

© 1989 ISIJ

技術報告

高速回転攪拌凝固による炭化物系粒子分散強化銅の製作とその性質

市川 洌*・遠北 正和*²

Production and Properties of Carbide Dispersion-strengthened Coppers by Compocasting

Kiyoshi ICHIKAWA and Masakazu ACHIKITA

Synopsis:

An investigation was made for the electrical and mechanical properties of dispersion-strengthened (DS) coppers compocast at 25 rev/s and with the addition of fine carbide particles in the range of 0.5 to 30 mass% WC, TaC, VC, TiC, NbC, ZrC, Mo₂C, Cr₃C₂ and Al₄C₃. Homogeneous distribution of carbides was observed in the microstructures of the compocast DS coppers except with the addition of Mo₂C, Cr₃C₂ or Al₄C₃. The measured values of electrical conductivity of the DS coppers were 77.9 %IACS at 20 mass%WC, 73.4 %IACS at 20 mass%TaC, 72.0 %IACS at 10 mass%NbC, 85.2 %IACS at 5 mass%TiC and 68.9 %IACS at 5 mass%VC. The values of Vickers hardness were 197 at 30 mass%WC, 155 at 30 mass%NbC, 110 at 30 mass%TaC, 158 at 20 mass%VC and 121 at 20 mass%TiC. The values of ultimate tensile strength were 402 MPa at 30 mass%NbC, 357 MPa at 20 mass%TiC, 330 MPa at 20 mass%WC, 269 MPa at 20 mass%TaC and 323 MPa at 10 mass%VC. The values of elongation were 12.9 % at 20 mass%TaC, 10.9 % at 20 mass%WC, 25.2 % at 10 mass%NbC, 21.8 % at 10 mass%VC and 17.5 % at 5 mass%TiC.

Key words: solidification; dispersion-strengthened copper; compocasting; rheocasting; stircasting; electrical conductivity; Vickers hardness; ultimate tensile strength; elongation; reduction of area.

1. 緒 言

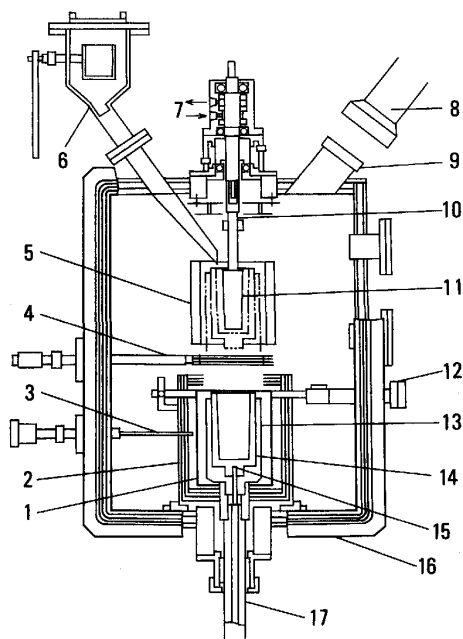
金属と非金属微粒子の複合材料は一般に、機械的混合、焼結および溶浸などの粉末冶金技術を用いて製造されている。これを鋳造法でつくれば、飛躍的な製造コストの削減が期待できる。しかし完全に熔融状態の金属にセラミックスや黒鉛などの非金属微粒子を添加しても、その多くは溶湯に濡れないので、溶湯の表面に排出されてしまう。これを打開するために、(1)前処理として非金属微粒子の被覆により濡れ性を改善する化学的手法^{1)~4)}、(2)非金属微粒子を溶湯に添加する前に濡れ性促進剤を溶湯中に投与する化学的手法⁵⁾⁶⁾、(3)大気溶解した銅に少量の界面活性剤の分散制御元素を加え、金型に鋳込む過程で、加圧した不活性ガスを利用して、溶銅流中へ固体酸化物等の粉末を強制的に噴射分散させ、比較的急速に凝固させる機械的手法⁷⁾、(4)黒鉛への金属被覆お

よび Ti 添加による濡れ性の改善と高圧鋳造による黒鉛の浮上抑制とを組み合わせた化学的機械的手法⁸⁾、(5)溶湯に濡れない非金属微粒子を強烈に攪拌した部分凝固スラリーに添加する機械的手法⁹⁾¹⁰⁾などが提案された。この第5の代表的な手法には、合金の固液共存状態において回転子による機械的な回転攪拌を加えると同時に、非金属の微粒子や繊維を投与して、均質性の高い金属基複合材料をつくるコンポキャスト法がある⁹⁾¹⁰⁾。しかしコンポキャスト法は凝固開始から凝固終了までに温度区間がある合金に主として用いられていた。そこで著者らはこの第5の手法を純銅と非金属微粒子で構成される複合材料の高速回転攪拌凝固に適用した。従来粒子分散強化銅では、強化剤に Al₂O₃, ThO₂, ZrO₂, SiO₂ などの酸化物系微粒子を用いていた。しかしそれでは酸化物添加量の増加とともに引張強さは改善されるにしても、導電率が急激に低下するために、酸化物系粒子は微量し

昭和 63 年 12 月 6 日受付 (Received Dec. 6, 1988)

* 工業技術院機械技術研究所 工博 (Mechanical Engineering Laboratory, Agency of Industrial Science and Technology, 1-2 Namiki Tsukuba 305)

*2 住友金属鉱山(株)中央研究所 (Central Research Laboratory, Sumitomo Metal Mining Co., Ltd.)



1: Tungsten mesh heater, 2: Reflector, 3: Thermocouple for temperature control, 4: Automatic shutter, 5: Water-cooled outer tube, 6: Hopper, 7: Cooling water, 8: Video camera, 9: Sight port, 10: Rotor axis, 11: Stirrer, 12: Electrode, 13, 14: Graphite crucible, 15: Thermocouple for temperature measurement, 16: Camber, 17: Crucible support

Fig. 1. Experimental apparatus for vacuum compocasting.

か添加できないのが現状であった¹¹⁾。本研究では、導電性の悪い炭化物系微粒子の代わりに導電性の良い炭化物系微粒子を 0.5~30 mass%, 真空溶解した純銅の高速回転攪拌凝固中に均一に分散させると、機械的および電気的特性の優れた炭化物系粒子分散強化銅ができることが分かったので、報告する。

2. 実験方法

本研究に用いた試料は、純度 99.99 mass% の電気銅と、添加量が 0.5~30 mass% の炭化物系微粒子で構成される複合材料とした。その炭化物系微粒子は、WC, TaC, VC, TiC, Mo₂C, NbC, ZrC, Cr₃C₂, Al₄C₃ の 9 種類で、その粒径は 1~2 μm (WC のみ 0.6 μm) を採用した。供試材料の重量は約 1 kg とした。真空溶解した純銅中に挿入した回転子を、水冷外筒内で銅の凝固中に 20 s⁻¹ (1 200 rpm) 以上に高速回転させて、生成したデンドライト結晶¹²⁾を破碎し、均質微細な銅結晶間隙に炭化物微粒子を均一に分散させる実験装置を Fig. 1 に示す。この装置では、前面に蝶番付開閉扉を持つチャンパー本体が真空容器を構成し、その内部をエアシリンダーで開閉するタングステン製のシャッターにより上下に区画した。上段の冷却室では、冷却水を連続的

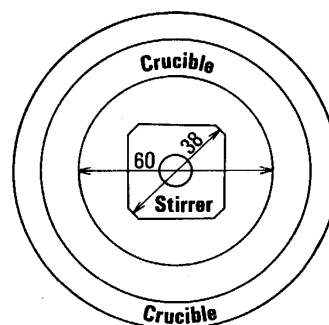


Fig. 2. Transverse section of the mold and stirrer.

に流す純銅製水冷外筒とその水冷外筒内中央に垂直に下ろした 8 角形の横断面をもつ Fig. 2 に示すような回転子を設置し、高速回転モーターで駆動した。この回転子の左上端近傍にはホッパーから炭化物粒子を移送する傾斜した通路を設置した。また下段の加熱室には、タングステンメッシュヒーターを配置した。この装置では、真空排気装置に直結したチャンパー本体内を真空排気し、Fig. 1 に示すようなホッパー内にあらかじめ入れておいた炭化物粒子を溶融銅の回転攪拌凝固中に添加するか、加熱炉内の黒鉛るつぼ (Fig. 2 参照) 中に入れた電気銅と炭化物微粒子を加熱し、銅を溶解できた。上記の二つの方法で予備実験を実施した結果、優れた材料特性をもつ粒子分散強化銅が得られた後者の手法を採用した。そこで電気銅を真空溶解後、炉直上のシャッターを解放して、チャンパー本体の底面を貫通する支持軸の上下移動を可能にしたるつぼ昇降機構で、上記黒鉛るつぼを水冷外筒まで上昇させ、るつぼ内溶湯中に回転子を挿入させた。そして、固相率が約 60% となるまで回転子を回転させ、炭化物粒子を分散させた。その結果、銅結晶の間隙に炭化物粒子を封じ込めることができた。この回転子の回転駆動モーターは、回転子を最高 84 s⁻¹ まで高速回転させることが可能であった。トルクおよび回転速度は、その回転軸に装着したトルク検出器および回転検出器で同時測定し、デジタルプリンターに記録した。また温度測定は、黒鉛るつぼ底壁中央部にその先端を設定した直径 0.5 mm PR6-30 熱電対に接続したアナログおよびデジタル記録装置で行った。

実験操作としては、チャンパー内を 1×10^{-3} Pa 以下に真空排気後、チャンパー下部のタングステン抵抗加熱炉内黒鉛るつぼ中に入れた 99.99% 電気銅と炭化物微粒子約 1 kg を加熱して銅を溶解し、融点直上 100 K で 1 800 s 均質化保持した。その後炉直上のシャッターを解放して、るつぼ昇降機構により 2.5×10^{-2} m/s の速

度で溶湯を上昇させ、水冷外筒内で溶湯中に回転子を挿入し、回転子の下端をるつぼ内壁底部から 10 mm 上の位置で停止させた。その後、回転子を回転速度 18 s^{-1} で低速回転させて、連続冷却中、溶湯内の温度を凝固開始まで均一に持続するよう努めた。その間、上記装置に付設した電子式自動平衡記録計とトルク記録計で連続記録中の冷却曲線とトルク値により凝固開始を監視し、液相から銅結晶の生成時に発生する凝固潜熱によってその温度降下が急激に減少しトルク値が急上昇した時点で、回転子の回転速度を上昇させ、10 s 以内に 20 s^{-1} と 25 s^{-1} の 2 段階の一定速度に保持した。その際、回転攪拌の急激な高速化に伴う半凝固複合材料のるつぼ外への飛び散りを極力防止するために、回転数の増加速度

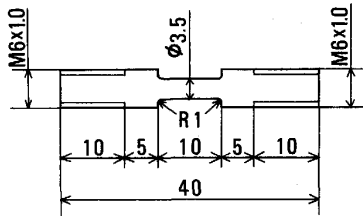


Fig. 3. Size and shape of test piece used for the present work.

を一定に保持した。その後上記一定速度で回転攪拌を続行し、20 s 後るつぼ昇降機構で供試材を 0.2 m ほど下降させ、回転子と供試材の溶着を防止した。

本実験に用いた回転子は、上端の横断面で長軸が 38 mm、短軸が 30 mm、下端で長軸が 32 mm、短軸が 25 mm および長さ 120 mm の 8 角錐状黒鉛体である (Fig. 2 参照)。黒鉛るつぼの寸法諸元は、外径 78 mm、内径が上表面で 60 mm、下表面で 55 mm および深さ 130 mm である。またデジタルプリンターに 1 s ごとに記録されるトルク量と、それと同一条件における空回転の基準値との差を、凝固中の供試材の粘性によって生ずるトルク量とした。

回転攪拌凝固した炭化物系粒子分散強化銅の機械的および電気的特性の測定を次のように行った。硬度測定では、鑄塊頭部より底部にかけて縦方向に 4 箇所を各 5 点ずつ、微小硬度計を用い荷重 $1\text{ kg} \times 15\text{ s}$ でピッカース硬度を測定した。電気的特性に関しては、鑄塊底部より 10 mm の位置の横断面の 5 箇所において導電率 (% IACS) を測定した。なお導電率は 99.9% 純度の銅を 100% IACS として算出した。また回転攪拌凝固塊の表面と中心の中間部より縦方向に Fig. 3 に示すような試験片を各 2 本切り出し、引張試験を行った。引張試験条件は、

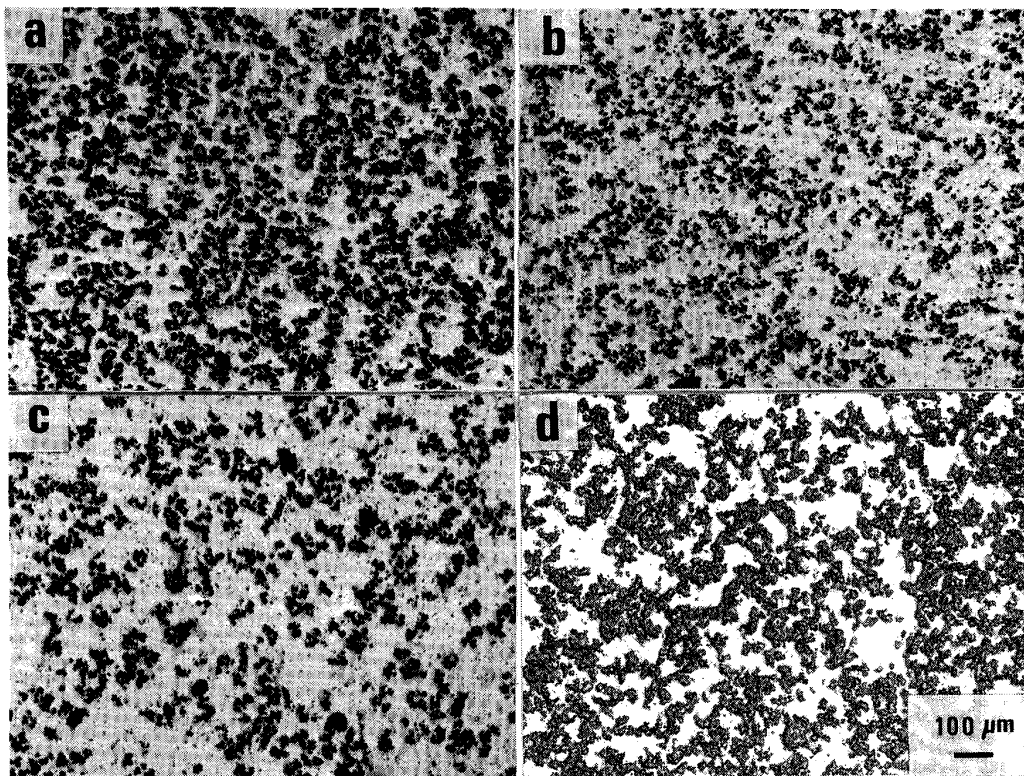


Photo. 1. Microstructures in the middle section of dispersion-strengthened coppers composit cast at 25 s^{-1} with addition of 5 mass% carbides of (a) TiC, (b) NbC, (c) VC and (d) TaC.

試験温度が室温，歪み速度が $1.67 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ を採用した。

3. 実験結果

3.1 ミクロ組織

電気銅の凝固中に炭化物微粒子を 30 mass% まで添加し，回転子の高速回転により均一分散させた粒子分散強化銅鑄塊の頭部，中央部および底部横断面のミクロ組織を観察した。その結果の一例として炭化物粒子を 5 mass% 添加の電気銅を溶解後に，回転速度 25 s^{-1} で攪拌凝固した粒子分散強化銅鑄塊の中央部横断面のミクロ組織を Photo. 1 に示す。Photo. 1a は TiC 系，Photo. 1b は NbC 系，Photo. 1c は VC 系および Photo. 1d は TaC 系粒子分散強化銅のミクロ組織の光学顕微鏡写真である。いずれの場合も各炭化物微粒子が均一に分散しているのが観察された。ただし炭化物含有量が 2 から 0.5 mass% へと減少すると炭化物が局部的に集積して偏在する傾向が見られた。また炭化物含有量が 10 から 30 mass% へと増加すると，分散状態が改善された。

3.2 ミクロ分析

炭化物微粒子を 30 mass% まで添加し，回転攪拌凝固した粒子分散強化銅鑄塊の頭部，中央部および底部横断面の各元素の分布状態を走査型電子顕微鏡で観察した。その結果の一例として，回転子の回転速度 25 s^{-1} で 2 mass% VC を分散させた粒子分散強化銅鑄塊中央部横断面の各元素の X 線像と反射電子線像を Photo. 2 に示す。Photo. 2a は炭素，Photo. 2b はバナジウム，Photo. 2c は銅元素の X 線像であり，Photo. 2d は反射電子線像である。粒径 $1 \sim 2 \mu\text{m}$ の VC 微粒子が局部的に集積しつつ全体として比較的均一に分散しているのが観察された。また同鑄塊の頭部および底部横断面でも，Photo. 2と同様の VC 微粒子の分布状況が観察され，この鑄塊は均質な粒子分散強化銅であることを確認した。

3.3 電気的特性

炭化物微粒子を 20 mass% まで添加した粒子分散強化銅の導電率を測定した。回転子の回転速度が 25 s^{-1} の場合の測定結果を Fig. 4 に示す。本実験に用いた 99.99% 電気銅の導電率は 103.3% IACS であった。炭

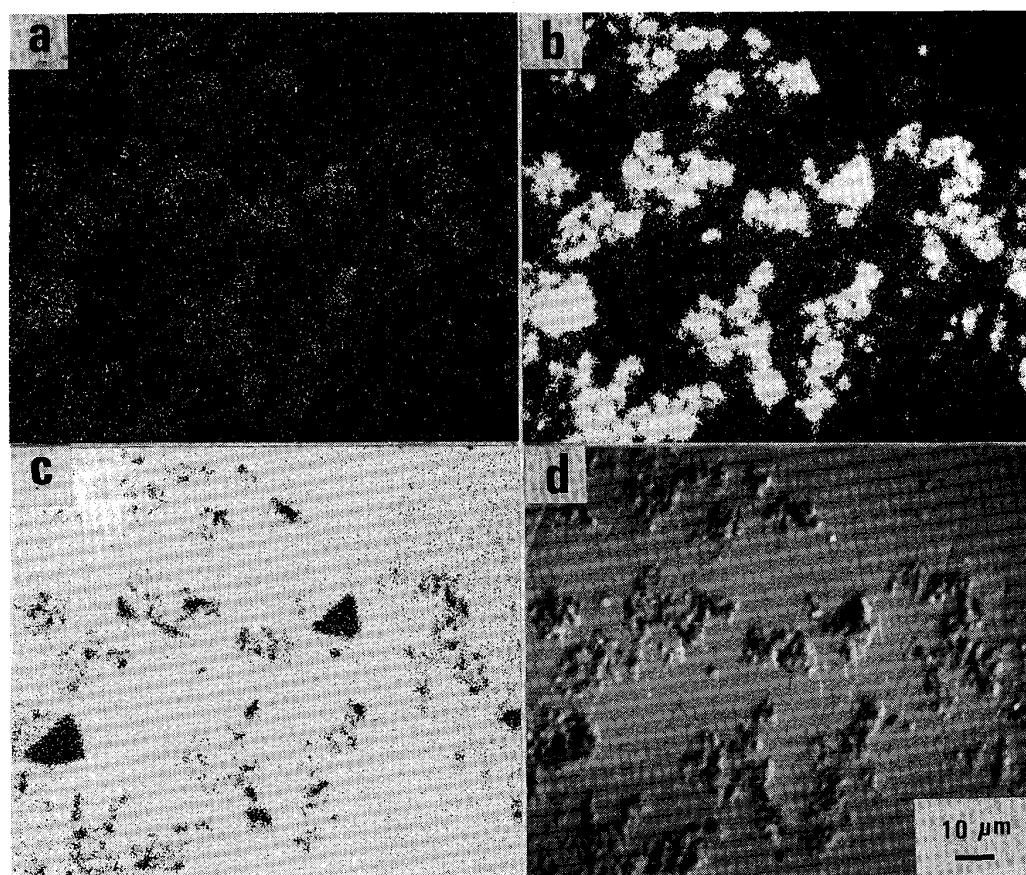


Photo. 2. X-ray images of (a) carbon, (b) vanadium and (c) copper element and (d) back-scattered electron image in the middle section of a dispersion-strengthened copper compocast at 25 s^{-1} with addition of 2 mass%VC.

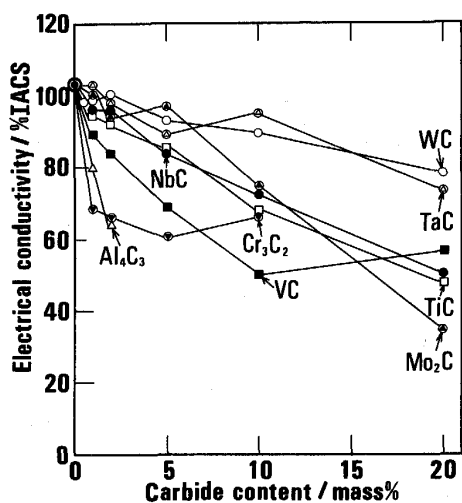


Fig. 4. Relation between carbide content and electrical conductivity of dispersion-strengthened coppers compocast at 25 s^{-1} .

化物粒子分散強化銅の導電率は、1 から 20 mass% 炭化物添加で、WC 系が 98.9 から 77.9% IACS, TaC 系が 103.4 から 73.4% IACS, NbC 系が 95.4 から 50.4% IACS, TiC 系が 95.2 から 47.6% IACS, VC 系が 89.0 から 56.9% IACS へ低下した。リードフレーム材として許容できる導電率の限界を 60% IACS とすると、WC 系と TaC 系は 20 mass%, NbC 系と TiC 系は 10 mass%, また VC 系は 5 mass% が炭化物添加量の上限を示した。これらの粒子分散強化銅のマイクロ組織には総じて炭化物微粒子が均一に分布しているのが観察された (Photo. 1 参照)。一方 Mo_2C 系粒子分散強化銅の導電率は、1 から 20 mass% Mo_2C 添加で、99.5 から 34.2% IACS と、一部若干の変動はあったが、 Mo_2C 添加量に比例して導電率は低下した。 Cr_3C_2 系粒子分散強化銅の導電率は、 Cr_3C_2 量が 1 から 10 mass% で、67.9 から 65.9% IACS と、炭化物添加量に無関係に導電率はほぼ一定の領域にあった。 Al_4C_3 系粒子分散強化銅の導電率は 1 と 2 mass% Al_4C_3 添加で、添加量に比して急激に低下した。この他に ZrC 系粒子分散強化銅の導電率は 2 mass% ZrC 添加で 93.1% IACS と良好な値を示した。いずれにせよ、1 mass% Al_2O_3 添加で導電率が 70% IACS となる酸化銅系粒子分散強化銅¹¹⁾ に比べて、炭化物系粒子分散強化銅の導電率は炭化物量が多くてもそれほど低下しないことが確認された。

3.4 機械的特性

3.4.1 硬度

炭化物微粒子を 30 mass% まで添加した粒子分散強化銅鑄塊のビッカース硬度を測定した。回転子の回転速度

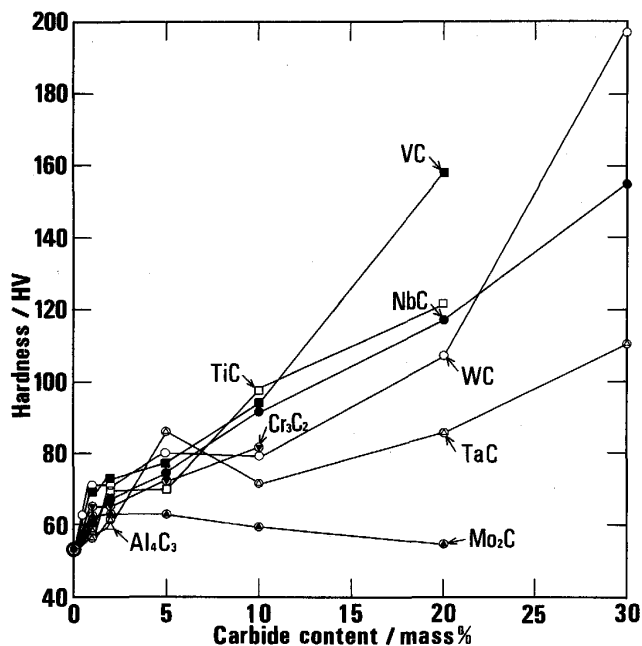


Fig. 5. Relation between carbide content and Vickers hardness of dispersion-strengthened coppers compocast at 25 s^{-1} .

が 25 s^{-1} の場合の測定結果を Fig. 5 に示す。本実験に用いた電気銅の硬度は $\text{HV} = 53.4$ であった。炭化物粒子分散強化銅のビッカース硬度は、1 から 30 mass% 炭化物添加で、WC 系が 70.8 から 197, NbC 系が 59.2 から 155, TaC 系が 57.3 から 110 へ上昇した。NbC 系粒子分散強化銅の硬度は NbC 含有量に比例してしだいに増加した。WC と TaC 系では炭化物含有量が比較的少ない場合には硬度にばらつきが見られたものの、総じて炭化物量の増加とともにビッカース硬度は上昇した。同様に炭化物添加量が 1 から 20 mass% で、供試材のビッカース硬度は、VC 系が 69.2 から 158, TiC 系が 58.9 から 121 へと、炭化物量の増加とともに硬度が上昇したが、 Mo_2C 系では局部的に炭化物の集積が見られたため、硬度にばらつきがあった。 Cr_3C_2 系分散強化銅の硬度は 1 から 10 mass% Cr_3C_2 量で、63.8 から 81.2 と、 Cr_3C_2 量に比例して上昇した。 Al_4C_3 系分散強化銅の硬度は 1 と 2 mass% Al_4C_3 量でほとんど変化がなかった。また ZrC 系分散強化銅の硬度は 2 mass% ZrC 添加で 59.1 であった。

3.4.2 引張強さ

炭化物微粒子を 30 mass% まで添加した粒子分散強化銅鑄塊の引張強さを室温引張試験で測定した。回転子の回転速度が 25 s^{-1} の場合の測定結果を Fig. 6 に示す。本実験に用いた電気銅の引張強さは 142 MPa であった。炭化物粒子分散強化銅の引張強さは、1 から 30 mass%

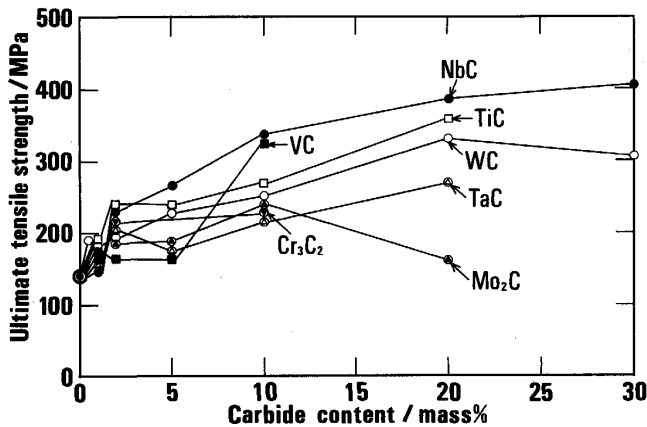


Fig. 6. Relation between carbide content and ultimate tensile strength of dispersion-strengthened coppers compocast at 25 s^{-1} .

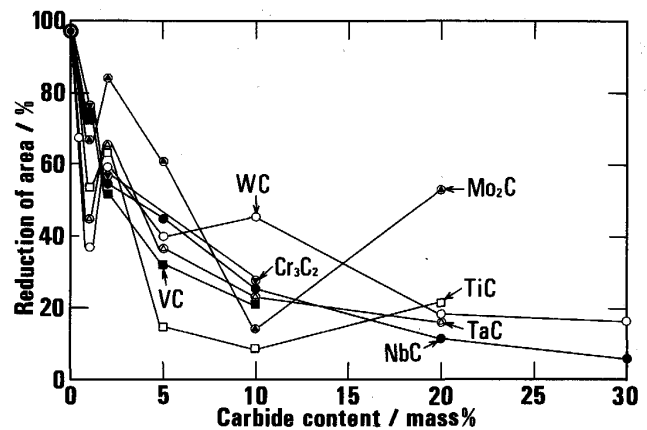


Fig. 8. Relation between carbide content and reduction of area of dispersion-strengthened coppers compocast at 25 s^{-1} .

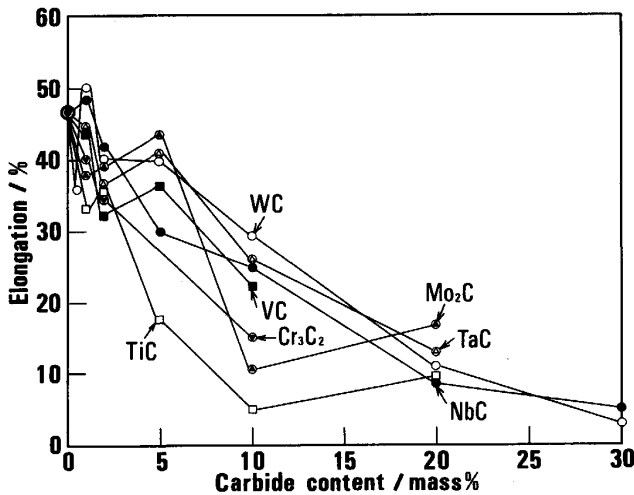


Fig. 7. Relation between carbide content and elongation of dispersion-strengthened coppers compocast at 25 s^{-1} .

炭化物量で、WC系が163から304 MPa、NbC系が148から402 MPaへと、WC系、NbC系ともに炭化物量の増加に伴い、引張強さはしだいに上昇した。同様に炭化物含有量が1から20 mass%で、供試材の引張強さは、TiC系が178から357 MPa、TaC系が153から269 MPaへ増大したが、Mo₂C系は162からいったん241 MPaへ上昇後158 MPaへ低下した。TiC系はTiC量の増加とともに引張強さが徐々に上昇したが、TaCとMo₂C系はともに一箇所特異な値を示した。VC系分散強化銅の引張強さは1から10 mass% VC量で、163から323 MPaと、一箇所特異な値があったものの、総じてVC量の増加とともに上昇した。Cr₃C₂系分散強化銅の引張強さは1と2 mass% Cr₃C₂量でCr₃C₂量に

比例して増加したが、10 mass% Cr₃C₂量では炭化物量に無関係の値を示した。

3.4.3 伸び

炭化物微粒子を30 mass%まで添加した粒子分散強化銅の伸びを室温引張試験で測定した。回転子の回転速度が 25 s^{-1} の場合の測定結果をFig. 7に示す。本実験に用いた電気銅の伸びは46.3%であった。炭化物粒子分散強化銅の伸びは、1から30 mass%炭化物量で、WC系が50.0から3.0%、NbC系が58.4から5.0%へ低下した。WC系ではWC量が20 mass%まで伸び10%以上が保持できたが、NbC系では20 mass% NbCで伸びが10%以下となった。同様に炭化物含有量が1から20 mass%で、供試材の伸びはTaC系が44.0から12.9%、TiC系が32.8から8.9%、Mo₂C系が37.6から16.8%へ低下した。TaC、TiCおよびMo₂C系の伸びは一部ばらつきはあったが、炭化物量の増加とともに減少した。VC系分散強化銅の伸びは1から10 mass% VCで、一箇所特異な値があったものの、VCの増量とともに減少した。Cr₃C₂系分散強化銅の伸びは、1から10 mass% Cr₃C₂で、39.6から14.7%へしだいに減少した。

3.4.4 絞り

炭化物微粒子を30 mass%まで添加した粒子分散強化銅の絞りを室温引張試験で測定した。回転子の回転速度が 25 s^{-1} の場合の測定結果をFig. 8に示す。本実験に用いた電気銅の絞りは97.8%であった。炭化物粒子分散強化銅の絞りは、1から30 mass%炭化物量で、NbC系が73.4から5.6%へと順調な減少を示したのに対し、WC系ではかなり不規則に減少した。同様に炭化物含有量が1から20 mass%で、供試材の絞りはTaC

系が 44.8 から 16.4%, TiC 系が 53.6 から 21.6%, Mo₂C 系が 76.8 から 53.0% へ低下した. TiC と Mo₂C 系の絞り値には総体的にかなりばらつきがあったが, TaC 系の絞り値は比較的誤差の少ない減少傾向を示した. VC 系分散強化銅の絞りは 1 から 10 mass% VC で, 72.6 から 21.3% へと, VC の増量とともに徐々に減少した. Cr₃C₂ 系分散強化銅の絞りは 1 から 10 mass% Cr₃C₂ で, 74.8 から 26.3% へと Cr₃C₂ の増量とともにしだいに減少した.

4. 炭化物系粒子分散強化銅

4.1 WC 系粒子分散強化銅

回転子の回転速度 25 s⁻¹ で回転攪拌凝固した炭化タングステン粒子分散強化銅において, WC 量が 20 mass% でも電気的特性は導電率が 77.9% IACS と許容範囲の低下に留まり, かつ機械的特性はピッカース硬度および引張強さが HV = 107 および 330 MPa と純銅に比べ約 2 倍の値を示し, 伸びと絞りが 10% 以上であった. このような優れた材料特性に加えて, 光学および走査型電子顕微鏡によるマイクロ組織および炭化タングステンの分布状態の観察から, 本研究で得られた WC 系粒子分散強化銅はほぼ均質な金属基複合材料と確認された.

4.2 TiC 系粒子分散強化銅

炭化チタン微粒子を 5 mass% 添加して, 25 s⁻¹ で回転攪拌凝固した粒子分散強化銅では, 電気的特性は導電率が 85.2% IACS と高く, かつ機械的特性はピッカース硬度が 70.0, 引張強さが 229 MPa, 伸びが 17.5%, 絞りが 14.3% と優れた値を示した. 炭化チタン粒子分散強化銅の導電率は TiC 量の増加とともに 20 mass% TiC までスムーズに低下し, 硬度と引張強さはしだいに上昇し, 伸びと絞りは一部ばらつきがあるが減少傾向を示した. これらの優れた材料特性に加えて, Photo. 1 a に示すような TiC 粒子の分布状況からこれらの TiC 系粒子分散強化銅は, おおむね均質な金属基複合材料と考えられた.

4.3 NbC 系粒子分散強化銅

炭化ニオブ微粒子を 10 mass% 添加して, 25 s⁻¹ で回転攪拌凝固した粒子分散強化銅では, 電気的特性は導電率が 72.0% IACS と高く, かつ機械的特性はピッカース硬度が 91.9, 引張強さは 330 MPa, 伸びが 25.2%, 絞りが 23.8% であった. NbC 粒子の増量とともに炭化ニオブ粒子分散強化銅の導電率は 20 mass% NbC 含有量までほぼ直線的に低下し, 硬度はほぼ直線的に増加し 30 mass% NbC で HV = 155, 引張強さはしだいに上昇度が

鈍り 30 mass% NbC で 402 MPa, 伸びと絞りは指数関数的に低下した. これらの優れた材料特性に加えて, Photo. 1 b に示すような NbC 粒子の分布状況からこれらの NbC 系粒子分散強化銅は, 概して均質な金属基複合材料と考えられた.

4.4 VC 系粒子分散強化銅

炭化バナジウム微粒子を 5 mass% 添加して, 25 s⁻¹ で回転攪拌凝固した粒子分散強化銅では, 電気的特性は導電率が 68.9% IACS で, 機械的特性はピッカース硬度が 77.2, 引張強さが 214 MPa, 伸びが 36.0% および絞りが 32.0% であった. VC 増量とともに炭化バナジウム粒子分散強化銅の導電率は急激に減少したが, 硬度はそれに反して急上昇し 20 mass% VC で HV = 158, 引張強さは 10 mass% VC で 323 MPa, 伸びは減少傾向, また絞りは指数関数的な低下を示した. これらの優れた材料特性に加えて, Photo. 1 c と 2 に示すような VC 粒子の分布状況からこれらの VC 系粒子分散強化銅は, 総じて均質な金属基複合材料と考えられた.

4.5 TaC 系粒子分散強化銅

炭化タンタル微粒子を 20 mass% 添加して, 25 s⁻¹ で回転攪拌凝固した粒子分散強化銅では, 電気的特性は導電率が 73.4% IACS と同一質量 % WC 添加時に次いで高い値を示し, かつ機械的特性はピッカース硬度が 85.4, 引張強さが 269 MPa, 伸びが 12.9%, 絞りが 16.4% と優れた値を示した. TaC 粒子の増量とともに炭化タンタル粒子分散強化銅の導電率はゆるやかに低下し, 硬度と引張強さは増加傾向, 伸びと絞りはスムーズな減少を呈した. これらの優れた材料特性に加えて, Photo. 1 d に示すような TaC 粒子の分布状況からこれらの TaC 系粒子分散強化銅は, ほぼ均質な金属基複合材料と考えられた.

4.6 Mo₂C 系粒子分散強化銅

炭化モリブデン微粒子を 10 mass% 添加して, 25 s⁻¹ で回転攪拌凝固した粒子分散強化銅では, 電気的特性は導電率が 74.4% IACS, 機械的特性はピッカース硬度が 59.3, 引張強さが 241 MPa, 伸びが 10.3%, 絞りが 14.3% であった. Mo₂C 粒子の増量とともに炭化モリブデン粒子分散強化銅の導電率は減少傾向を示したが, 硬度と引張強さは Mo₂C 量に無関係でほとんど増加しなかった. また伸びと絞りの値はばらつきが大きかった. これは Mo₂C 粒子と Cu マトリックスの界面に存在する微細な空隙と Mo₂C 粒子の不均一な分布に起因することが, ミクロ組織観察から推察された.

4.7 Cr₃C₂ 系粒子分散強化銅

炭化クロム微粒子を 1~10 mass% 添加して, 25 s⁻¹ で

回転攪拌凝固した粒子分散強化銅では、電気的特性を表す導電率が Cr_3C_2 含有量に無関係に 60.0~67.9% IACS を示したが、機械的特性はビッカース硬度が 63.8→81.2, 引張強さが 161→228 MPa と増加傾向, 伸びが 39.6→14.7%, 絞りが 74.8→26.3% と減少傾向を示した。これは Cr_3C_2 粒子と Cu マトリックスの界面に存在する微細な空隙と Cr_3C_2 粒子の不均一な分布に起因することが、ミクロ組織観察から推察された。

4.8 その他の粒子分散強化銅

炭化アルミニウム粒子分散強化銅は 1 と 2 mass% Al_4C_3 で、導電率が 79.7 と 64.0% IACS, ビッカース硬度が 58.1 と 60.4 であった。 Al_4C_3 粒子と Cu マトリックスの界面に微細な空隙が存在し、 Al_4C_3 粒子が局部的に偏析しているのが組織観察で確認された。

炭化ジルニウム粒子分散強化銅は 2 mass% ZrC で、導電率が 93.1% IACS と同一質量 % の TiC 系分散強化銅と同等の値を示したが、硬度は $\text{HV} = 59.1$ と TiC 系ほど上昇しなかった。

5. 結 言

高機能で均質性の高い粒子分散強化銅を鑄造法で製造するために、炭化物微粒子を 0.5~30 mass% 添加した電気銅を真空中で加熱し、電気銅を溶解後、回転子の回転速度 25 s^{-1} で攪拌凝固した粒子分散強化銅鑄塊の室温における電気的および機械的特性を調べた。その結果を要約すると、次のようになる。

(1) 炭化タングステン粒子分散強化銅は WC 含有量が 20 mass% で、導電率が 77.9% IACS, ビッカース硬度が 107, 引張強さが 330 MPa, 伸びが 10.9%, 絞りが 16.4% であった。

(2) 炭化タンタル粒子分散強化銅は TaC 含有量が 20 mass% で、導電率が 73.4% IACS, ビッカース硬度が 85.4, 引張強さが 269 MPa, 伸びが 12.9%, 絞りが 16.4% であった。

(3) 炭化ニオブ粒子分散強化銅は NbC 含有量が 10 mass% で、導電率が 72.0% IACS, ビッカース硬度が 91.9, 引張強さが 330 MPa, 伸びが 25.2%, 絞りが 23.8% であった。

(4) 炭化チタン粒子分散強化銅は TiC 含有量が 5 mass% で、導電率が 85.2% IACS, ビッカース硬度が 70.0, 引張強さが 229 MPa, 伸びが 17.5%, 絞りが 14.3% であった。

(5) 炭化バナジウム粒子分散強化銅は VC 含有量が 5 mass% で、導電率が 68.9% IACS, ビッカース硬度が 77.2, 引張強さが 214 MPa, 伸びが 36.0%, 絞りが 32.0% であった。

文 献

- 1) F. A. BADIA: Trans. AFS, 79 (1971), p. 347
- 2) F. A. BADIA, D. F. MACDONALD and J. R. PEARSON: Trans. AFS, 79 (1971), p. 265
- 3) F. A. BADIA and P. K. ROHTAGI: Trans. AFS, 77 (1969), p. 402
- 4) 渡辺貞四郎: 第 9 回日本鑄物協会シンポジウム, 鑄造複合材料とその製造技術 (1981 年 1 月), p. 1
- 5) C. D. HERALD and D. M. SCRUGGS: U. S. Patent No. 3468658 (1969 年 9 月)
- 6) G. IMICH: U. S. Patent No. 2793949 (1957 年 5 月)
- 7) 長谷川正義: 噴射分散強化合金 (1980), p. 15 [日刊工業新聞社]
- 8) 大宮末男, 諏訪正輝: 第 9 回日本鑄物協会シンポジウム, 鑄造複合材料とその製造技術 (1981 年 1 月), p. 59
- 9) R. MEHRABIAN, R. G. RIEK and M. C. FLEMINGS: Metall. Trans., 5 (1974), p. 1899
- 10) 佐藤 彰: 鑄物, 53 (1981), p. 698
- 11) E. J. STEFANIDES: Design News, 46 (1979 年 1 月)
- 12) 濱住松二郎: 新金相学 (1961), p. 53 [三栄出版社]