



HOKKAIDO UNIVERSITY

Title	複合鋳込み遠心鋳造法により作製したAl-Cr合金傾斜機能材の硬さと耐摩耗性
Author(s)	大参, 達也; 木村, 欣晃; 伊藤, 洋一 他
Citation	日本金属学会誌, 63(4), 429-434 https://doi.org/10.2320/jinstmet1952.63.4_429
Issue Date	1999-04
Doc URL	https://hdl.handle.net/2115/74673
Type	journal article
File Information	1-10.pdf



複合鋳込み遠心鋳造法により作製した Al-Cr 合金 傾斜機能材の硬さと耐摩耗性

大参達也 木村欣晃[†] 伊藤洋一
松浦清隆 工藤昌行

北海道大学大学院工学研究科

J. Japan Inst. Metals, Vol. 63, No. 4 (1999), pp. 429-434

Hardness and Wear Resistance of Functionally Graded Hyperperitectic Al-Cr Alloys Produced by Centrifugal Duplex Casting

Tatsuya Ohmi, Yoshiaki Kimura[†], Youichi Itoh,
Kiyotaka Matsuura and Masayuki Kudoh

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

Centrifugal Duplex Casting (CDC process) is applicable to produce an aluminum-cast pipe with an *in-situ* composite layer containing fine intermetallic crystals. In this process, two kinds of molten metal, *i.e.* molten aluminum (the first melt) and molten Al-Cr alloy with a higher liquidus temperature (the second melt), are cast in sequence at a given interval into the rotating mold of a centrifugal caster.

In the present paper, the solidification structure, hardness and wear resistance of Al-Cr alloy pipes produced by the CDC process were investigated. In the composite layer, there was a slightly graded hardness distribution: the hardness decreased gradually as the distance from the outer periphery of the pipe increases. The profile of hardness resembled that of the volume fraction of intermetallic crystals. The hardness and wear resistance of the outside surface of the CDC pipes increased as the chromium concentration of the second melt or the rotation speed of the mold increased.

The pipes with coarse intermetallic crystals, which were produced by the conventional centrifugal casting process, were fractured in the course of wear tests. On the other hand, the CDC pipes exhibited homogeneous-wear behavior because of the refinement of intermetallic crystals.

(Received August 24, 1998; In Final Form November 24, 1998)

Keywords: centrifugal casting, functionally graded materials, solidification structure, hardness, wear resistance, aluminum alloy, intermetallic compound

I. 緒 言

アルミニウム材の耐摩耗性の向上には、硬質粒子による表面の複合化が有効である⁽¹⁾⁽²⁾。近年、遠心力を利用して Al-遷移金属系の金属間化合物をアルミニウム合金鋳造材の表面に集中分布させるプロセスが検討されている⁽¹⁾⁻⁽³⁾。この手法は大量生産が容易であり、また、複合領域の傾斜機能化が可能であることからアルミニウム合金の表面厚膜硬化プロセスの一つとして注目されている⁽⁴⁾。

最近、著者らは「複合鋳込み遠心鋳造法」と称する新しい手法を考案し、これを Al-Cr 合金に適用することにより、微細な初晶金属間化合物が外周部に偏在した管状の表面複合鋳

物が作製できることを報告した⁽⁵⁾。本手法では、回転鋳型中に Al 溶湯(1次溶湯)と高 Cr 濃度の Al-Cr 合金溶湯(2次溶湯)とを時間差鋳造する。2次溶湯は、高速で回転する1次溶湯の湯面に衝突し、1次溶湯との密度差により外周側に移動していくが、この過程で分散・急冷され、微細な初晶金属間化合物を多数含んだ半凝固状態で外周部に集積して表面複合層を形成する。この機構により初晶の微細化と偏在化とが同時に実現される。

本研究では、複合鋳込み遠心鋳造法により作製した Al-Cr 系表面複合鋳物における組織、硬さ分布および外周表面の耐摩耗性を調査し、2次溶湯の組成と鋳型回転速度との影響について検討した。

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)⁽⁶⁾であり、また、Al 固溶体(α相)における Cr の最大固溶限(0.67 mass%)が低い。このた

[†] 北海道大学大学院生、現在：新日本製鐵㈱(Graduate Student, Hokkaido University, Present address: Nippon Steel Co., Ltd.)

め、合金試料の硬さや耐摩耗性の変化を初晶金属間化合物粒子の分布と関連付けて検討することが容易であり、モデル合金として好適である。

II. 実験方法

実験で使用した横型遠心铸造装置は、鋳型を回転させた状態で試料内の温度を計測するためのスリップリング機構を備えている⁽⁵⁾。鋳型は断熱レンガ製の円筒形鋳型(内径 80 mm・奥行き 40 mm・肉厚 10 mm)である。鋳型の回転速度(N)は 3 水準(19, 29, および 38 s^{-1})とした。これらの条件における試料外周での遠心力の重力倍数はそれぞれ 59G, 151G, 234G である。

铸造された溶湯の総質量は 336 g, 作製された管状試料の肉厚は約 16 mm である。1 次溶湯には Al を、2 次溶湯には 3 種類の Al-Cr 合金(Al-10, 15, および 20 mass%Cr)を使用した(以下、濃度単位の mass% を % と略記する)。また、1 次溶湯と 2 次溶湯との質量比を 3 : 1 とした。铸造時の溶湯の過熱度は、1 次溶湯に関しては 100 K, 2 次溶湯に関しては 50 K に設定した。

前報⁽⁵⁾の結果によると、複合層の組織は 2 次溶湯の鋳込みのタイミングにより変化する。すなわち、二段階の鋳込み操作の間の時間間隔($\Delta\tau$)が短すぎる場合には、複合層は微細粒子複合層と粗大粒子複合層との二層組織となる。粗大粒子複合層の形成は、 $\Delta\tau$ を長くして溶湯混合時の 1 次溶湯の固相割合(f_{S1})を増加させることにより抑制される。しかし、 f_{S1} を大きくしすぎると 1 次溶湯の凝固層が外周部に残存するようになる。本研究では、Al-10%Cr, Al-15%Cr および Al-20%Cr の各 2 次溶湯を用いた組み合わせに対してそれぞれ $f_{S1}=0.40, 0.54, 0.67$ とした。これらの値は、铸造管試料の長手方向中央部に 1 次溶湯凝固層が残存しない範囲で最大の f_{S1} として求めたものである。

铸造実験後、試料長手方向中央部を輪切りにして断面のビッカース硬さを測定した。また、ピンオンディスク式の摩耗試験機を用いて試料外周表面の耐摩耗性を調べた。摩耗試験の相手材(ディスク)は FC20 鋳鉄であり、試験片(ピン)は直径 8 mm の円柱形である。摩耗試験条件として、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。また、比較のために、Al-2.5%Cr 合金および Al-5%Cr 合金の通常遠心铸造材⁽⁵⁾を対象とした摩耗試験も併せて行った。これらの合金組成は、それぞれ、2 次溶湯が Al-10%Cr および Al-20%Cr の場合の複合鋳込み遠心铸造材の混合組成に対応する。

試料のマクロ組織の顕出には王水($\text{HCl}:\text{HNO}_3:\text{C}_3\text{H}_5(\text{OH})_3=3:1:2$)を使用し、 α 相マトリックスの結晶粒組織を観察した。また、ミクロ組織の観察は、SEM の反射電子線像によった。

III. 実験結果および考察

1. 複合層の組織と硬さ分布

Fig. 1 に、複合鋳込み遠心铸造材の長手方向中央部の横断面におけるマクロ組織の例を示す。本試料は、2 次溶湯として Al-10%Cr 合金を用い、鋳型回転速度 $N=29 \text{ s}^{-1}$ の条件で作製したものである。試料外周部には厚さ約 5~6 mm の複合層が観察される。複合層の内周側は α 相のみの領域である。マトリックスの α 結晶粒は、複合層と α 単相領域との境界を横切って連続的に成長している。このことから、本研究では硬さの分布に影響を及ぼす因子として初晶金属間化合物の分布のみに着目した。

Fig. 2 に、複合鋳込み遠心铸造材のビッカース硬さ分布に及ぼす 2 次溶湯の Cr 濃度(c_2)の影響を示す。横軸は試料外周からの半径方向距離(y)を示している。各プロットの値は、 y の等しい円周上の 5 点の測定値を平均したものである。鋳型の回転速度は 29 s^{-1} である。いずれの試料においても外周部に、表面複合層に対応する硬さの高い領域が存在する。複合層では外周側ほど硬い傾斜的な硬さ分布が見られる。 $c_2=10\%$ の試料では、外周部の硬さは内周部の α 単相領域の約 2 倍である。また $c_2=20\%$ の場合は、外周部の硬さがより高くなるとともに、複合層の厚さが増加している。

Fig. 3 は、Fig. 2 に示した二種類の試料の外周近傍($y=1 \text{ mm}$)におけるミクロ組織を示している。白い粒子が初晶金属間化合物である。二つの試料を比較した場合、特に注目されるのは、 $c_2=20\%$ の場合(b)では微細な金属間化合物が島状の集団組織となる傾向が顕著に見られることである。このような集団組織の起源は、濃度的な独立性を保ったまま最終

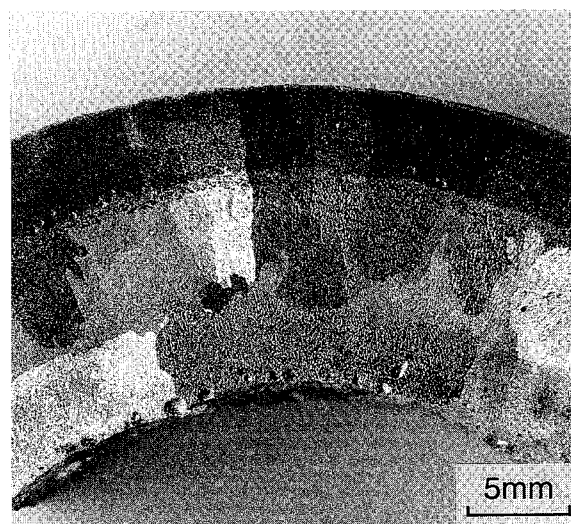


Fig. 1 Macrostructure of a part of the transverse cross section of a CDC pipe produced with the combination of Al and Al-10 mass%Cr alloy. The rotation speed of the mold, N , was 29 s^{-1} .

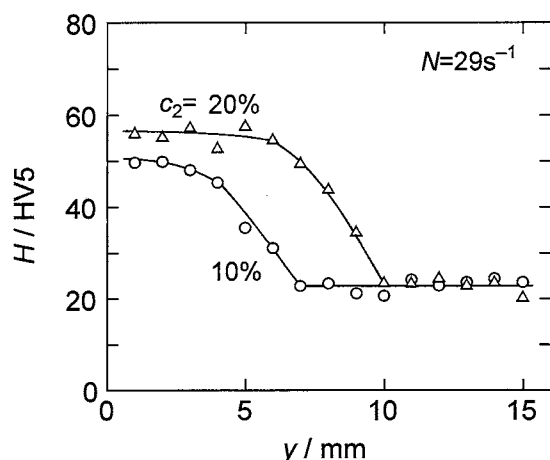


Fig. 2 Effect of the Chromium concentration of the second melt, c_2 , on the hardness distribution in the radial direction of the CDC pipes. y : Distance from the outer periphery of the specimen. H : Vickers hardness.

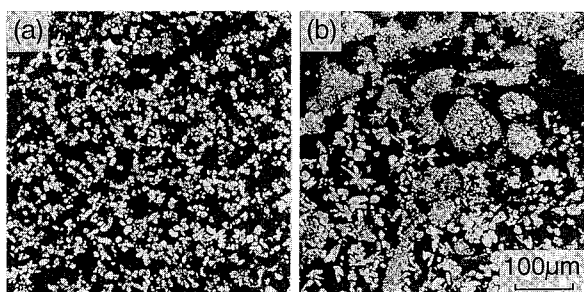


Fig. 3 Microstructures near the outer periphery of the CDC pipes. White particles are the intermetallic crystals. (a) $c_2=10$ mass%, (b) $c_2=20$ mass%.

凝固に至った 2 次溶湯の流体塊である⁽⁵⁾。 c_2 が高い場合には、初晶凝固過程の初期に流体塊の見掛けの粘度が急速に増大し、その結果、流体塊の形状が保存されやすくなると考えられる⁽⁷⁾。

Fig. 4 は、Fig. 3(b)に見られるような島状集団について、初晶金属間化合物の体積率 f_v と硬さとの関係を調査した結果である。比較のために、Al 溶湯中に Al-5%Cr ないし Al-10%Cr 合金溶湯を噴流混合した後に炉冷凝固させた実験⁽⁸⁾の試料について測定した結果を併せて示す。これらの噴流混合材では、混合する Al-Cr 合金の溶質濃度が低い場合でも明瞭な島状集団が観察される⁽⁸⁾ため、粒子体積率の低い集団に関する測定が可能であった。なお、Fig. 4 では、サイズが大きく金属間化合物の分布が緻密かつ均一な集団を選んで測定を行っているが、深さ方向における組織の均一性については必ずしも保証されない。集団が十分な深さまで存在しない場合は、相対的に低い硬さ値として測定される点には注意を要する。しかし、複数個の集団を測定することにより、およその水準を見積もることは可能であろう。Fig. 4 によると、例えば Al-20%Cr に相当する初晶体積率を有する集団ではお

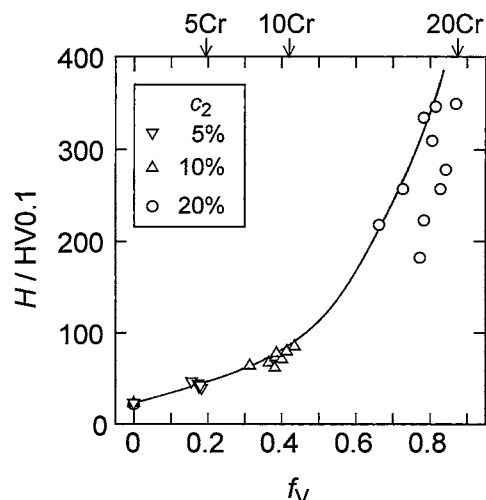


Fig. 4 Relationship between the volume fraction of intermetallic crystals, f_v , and the hardness of the clusters of fine intermetallic crystals in the specimens produced by the CDC process (○) and Injection Quenching⁽⁸⁾ (▽ and △). The arrows indicate the calculated values of f_v for Al-5, 10 and 20 mass%Cr alloys.

よそ 400HV、Al-10%Cr に相当する集団では約 90HV になる。この結果を Fig. 2 における複合層の硬さとを比較すると、後者の水準が著しく低いことがわかる。この傾向は Al-20%Cr の 2 次溶湯を用いた場合に特に顕著である。次に、このような結果をもたらした要因について検討する。

Fig. 3(a)および(b)に示した組織における初晶金属間化合物粒子の平均体積率は、それぞれ 26.3% および 35.4% であった。Fig. 3(b)に示した試料においては、個々の島状集団の硬さは高いが、これらの集団が密に充填されていないために、マクロ的な平均硬さは低くなる。一方、Fig. 3(a)の試料の場合、初晶粒子は比較的均一に分布しているにもかかわらず複合層の硬さは Al-10%Cr 合金の水準に達していない。Al-10%Cr の 2 次溶湯の場合、流体塊は Al-20%Cr 合金ほどには見掛けの粘度が増加しないため、混合・急冷過程で希釈されて濃度が減少する結果、流体塊の充填は容易になる反面、流体塊自体の粒子体積率が減少するものと推察される。

また、Fig. 3(a)には、金属間化合物粒子が連係して海綿状の構造を形成している部分が多く観察される。Fig. 5 はその一例である。このような粒子の連係は、成長過程にある粒子が移動しつつ互いに接触した結果生じたものと推測される。一般に、流体中を沈降する粒子が互いに接触したときに強固な結合をつくる傾向がある場合、これらの粒子は間隙率の高い堆積構造を形成する。例えば、Vold の解析⁽⁹⁾によると、球状粒子を一個ずつ沈降堆積させるシミュレーションにおいて、接触した粒子同士が完全に結合すると仮定した場合に計算される堆積物の体積固相率は約 13% である。また、土質工学の知見によると、綿毛構造と呼ばれる極めて間隙率の高い構造を持つ粘土は、水中の微細な土粒子が互いに結合しつつ堆積することにより生成する⁽¹⁰⁾。三笠の報告⁽¹¹⁾によ

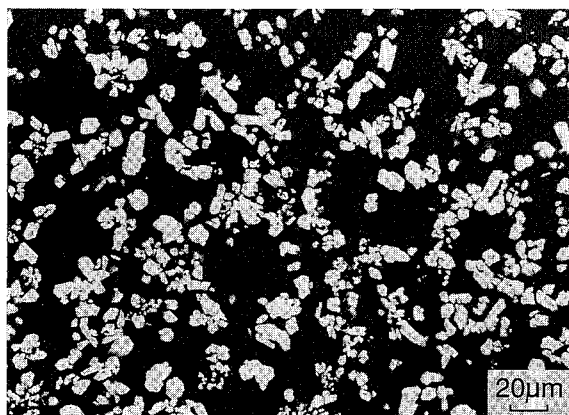


Fig. 5 Spongy structure of accumulated intermetallic crystals observed on Fig. 3(a).

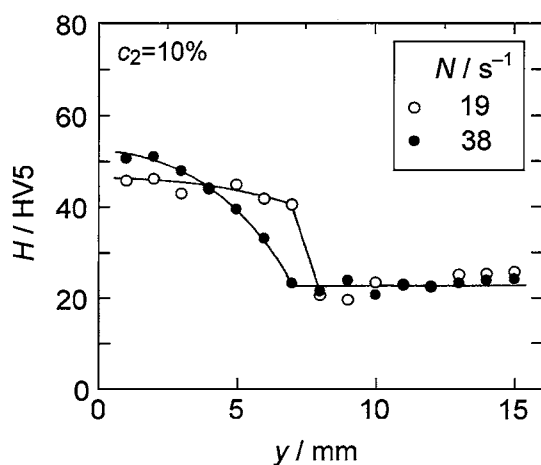


Fig. 6 Effect of the rotation speed of the mold, N , on the hardness distribution in the CDC pipes.

ると、綿毛化した非常に軟弱な粘土(体積固相率約4~10%)が自重圧密により到達する体積固相率は、約15%程度である。このような堆積構造をさらに圧密するためには、結合粒子の構造骨格を变形させる外的力が必要となる。複合鋳込み遠心鋳造法においては、遠心力がこの役割を担う。

Fig. 6 は、鋳型回転速度(N)の異なる二種類の試料の硬さ分布を比較して示している。いずれも Al-10%Cr 合金を2次溶湯として使用している。**Fig. 6** によると、 $N=38 \text{ s}^{-1}$ の場合は $N=19 \text{ s}^{-1}$ の場合より外周近傍の硬さが約11%高い。**Fig. 7** は、これらの試料の複合層における初晶金属間化合物粒子の体積率(f_v)の分布を示している。 f_v の分布には硬さ分布と同様の傾向が見られる。以上の結果は、遠心力の増加が外周部における金属間化合物粒子の圧密を促進することを示している。

次に、**Fig. 6** に示した試料における初晶金属間化合物の平均粒径 d の分布を **Fig. 8** に示す。ここで、 d は面積等価直径の算術平均値である。 $N=19 \text{ s}^{-1}$ の場合、 d は外周からの

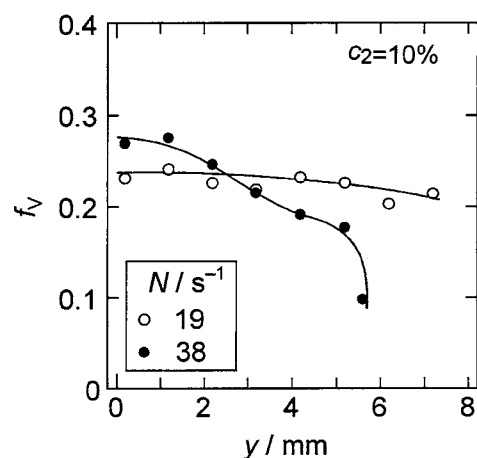


Fig. 7 Distribution of the volume fraction of intermetallic crystals, f_v , in the CDC pipes.

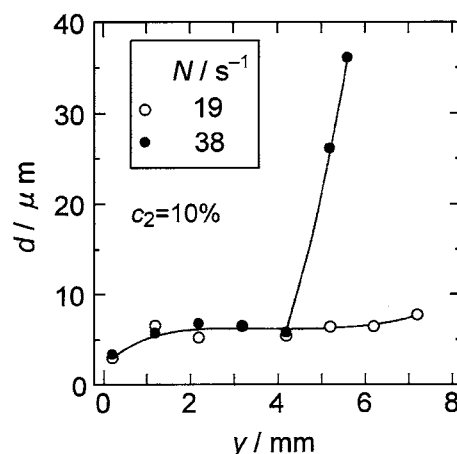


Fig. 8 Distribution of the mean particle size of the intermetallic crystals, d , in the CDC pipes.

距離の増加に伴って、3 μm から9 μm まで緩やかに増加している。一方、 $N=38 \text{ s}^{-1}$ の場合、外周側では $N=19 \text{ s}^{-1}$ の場合とほぼ同じ分布を示しているが、およそ $y=4.5 \text{ mm}$ の位置を境界として d の著しい増加が見られ、粗大粒子複合層への遷移を示している。ただし、この粗大粒子複合層における粒子の平均径は数十 μm 程度であり、前報⁽⁵⁾で報告した例($c_2=10\%$, $N=19 \text{ s}^{-1}$ および $f_{S1}=0$)において数百 μm から mm オーダーの粗大粒子が生成したとと比較すると軽微であると言える。

なお、 $N=29 \text{ s}^{-1}$ の条件でも、 $N=38 \text{ s}^{-1}$ の場合と同様の粗大粒子複合層が形成した。

鋳型回転速度が高い場合に粗大粒子複合層が形成しやすい要因に関しては、次のような機構が考えられる。

複合鋳込み遠心鋳造法では、2次溶湯は、高速で回転している1次溶湯に接触することにより分散される。このとき、液体金属における熱伝導の速度が溶質の分子拡散速度よりも

著しく大きいため、分散された 2 次溶湯は高い液相線温度を維持したまま急冷される。著者らは、この現象を「混合急冷効果」⁽¹²⁾と呼んでいる。この効果によって 2 次溶湯の流体塊の内部で大過冷却が生じ、初晶の多発的核生成と成長とが起こるが、これと並行して 2 次溶湯から 1 次溶湯への溶質 Cr の拡散も進行する。著者らの混合凝固モデルを用いたシミュレーション⁽¹²⁾によると、攪拌強度の指標である流体塊のひずみ速度が増加するのに伴って 1 次溶湯側に拡散する溶質量も増加する。シミュレーションにおけるひずみ速度と複合鋳込み遠心鋳造法における鋳型回転速度とを定量的に関係づけることは、現時点では困難だが、定性的には、鋳型回転速度の増加はひずみ速度の増加に対応するものと考えられる。すなわち、1 次溶湯の回転速度が高い場合には、2 次溶湯の混合がより急速に進行し、その結果として、1 次溶湯に含有される Cr 成分の濃度が高くなることになる。

1 次溶湯中に含有された溶質は、2 次溶湯の混合・急冷段階が終了して試料全体が徐冷する段階で金属間化合物の成長に使われる⁽⁵⁾⁽⁸⁾。特に複合層と α 単相領域との境界部の金属間化合物が粗大成長する傾向があるのは、内周側にある 1 次溶湯層からの溶質成分の供給を受けるのに最も有利な位置にあったためと考えられる。

なお、 $c_2=20\%$ の場合のみは、 $N=38\text{ s}^{-1}$ の条件においても粗大粒子複合層は形成しなかった。 c_2 が高い場合は、流体塊の急冷過程で急速に見掛けの粘度が増加するため、流体塊の変形や分散が困難になり、1 次溶湯への溶質 Cr の拡散が抑制されるためと考えられる。

Fig. 9 は、複合層の外周部 ($y=1\sim3\text{ mm}$ の範囲) の平均硬さに及ぼす c_2 と N との影響をまとめたものである。これによると、 c_2 および N の増加に伴って硬さが増加する傾向が確認できる。

以上の結果をもとに、複合層の硬さをさらに向上させるための方策について検討してみる。2 次溶湯の組成に関して

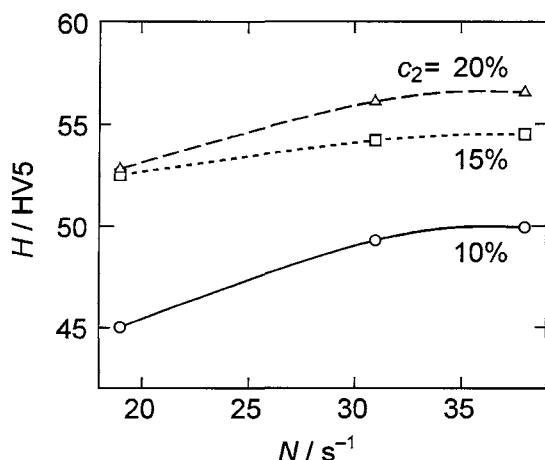


Fig. 9 Effects of c_2 and N on the hardness near the outer periphery of the CDC pipes.

は、 Al_7Cr 相の Cr 濃度に近い $c_2=20\%$ がほぼ上限と考えられる。したがって、本研究で検討した条件の内では操作可能なものは鋳型回転速度 N のみである。ただし、 N をさらに高くする場合には、 N の増加に伴って粗大粒子複合層が形成しやすくなる傾向がある点に注意する必要がある。この他の方策としては、第三元素の添加、あるいは Al-Ni 系などの共晶系の合金の使用などが考えられるが、これらについては今後の検討課題である。

2. 複合層の耐摩耗性

Fig. 10 に、複合鋳込み遠心鋳造材と通常の遠心鋳造材の摩耗試験結果を示す。縦軸に摩耗速度として示したのは、比摩耗量 (単位荷重・単位摩擦距離あたりの摩耗体積) である。まず、 $c_2=10\%$ (混合組成 2.5%Cr) および $c_2=20\%$ (混合組成 5%Cr) の複合鋳込み遠心鋳造材と各混合組成に対応する通常材とを同一回転速度 ($N=19\text{ s}^{-1}$) について比較すると、いずれもほぼ同程度の耐摩耗性を示している。

次に、Al-2.5%Cr 合金の通常材と複合鋳込み遠心鋳造材の摩耗面の外観写真を Fig. 11 に示す。Fig. 11(a) の通常材

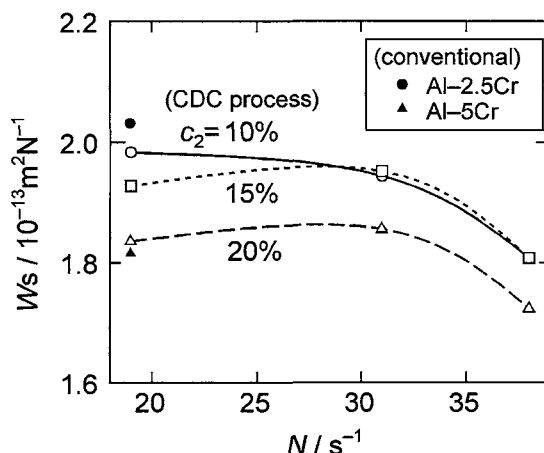


Fig. 10 Results of the wear tests for the specimens produced by the CDC process and the conventional centrifugal casting process.

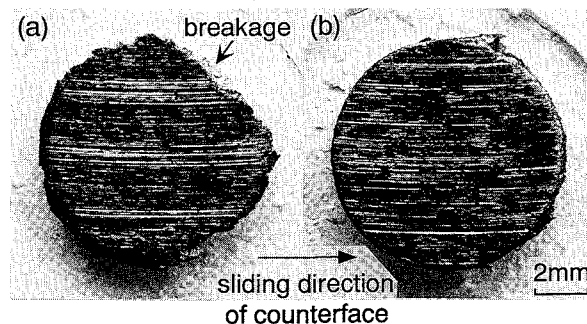


Fig. 11 Worn surfaces of the Al-2.5 mass%Cr alloy specimens produced by (a) the conventional centrifugal casting and (b) the CDC process.

では摩耗面の円周近傍が部分的に脱落して欠損を生じている。このような摩耗挙動は耐摩耗材としては好ましくない。なお、欠損部を観察したところ、金属間化合物の破面が露出していた。これは他の通常材試料においても同様であった。これに対し、複合鋳込み遠心鋳造材ではすべて Fig. 11(b) のような均一な摩耗挙動が見られた。

一般的には、Fig. 11(a) のような欠損が摩耗試験中に実際に生じるかどうかは確率的な問題であると考えられる。しかしながら、以上の結果は、試料中に粗大な金属間化合物が存在している場合には、欠損を生じる可能性が高いことを示唆している。したがって、微細な金属間化合物を有する複合鋳込み遠心鋳造材は通常の遠心鋳造材より良好な摩耗特性を有していると考えられる。

次に、Fig. 10 において複合鋳込み遠心鋳造材の耐摩耗性に及ぼす c_2 と N との影響を見ると、 c_2 および N の増加に伴って耐摩耗性が向上する傾向が確認できる。この結果を Fig. 9 と比較すると、定性的には耐摩耗性の向上が硬さの増加に対応していると考えられる。

IV. 結 言

複合鋳込み遠心鋳造法により作製した Al-Cr 合金表面複合鋳物を対象として、横断面における組織、硬さ分布および外周表面の耐摩耗性に及ぼす 2 次溶湯組成と鋳型回転速度との影響を調査した。得られた結果を以下に要約する。

(1) 複合鋳込み遠心鋳造材の外周部には、複合層に対応する硬さの高い領域が存在する。複合層では外周側ほど硬い傾斜的な硬さ分布が見られる。

(2) 複合層のマクロ的な平均硬さは、2 次溶湯組成に相当する初晶体積率を有する島状集団組織の硬さに及ばない。これは、初晶金属間化合物粒子が外周部に堆積する過程で間隙

率の高い構造を形成するためである。

(3) 鋳型回転速度が増加すると、粗大粒子複合層が形成しやすくなる。これは、鋳型回転速度の増加により 2 次溶湯の分散・混合が促進されるのに伴って 1 次溶湯への Cr 成分の拡散が助長されるためであると考えられる。

(4) 複合層の外周部の硬さと耐摩耗性は、2 次溶湯の Cr 濃度および鋳型回転速度の増加に伴って高くなる。

(5) 複合鋳込み遠心鋳造材は、同じ組成を持つ通常遠心鋳造材と比較すると、同程度の耐摩耗性を有するとともに、より均一な摩耗挙動を示す。

最後に、本研究は平成 7 年度文部省科学研究費補助金奨励研究(A) (No. 07750808) による援助のもとで行われたものであることを記して、ここに謝意を表する。

文 献

- (1) 村田 清, 高田正毅, 中田 毅, 梅田高照: 鋳物, **64**(1992), 537.
- (2) 村田 清, 原田博隆, 中田 毅, 梅田高照: 鋳物, **66**(1994), 110.
- (3) 福井泰好, 山中 昇, 渡辺義見, 清宮義博: 軽金属, **44**(1994), 622.
- (4) 村田 清: アルミニウム合金の表面厚膜硬化技術(金属系材料研究開発センター編), 日刊工業新聞社, (1995), 225.
- (5) 大参達也, 木村欣晃, 伊藤洋一, 工藤昌行, 松浦清隆: 日本金属学会誌, **60**(1996), 490.
- (6) J. L. Murray: *Binary Alloy Phase Diagrams* (2nd. Ed.), Ed. by T. B. Massalski, ASM, (1990), 138.
- (7) 大参達也, 養口光樹, 工藤昌行, 伊藤洋一, 松浦清隆: 日本金属学会誌, **58**(1994), 1311.
- (8) 大参達也, 上田 誠, 工藤昌行: 鋳造工学, **69**(1997), 822.
- (9) M. J. Vold: *J. Colloid Sci.*, **14**(1959), 168.
- (10) 赤井浩一: 土質力学, 朝倉書店, (1980), 7.
- (11) 三笠正人: 軟弱粘土の圧密, 鹿島研究所出版会, (1963), 83.
- (12) 大参達也, 松浦清隆, 工藤昌行, 伊藤洋一: 軽金属, **48**(1998), 42.