Cu-15 mass%Cr 複相合金圧延材における引張特性の異方性^{*1}

熊井 真次¹ 今井 達也^{1,*2} 若菜 剛介^{1,*3} 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. 315-323

© 2003 The Japan Institute of Metals

Anisotropy in Tensile Properties of Cold Rolled Cu-15 mass%Cr Composites

Shinji Kumai¹, Tatsuya Imai^{1,*2}, Gosuke Wakana^{1,*3}, 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

A heavily cold rolled sheet of the Cu-15 mass%Cr alloy exhibited “*in situ* composite microstructure” including fine elongated Cr fibers in the Cu matrix parallel to the rolling direction. Difference in tensile properties was examined from the longitudinal ($\theta=0^\circ$) to transverse ($\theta=90^\circ$) directions of the cold-rolled sheet in order to characterize the tensile property anisotropy. Effects of annealing treatments were also investigated on the tensile properties and the tensile fracture surface morphology. The annealing treatments resulted in decreased proof stress and UTS, and increased elongation. Orientation dependence of the UTS from 0° to 90° exhibited V-shape manner with the minimum value at 45° , that was about 75% of that of 0° direction. Increase in annealing temperature lifted up the depth of the valley, and the 45° UTS of the 1173 K annealed sheet was 90% of that of 0° direction. Tsai-Hill equation, which predicted the orientation dependence of failure strength in off-axis tests on unidirectional laminae, fitted well to the present experimental results. The present composites showed small anisotropy both for the tensile properties and electric conductivity in spite of the regularly aligned Cr fibers along the rolling direction. Annealing treatments brought about further reduction in tensile property anisotropy.

(Received February 10, 2003; Accepted April 1, 2003)

Keywords: copper, chromium, *in situ* composite, rolled sheet, tensile properties, anisotropy, fractography

1. 緒 言

純銅および銅合金は、銀について高い電気伝導性(以下、導電率と呼ぶ)と優れた展伸性、耐食性をもつため電線やICリードフレームに代表される電気・電子機器用材料として広く用いられている。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材料の需要が高まっている。しかし銅合金の場合、加工(ひずみ硬化)や合金元素の添加(固溶強化)によって強度の向上を図ると導電率は急激に低下してしまう。そこで一般には高導電率を維持しながら高強度を得るためには析出強化が利用され、例えば1 mass%以下のBeを含む合金で導電率50%IACS (International Annealed Copper Standard, 焼鈍した純銅の導電率を100%とした場合の比率)、引張強さ800 MPaをもつCu-Be

合金が実用化されている¹⁾。

これに加え、最近では、銅に固溶しにくい元素を数mass%以上添加し、いわゆる二相分離型の複相合金にすることで高導電率を維持しつつ、高強度化を達成する方法が注目されている¹⁻⁹⁾。安達らはCuとCrを融点以上で溶解、均一合金融液にした後の凝固過程でCuマトリックス中にCr相を第二相として晶出させた二相分離合金を鋳塊とし、その後の熱間加工や冷間加工によりCuマトリックス中にファイバー状のCr相を均一分散させた複相材料(*in situ* composite)を開発している。冷間線引きによって作製した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おり^{2,3)}、現在は導電率 $\geq 80\%$ IACS、引張強さ ≥ 1000 MPaを目標に第三元素を添加した合金の開発が進められている^{4-6,8,9)}。

Cu-Cr複相合金の組織や力学的性質に関しては、冷間加工時のCr相の形状や集合組織、Cu母相とCr相界面での剥離の有無に着目した観察、引張強さとCr相間隔との関係等が調べられている^{2,3,7,9)}。

これらの研究の多くは線材を対象に行われているが、三原らは本合金の薄板材としての可能性に着目し、製造プロセスならびに作製されたCu-15 mass%Cr複相合金圧延材の基本

^{*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、現在：川崎重工(株)(Graduate Student, Tokyo Institute of Technology, Present address: Kawasaki Heavy Industries, Ltd.)

^{*3} 東京工業大学大学院生(Graduate Student, Tokyo Institute of Technology)

特性について調査している．その結果，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，力学的特性や熱膨張係数，導電率などの物性値の異方性が小さいことを見出している^{9,10)}．これは非常に興味ある現象であり，また実用上重要な知見であるが，その詳細については明らかになっていない．

そこで本研究では，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，伸び)を調べて，それらの異方性について検討を行った．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．なお本研究では，ヤング率を引張試験で得られる応力-ひずみ曲線から求めたが，その後，横振動法を用いて精密測定し，集合組織の影響も含めてさらに検討を行ったので，ヤング率の異方性に関しては別報¹¹⁾で述べることにする．

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厚さ 0.3 mm の薄板で，以下の方法で作製されたものである．

高周波真空溶解炉で溶製した合金鋳塊(Cu マトリックス中に初品 Cr 相が分散した二相組織合金で化学組成は 14.85Cu, 0.02Al, <0.01Fe, <0.01P, bal. Cu(mass%))を面削後，熱間圧延し，これを Ar 雰囲気中，1273 K で 1 h 溶体化処理後，水中に焼入れた．次に熱間圧延により破碎された Cr 相をファイバー状にするために冷間圧延を施した．冷間圧延は 1 パスの加工率が 10%以下となるような条件で繰返し行い，最終厚さ 0.3 mm，加工率 99.1%の薄板に仕上げた．

2.2 焼鈍処理

Jin らは Cu-15 mass%Cr 合金線材について導電率を測定し，導電率は焼鈍温度の上昇に伴い増加し，773 K~973 K で 70%IACS を越えることを報告している⁷⁾．本研究ではこの結果をふまえ，後述する導電率測定用試料には 473 K, 673 K, 773 K, 873 K, 973 K, 1073 K の各温度で 1 h の焼鈍処理を施した．また引張試験用試料については，Cu と Cr の再結晶温度の違いを考慮し，773 K-4 h, 873 K-4 h, 1173 K-1 h の 3 種類の焼鈍温度を選択した．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．

2.3 導電率測定

Fig. 1 に示すように圧延方向に対し，0°，45°，90°の方向から幅 4.85 mm，長さ 80 mm の短冊状試験片を放電加工により切り出した．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．導電率測定は四端子電位差法を用いて行った．ソースメータ(KEITHLEY 社製，Model 2400)にて一定印加電流 100.00 mA を発生さ

Fig. 1 Specimen orientation for electric conductivity measurement with respect to the rolling direction of the plate.

Fig. 2 Size and orientation of the tensile test specimen with respect to the rolling direction of the plate.

せ，端子間の電位差をナノボルトメータ(KEITHLEY 社製，Model 2182)で測定した．定電流は一定周期で正負を反転させ，これにより熱起電力の影響を防止した．なお電圧端子間の距離は長い方が精度よく測定できるため通常 100~200 mm とするが，本研究では圧延材の圧延横方向の幅の制約から 62.5 mm とした．得られた電圧値から比抵抗値を求め，これを導電率(%IACS)に換算した．

2.4 引張試験

ゲージ長さ 6 mm，ゲージ幅 3 mm の肩付平板引張試験片を Fig. 2 に示すように圧延方向に対し 0°~90°まで 15°間隔で切り出した．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り，これより引張軸とファイバーの配列方向との関係が理解できる．

この他，比較のために Cu-15 mass%Cr 合金線材(直径約 2.8 mm，冷間加工率は 99.1%で圧延材と同じであり，化学組成は 14.8Cu, 0.008Fe, <0.001Al, <0.001Ca, bal. Cu (mass%))を別途入手し，これをゲージ長さ 15 mm，ゲージ部直径 1.0 mm の肩付丸棒引張試験片に加工し，引張試験に供した．

引張試験はインストロン型引張試験機(NMB 製，TG-10 kN)を用い，室温，大気中，ひずみ速度 $2.78 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ で

行った．ひずみはゲージ部に装着したひずみゲージを用いて測定した．力学的性質としてはヤング率，0.2%耐力，UTS，破断伸びを求めた．

2.5 組織観察

Cu マトリックス中の Cr 相の配向は，圧延材の縦断面，横断面を研磨後，30%の硝酸水溶液で 30 s 腐食し，Cu マトリックス相を軽く除去して得た組織を SEM (JEOL 製，JSM-5310) 観察して調べた．Cr 相ファイバーの形状は，試料を濃硝酸に浸し，Cu 相を除去して SEM により観察した．

773 K で焼鈍した試料については，引張試験中，塑性ひずみが約 3% となった時点で試験を中断し，試験片表面を光学顕微鏡により観察した．

引張破断材の破面観察ならびに破面上に見られた介在物の分析を SEM ならびに付属の EDX (JEOL 製，EX-54010BE) により行った．

3. 実験結果

3.1 圧延材中の Cr 相ファイバーの配向と形状

铸造組織では初晶として晶出する Cr 相はデンドライト状形態を有する単結晶であるが，これが熱間加工により分断される．これが冷間圧延により圧延方向にファイバー状に延伸し，Cu との複相組織を形成する．なお，Cu マトリックスには共晶反応で生成する微細な針状 Cr 相も含まれている．Fig. 3(a)，(b) は圧延まま材の縦断面と横断面のマイクロ組織である．Cu マトリックス中に短冊状の Cr ファイバーが密に配列している．厚みは必ずしも均一ではなく，こぶのような部分もある．

Fig. 4 は Cr 相ファイバーの SEM 像である．これは濃硝酸中でマトリックスから抜け落ちた Cr 相を集め，観察したものであり，これにより Cr 相ファイバーは極めて薄い平板状であることがわかる．また Fig. 3 では Cr 相ファイバーは Cu マトリックス中では圧延方向に平行に直線状に伸びているが，ここでは彎曲している．これは Cu マトリックス中における Cr 相ファイバーの弾性変形や残留応力の存在を示唆している．以上の観察結果から Cr 相ファイバーの平均的な形状は，厚さ 1 μm 幅 10 μm で長さは数 mm である．

安達ら²⁾はファイバー状 Cr 相の集合組織を調べ，冷間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．また Cu マトリックスの冷間加工集合組織は純 Cu と同じく {011}/ $\langle 211 \rangle$ および {112}/ $\langle 111 \rangle$ に集積すると報告している．なお，本研究においても圧延まま材ならびに各焼鈍材について Schultz 法による集合組織解析を行ったが，この結果については特に複相材のヤング率の異方性に及ぼす影響という観点から別報¹¹⁾において示すことにする．

本研究では，導電率測定用試料については 473 K，673 K，773 K，873 K，973 K，1073 K の各温度で 1 h の焼鈍処理，引張試験用試料については，773 K-4 h，873 K-4 h，1173 K-1 h で焼鈍処理を行っているが，1173 K-1 h 処理材においても Cr 相ファイバーの分断や粗大化は観察されず，形状はほ

Fig. 3 Microstructure of the as-rolled Cu-15 mass%Cr composite. Cu matrix is etched selectively to reveal the embedded Cr fibers. (a) longitudinal section, (b) transverse section.

Fig. 4 Morphology of the Cr fibers in the cold-rolled Cu-15 mass%Cr composite. The composite was deeply etched using a nitric acid to remove the Cu matrix. The extracted Cr fibers were collected and observed under the SEM.

とんど変化していなかった．

3.2 導電率に及ぼすファイバー方位の影響

Fig. 5 は 3 種類のファイバー方位 (圧延方向に対し 0°, 45°, 90°) について導電率の焼鈍温度による変化を示したものである．いずれの方位においても導電率は焼鈍温度ととも

Fig. 5 Change in electric conductivity (%IACS) with annealing temperature for the specimens of different fiber orientations.

に増加し、773 K～973 K でピークを示した後、減少している。このような導電率の焼鈍温度による変化は Jin ら⁷⁾が線材について報告した結果とよく一致している。導電率の増加は時効による Cu 相中の Cr の析出に対応している。Cr の析出挙動に関しては、時効初期には fcc 構造の Cr の微細析出、ピークを示す温度範囲では整合ひずみを有する微細な bcc 構造の Cr 析出物に変化することが報告されている。またより高温での導電率の低下は析出物の再固溶によるものである⁷⁾。

いずれにしてもファイバー方位により導電率はほとんど変化しないことが明らかであり、Cu マトリックス中の Cr の析出状態のみに支配されることがわかった。

3.3 0.2%耐力ならびに UTS に及ぼす焼鈍温度ならびにファイバー方位の影響

Fig. 6 にファイバー方位 0°, すなわち圧延方向に引張試験を行った際の 0.2% 耐力、UTS および破断伸びの焼鈍温度による変化を示す。焼鈍時間が異なっているため厳密な比較はできないが、焼鈍温度の上昇とともに強度は低下し、延性は増加している。

Fig. 7 は UTS とファイバー方位の関係に及ぼす焼鈍の影響を示したものである。圧延まま材の UTS は、0° から 45° に向かって低下し、そこから 90° に向かって増加しており、45° に谷をもつ V 字型を呈している。45° 方向の UTS は 0° 方向の約 75% である。また 90° の UTS は 0° に比べやや小さい。焼鈍温度の増加に伴い、いずれの方位においても UTS は低下するが、45° での谷は徐々に浅くなり、1173 K 焼鈍材の 45° 方向の UTS は 0° 方向の約 90% となる。

Fig. 8 は 0.2% 耐力とファイバー方位の関係に及ぼす焼鈍の影響を示したものである。UTS の場合と同様、圧延まま材の耐力は 45° に谷をもつ V 字型を呈している。また 90° 方向の耐力は 0° 方向に比べ 60 MPa ほど小さい。しかし、本図に示すように、このような耐力の異方性は焼鈍によりほと

Fig. 6 Change in UTS, 0.2% proof stress and elongation with annealing temperature for the 0° specimen.

Fig. 7 Effects of fiber orientation and annealing condition on the UTS of the Cu-15 mass%Cr composite.

んど消失する。

3.4 破断伸びに及ぼす焼鈍温度ならびにファイバー方位の影響

Fig. 9 に破断伸びとファイバー方位の関係に及ぼす焼鈍の影響を示す。圧延まま材では 45° にピークをもつ山型を呈し、異方性が顕著であるが、焼鈍により 45° 方向の山は急激に低くなる。ただし伸びの絶対値は、焼鈍温度の増加とともに低下し、圧延まま材で 20～40%、773 K-1 h 焼鈍材で 15～20% であったものが、1173 K-1 h 材では 2～6% にまで減

Fig. 8 Effects of fiber orientation and annealing condition on the 0.2% proof stress of the Cu-15 mass%Cr composite.

Fig. 9 Effects of fiber orientation and annealing condition on the elongation of the Cu-15 mass%Cr composite.

少している。

3.5 ヤング率に及ぼす焼鈍温度ならびにファイバー方位の影響

Fig. 10 はヤング率とファイバー方位の関係に及ぼす焼鈍の影響を示したものである。圧延まま材では 45° に谷をもつ V 字型を呈している。また 0° に比べ 90° のヤング率が大きい。また焼鈍材では方位による差が小さくなっている。ただし、ここでのヤング率は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ものであり、焼鈍材では比較的低荷重領域から直線からのずれが見られることなどから、測定方法に起因する誤差が含まれている可能性がある。よって Fig. 10 には、ヤング率の方位依存性に関する有益な情報が

Fig. 10 Effects of fiber orientation and annealing condition on the Young's modulus of the Cu-15 mass%Cr composite. (a) as rolled, (b) 773 K-4 h, (c) 873 K-4 h, (d) 1173 K-1 h. The Young's modulus was obtained from the tensile stress-strain curve.

示されているものの、その絶対値について議論するには、より厳密な測定結果が必要であると考えられる。そこでヤング率に関してはさらに横振動共振法を用いて、より詳細な測定を行った。なお、横振動共振法による測定結果を含め、本複相材のヤング率の異方性とその原因については別報¹¹⁾で詳しい検討を行っているので、ここでは割愛する。

3.6 引張試験片の表面様相変化に及ぼすファイバー方位の影響

Fig. 11 は 773 K-4 h 焼鈍材に約 3% の塑性ひずみを与え、その後除荷して得られた引張試験片表面ゲージ部の光学顕微鏡写真である。Fig. 11(a) は荷重軸に対しファイバー方位が 0° のもので、予め鏡面仕上げした試験片表面は、細かく波をうった様相へと変化している。ファイバー方位が 30° までは同様な表面組織変化が観察されたが、45° 以上になると試験片表面の凹凸が激しくなり、例えば 60° 材では Fig. 11(b) に示すような組織となる。これは引張軸に対しファイバー方位が平行に近い場合には、せん断応力が最大となる

Fig. 11 Effects of fiber orientation on the surface morphology of the tensile specimen (773 K-4 h annealed). The tensile test was interrupted at about 3% plastic strain and the surface of the gage section was observed using the SEM. (a) 0°, (b) 60°.

45° 方向のすべりが Cr ファイバーによって妨害され、そのため細かいすべりが多く発生して塑性変形を担うが、ファイバー方向が 45° に近い場合には、Cu マトリックスに大きなすべり帯が形成されやすくなり、そのため巨視的な凹凸が顕著な表面が形成されるためであると考えられる。

3.7 引張破断面様相に及ぼすファイバー方位の影響

Fig. 12(a)~(c)は圧延まま材の引張破断面様相をファイバー方位 0°, 45°, 90°について示した SEM 写真である。いずれの破面も Cu マトリックス中の微細なディンプル組織と Cr 相ファイバーに起因する粗大なポイドから構成されている。ファイバー方位によりポイドの形状が大きく異なることがわかる。すなわち、0°では長軸が 10 μm 程度であり、これはほぼ Cr ファイバーの幅に一致する。破面上のポイドの長さ(長軸)は 45°で平均 30 μm, 90°では写真の視野に納まらないほどの長さになる。

破断した Cr ファイバーの断片は、破面近傍には見られず、ポイド底部を詳しく観察してはじめて観察可能であった。また、破面には、この他、直径が 5~10 μm の等軸ディンプルが観察されるが、これについては次節で述べる。

Fig. 12 Effects of fiber orientation on tensile fracture surface of the as-rolled specimen. (a) 0°, (b) 45°, (c) 90°.

3.8 引張破断面様相に及ぼす焼鈍の影響

Fig. 13(a)~(c)は各々ファイバー方位 45°の試料の圧延まま材、773 K-4 h 焼鈍材、1173 K-1 h 焼鈍材の引張破断面様相である。焼鈍材では Cu マトリックスの微細なディンプルが深くなり、また Cr ファイバーに起因するポイドが観察しにくくなる。これは Cr ファイバーの破断後も Cu マトリックスは十分塑性変形するため、ポイドの形状が扁平化したためであると考えられる。さて、ポイドが目立たなくなる分、先に述べた直径 5~10 μm の等軸ディンプルが顕著に観察されるようになる。さらにディンプルの底には Fig. 14(a)に示すような立方体形状の異物が観察された。SEM-EDX を用いてこの異物の組成を分析したところ Fig. 14(b)に示すように Al と Cr の強度が強いことが明らかとなった。この異物は焼鈍材に特有なものではなく、圧延まま材にも観察された。よってこれらは合金鋳塊の製造段階で既に存在して

Fig. 13 Effects of the annealing treatment on tensile fracture surface of the 45° specimen. (a) as rolled, (b) 773 K-4 h, (c) 1173 K-1 h.

いたと考えられる。

4. 考 察

4.1 複相合金圧延材の引張強度の異方性

ここでは本研究で得られた 0.2%耐力ならびに UTS の方位依存性について検討を行う。本複相合金圧延材は一種の *in situ* 型の一方向ファイバー強化複合材料と見なすことができる。一方向ファイバー強化複合材料破壊強度とその異方性については従来、最大応力説による検討が行われている。これは主応力が臨界応力に達したときに破壊が起こるとするもので、3つの破壊様式に対応した臨界条件が考えられる。

$$\begin{aligned}\sigma_0 &= \sigma_0^* \\ \sigma_{90} &= \sigma_{90}^* \\ \tau_0 &= \tau_0^*\end{aligned}\quad (1)$$

Fig. 14 The SEM image of the cubic inclusion located at the depth of the dimple, (a) and the EDX analysis of the inclusion.

これらと負荷応力 σ_θ との関係は次式で表される。

$$\begin{aligned}\sigma_0 &= \sigma_\theta \cos^2 \theta \\ \sigma_{90} &= \sigma_\theta \sin^2 \theta \\ \tau_0 &= -\sigma_\theta \sin \theta \cos \theta\end{aligned}\quad (2)$$

よって、中間の角度(方位)における破壊強度 σ_θ は次の応力のうち最小となるもので決まる。

$$\begin{aligned}\sigma_\theta &= \sigma_0^* / \cos^2 \theta \\ \sigma_\theta &= \sigma_{90}^* / \sin^2 \theta \\ \sigma_\theta &= \tau_0^* / \sin \theta \cos \theta\end{aligned}\quad (3)$$

Hill は等方等質物体に関する von Mises の破壊条件を非等方物質に拡張し、その後 Tsai はさらに修正を加え、複合材料への適用を可能にした。これが Tsai-Hill 則として知られる複合材料の破壊条件であり、次式で表される¹²⁾。

$$\left(\frac{\sigma_0}{\sigma_0^*}\right)^2 - \left(\frac{\sigma_0 \sigma_{90}}{\sigma_0^{*2}}\right) + \left(\frac{\sigma_{90}}{\sigma_{90}^*}\right)^2 + \left(\frac{\tau_0}{\tau_0^*}\right)^2 = 1\quad (4)$$

式(3)の関係を用いて、式(4)を書き換えると破壊応力の方位依存性は以下のように書ける。

$$\sigma_\theta = \left[\frac{\cos^4 \theta}{\sigma_0^{*2}} + \left(\frac{1}{\tau_0^{*2}} - \frac{1}{\sigma_0^{*2}} \right) \sin^2 \theta \cos^2 \theta + \frac{\sin^4 \theta}{\sigma_{90}^{*2}} \right]^{-1/2}\quad (5)$$

Thai-Hill 則は弾性体の破壊をよく記述できることが知られている。本複合材料の構成金属である Cu, Cr はともに塑性変形するため、Thai-Hill 則がそのまま適用できるという理論的根拠はないが、Thai-Hill 則で本複相合金圧延材の引張強度の異方性が記述できるかどうか調べることは意義がある。そこで、本複相合金圧延材の圧延まま材について、塑性

Fig. 15 Orientation dependence of fracture strength predicted by Tsai-Hill criterion. Plotted data points are experimentally obtained 0.2% proof stress and UTS values in the present study.

変形の影響がごく僅かであると考えられる 0.2%耐力ならびに弾性体の破壊応力に対応すると考えられる UTS の方位依存性を求めた。本複相合金圧延材の 0.2%耐力, UTS について 0° を σ_0^* , 90° を σ_{90}^* , τ_0^* を $(1/2)\sigma_0^*$ として, 各々式(5)に代入すると σ_θ は Fig. 15 中の曲線となり, 実験で求めた 0.2%耐力ならびに UTS の方位依存性の結果と非常によく一致する。このように本複相合金圧延材の引張強度の方位依存性は Tsai-Hill 則によって表すことができることがわかった。

4.2 本合金中に観察された異物の起源と複相材の伸びに及ぼす影響

Fig. 12(a)~(c)に示したように, 本複相材の引張破断面には Cu マトリックス中の微細なディンプル組織と Cr 相ファイバーに起因する粗大なボイドの他, 直径が $5\sim 10\mu\text{m}$ の等軸ディンプルが観察された。このディンプルの底には Fig. 14(a)に示すような立方体形状の異物が観察され, SEM-EDX 分析により Al と Cr の強度が強いことが明らかとなった。この異物は圧延まま材にも観察されることから, 合金鋳塊の製造段階で既に存在していたと考えられる。

供試材の化学組成を見ると, 0.02 mass% の Al が含まれており, おそらく溶解・鋳造の過程で耐火物等から不純物成分として Al が混入し, その結果, Al-Cr 系の晶出相が生じ, Cu-Cr 合金溶湯中に分散したものと推測される。先に述べたように本圧延材の導電率は Al を不純物として含んでいない線材の導電率と変わらない。従って, Al は Cu マトリックス中に固溶しているのではなく, Al-Cr 系の晶出相形成に費やされたものと考えられる。

さて, 試料の任意の断面を観察した結果, この立方体の異物は破断面には多く観察されるが, 試料中には僅かしか含ま

れていないことがわかった。このことは, 特に焼鈍材においては, この異物が破断の起点となったことを示すものである。よって, もし本合金製造に用いられた溶湯がより清浄であったならば, さらに大きな伸びが得られたものと推測できる。

5. 結 論

Cu 母相中に Cr 相ファイバーが圧延方向に一方に配列した Cu-15 mass%Cr 複相合金圧延材に関し, 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について引張特性を調べ, その異方性について調べた。さらに引張特性の異方性ならびに引張破断組織に及ぼす焼鈍の影響について検討を行った。その結果, 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, 導電率はもとより引張特性の異方性が比較的小さく, また焼鈍によりさらに減少することが明らかとなった。本研究で得られた知見を以下に示す。

(1) いずれのファイバー方位においても 0.2%耐力, UTS は焼鈍温度の上昇とともに低下し, 延性は増加した。

(2) 圧延まま材の UTS のファイバー方位依存性は, 45° に谷をもつ V 字型を呈し, 45° 方向の UTS は 0° 方向の約 75%であった。焼鈍温度の増加に伴い, いずれの方位においても UTS は低下するが, 45° の谷は徐々に浅くなり, 1173 K 焼鈍材の 45° 方向の UTS は 0° 方向の約 90%であった。

(3) UTS のファイバー方位依存性を複合材料の破壊条件である Tsai-Hill 則と比較検討したところ, よく一致することがわかった。

(4) 0.2%耐力も UTS の場合と同様, 圧延まま材の耐力は 45° に谷をもつ V 字型を呈したが, 焼鈍によりファイバー方位による差はほとんど見られなくなった。

(5) 引張破断面は Cu マトリックス中の微細なディンプル組織と Cr 相ファイバーに起因する粗大なボイドから構成されており, 後者のボイド形状はファイバー方位により異なっていた。焼鈍材では Cu マトリックスの微細なディンプルは深く, また Cr ファイバーに起因するボイドが観察しにくかった。これは焼鈍材では Cr ファイバーの破断後も Cu マトリックスが十分塑性変形するため, ボイド形状が扁平化したためであると考えられる。

(6) 導電率はファイバー方位に依存しなかった。導電率は焼鈍温度とともに増加し, 773 K~973 K でピークを示した後, 減少した。焼鈍により Cr 相ファイバーの形状はほとんど変化しないことから導電率は Cu マトリックス中の Cr の析出状態のみに支配されていると考えられる。

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。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(株) 大山好正博士, 三原邦照博士に感謝の意を表す。

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, T. Takeuchi and H. G. Suzuki: *J. Japan Inst. Metals* **61**(1997) 1044-1049.
- 5) K. Mihara, T. Takeuchi and H. G. Suzuki: *J. Japan Inst. Metals* **62**(1998) 238-245.
- 6) K. Mihara, T. Takeuchi and H. G. Suzuki: *J. Japan Inst. Metals* **62**(1998) 599-606.
- 7) Y. Jin, K. Adachi, T. Takeuchi and H. G. Suzuki: *Metall. Mater. Trans. A* **29A**(1998) 2195-2203.
- 8) D. L. Zhang, K. Mihara, E. Takakura and H. G. Suzuki: *Mater. Sci. Eng. A* **226**(1999) 99-108.
- 9) K. Mihara, M. Kurihara, Y. Oyama and H. G. Suzuki: *Furukawa Electric Annual Report* **107**(2001) 53-57.
- 10) K. Mihara, Y. Oyama and H. G. Suzuki: *J. JCBRA* **36**(2000) 227-232.
- 11) S. Kumai, G. Wakana S. Onaka, M. Kato and A. Sato: *J. Japan Inst. Metals* **67**(2003) 324-330.
- 12) D. Hull: *An introduction to composite materials*, (Cambridge University Press, Cambridge, 1981) pp. 164-173.