



HOKKAIDO UNIVERSITY

Title	半凝固遠心鑄造法により作製したAl-Cr-Cu合金管の組織と耐摩耗性
Author(s)	大参, 達也; 室田, 康宏; 工藤, 昌行
Citation	日本金属学会誌, 66(5), 537-542 https://doi.org/10.2320/jinstmet1952.66.5_537
Issue Date	2002-05-01
Doc URL	https://hdl.handle.net/2115/74666
Type	journal article
File Information	1-2.pdf



半凝固遠心鑄造法により作製した Al-Cr-Cu 合金管の組織と耐摩耗性

大 参 達 也 室 田 康 宏* 工 藤 昌 行

北海道大学大学院工学研究科

J. Japan Inst. Metals, Vol. 66, No. 5 (2002), pp. 537-542
© 2002 The Japan Institute of Metals

Structure and Wear Resistance of Al-Cr-Cu Alloy Pipes Produced by a Semi-Solid Centrifugal Casting Process

Tatsuya Ohmi, Yasuhiro Murota* and Masayuki Kudoh

Division of Materials Science and Engineering, Graduate School of Engineering, Hokkaido University, Sapporo 060-8628

The solidification structure, hardness and wear resistance of surface composite castings of an Al-Cr-Cu alloy produced by a two-step process of stir-mix-quenching and centrifugal casting have been investigated. In this process, two kinds of molten metals with different compositions are mixed with agitation in a mixing vessel to produce semi-solid slurry containing fine intermetallic crystals, and then the slurry is centrifugally cast. In the stir-mix-quenching experiments, a hypoeutectic Al-Cu alloy melt was used for “the first melt” which acts as a coolant, and a hyperperitectic Al-Cr alloy melt with a higher liquidus temperature was used for “the second melt,” which is rapidly quenched to precipitate numerous primary intermetallic crystals when it is brought into contact with the first melt.

The structure, hardness and wear resistance of the specimen vary with the mass fraction of α -phase (aluminum solid solution) in the slurry. As the fraction of α -phase increases, the volume of macroscopic pores and hardness of the composite layer decrease. On the other hand, the composite layer has good wear resistance when the slurry with proper amount of α -phase was used. In such case, θ -phase (Al_2Cu) acts as an bonding material for the primary intermetallic crystals to form rigid network of hard phases.

(Received December 19, 2001; Accepted March 26, 2002)

Keywords: semi-solid processing, centrifugal casting, composite material, wear resistance, hardness, mixing, rapid solidification, aluminum alloy, intermetallic compound, structure control, solidification

1. 緒 言

硬質の強化粒子によるアルミニウム合金の複合化は、硬さや耐摩耗性の向上に有効である。その場合、必要な部位に必要な量だけ強化粒子が存在するように、粒子の空間的分布を制御できることが望ましい。その有力な手段の一つとして、強化粒子を含んだスラリー状の合金溶湯を遠心鑄造する手法¹⁻⁵⁾が挙げられる。この手法では、スラリーに遠心力を作用させ、液体と粒子との密度差を利用して粒子の分布を偏在化または傾斜化させる。

複合される強化粒子の種類としては、これまで、炭化ケイ素(SiC)¹⁻³⁾、シラス($\text{Al}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2$ 系)⁴⁾などのセラミックスや金属間化合物 Al_3Ti ⁵⁾を使用した研究例が報告されている。

セラミックスの強化粒子を使用する場合は、アルミニウム合金中に強化粒子を複合する工程が必要であるが、その操作に伴う困難を回避するために、しばしば市販の複合材料が発売材料として用いられる^{2,3)}。一方、金属間化合物を強化粒子とする例としては、初晶 Al_3Ti 粒子を含む過包晶 Al-Ti

合金を加熱して半溶融スラリーとし、これを遠心鑄造する手法が検討された⁵⁾。この手法には、強化粒子を複合化する工程が不要であるという利点がある。しかし、一般にアルミニウム合金から晶出する初晶金属間化合物は粗大に成長することが多く、機械的強度や加工性等に悪影響を及ぼすため、初晶を微細化する方策が必要である⁵⁾。

最近、著者らは、Al 溶湯と過包晶 Al-Cr 合金溶湯とを攪拌混合することにより微細な金属間化合物を含む半凝固スラリーを製造し、これを遠心鑄造する二段プロセスを試み、管状のアルミニウム合金鑄物の外周表面に微細な金属間化合物を集中分布させることに成功した⁶⁾。

本プロセスのスラリー製造工程において使用される二種類の溶湯のうち、Al 溶湯のように相対的に液相線温度の低い溶湯を 1 次溶湯、液相線温度の高い過共晶ないし過包晶の Al-遷移金属合金溶湯を 2 次溶湯と称する。本工程では、2 次溶湯は、混合容器内の 1 次溶湯の温度が低下した段階で攪拌混合されることにより、低温の 1 次溶湯と接触して急冷され(混合急冷効果^{7,8)})、微細な初晶金属間化合物を多数晶出する。そして、さらに攪拌が継続されることにより、微細金属間化合物粒子が均一分散し、混合合金全体がスラリー状になる。ここでは、この手法を「攪拌混合急冷法(Stir-

* 北海道大学大学院生、現在：日本鋼管(Graduate Student, Hokkaido University, Present address: NKK Co., Ltd.)

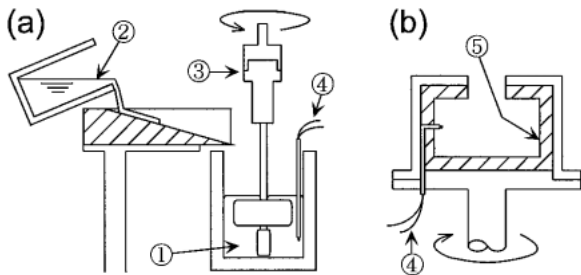


Fig. 1 Schematic illustration of the experimental apparatus. (a) Apparatus for sir-mix-quenching; (b) mold part of the vertical centrifugal caster. ① first melt, ② second melt, ③ stirrer, ④ thermocouple, ⑤ mold.

Mix-Quenching⁶⁾」と呼ぶことにする。なお、溶湯混合時における 1 次溶湯の状態としては、完全液相または半凝固スラリーが考えられるが、半凝固スラリーを用いた研究例についても、既に著者らが過共晶 Al-Si 合金の「スラリー・溶湯混合法」と称して報告している⁹⁻¹²⁾。

過包晶組成の Al-Cr 合金では最終凝固の反応型が包晶反応(液相 + Al₇Cr → Al 固溶体)¹³⁾であるため、マトリックスは α 相 (Al 固溶体) 単相になる。したがって、合金内の硬さ分布は初晶金属間化合物粒子の分布状態によって規定される。これに対して、第三元素として例えば Cu を添加した合金では、 α 相の硬さの向上¹⁴⁾や θ 相 (Al₂Cu) の晶出によって硬さの分布や耐摩耗性が変化する可能性がある。そこで、本研究では、攪拌混合急冷/遠心鋳造の二段プロセスによって Al-Cr-Cu 系鋳造管を作製し、その組織、硬さ、および耐摩耗性を調査した。

2. 実験方法

2.1 攪拌混合急冷法

Fig. 1(a) に、攪拌混合急冷法に用いた実験装置の模式図を示す。この装置は、攪拌装置と断熱レンガ製の混合容器(内径 60 mm、深さ 85 mm、肉厚 10 mm)とから構成されている。混合容器内の合金の温度をモニタするために K 熱電対を容器内壁近傍に設置した。また、攪拌子は直交する 2 枚のパドルを有している。

1 次溶湯には亜共晶組成の Al-4 mass%Cu 合金、また 2 次溶湯には過包晶組成の Al-10 mass%Cr 合金を使用した(以後、濃度単位は mass% を % と略記する)。1 次溶湯と 2 次溶湯との質量比は 3 : 1 とした。このとき、混合後の平均組成は Al-2.5%Cr-3%Cu となる。

Fig. 2 に、Al-Cr-Cu 系状態図の Cr 組成 2.5% における縦断面図¹⁵⁾を示す。これによると、Al-2.5%Cr-3%Cu 合金の凝固過程で晶出し得るクロムアルミナイドとして γ 相と β 相とがあり、平衡凝固過程では、(1) L + γ , (2) L + γ + β , (3) L + β , (4) L + β + α , (5) β + α + θ , の順に相構成が推移する。ただし、凝固時に液相が過冷した場合は、 β 相が初晶として晶出する可能性がある。これは過包晶組成の Al-Cr 二元合金においても同様であり、とりわけ攪拌混合急冷法では、2 次溶湯は混合急冷効果により大きく過冷し、初晶 β 相を晶出

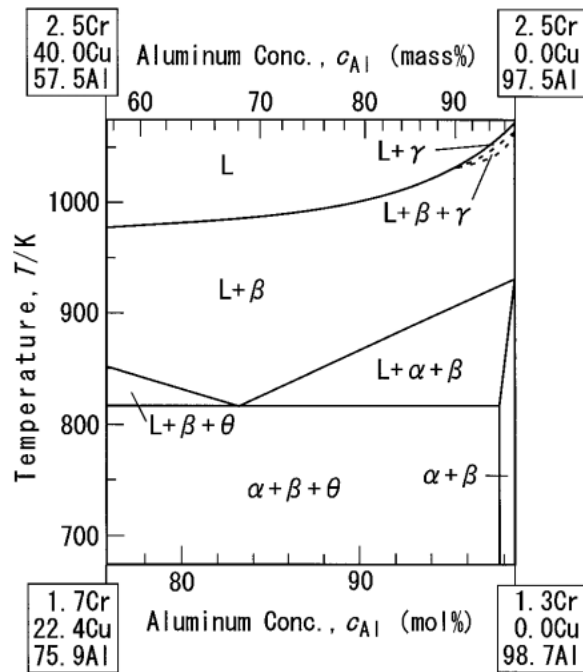


Fig. 2 Aluminum-side portion of the vertical cross section of the Al-Cr-Cu phase diagram at 2.5 mass%Cr¹⁵⁾. L : Liquid phase. α : Aluminum solid solution. β : Al₇Cr¹³⁾ or Al₄₅Cr₇. γ : Al₁₁Cr₂¹³⁾ or Al₅Cr. θ : Al₂Cu.

するものと推測される。そこで、ここでは(1)~(3)の領域で晶出する β 相と γ 相とを一括して初晶金属間化合物と称することにする。

攪拌混合急冷法の実験手順は、以下の通りである。

最初に、攪拌子を角速度 $4\pi \text{ s}^{-1}$ で回転させながら過熱度 100 K の 1 次溶湯を混合容器内に注湯し、攪拌を加えながら空冷した。1 次溶湯の温度が液相線温度直上まで低下した時点で、攪拌子の回転角速度を $12\pi \text{ s}^{-1}$ まで上昇させ、直ちに過熱度 50 K の 2 次溶湯を混合した。その後、攪拌を継続しながら混合合金を空冷させ、所定の凝固段階に達した時点で遠心鋳造した。

Fig. 3 に、攪拌混合急冷法単独の実験で得られた合金試料の温度変化の例を示す。本研究では、Fig. 3 に示す①~③の 3 種類の凝固段階で遠心鋳造を行った。すなわち、①は [L + β]、②および③は [L + β + α] であり、また、最終的に晶出する α 相の総量に対するスラリー中の α 相の質量割合 (f_α) は、それぞれ、① $f_\alpha = 0$, ② $f_\alpha = 0.035$, ③ $f_\alpha = 0.085$ である。

2.2 遠心鋳造

Fig. 1(b) に、本研究で使用した縦型遠心鋳造装置の鋳型部の形状を示す。鋳型は断熱レンガ製の円筒形容器(内径 80 mm・奥行き 40 mm・肉厚 10 mm)である。鋳型の回転角速度 (ω) は $38\pi \text{ s}^{-1}$ である。このとき、試料外周での遠心力の加速度は 59G となる。なお、本実験では鋳型の予熱は行わなかった。鋳型内での試料の冷却速度は攪拌混合急冷実験の約 1.4 倍であった。

また、比較材として、通常の遠心鋳造法および複合鋳込み遠心鋳造法¹⁶⁻¹⁸⁾による Al-2.5%Cr-3%Cu 合金の管状試料を作製した。複合鋳込み遠心鋳造法は、1 次溶湯と 2 次溶湯を

回転鑄型中に時間差鑄造する手法であり、鑄型内で溶湯混合が行われる点に特徴がある。

通常遠心鑄造においては、Al-2.5%Cr-3%Cu 合金の溶湯を過熱度 100 K で鑄造した。また、複合鑄込み遠心鑄造では、攪拌混合急冷法の場合と同じ溶湯の組み合わせを用いた。また、1 次溶湯の鑄込みから 2 次溶湯の鑄込みまでの時間間隔 ($\Delta\tau$) を 125 s とした。既報^{16,17)}の結果によると、複合鑄込み遠心鑄造法では $\Delta\tau$ 値を調節して溶湯混合時の 1 次溶湯を半凝固状態にすることにより、初晶金属間化合物の微細化が促進される。本研究で用いた条件は、管状試料の長手方向中央部において 1 次溶湯の凝固層が残存しない範囲で最大の $\Delta\tau$ として求めたものである。

以上のいずれの実験においても、鑄造された合金の総質量は約 340 g であり、作製された管状試料の半径方向の厚さは約 16 mm である。鑄造後、試料の縦断面のマクロ組織を観

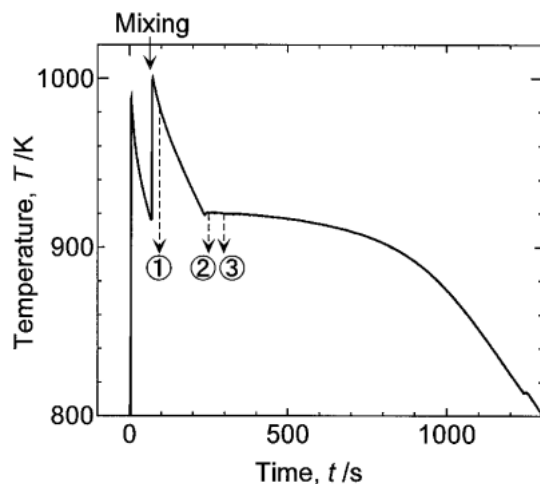


Fig. 3 Typical time-temperature curve measured during stir-mix-quenching. Mass ratio of α -phase in the mixed alloy slurry to the overall α -phase to be crystallized in the alloy, f_α , was ① $f_\alpha = 0$, ② $f_\alpha = 0.035$ or ③ $f_\alpha = 0.085$.

察するとともに、長手方向中央部近傍から試片を採取し、SEM の反射電子線像によるミクロ組織観察、ビッカース硬さ測定、および摩耗試験を行った。摩耗試験ではピンオンディスク式の摩耗試験機を用い、摩擦の相手材(ディスク)として FC20 鋳鉄を使用した。試験片(ピン)は直径 8 mm の円柱形であり、試料外周表面から約 0.5 mm 内周側に研削した状態で試験に供した。摩耗試験条件としては、摩擦速度を 1.9 m/s、接触圧力を 0.5 MPa、総摩擦距離を 5 km とした。

3. 結果および考察

3.1 管状試料縦断面のマクロ組織

Fig. 4 の(a)および(b)に、それぞれ通常遠心鑄造材および複合鑄込み遠心鑄造材のマクロ組織を示す。また、(c)~(e)に攪拌混合急冷スラリーを用いた遠心鑄造材(以後、「SMQ 遠心鑄造材」と称する)のマクロ組織を示す。Fig. 4(c)~(e)の各試料は、それぞれ Fig. 3 に示した①~③の凝固段階のスラリーを遠心鑄造したものである。Fig. 4 の試料のいずれにも明度の異なる 3 種類の領域が観察される。最も白い領域は主として α 相から成る領域、灰色の領域は初晶金属間化合物が存在する領域、また、黒い斑点は気孔欠陥である。

Fig. 4 の試料の共通の特徴として、外周側に初晶金属間化合物が集中分布した複合層が存在する。通常遠心鑄造材(a)では、ミリオーダーにも及ぶ粗大な初晶金属間化合物が観察される。これに対して、複合鑄込み遠心鑄造材(b)および SMQ 遠心鑄造材(c)~(e)の試料の初晶金属間化合物は、肉眼では識別できないほど微細化されている。しかし、複合層の組織は試料によって異なっており、(b)の試料では、上部外周側に 1 次溶湯凝固殻の一部が未溶解のまま残存している。また、SMQ 遠心鑄造の場合、 α 相を含有したスラリーを使用した(d)および(e)の試料では、粒状の α 相が複合層内に観察される。また、スラリー中の α 相晶出割合 f_α が増加するほど、複合層内に観察される粒状 α 相の割合が増加すると共に、複合層の厚さが増加する傾向が見られる。

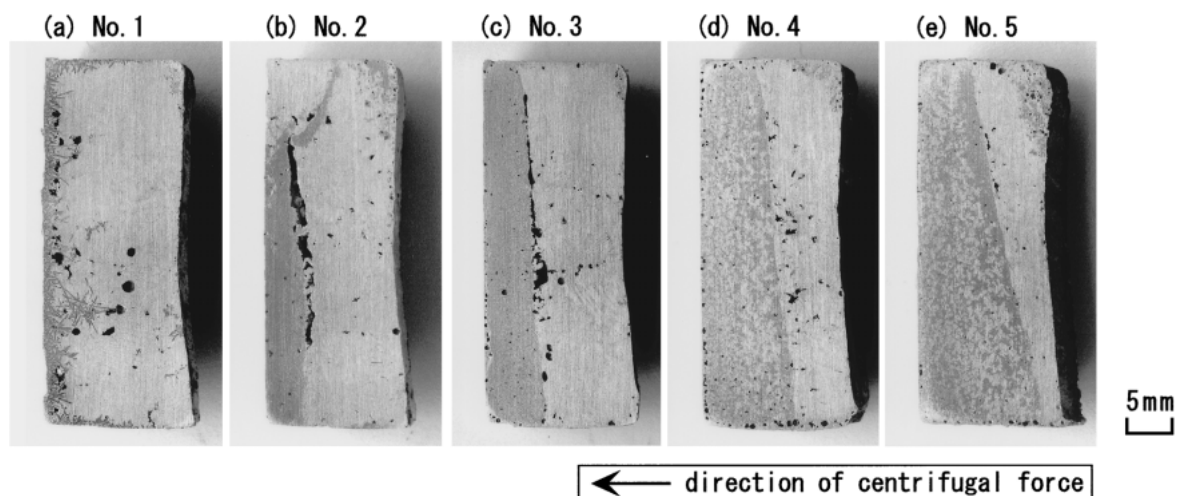


Fig. 4 Macrostructures showing the formation of the composite layer and pores in the tubular castings. Specimens : (a) No. 1 produced by the conventional centrifugal casting, (b) No. 2 produced by Centrifugal Duplex Casting, (c) No. 3 produced by the centrifugal casting of the mixed alloy slurry of $f_\alpha = 0$, (d) No. 4 produced by the centrifugal casting of the slurry of $f_\alpha = 0.035$, (e) No. 5 produced by the centrifugal casting of the slurry of $f_\alpha = 0.085$.

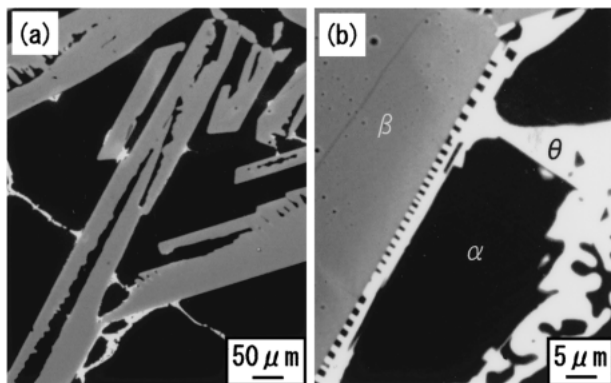


Fig. 5 Microstructures in the composite layer in the specimen No. 1.

次に気孔欠陥について検討する．これらの気孔欠陥は，主として複合層と内層との境界部に生成しており，とりわけ通常遠心铸造材(a)，複合铸込み遠心铸造材(b)，および $f_{\alpha}=0$ のSMQ遠心铸造材(c)において顕著である．これに対して，(c)～(e)の比較から明らかなように， f_{α} 値の大きなSMQ遠心铸造材ほど気孔欠陥が軽減する傾向がある．これらの気孔欠陥をもたらした要因に関しては，以下のように考えられる．

第一に，铸型の熱吸収能が低い場合，試料内周表面からの拔熱の影響が相対的に大きくなり，铸物内部に最も凝固の遅れる領域ができる¹⁹⁾．また，Al-Cr二元系合金の試料⁶⁾ではこのような気孔欠陥が観察されなかったことから，Cu添加による影響が第二の要因として挙げられる．一般にAl-Cu系合金は広い凝固温度範囲を有するため，凝固収縮や吸収ガスに起因する気孔欠陥が生じやすいことが指摘されている²⁰⁾．本研究の実験条件では，以上の二つの要因が重なることによって気孔欠陥が生成しやすくなったものと考えられる．したがって， f_{α} 値の大きいSMQ遠心铸造材の場合は，予め粒状晶として晶出させる α 相の量を多くすることによって，第二の要因を緩和するとともに，遠心分離効果により外周側の液相率を減少させ，外周からの凝固の進行を容易にすることによって，第一の要因を緩和することができたものと推測される．

3.2 複合層のマイクロ組織

Fig. 5(a)は，通常遠心铸造材の複合層のマイクロ組織である．黒い領域が α 相，灰色の領域が β 相，白い領域が θ 相である． θ 相の一部は β 粒子に付着するように晶出している．この部分の拡大写真をFig. 5(b)に示す．粗大な β 粒子の表面上に θ 相と α 相とが交互に晶出して規則的な幾何学的パターンを形成している．この特異な組織の形成機構については後で検討を加える．

Fig. 6は，複合铸込み遠心铸造材およびSMQ遠心铸造材における複合層のマイクロ組織を示している．Fig. 6(a)は複合铸込み遠心铸造材，また，(b)～(d)はそれぞれFig. 4(c)～(e)に示したSMQ遠心铸造材に対応している．Fig. 7(a)～(d)は，それぞれFig. 6(a)～(d)の拡大写真である．

まず，金属間化合物の分布という観点からFig. 6の各組

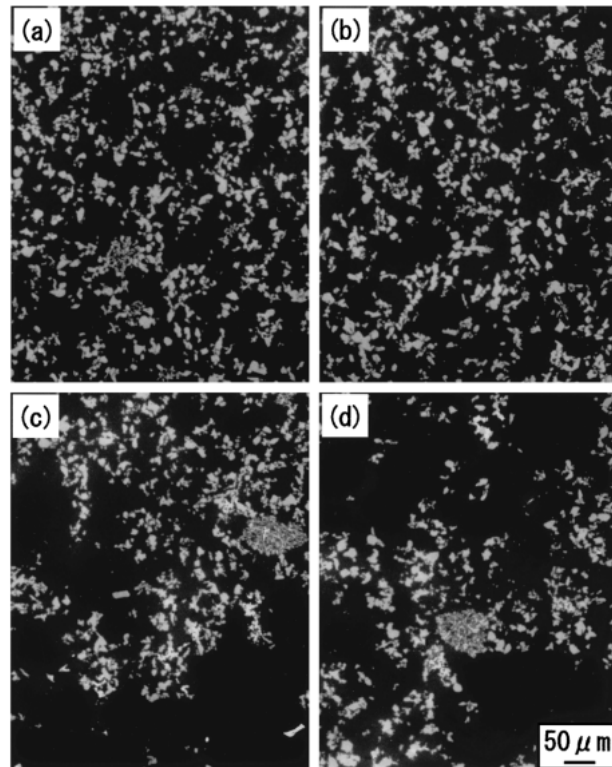


Fig. 6 Microstructures in the composite layer in the specimens No. 2 (a), No. 3 (b), No. 4 (c) and No. 5 (d).

織を比較する．(a)の複合铸込み遠心铸造材および(b)のSMQ遠心铸造材($f_{\alpha}=0$)を $10^1 \sim 10^2 \mu\text{m}$ オーダーのスケールで観察すると，初晶 β 粒子が堆積する過程で互いに連係することによって形成した海綿状の堆積構造¹⁸⁾が見られるものの，1 mm オーダー以上のスケールでは均一な分布となっている．これに対して， α 相を含有したスラリーを遠心铸造した(c)および(d)では， α 粒状晶に相当する金属間化合物空白領域が観察される．なお，例えばFig. 6(d)に明瞭に見られるように，極めて微細な初晶粒子から成る島状の集団組織がFig. 6の全ての試料で観察された．これは，溶湯混合過程で急冷された2次溶湯の流体塊が，濃度の独立性を保ったまま最終凝固に至ったものである^{16-18,21)}．

次に，Fig. 7において各試料における θ 相の分布を比較すると，複合铸込み遠心铸造材(a)では θ 相がほとんど観察されないのに対し，SMQ遠心铸造材(b)～(d)では， θ 相が初晶 β 相の微細粒子を橋渡しするように晶出している．後者の傾向は， α 相を含有しないスラリーを遠心铸造した(b)よりも， α 相を含有したスラリーを用いた(c)および(d)の試料の方がより顕著である．複合層内の θ 相の晶出量が試料によって異なる要因については，以下のように考えられる．

まず，複合铸込み遠心铸造では，1次溶湯と2次溶湯との混合は回転铸型内で行われ，2次溶湯は濃度の独立性を比較的保ったまま，内部で初晶 β 相を晶出しつつ铸型外周側に移動して複合層を形成する^{16,17)}．したがって，初晶 β 粒子の周囲の液相Cu濃度は相対的に低くなる．これに対して，攪拌混合急冷スラリーでは液相中のCu濃度は均一であり，また， α 相の晶出量が多くなるほど液相Cu濃度は高くなる．

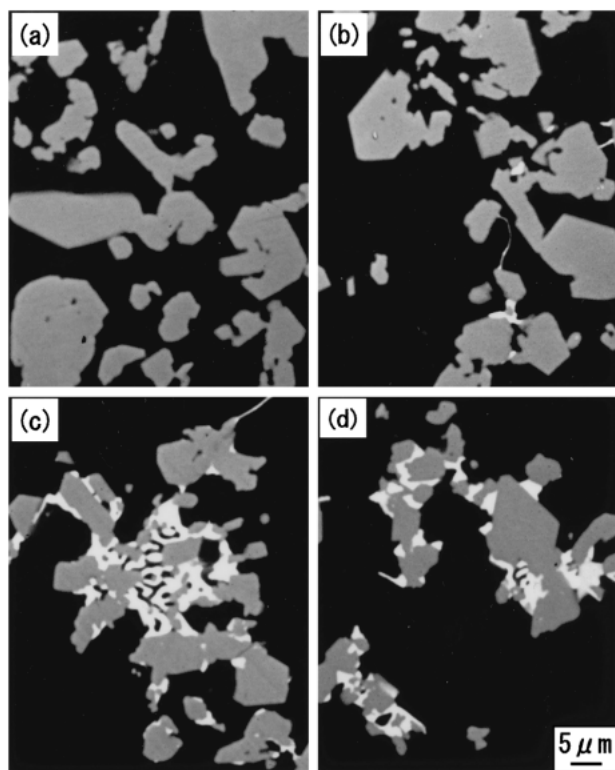


Fig. 7 Magnified images of the microstructures shown in Fig. 6. Specimens : (a) No. 2, (b) No. 3, (c) No. 4, (d) No. 5.

Fig. 7(c), (d)の試料において θ 相の晶出が顕著なのはこのためであると考えられる。

次に、SMQ 遠心鑄造材に見られる θ 相の特徴的な晶出挙動を検討するために、攪拌混合急冷法単独の実験を行い、Fig. 3の③に対応する凝固段階でスラリーを水中急冷した試料と、そのまま混合容器内で空冷凝固させた試料とを作製した。それぞれの試料のミクロ組織をFig. 8(a)および(b)に示す。水中急冷試料(a)では、 θ 相は初晶 β 粒子の表面以外の α デンドライト間隙にも晶出している。Fig. 2によると、 θ 相の晶出する凝固反応は、 $[\beta + \alpha + \theta]$ の3相が晶出する三元共晶反応であるが、 α デンドライト間隙の θ 相の近傍には共晶 β 相は観察されなかった。一方、空冷凝固材では θ 相はもっぱら初晶 β 粒子に付着した状態で晶出している。これらの結果は、三元共晶反応における共晶 β 相の新たな核生成が困難であることを示唆しており、溶質拡散のための時間的余裕がある空冷凝固材の場合は、初晶 β 粒子の表面を基盤として三相共存状態を実現する方が容易であったものと推測される。Fig. 5(b)に示した通常遠心鑄造材の特異な組織についても同様の要因により生成したものと推測される。

3.3 管状試料外周表面近傍の硬さと耐摩耗性

Fig. 9にビッカース硬さ試験と摩耗試験の結果を示す。硬さの値は、外周表面から1 mm内周側の位置における5点の測定値の平均値である。また、Fig. 9で摩耗速度として示したのは、比摩耗量(単位荷重, 単位摩擦距離当たりの摩耗体積)である。

Fig. 9によると、通常遠心鑄造材(No. 1)は硬さは最も高

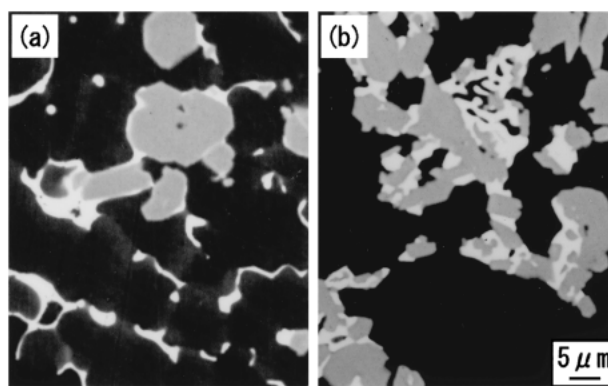


Fig. 8 Microstructures of the mixed alloy slurry of $f_{\alpha}=0.085$. (a) Water-quenched slurry (specimen No. 6). (b) Air-cooled slurry (specimen No. 7).

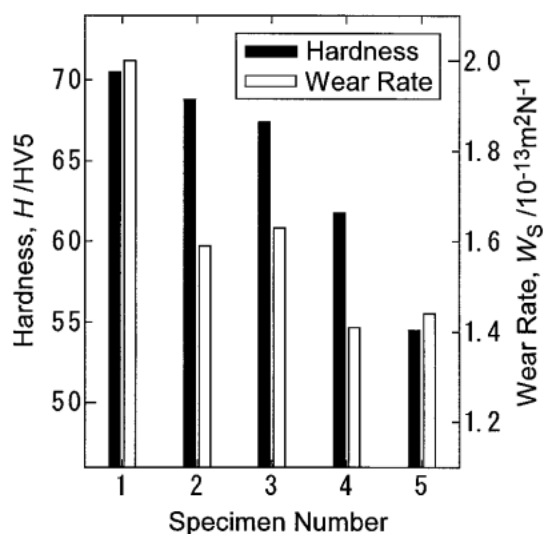


Fig. 9 Results of the hardness and the wear tests. The applied load in the hardness tests was 49 N.

いが耐摩耗性は低い。本試料では、摩耗試験途中(摩擦距離3 km)で、粗大な初晶金属間化合物の破片が脱落して試料が大きく欠損したため、この時点で試験を停止した。

一方、複合鑄込み遠心鑄造材(No. 2)およびSMQ 遠心鑄造材(No. 3~5)では、硬さに関してはNo. 2およびNo. 3が高く、No. 5が最も低い。この傾向は複合層内における α 粒状晶の存在割合に対応しており、 α 粒状晶の割合が多くなるほど硬さが低下する。

次に、耐摩耗性に関してFig. 9の結果を比較すると、No. 4およびNo. 5が最も耐摩耗性に優れており、硬さの傾向とは対応していないことが注目される。既報¹⁸⁾のように、Al-Cr二元系の複合鑄込み遠心鑄造材の場合、耐摩耗性は硬さの増加に対応して向上する結果が得られているが、Fig. 9の結果はこれとは異なる傾向を示している。この原因について、複合層における θ 相の晶出挙動という観点から考察を試みる。

Fig. 10は、 $f_{\alpha}=0.085$ のスラリーから作製したSMQ 遠心鑄造材(No. 5)および同条件の攪拌混合急冷実験で作製した水中急冷材(No. 6)と空冷凝固材(No. 7)について、 α 粒状晶

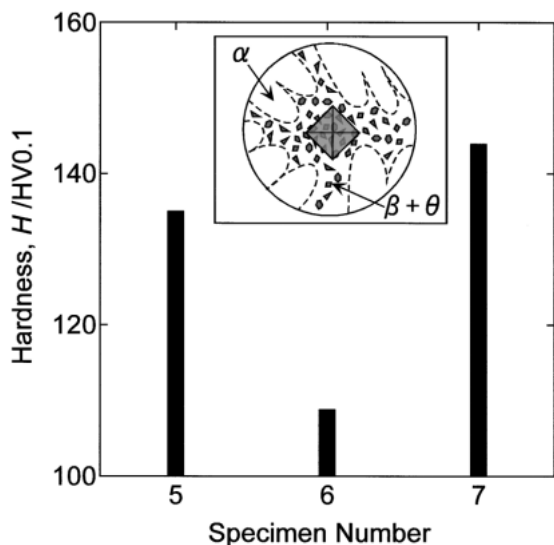


Fig. 10 Microhardness of the α - β - θ coexisting area in the specimens No. 5, No. 6 and No. 7. The applied load in the microhardness tests was 0.98 N.

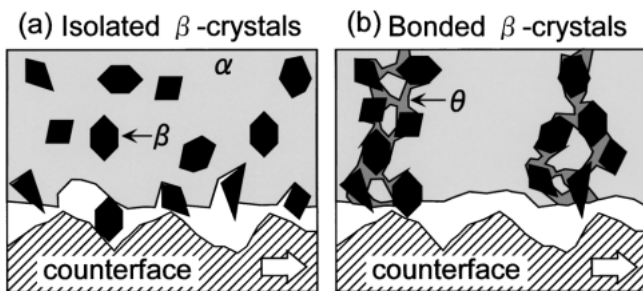


Fig. 11 Schematic illustration about the θ -bonding effect on the wear behavior.

間隙の初晶 β 粒子分布領域の微小硬さを測定した結果である。この結果から明らかなように、スラリーを急冷した場合よりも徐冷した場合の方が高い硬さを示している。これは、Fig. 7(d)および Fig. 8(b)に示したように、 θ 相が初晶 β 相表面に優先的に晶出したことに起因すると考えられる。

硬質粒子分散型のアルミニウム基複合材料や過共晶 Al-Si 合金に関する従来の研究²²⁻²⁴⁾によると、硬質粒子の過度の微細化は材料の耐摩耗性を低下させる傾向がある。この要因としては、硬質粒子のサイズが小さすぎると、摩耗面に露出した粒子が容易に脱落したり、摩耗面近傍のマトリックスの塑性流動に抗しきれないことなどが挙げられる。したがって、Fig. 11 に模式的に示すように、 θ 相を介して微細な初晶 β 粒子が強固に連係した組織を生成させることは、耐摩耗性の向上に有効であると考えられる。このような観点から、 f_α 値の大きな SMQ 遠心鋳造材が硬さが低いにも関わらず良好な耐摩耗性を示す理由を説明することができる。

4. 結 言

攪拌混合急冷法で製造した半凝固スラリーを遠心鋳造する二段プロセスにより Al-Cr-Cu 合金鋳造管(SMQ 遠心鋳造

材)を作製し、その組織と、外周表面近傍における硬さおよび耐摩耗性を調査し、通常の遠心鋳造法および複合鋳込み遠心鋳造法により作製した試料と比較した。得られた結果を以下に要約する。

(1) いずれの試料でも外周側に初晶金属間化合物が集中分布した複合層が存在する。初晶金属間化合物は、通常遠心鋳造材では粗大に晶出するが、複合鋳込み遠心鋳造材および SMQ 遠心鋳造材では顕著に微細化される。

(2) SMQ 遠心鋳造材では、鋳造されたスラリー中の α 相晶出割合 (f_α) の増加に伴い、複合層内の粒状 α 相の割合および複合層の厚さが増加する。

(3) Cu の含有により、複合層と内層との境界部に気孔欠陥が生成しやすくなる。しかし、SMQ 遠心鋳造材では f_α 値を大きくすることにより気孔欠陥は軽減される。

(4) α 相含有スラリーを用いた試料では、複合層内に α 粒状晶が存在するためマクロ的硬さは低くなるが、耐摩耗性は優れている。本試料では、微細な初晶 β 粒子が θ 相を介して強固に連係した組織が形成しており、これが耐摩耗性の向上をもたらしたものと推測される。

文 献

- 1) Y. Fukui, Y. Oya-Seimiya and K. Nakanishi: Trans. JSME **A57** (1991) 1790-1793.
- 2) M. Mizuno, T. Matsuoka and T. Inoue: J. Soc. Sci., Japan **42** (1993) 1046-1051.
- 3) Y. Fukui, H. Yonekura, Y. Watanabe and K. Nakanishi: Trans. JSME **A60** (1994) 1384-1389.
- 4) N. Yamanaka, Y. Watanabe, Y. Fukui and S. Nunomura: J. JILM **44** (1994) 330-335.
- 5) Y. Watanabe and Y. Fukui: J. JILM **46** (1996) 395-403.
- 6) T. Ohmi, Y. Murota and M. Kudoh: Mater. Trans., JIM **40** (1999) 1063-1068.
- 7) T. Ohmi, K. Matsuura, M. Kudoh and Y. Itoh: J. JILM **48** (1998) 42-47.
- 8) T. Ohmi, K. Matsuura, M. Kudoh and Y. Itoh: J. JILM **48** (1998) 618-623.
- 9) T. Ohmi, K. Minoguchi, M. Kudoh, Y. Itoh, K. Matsuura and K. Ishii: J. Japan Inst. Metals **58** (1994) 324-329.
- 10) T. Ohmi, K. Minoguchi, M. Kudoh, Y. Itoh and K. Matsuura: J. JILM **44** (1994) 504-509.
- 11) T. Ohmi, K. Minoguchi, M. Kudoh, Y. Itoh and K. Matsuura: J. Japan Inst. Metals **58** (1994) 1311-1317.
- 12) T. Ohmi and M. Kudoh: Mater. Japan **37** (1998) 102-105.
- 13) J. L. Murray: *Binary Alloy Phase Diagrams* (2nd. Ed.), ed. by T. B. Massalski, (ASM, 1990) pp. 138-140.
- 14) T. Ohmi, K. Takahashi and M. Kudoh: J. Japan Inst. Metals **65** (2001) 1038-1044.
- 15) G. Petzow and G. Effenberg: *Ternary Alloys* (Vol. 4), (VCH, 1991) pp. 311-319.
- 16) T. Ohmi, Y. Kimura, Y. Itoh, M. Kudoh and K. Matsuura: J. Japan Inst. Metals **60** (1996) 490-496.
- 17) T. Ohmi, Y. Kimura, Y. Itoh, M. Kudoh and K. Matsuura: Mater. Trans., JIM **38** (1997) 879-885.
- 18) T. Ohmi, Y. Kimura, Y. Itoh, K. Matsuura and M. Kudoh: J. Japan Inst. Metals **63** (1999) 429-434.
- 19) K. Murata, H. Harada, T. Nakata and T. Umeda: J. F. S. **66** (1994) 110-115.
- 20) T. Takahashi and A. Kaimio: *Casting and Solidification*, ed. by JIM, (JIM, 1992) pp. 223-261.
- 21) T. Ohmi, M. Ueda and M. Kudoh: J. F. S. **69** (1997) 822-827.
- 22) F. M. Hosking, F. Folgar Portillo, R. Wunderlin and R. Mehrabian: J. Mater. Sci. **17** (1982) 477-498.
- 23) T. Fujita, F. Kiyota, T. Hirano and Y. Kojima: J. JILM **37** (1987) 677-682.
- 24) T. Tanaka: J. JILM **42** (1992) 161-167.