遠心鑄造法によるアルミニウム合金基ダイヤモンド砥石の製作とその研削特性*

杉下潤二** 石井正巳*** 河端則次†

Fabrication and Grinding Performance of Centrifugally Cast
Diamond Wheels Based on Aluminum Alloy

Junji SUGISHITA, Masami ISHII and Noritsugu KAWABATA

Titanium aluminide bonded diamond wheels based on aluminum alloy were fabricated by centrifugal casting method. Main features of the wheels include lightweight aluminum alloy for the wheel-base, the titanium aluminide compounds as a metal bond matrix, and the monolithic construction-wheel. Basic and practical grinding tests were carried out to confirm the compatibility of the aluminum alloy containing titanium aluminide phase and the grinding performance. Two different kinds of workpiece, alumina ceramics and cemented carbide, were chosen for use in these tests. The results obtained are as follows: (1) Mechanical properties, hardness, wear resistance, bending strength, of the aluminum alloy containing the titanium aluminide phase suitable for the bond matrix of the wheel. (2) The tests proved that the trial wheel with the compound phase cut more freely, use less consumed power, and produce better finishes than conventional sintered diamond wheel with bronze-bond matrix.

Key words: centrifugal casting, titanium aluminide, aluminum alloy, diamond wheels, grinding performance, bond matrix, consumed power, sintered carbide, alumina ceramics

1. 緒 言

本報は、遠心鑄造法¹⁾²⁾によりチタンとアルミニウムの金属間化合物相を含むアルミニウム合金基のダイヤモンド砥石を製作し、研削特性の評価と実用化を検討した結果である。

現在のメタルボンド砥石の多くは焼結法によるもので、ボンド材としての銅、すずなどの金属粉末を充てん剤やダイヤモンド粒子と混合し、型内で熱や圧力を加えて焼結し、成形したダイヤモンド層を台金に接合する方法である。銅とすずは、その割合によってε相の生成も期待され、ボンド特性の制御も可能なため、今日ではブロンズ系がメタル砥石の主たるボンドとなっている。これに対して、本報の試作砥石は次のような特徴をもっている、すなわち、(1)遠心鑄造法に

より、ダイヤモンド層と台金部が一体成形されていること、(2)ダイヤモンド層のボンドとして、台金材のアルミニウム合金のほか、鑄造成形過程で生成したチタンとアルミニウムの金属間化合物相を利用していることである。

2. チタン/アルミニウム化合物とその複合鑄物の特性

2.1 チタン/アルミニウム化合物の一般特性

チタン (Ti) とアルミニウム (Al) の金属間化合物は、Ti-Al の二元状態図では、Ti₃Al, TiAl および TiAl₃ などが知られている。このうち TiAl と TiAl₃ は fcc 格子、Ti₃Al は hcp 格子を基礎とした結晶構造で、それぞれの特性を有している。まず、TiAl 化合物は Al が 35~60 wt% の組成幅で生成し、その融点 (1 300~1 400°C) までは安定で、耐酸性があり、低比重 (3.60) ながら高温強度がすぐれている。たとえば、1 000°C, 40 h での重量増加は 1.0 mg/cm² であり、酸化層深さも 1 200°C, 50 h で約 0.45 mm にすぎないという報告³⁾⁴⁾がある。強度は多結晶体の場合、降伏と破断応力は 600°C までは 450 MPa を保持し、単結晶では強さの温度に対する逆依存性も知られている⁵⁾。硬さ

* 原稿受付 昭和 62 年 6 月 27 日。精機学会九州支部・中国四国支部連合鹿児島地方講演会 (昭和 60 年 11 月 17 日) および昭和 61 年度精密工学会関西地方定期学術講演会 (昭和 61 年 7 月 15 日) にて発表

** 正 会 員 名城大学理工学部 (名古屋市天白区塩釜口 1-501)

*** アイシン精機(株) (刈谷市朝日町 2-1)

† ノリタケダイヤ(株) (福岡県浮羽郡田主丸字竹野 210)

Fig. 1 Microstructure (left) and X-ray images of aluminum alloy containing Ti/Al phase

Table 1 Properties of titanium powder

Hardness HV	Density (20°C)	Sizes (mesh)	Melting point °C	Purity %
105	4.54	100/350	1670	99.6

は180~200HVで、Al量が増すほど硬さも増し⁶⁾、延性は低下し、特に600°C以下での破断伸びは数%以下で、塑性加工性に乏しい。

Ti₃AlもTiAlとほぼ同様の高温特性を有している。TiAl₃はAl量が最も多い化合物で、比重も3.4と3種の化合物中では最小であるが、Al量が多いため硬さは大(〜740HV⁷⁾)で、破断ひずみはゼロに近い。以下、これらのTiとAlの化合物を一括してTi/Alの形で表示する。

2.2 Ti/Al相を含むアルミニウム合金鋳物の特性

以上のように、Ti/Al化合物は高温強度と適度のぜい性を兼備し、後述する凝着摩耗特性も加味すればボンドマトリクスとしての適性を具備しているといえる。しかし、Ti/Al化合物は金属間化合物特有のぜい性のため、添加金属なしでの室温における塑性加工は困難であり、構造部材としての単独利用はできない。そこで本研究では、表面近傍にのみTi/Al相を複合した表面複合鋳物を製作し、砥石母材とした。同鋳物の製法は、すでに報告¹²⁾したように、あらかじめ設定したTi粒子層にアルミニウム合金の溶湯を侵入させ、拡散反応によってTi/Al相を形成させるものである。したがって、複合層はTiO₂やAl₂O₃などの酸化物を含む多組織のものである。

図1は表1に示すような物性のTi粒をアルミニウム合金(A 2024)表面に複合した場合の複合層におけるTi/Al化合物相である。また、以下でいうダイヤモンド層におけるTi/Al相割合とは、この相のダイヤモンド層における表面積割合である。なおTi/Al相のX線回折結果ではTi₃AlまたはTiAl₃などであることが確認されている。相の硬さは250~450HVのものが最も多く、溶湯状態での保持時間を長くするほど

Fig. 2 Changing of bending strength and Ti/Al phase content for various holding time

TiAl₃などの硬質相(〜700HV)が増え、全体硬さが増し、延性は低下した。

図2は溶湯状態での保持時間を変化させて遠心力を付与した場合、複合層内のTi/Al相変化と複合鋳物の曲げ(圧壊)強度を調べた結果である。このように保持時間によって化合物量は増し、鋳物強度を低下させるが、保持時間が一定であれば、GナンバーGnoを増すことによって化合物相は増大することも別途実験で確認されている。したがって、ダイヤモンド粒子を介在させた場合、ダイヤモンド粒子保持性はTi/Al相の種類と量によって決まり、それらは温度が一定であれば、保持時間やGnoの加減によって制御できることになる。

高硬じん性材料をメタルボンドのダイヤモンド砥石で研削する場合、目づまり現象は避けられないが、これを少しでも軽減させるためには低凝着エネルギーのボンドマトリクスを利用することが得策である。従来から金属間化合物相の介在は2面間の凝着エネルギーを低減させることが知られているが⁸⁾、耐摩耗性については明らかでない。そこで、Ti/Al相を含むアルミニウム合金(A 2024)複合層の凝着摩耗特性を調べ、ボンドマトリクスとしての適性評価の一資料とした。結果を図3に示す。相手材料はSUJ2鋼球を用い、乾燥摩擦下(Dry)とマシン油による潤滑下(Wet)で行った。その結果、Ti/Al相複合試片(CM)の比摩耗量は複合層におけるTi/Al相割合が20%以上では、乾燥摩擦下でも潤滑摩擦下でも同じであり、Ti/Al相の介在は乾燥下での凝着摩耗軽減に効果的であることが確認された。相手材のSUJ2鋼についても同じ傾向が60% Ti/Al相以上で見られるが、乾燥摩擦下で発生した鋼球すべり面をTi/Al相介在の有無で比較すると、図4に示すように、凝着の差は明白で、実際砥石の目

Fig. 3 Specific wear of aluminum alloy with partially dispersed Ti/Al phase on SUJ 2 steel ball

Fig. 4 Comparison of adhesive wear surface of SUJ 2 ball for various Ti/Al phase content
Left; 60%, Right; 0%

つまり軽減に Ti/Al 相の介在は有効であることがわかる。

次に、Ti/Al 相を含むアルミニウム合金基表面複合鋳物の耐熱衝撃性について調べた。熱衝撃試験はマイナス 50℃ から 300℃ の範囲で、加熱と冷却を 1 時間サイクルで、合計 100 回行い、複合界面の剝離の有無を調べた。その結果、Ti/Al 相割合が 20% 以上でも、GC 砥粒の複合試片では、界面剝離は発生しなかった。以上の結果から、Ti/Al 相およびこれを含むアルミニウム合金鋳物 (A 2024) はメタルボンドおよび台金材としての適性を具備していることが判明したので、これらの複合層にダイヤモンド粒子を介在させた構造のメタル砥石を製作することにした。

Fig. 5 Schematic representation of titanium aluminide bonded diamond wheel

Fig. 6 Manufacturing method
Left; trial wheel, Right; casting mould and filler-setting

3. 砥石の基本構造と製法

製作したダイヤモンド砥石の基本構造は、図 5 に示すように、ダイヤモンド粒子のまわりに、チタンまたはチタンとアルミニウムの化合物およびアルミニウム合金の各相を配したもので、各相の割合を変化させることによって研削特性が異なるようにしたものである。

ダイヤモンド砥石の製作手順はおおよそ図 6 の通りである。まず、図の上段は基礎試験用の試作砥石 (以下 28 D 型または 23 D 型砥石と呼ぶ) で、下段はこの砥石製作用の鋳型と型内溶湯の遠心力付与前後の状態である。鋳型 2 は枠 1 で補強したりん酸塩を結合剤とする自硬性型である。チタン粒子 (# 100/300) と合成ダイヤモンド粒子 (MBG 2, # 140/170) は一定割合に混合し、型内のダイヤモンド層形成部 4 に充てんした。その上台金部と押し湯を兼ねたアルミニウム合金 3 を所定形状に加工して挿入し溶解した。5 は保温用の断熱材である。溶解後はスイングタイプの遠心機に移し、凝固するまで遠心力を付与した。ダイヤモンド層における Ti/Al 相の割合は、温度が一定であれば溶解後の保持時間や G no (G ナンバー) によって、変化するの

Table 2 Specification of the trial wheel (28 D, 23 D type)

Wheel type	28 D (23 D)-Ti/Al wheel
Shape and sizes	28 D (23 D)×20 T×3 W×3 X×9.6 H
Diamond powder	MBG-2, 140/170
Dia. concent.	50 (77-83)
Bond matrix	10% Ti/Al (5-40% Ti/Al)
Base alloys	aluminum alloy (2024)
Process	centrifugal casting, 700°C 0 min (0-60 min), 300 (514) G no

Fig. 7 Shape and sizes of practical diamond wheel (upper) and the mould (lower)

で 23 D 型砥石では時間を 0 min から 40 min, G no は 300 から 500 の間で変化させ, Ti/Al 相の異なる砥石を製作した。表 2 は基礎研削試験に供した 23 D 型および 28 D 型砥石の仕様である。

実用を目的として製作したカップ型砥石の寸法と形状を図 7 の上段に示す (以下, 100 D 型砥石と呼ぶ)。製法は 28 D (23 D) 型と基本的には同じで, 鋳型と型内の溶湯位置関係は同図下段に示す通りである。すなわち, 同図右半分が素材溶解前, 左半分が複合後を示している。図中の指示番号 1 は金枠, 2 は鋳型, 3 は合金素材, 4 はダイヤモンド層, 5 は保温材である。

表 3 は試作した 100 D 型砥石 (Ti/Al-wheel) の明細を従来製法によるブロンズ系砥石 (Cu-Sn wheel) と対比して示したものである。

4. 研削試験結果

研削試験は大別して, 基礎試験と実用試験の 2 種類を行った。基礎試験ではダイヤモンド層における化合物相割合や合金材種による研削特性の変化を調べた。実用試験では基礎試験での結果をふまえて, 実寸大の

Table 3 Specification of the trial wheel and conventional wheel (100 D)

Wheel	Ti/Al wheel (Cu-Sn wheel)
Shape and sizes	100 D×25 T×3 W×3 X×31.7 H
Diamond powder	MBG 2, 140/170
Dia. concent.	49 (50)
Bond matrix	10-15% Ti/Al+2024 (Cu-Sn)
Process	Casting (Sintering)
Weight kg	0.265 (0.690)

Fig. 8 Experimental equipment for the basic grinding tests**Table 4** Basic grinding conditions

	28 D, 23 D
Grinding machine	OKUMA-Universal
Grinding wheel	28 D (23 D)×20 T×3 W×3 X×9.6 H
Workpiece	P 20, 12.8×12.8×4.8 mm
Work speed	785 m/min
Table speed	0.5 m/min
Depth of cut	0.01 mm (Spark-out)
Stock removal	0.18 cm³
Grinding fluid	Soluble type, ×50
Grinding method	Traverse

Table 5 Properties of workpieces

Workpieces	Cemented carbides P 10	carbides P 20	Alumina ceramics
Bulk density	10.45	11.72	4.25
Hardness, HRA	92	91.5	93
Deflect. strength	1 300 MPa	1 600 MPa	900
Compositions	WC/TaC/TiC/Co		Al ₂ O ₃ /TiC

砥石を製作し, 実際条件下での研削試験結果を従来製法によるブロンズ系砥石の研削特性と比較した。

図 8 は 23 D および 28 D 型砥石を用いた基礎試験装置の概略で, その研削条件は表 4 に示す。被削材は切削用の超硬合金チップ (P 種) とアルミナセラミックスチップを用いた。これらの主要物性は表 5 に示す。研削方法は設定切込み量 (20 μm) が完全に除去されるまでトラバース研削を繰り返す, スパークアウト状態で, 次の切込みを与え, 総研削量が 266 mm³ になるまで同

Fig. 9 Change of grinding ratio and roughness as a function of content Ti/Al phase

一被削材で実施した。

4.1 ダイヤ層の Ti/Al 相割合と研削特性

図9は23D型砥石のダイヤモンド層における Ti/Al 相割合と研削比および研削面粗さの関係である。以下図中の AC は被削材のアルミナチップ、CC は超硬合金である。この結果から、Ti/Al 相量の影響は被削材によって異なるが、同相が10% までならば、介在しない場合に比べて研削能は向上すること、超硬合金の方がアルミナ材よりも Ti/Al 相増加による研削比の低下が大きいこと等が判明した。この理由として、Ti/Al 相のダイヤモンド層における介在は目づまりなどの凝着現象を抑制する一方で、ぜい弱な化合物相の増加がダイヤモンド砥粒の拘束性を低下させ、特に、高強高じん性の超硬合金材では砥石の損耗量が増し、研削比が低下したと考えられる。

ダイヤモンド砥粒の脱落、いわゆる目こぼれ現象はボンドや砥粒の性質に起因し、それらが同じであれば1個の砥粒あたりの応力差によるものである。そこで、ダイヤモンド集中度を下げ、設定切込み量が研削系の弾性たわみによって切り残される現象を利用し、スパークアウト状態までのパス回数の変化から研削能を評価した。試験に用いた砥石(23D型)のダイヤモンド集中度は37、スパークアウト終了の判断は、先の図8中に示したひずみゲージによる研削力 F_t の変化で行った。

図10はその結果で、まず、アルミナ材(AC)の場合、研削量が増してもスパークアウトまでの回数は微増するだけで Ti/Al 相の割合による差異は生じない。

Fig. 10 Change of spark-out/pass required to remove an infeed per traverse

しかし、超硬合金(CC)では、Ti/Al 相による差があり、特に総研削量が100 mm³ 以上で顕著になる。すなわち、30% Ti/Al 相砥石では研削総量が増しても、設定切込み量除去に要するトラバース回数はほとんど変わらず、周期的増減を繰り返しながらも一定値を保っている。これは砥石面の目づまり物質が付着と離脱を繰り返すためであり、また、ぜい弱な化合物相の介在が砥粒保持力を低下させ、周期的な切り刃の再生があるためである。周期的変動は5% Ti/Al 相砥石でも見られるが、研削総量に対して漸増しており、目づぶれや目づまり現象がより発生しやすいことを示唆している。

目づまり等による研削能の低下は研削抵抗や研削面性状にもあらわれる。図11はダイヤモンド集中度を77に上げ、目づまりが発生しやすくした砥石(23D型)の場合、研削方向分力 F_t の変化を Ti/Al 相が5%と40%について比較したものである。結果から明らかなように、化合物相の多い砥石の方が研削力は小さくなっている。

4.2 砥石台金材と研削特性

本報の試作砥石は、台金材が液相状態で設定されたチタン粒子間隙に侵入し、ダイヤモンド層を形成するものであるから、実用化にあたっては、台金用アルミニウム合金の適性を検討しておく必要がある。そこで表6に示すような物性と化学成分のアルミニウム合金を選定し、先の表2に示した28D型砥石(5% Ti/Al 相)を利用し、すでに示した研削条件(表4、表5)下で実施した。図12は合金種別ごとに示した研削比 G_r と研削面粗さ R_{max} である。面粗さはスパークアウトが3~4パスの結果であり、研削比は被削材、砥石それぞれについて重量測定し、被削材の除去体積および砥

Fig. 11 Effect of Ti/Al phase content on tangential grinding force F_t

Table 6 Chemical compositions and mechanical properties of aluminum alloys in the annealed condition

%	A	1050	2024	4043	5056	7075
Si		0.25	0.50	5.20	0.30	0.50
Fe		0.40	0.50	0.80	0.40	0.70
Cu		0.05	4.70	0.30	0.10	1.60
Mn		0.05	0.06	0.05	0.05	0.32
Mg		0.05	1.60	0.05	5.00	2.50
Cr		—	—	—	0.05	0.29
Zn		0.05	—	0.10	0.10	5.60
Ti		0.03	—	0.20	—	0.20
TS (MPa)		100	190	135	288	232
HB		23	47	40	65	60

TS; tensile strength, HB; Brinell hardness

Fig. 12 Grinding ratio of the trial wheel and roughness of cemented carbide (P20) for various aluminum alloys

Table 7 Practical grinding test conditions

Grinding machine	MAKINO-Universal
Grinding wheel	100 D×25 D×3 W×3 X×31.75 H
Workpiece	K 20, 19×6×16 mm
Work speed	1 188 m/min
Table speed	1.5 m/min
Depth of cut	0.02 mm
Stock removal	16.20 cm³
Grinding fluid	Soluble type (S-75 T, ×50)
Grinding method	Traverse
Truing & Dressing	C 601 → WA-stick

石の損耗体積（ダイヤモンド層の密度は3.1とした）を算出して求めた。

5種のアルミニウム系材料のうち、アルミニウム純度の高いA 1050材の研削比は、他に比較して著しく小さく、5.2%含有の4043材がこれに次ぐ。また、この2種材料の強さと硬さは他に比較して劣り、研削比の傾向と一致している。したがって、5%ほどのTi/Al相を含む砥石の場合でも、ダイヤモンド層の一部を形成する合金材の機械的性質（焼きなまし状態）はダイヤモンド砥粒保持特性と密接に関係することが確認され、実用砥石の試作にあたってはA 2024材を砥石合金用素材とした。

4.3 実用カップ型砥石の研削特性

この試作砥石の研削特性を従来製法によるブロンズ系ボンドの砥石と比較した。両者の明細は先の表3の通りであるが、研削は表7の条件下で行った。研削条件が先の28D型砥石の場合と異なるのは、被削材の超硬合金がK種（K 20）であることのほか、研削速度や研削総量を増し、実際の研削条件に近い状態で実施したことである。捨て研削量は研削面が16×6×19 mmのとき、深さにして0.3 mmまで行い、研削液は水溶性で、1アイテムごとに交換した。

図13は総研削量が16.2 cm³の場合の研削比 G_r 、消費電力 C_p およびK 20の研削面粗さ R_{max} を試作砥石（Ti/Al）と従来のブロンズ系焼結砥石（Cu-Sn）について示したものである。このように試作砥石は研削比や消費電力において、従来砥石に勝るとも劣らぬ良好な研削特性を示した。消費電力について補足すると、図中の値は総研削量が16.2 cm³の時点のものであるが、チップチャンネル形成までの研削初期を除く定常域での消費電力増加割合を調べてみると、ブロンズ系ボンド砥石では7.8～12.5 W/cm³であったが、試作砥石ではその半以下であった。その他、この砥石は研削音、研削熱の発生においてもブロンズ系砥石より良好な結果が得られている。

Fig. 13 Comparison of grinding performance of the trial wheel and conventional bronze bonded wheel (Workpiece: K20)

5. 結 言

チタンとアルミニウムの化合物を含むアルミニウム合金をボンドとし、ダイヤモンド層と台金部を一体成形したダイヤモンド砥石を遠心鋳造法を利用して製作した。その結果、(1) Ti/Al 相を 20% ほど複合した加工用アルミニウム合金鋳物は耐凝着摩耗性、耐熱衝撃性および軽量性の観点からボンドマトリクスとしての適性を具備している。(2) ダイヤモンド層に Ti/Al 相

を 15% から 30% 複合させた A 2024 合金基の砥石は従来の焼結法によるブロンズ系砥石に勝るとも劣らぬ研削特性を示した。

最後に、本研究の実施にあたり、実験的協力を得た当時の名城大学卒研学生諸氏に深甚の謝意を表する。

参 考 文 献

- 1) 杉下潤二：遠心鋳造法による Al-11% Si 合金基表面複合材の製造と二三の特性，*鋳物*，**57**，2 (1985) 102.
- 2) 杉下潤二：遠心鋳造法による球状黒鉛鋳鉄繊維を含む Al-Cu-Mg 合金基表面複合材の製造と二三の特性，*鋳物*，**58**，10 (1986) 707.
- 3) D. Shehtman, M. J. Blackburn and H. A. Lipsitt: The Plastic Deformation of TiAl, *Met. Trans.*, **5**, (1974) 1373.
- 4) H. A. Lipsitt, D. Shehtman and R. E. Schafric: The Deformation and Fracture of TiAl at Elevated Temperatures, *Met. Trans.*, **A**, **6**, (1975) 1991.
- 5) 金井恒行，川畑 武，和泉 修：Li₀ 型金属間化合物 TiAl 単結晶の高温変形挙動，*日本金属学会昭和 53 年秋期大会予稿集* (1978) 119.
- 6) 辻本得蔵，橋本健紀，信木 稔，菅 広雄：銀を含む金属間化合物 Ti/Al 合金の組織と諸特性，*日本金属学会誌*，**48**，4 (1984) 435.
- 7) H. Zogg, J. Timm and H. Warlimont: Temperature abhängigkeit der Festigkeit und des Verformungsverhaltens einiger aluminiumreicher intermetallischen Phasen, *Aluminum*, **55**, (1979) 261.
- 8) E. Rabinowicz: *Friction and Wear of Materials*, J. Wiley & Son, New York, N. Y., (1966) 30.

情 報

(p. 474 より続く)

以下、結論は次のとおりである。

1) 超音波顕微鏡による加工面の評価

超音波顕微鏡を用いて、加工面と表面近傍の気孔が明らかに観察できた。また、ビッカース圧子圧入による圧痕の観察により、内部クラックや盛り上がり量等の 3 次元的情報を得ることができた。これらの情報を統計的に解析して、セラミックスの被研削性を求める指標が得られた。

2) X 線応力測定装置による加工面の評価

セラミックスの破壊じん性試験を行って、き裂発生に対する応力拡大係数と試料の切欠き半径について明らかにした。また、このセラミックスの破面下の残留応力分布を X 線応力測定装置を用いて測定し、塑性域深さを評価することができた。また求めた塑性域深さとき裂発生

時の応力拡大係数及び曲げ応力の関係を明らかにした。

これらの方法は、研削加工の場合の加工面の残留応力の有無と分布及び塑性域の深さを求めるための指標を与えるものである。

以上、セラミックスの加工面評価に超音波顕微鏡および X 線応力測定装置を利用できるかを中心に研究を行ったが、これらの結果をエンジニアリングセラミックスの高精度加工に直接利用するには、幾つかの実用上の課題が残されている。

今後は、実用の研削加工とこれらの加工面評価を結びつけた研究を行い、エンジニアリングセラミックスの高精度加工の可能性について追求する予定である。

(服部 敏夫)