.0$ mm) では、試料全体を板状 β -Cu₄Ti 相と Cu 相から構成されるラメラ組織が占有する。ラメラ組織の配向はランダムで、 β -Cu₄Ti 層の平均間隔は約 200 nm であった。これを伸線加工していくと、加工度 $\epsilon = 0.8$ ($\phi 2.0$ mm) までにラメラ組織の積層方向が伸線方向に対して垂直に揃う。更に伸線加工すると板状 β -Cu₄Ti の厚さや間隔が徐々に減少し、同時に β -Cu₄Ti が湾曲し始め、 $\epsilon = 4.6$ ($\phi 0.30$ mm) に

なると β -Cu₄Ti は数 10 nm 間隔で分断される。図 9 は $\epsilon = 4.6$ (ϕ 0.30 mm) の伸線加工材の縦断面 TEM 暗視野像である。幅数 10 nm, 長さ 1 μ m 以上の暗部が β -Cu₄Ti, 明部は Cu 母相に対応する。よって, 板状 β -Cu₄Ti は伸線加工によってファイバー状に形状変化することがわかる。更に伸線加工すると, ファイバー状 β -Cu₄Ti は細径化し, 体積分率が減少していく。

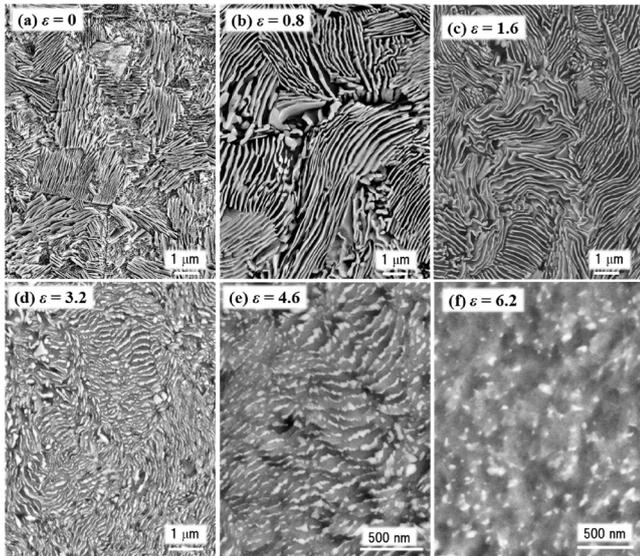


図 8 Cu-3.6 Ti 合金過時効材の伸線加工に伴う縦断面の組織変化 (走査型電子顕微鏡像)。明部: β -Cu₄Ti。

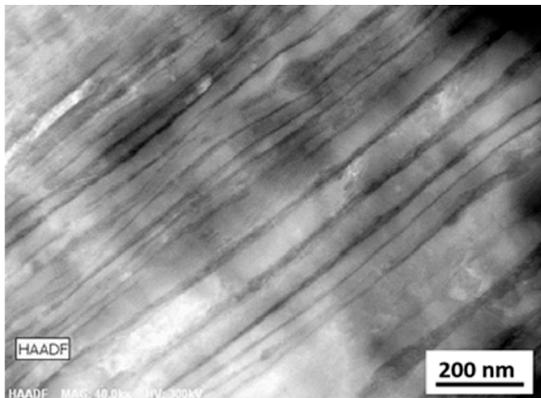


図 9 Cu-3.6 Ti 合金過時効-伸線加工材 ($\epsilon = 4.6$ (ϕ 0.30 mm)) の縦断面透過型電子顕微鏡像。銅母相 (明部) の中に β -Cu₄Ti (暗部) がファイバー状に分散する。

3.2 伸線加工にともなう強度と導電率の変化

図 10 にピーク時効および過時効条件で等温時効した Cu-3.6 Ti 合金を伸線加工したときの加工度にもなうビッカース硬さおよび導電率の変化を示す。ピーク時効材を伸線加工したとき, 加工初期で硬さは顕著に向上するが, その後の硬化は緩やかになり, $\epsilon = 3.9$ (ϕ 0.40 mm) 以降では硬さ HV 325 でほぼ一定となる。一方, 過時効材では, 伸線加工前は硬さは Hv 160 とピーク時効材よりも低い。加工初期ではピーク時効材と同様に硬さは顕著に向上した

後, $\epsilon = 3.9$ (ϕ 0.40 mm) までは硬さは比較的緩やかになるが, それ以降での伸線加工では硬さは再び顕著に増加し, $\epsilon = 6.8$ (ϕ 0.10 mm) 以降ではピーク時効材を越える。

導電率に関しては, ピーク時効材では伸線加工前で 16% IACS であるが, 伸線加工によって導電率は単調に減少し, $\epsilon = 6.8$ (ϕ 0.10 mm) で 7% IACS となる。一方, 過時効材では伸線加工前で 30% IACS であり, $\epsilon = 0.8$ (ϕ 2.0 mm) までの伸線加工により導電率は僅かに増加し 32% IACS になるが, それ以降の伸線加工により導電率は低下していく。しかしながら, いずれの加工度でも過時効材の導電率はピーク時効材よりも高い。

過時効-強伸線加工材 ($\epsilon = 6.8$ (ϕ 0.1 mm)) の降伏応力, 引張強さはそれぞれ 1155 MPa, 1640 MPa であり, ピーク時効材よりも高い。導電率は 20 %IACS でありピーク時効材の 3 倍近い値となる。このように, 過時効-強伸線加工材では強度と導電性の双方ともピーク時効-強伸線加工材より優れた線材が得られることが実証された。この特性バランスは銅合金で最高レベルの Cu-Be 合金線材に匹敵する。

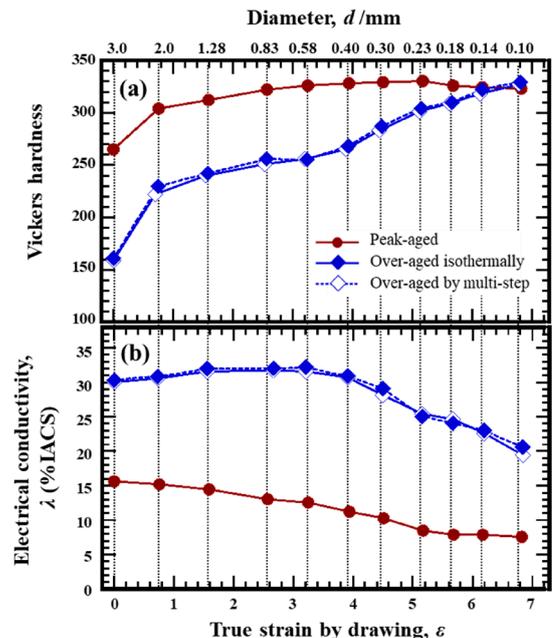


図 10 Cu-3.6 Ti 合金の伸線加工に伴う (a) ビッカース硬さ, および (b) 導電率の変化。伸線加工前の元材は, ピーク時効材 (●), 450 °C での等温過時効材 (◆), 600 °C から 450 °C までの多段階過時効材 (◇)。

3.3 実用化に向けた取組み (多段階過時効の適用)

ラメラ状組織をもつ過時効材を強伸線加工することで, 常套のピーク時効-伸線加工材の強度-導電率バランスを凌駕した Cu-Ti 合金線材が作製できた。しかし, 450 °C での等温時効によってフルメラ組織を得るのには 480 h の時間を要するのは実践的に問題である。

高強度-高導電性 Cu-Ti 合金線材を作製するための元材としては, (A) 高強度化を達成するために高体積分率の板

状 β -Cu₄Ti を有していること、(B) 高導電率を担保するために母相中の固溶 Ti 量が十分低減されていることの2つが組織的な要件と考える。時効を高温で行えばフルメラ組織をもつ元材を短時間で得られるが、Cu-Ti 系状態図^{11,12)} から鑑みれば、高温での時効は母相中の固溶 Ti 量の増加を招く。よって、固溶 Ti 量を低下させるためには低温時効で仕上げる必要がある。そこで、Cu-Ti 合金における等温相変態 (TTT) 線図¹²⁾ を参照にして 600 °C → 550 °C → 500 °C → 450 °C の多段階時効を試みた。

図 10 に多段階時効にともなう Cu-3.6 Ti 合金の導電率の変化を示す。溶体化材の導電率は 4.8% IACS であったが、600 °C で時効すると 3 h で導電率は 12% IACS まで増加し飽和する。これは、600 °C 時効での析出物生成が終焉し、Cu 母相の固溶 Ti 量が平衡量まで減少したことを示唆する。その後の 550 °C では 3 h、500 °C では 3 h、450 °C では 12 h 後に導電率は飽和し、最終的に 450 °C で 480 h 等温時効した試料と同じ値 (30%IACS) となる。図 12 に多段階時効材の組織写真を示す。450 °C 等温時効材 (図 8) と同様にラメラ組織が試料全体を占有している。

図 10 には多段階時効材を伸線加工した時のビッカース硬さ、導電率の変化をプロットする。ビッカース硬さ試験、導電率の双方とも 450 °C 等温時効-伸線加工材とほぼ同じとなった。このように、時効時間を 480 h から 21 h まで大幅に短縮した多段階時効でも上記 (A)、(B) の2つの組織的要件を満たしていれば、高強度-高導電性 Cu-Ti 合金線材が作製可能であることを確認した。

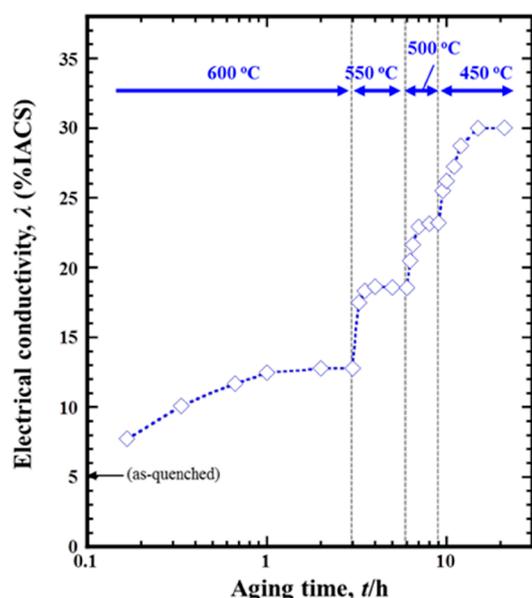


図 11 Cu-3.6 at.% Ti 合金溶体化材を 600 °C、550 °C、500 °C、450 °C で多段階時効したときの導電率の変化

上述の通り、実用的には敬遠されている過時効 Cu-3.6 Ti 合金を伸線加工に供し、高強度-高導電性の線材作製を試みたところ、過時効処理により板状 β -Cu₄Ti と平衡状態まで固溶 Ti 量を低減させた Cu 母相から構成されるラメラ

組織を全面に発達させた後に加工度 $\epsilon = 6.8$ 以上の強伸線加工を施すことで、ピーク時効-伸線加工材よりも強度と導電性の両方が改善された合金線材を作製することができる。

現在は、合金組成や加工条件を制御することにより、図 13 に示すように、従来の Cu-Ti 合金線材の強度-導電性バランスを凌駕し、Cu-Be 合金線材と同等以上の性能を示すことを確認している。さらに製造工程の最適化、低コスト化、用途開発が進めば、Cu-Be 合金の代替材として実用化される可能性が高いと期待する。

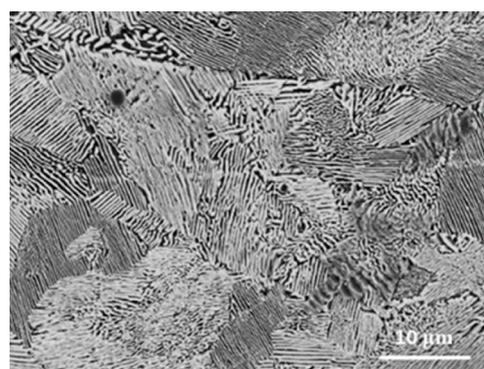


図 12 Cu-3.6 at.% Ti 合金溶体化材を 600 °C、550 °C、500 °C、450 °C で多段階時効したときの横断面走査型電子顕微鏡像。

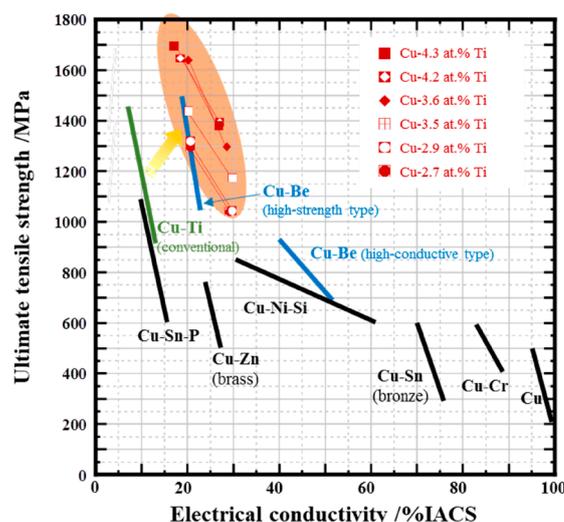


図 13 Cu- (2.7 ~ 4.3) at.% Ti 合金過時効-伸線加工材および各種銅合金の引張強度と導電性の関係。

4. ま と め

本稿では、高強度導電線材の研究・開発事例として、低積層欠陥エネルギー銅合金線材およびファイバー強化型 Cu-Ti 合金線材の2つのアプローチを紹介した。低 SFE 銅合金では、伸線加工によって変形双晶が導入され、さらに加工を進めることで双晶粒界が大傾角粒界へと変化し、顕著な結晶粒微細化が進行する。この結晶粒微細化による強化は、固溶強化や転位強化を凌駕する寄与を示し、Cu-5 In

合金では高強度と高導電性の両立が実現された。導電線材の開発において、SFEが重要なパラメーターの一つであることが再確認された。一方、Cu-Ti合金においては、従来敬遠されていた過時効材を積極的に活用し、ラメラ組織をファイバー状に変形させた元材を伸線加工することで、従来材（ピーク時効材）よりも高導電性かつ高強度な線材を得ることを示した。合金組成や製造工程を最適化すれば、銅合金の中でも最高峰の強度レベルを持つ線材群の製造が実現される。

以上の成果は、従来の材料設計の枠を超える新たなアプローチであり、今後の高性能導電線材の開発において重要な指針となる。今後は、さらなる合金設計の最適化、加工プロセスの高度化に加え、実用化に向けたコストおよび環境面での検討が求められる。

参考文献

- 1) Y. Abe, S. Semboshi, N. Masahashi, S.H. Lim, E.-A. Choi, S.Z. Han: *Metall. Mater. Trans. A*, 54A (2023) 928-938.
- 2) S. Semboshi, R. Arauchi, Y. Kaneno, S.H. Lim, E.-A. Choi, S.Z. Han: *Metall. Mater. Trans. A*, 55A (2024) 4482-4493.
- 3) A. Datta, W.A. Soffa: *Acta Metall.*, 24 (1976) 987-1001.
- 4) W.A. Soffa, D. E. Laughlin: *Prog. Mater. Sci.*, 49 (2004) 347-366.
- 5) S. Semboshi, S. Sato, M. Ishikuro, K. Wagatsuma, A. Iwase, T. Takasugi: *Metall. Mater. Trans. A*, 45A (2014) 3401-3411.
- 6) S. Semboshi, Y. Kaneno, T. Takasugi, N. Masahashi: *Metall. Mater. Trans. A*, 49 (2018) 4956-4965.
- 7) S. Semboshi, Y. Kaneno, T. Takasugi, S.Z. Han, N. Masahashi: *Metall. Mater. Trans. A*, 50 (2019) 1389-1396.
- 8) C. Borchers, R. Kirchheim: *Prog. Mater. Sci.*, 82 (2016) 405-444.
- 9) Y. Li, D. Raabe, M. Herbig, P.P. Choi, S. Goto, A. Kostka, H. Yarita, C. Borchers, R. Kirchheim: *Phys. Rev. Lett.*, 113 (2014) 106104.
- 10) Y. Sakai, H.-J. Schneider-Muntau: *Acta Mater.*, 45 (1997) 1017-1023.
- 11) J.Y. Brun, S.J. Hamar-Thibault, C.H. Allibert: *Z. Metallk.*, 74 (1983) 525-529.
- 12) S. Semboshi, S. Amano, J. Fu, A. Iwase, and T. Takasugi: *Metall. Mater. Trans. A*, 48A (2017) 1501-1511.

島根大学

千星 聡 (せんぼし さとし)

材料エネルギー学部 教授

主に非鉄金属（アルミ、銅、ニッケル、チタン合金など）を対象に合金設計および組織制御に関する研究・開発に従事