メタルボンド CBN 砥石の高性能化に 関する基礎研究 (第1報)*

—高 Sn 系メタルボンド CBN 砥石のドレッシング性について—

市田良夫** 貴志浩三** 蓮田裕一** 上野秀雄**

Basic Study on Improvement in Dressability and Grinding Performance
of Metal Bonded CBN Wheels (1st Report)

—Dressability of High Tin Bronze Bonded CBN Wheels—

Yoshio ICHIDA, Kozo KISHI, Yuichi HASUDA and Hideo UENO

This paper presents a basic research for improving the dressability of metal bonded CBN wheels. A dressing experiment with CBN grinding segment has been conducted to investigate fundamentally the influence of tin content on the dressability of bronze bonded CBN wheels. Main results obtained in this paper are as follows: (1) A remarkable improvement in dressability of bronze bonded CBN wheels is achieved with increasing Sn content R more than about 40 wt%. (2) The removal mechanism of bond surface in dressing high tin bronze bonded wheels with R more than 40 wt% depends on not only ductile removal action such as plastic abrasion and micro cutting, but also brittle removal action such as grain boundary fracture of bond.

Key words: metal bonded CBN wheels, dressability, high tin bronze bond, tin content, grinding segment, removal mechanism of bond surface, cutting edge

1. 緒 論

一般にメタルボンド砥石は砥粒を把握する力が強いので、研削中砥粒が脱落しにくいことや砥石作用面の形状維持性に優れていることなど多くの長所を備えているが、反面ツルージングやドレッシングが困難なこと、切れ味の持続性に劣ることなど実用上改善すべき種々の問題点を抱えているのが実状である¹⁾。メタルボンド砥石が一般に“高い性能を発揮するが、使いにくい砥石”と考えられているのは主にこのような理由によるものである。本研究は、メタルボンド本来の優れた砥粒保持力や砥粒支持剛性などを積極的に利用するとともに、上述した種々の問題点を改善することによって、高性能でしかも使いやすいメタルボンド CBN 砥石を開発することを最終目標としている。このためまず、実用範囲の広い Cu-Sn 系メタルボンド砥石に着目し、そのドレッシング性並びに研削性能を本質的に改善するためのボンド構造や焼成条件等を順次追究することにした。本報では、Sn 含有率を 10 か

ら 50 wt% まで変えて試作した数種のブロンズボンド CBN 砥石の薄片を用いてドレッシングに関する基礎実験を試み、ドレッシングによる砥石作用面の生成機構に及ぼすボンド組成の影響を基礎的に検討したので報告する。

2. 実験装置と方法

2.1 供試メタルボンド CBN 砥石の作製

Hansen らの Cu-Sn 状態図²⁾を基礎として、本報では、Sn 含有率 R を 10, 20, 30, 40, 50 wt% とする 5 種類の Cu-Sn ボンド砥石を以下の手順で焼成した。まず、Cu 粉 (99.8% 電解 Cu 粉, 粒度 # 325-)、Sn 粉 (99.6% アトマイズ Sn 粉, 粒度 # 325-) および CBN 砥粒を十分に混合・攪拌した後型込めし、圧力 294 MPa でコールドプレスを行い圧粉体を作製した。次に、圧粉体を水素雰囲気中で 600°C×60 min の予備焼結を行った後、同雰囲気中で圧力 196 MPa, 625°C×70 min のホットプレスを行った。使用した砥粒は粒度 # 140/170 の CBN タイプ I で、砥石の集中度は 75 一定とした。

2.2 ボンドの材料特性試験

砥石と同一条件で作製したボンド試料を用いて、曲

* 原稿受付 平成 2 年 6 月 1 日。1990 年度精密工学会春季大会学術講演会 (平成 2 年 3 月 28 日) にて発表

** 正 会 員 宇都宮大学工学部 (宇都宮市石井町 2753)

Fig. 1 Schematic diagram of experimental set up for dressing

Table 1 Dressing conditions

Dressing stick	WA 200 G (100×20×20 mm)
Peripheral wheel speed	$V_d = 1800$ m/min
Wheel depth of cut	$t_d = 0.08, 0.16, 0.24$ mm
Table speed	$v_d = 45$ mm/min
Dressing fluid	Soluble type (JIS W-2-2) 2% dilution, 7.2 l/min

げ試験（試験機：島津オートグラフ S-2000，負荷方式：3点曲げ，負荷速度 5 mm/min，試験片形状 40×6×4 mm，スパン長さ 30 mm），硬さ試験および組織・破面の観察を行った。

2.3 ドレッシング実験

ドレッシングによる砥石作用面の生成過程を微視的に考察する目的から，本報では図 1 に示すようなセグメント砥石を用いたドレッシング実験を行った³⁾⁴⁾。すなわち，アルミニウム製円盤の外周に図中小図に示すようなセグメント砥石を固定し，この円盤を横軸平面研削盤の主軸に取り付けて回転させ，テーブル上に固定したドレッシングスティックを研削しながらドレッシングを行うものである。なお，砥石表面の観察から連続切れ刃間隔が 8～10 mm と測定されたので，砥石の円周方向の幅を 2 mm と小さくして，砥石表面に存在する砥粒が各々独立にドレッシングされるように考慮した。またドレッシング実験はいずれもインプリ型ダイヤモンドドレッサ SD 100 M によるツルーイング（砥石周速度 1800 m/min，切込み 2.5 μ m，送り 0.2 mm/rev）を行った後に実施した。ドレッシング条件を表 1 に示す。

砥石表面は 2×3 mm² の面積をもつが，その中央部の 1×1 mm² の領域を評価対象として，SEM による観察および触針式表面形状測定器（触針：先端半径 2.5 μ m の円すい型ダイヤモンド触針）による砥石表面の円周方向プロファイルの測定を行った。なお，測

Fig. 2 Effect of Sn content on bending strength and hardness of bond material

定は微動 X-Y ステージを用いて，砥石幅方向に 10 μ m の間隔で行い，個々の砥粒の先端を通る断面曲線を求めた。

3. 実験結果と考察

3.1 ボンド材の基礎特性

図 2 に，ボンド材の硬さおよび曲げ強さの測定結果を示す。硬さは Sn 含有率 R の増加とともに $R = 30\%$ までは増大するが，それを越えると逆に低下する。一方，曲げ強さは Sn 含有率の増加とともに低下するが， R が 20 から 30% の間で急激に低下し，その後緩やかに低下する傾向を示している。

ボンド材の組織および破面の観察結果を図 3 に示す。Cu-10%Sn ボンドは状態図上 α 相（侵入型固溶体）の領域にあり，焼結体特有の微細で均質な組織となっている。使用したボンドの中では最も軟らかく，可塑性に富んでいる。Cu-20%Sn ボンドは，10%Sn ボンドとよく似た組織・破面を呈しているが，状態図上 ($\alpha + \delta$) 相の領域にあり， α 相の粒界に β 相 (Cu_5Sn) の共析反応 ($\beta \rightarrow \alpha + \gamma$, $\gamma \rightarrow \alpha + \delta$) によって生成された α と δ の微細組織が現れている。 δ 相 (Cu_4Sn) は立方晶の硬い金属間化合物で，20%Sn ボンドが 10% Sn ボンドよりも 1.5 倍程度硬くなるのは主にこの δ 相の析出によるものである。30%Sn ボンドは，20%Sn ボンドと同様に ($\alpha + \delta$) の領域にあるが， δ 相の組成 (32%) に近い組成をもつため δ 相主体の組織となっており，その粒界に α と δ の混合組織が観察される。Sn 含有率が 40% 以上になると，30% 以下のボンドに比べて，組織および破面共に著しく異なった形態をもつようになり，特に破面は大部分粒界破壊によるぜい性的な形態を示しているのがわかる。40%Sn ボンドは，($\epsilon + \eta$) 相の領域にあり，組織的には大半が ϵ 相 (Cu_3Sn) で，その粒界に ϵ 相と液相か

Fig. 3 Microstructure and fracture surface of bond material

らの包晶反応 ($\epsilon + \text{Liquid} \rightarrow \eta$) によって晶出した η 相 (Cu_6Sn_5) が存在する組織となっている。50%Sn ボンドも ($\epsilon + \eta$) 相の領域にあり、 ϵ 相と η 相がほぼ半々の割合で存在している。しかし 40%Sn ボンドに比べると液相が多いため、 ϵ 相が粗大化しているのが観察される。 ϵ 相および η 相はともに硬くもろい金属間化合物で、これらの相が大半を占める 40 および 50%Sn ボンドはぜい性に富み、特に粒界破壊の生じやすいボンドとなることがわかる。

3.2 ドレッシング過程における砥石表面の変化

ドレッシングの進行に伴う砥石作用面の変化を連続的に追跡観察した結果の代表的な例を図 4 に示す。ドレッシング距離 L_d の増加とともに、ボンド表面が次第に除去され、砥粒が漸次表面に突出してくるようになるのがわかる。Sn 含有率が 30% 以下の砥石では、砥粒の両側にドレッシング方向に向かう深い条痕、すなわちトレンチ (T) が形成されやすい。またボンド表面には微細な条痕が無数にみられ、ボンド表面が引っかきなどの塑性的な作用で除去されていることを示している。一方、Sn 含有率が 40% 以上の高 Sn 系ボンド砥石においても、トレンチの形成がみられる

が、10~30%Sn 砥石に比べると現れにくく、砥粒両側付近のボンド表面は全体的に平坦な形状を呈している。また、ボンド表面を拡大してみると、微小な引っかき痕に混じって図 3 で示した破面に類似したぜい性的な破砕面が多くみられ、引っかきなどの塑性的な除去作用だけでなく、粒界破壊にもとづく結晶粒の脱落などぜい性的な除去機構がとられているのがわかる。一方、ドレッシングの進行に伴い、砥粒自身も摩耗あるいは破壊を繰り返し、その形状を次第に変化させているが、Sn 含有率の高い砥石ほど凹凸のある鋭い切れ刃が形成される傾向にある。

図 5 は、ドレッシング後 ($L_d = 500 \text{ mm}$) の砥粒およびその周辺のボンド表面形態を立体的に観察し、比較したものである。30%Sn 以下の低 Sn 系ボンド砥石の場合、前述したトレンチの形態が明瞭にとらえられている。また砥粒の前方にクレータ状の溝 (C) が形成され、これはさらに砥粒両側のトレンチへと続いているのがわかる。なお、砥粒後方にあるボンドは除去され難く、このため砥粒とトレンチで囲まれた土手状の、いわゆるボンドテール (B) が形成されるようになるのが理解される。一方、40~50%Sn の高 Sn 系砥石の場合、砥粒前方のクレータ状の溝は低 Sn 系砥石の場合と同様に生成されるが、ボンドテールおよびトレンチはあまり形成されず、図の観察例にみられるように、砥粒の両側から後方にかけてのボンド表面は低 Sn 系砥石の場合よりもかなり平坦な面となっているのがわかる。

3.3 砥粒切れ刃突出高さ

前節の観察結果から、ドレッシング後の砥粒およびその周辺のボンド表面の形態は一般に図 6 のようになると考えられる。そこで本報では、図に示す砥石円周方向断面に着目し、ボンド表面から砥粒先端までの高さを砥粒切れ刃突出高さ H 、ボンド表面からクレータ溝の最深部までの深さをクレータ深さ C 、またはこれら両者の和を最大砥粒切れ刃突出高さ $H_{\max}$ として、砥粒の突出状態を評価した。ただし、評価の対象とした砥石表面 $1 \times 1 \text{ mm}^2$ の領域に存在する砥粒のうち、砥粒切れ刃突出高さ H の最も大きいものから順に 5 番目までの砥粒を対象とし、これらの砥粒の H 、 C および $H_{\max}$ の各平均値 $\bar{H}$ 、 $\bar{C}$ および $\bar{H}_{\max}$ を求めた。

図 7 は、ドレッシングの進行に伴う $\bar{H}$ 、 $\bar{C}$ および $\bar{H}_{\max}$ の変化に及ぼす Sn 含有量の影響を示したものである。 $\bar{H}$ はいずれもドレッシング距離 L_d の増加とともに、 $L_d = 300 \text{ mm}$ 付近までは急速に増大するが、その後は緩やかに増加するようになる。同一の L_d で

Fig. 4 Change of CBN grain and its surrounding bond surface with dressing distance L_d
 $t_d=0.08$ mm, $v_d=45$ mm/min, D. D. : dressing direction

みると、40～50%Sn 砥石の $\bar{H}$ は 10～30%Sn 砥石の場合よりも 2 倍程度大きくなっているのがわかる。一方クレータ深さ $\bar{C}$ も Sn 含有率の大きいものほど大きくなる傾向にあり、40～50%Sn 砥石の $\bar{C}$ は 10～30%Sn 砥石のほぼ 1.5 倍となっている。また 40～50%Sn 砥石の $\bar{C}$ は L_d の増加と共に $L_d=300$ mm 付近までは増大するが L_d がそれを越えると逆に減少するようになり、このため $\bar{H}$ と $\bar{C}$ の和すなわち $\bar{H}_{max}$ は $L_d=300$ mm を越えると飽和する傾向を見せている。砥石切込み t_d を変えて $L_d=300$ mm までのドレッシングを行った場合の砥粒切れ刃突出高さ $\bar{H}$ の測定結果を図 8 に示す。 $\bar{H}$ はいずれも、Sn 含有率 30～40% の間で急激に大きくなり、Sn 含有率を 40% 以上にするによってドレッシング性を著しく改善できることがわかる。

3.4 ボンド組成とドレッシング機構

一般に、砥粒がボンド表面からあまり突出していないドレッシングの初期段階では、ドレッシングスティックの表面に存在する WA 砥粒がボンド表面を直接削り取る作用が働いているものとみられるが、砥

Fig. 5 CBN grain and its surrounding bond surface after dressing
 $t_d=0.08$ mm, $v_d=45$ mm/min, $L_d=500$ mm

Fig. 6 Model of CBN grain and its surrounding bond surface after dressing

粒がある程度突出してくると、図 9 に示すような機構でドレッシングが進行するようになるものと考えられる。すなわち、CBN 砥粒によって除去されたスティックの破砕片（破壊・脱落した WA 砥粒）がすくい面前方あるいは砥粒側方へと流出し、これらはス

Fig. 7 Variation of protrusion height of cutting edge H , depth of crater C and maximum protrusion height of cutting edge H_{max} with dressing distance L_d

Fig. 8 Effect of Sn content on protrusion height of cutting edge H

ティックとボンド面間で加圧されながら引っかかり作用あるいは転動を繰り返す、ボンド表面を微量ずつ除

Fig. 9 Schematic model of dressing mechanism

去していくものと考えられる。これは一種のラッピング作用であり、スティックの破砕片がラップ剤、スティックがラップの役割をなしているとみることができる。一方砥粒自身も、スティックを研削しているので、このとき受ける機械的・熱的負荷によって摩耗あるいは破壊し、次第に形状を変化させる。このようにしてドレッシングが進行し、砥粒-ボンドとスティック間にある一定の空隙（チップポケット）が形成されるようになると、スティックの破砕片はこの空隙を通して流出しやすくなるので、ドレッシングをそれ以上続けても空隙（砥粒切れ刃高さ）はそれほど拡大（増大）しなくなると考えられる。図7で、 L_d が300 mmを越えると H_{max} が飽和するようになるのは主にこの理由によるものとみられる。また、砥粒切れ刃高さ、すなわち空隙の大きさは、ドレッシング条件が一定ならば、上述したラッピング作用によるボンド表面の除去機構に依存すると考えられるので、低Sn系砥石と高Sn系砥石におけるボンド表面の除去機構の違いをさらに詳細に観察してみた。図10は低Sn系砥石の代表例として20%Sn砥石を、また図11は高Sn系砥石の代表例として40%Sn砥石の場合を各々示したものである。砥粒前方のクレタ部を比較すると、20%Sn砥石ではスティックの破砕片が貫入したり、転動することによって生成されたとみられる塑性的な圧痕や条痕がみられるが、40%Sn砥石ではボンド表面が剝離したとみられるぜい性的な破面が大部分を占めている。一方、砥粒後方のボンドテールの拡大観察例を比較すると、20%Sn砥石では塑性的な引っかかり条痕が多くみられるのに対して、40%Sn砥石では結晶粒が脱落したとみられる形態が多くみられ、粒界破壊を主体とした除去機構がとられていることがわかる。

このように、高Sn系砥石のドレッシングでは、スティック破砕片の転動あるいは押込み作用などによってボンド表面をぜい性的に破壊し、主に粒界破壊を起こして結晶粒を離脱させるメカニズムが多くとられている。このため、微小切削などの塑性的な除去機構が

Fig. 10 Characteristics of CBN cutting edge, crater, trench and bond tail in low tin bronze bonded wheel ($R=20\%$)
 $t_d=0.08$ mm, $v_d=45$ mm/min, $L_d=500$ mm

Fig. 11 Characteristics of CBN cutting edge, crater, trench and bond tail in high tin bronze bonded wheel ($R=40\%$)
 $t_d=0.08$ mm, $v_d=45$ mm/min, $L_d=500$ mm

とられる低 Sn 系砥石に比べて、ボンド表面が除去されやすく、また破碎片によるラッピング作用が砥粒後方のボンドにも行きわたるようになるので、ボンドテールが形成されにくくなるものと考えられる。

図 12 は、以上の結果にもとづいて、砥粒近傍のボンド表面形態の特徴をまとめたもので、高 Sn 系砥石では低 Sn 系砥石に比べて、ボンドテールおよびトレンチが形成されにくく、平坦なボンド表面となりやすい。また、図 11 および図 12 に示す砥粒先端部の拡大観察例にみられるように、低 Sn 系砥石よりも高 Sn 系砥石の方が凹凸のある切れ刃が形成されやすい。

4. 結 論

Sn 含有率が 10~50 wt% のブロンズボンド CBN 砥石の薄片を用いてドレッシングに関する基礎実験を行った結果、本実験条件の範囲で以下の結論を得た。

- (1) Sn 含有率 R が 30 wt% 以下の低 Sn 系ボンド砥石と R が 40 wt% 以上の高 Sn 系ボンド砥石で

Fig. 12 Comparison of CBN grain and its surrounding bond surface between low and high tin bronze bonded wheels

は、ドレッシングによるボンド表面の除去機構が本質的に異なっている。前者では塑性的な引っかかり作用や微小切削作用等の延性的な除去機構がとられるのに対して、後者ではこのような延性的な除去機構だけでなく、粒界破壊にもとづく結晶粒の脱落などのぜい性的な除去機構がとられる。

- (2) $R=40\%$ 以上の高 Sn 系砥石のドレッシングでは、 $R=30\%$ 以下の低 Sn 系砥石の場合に比べ

て2倍以上の高能率で砥粒を突出させることができる。

(3) $R=40\%$ 以上の高 Sn 系砥石では、 $R=30\%$ 以下の低 Sn 系砥石に比べて、ボンドテールおよびトレンチが形成されにくい。

(4) Sn 含有率の高い砥石ほど凹凸のある鋭い切れ刃が形成されやすい。

以上のように、Cu-Sn 系メタルボンド砥石における Sn 含有率を 40 wt% 以上にすることによって、ドレッシング性を著しく改善できることがわかった。なお、Sn 含有率と研削特性の関係についての検討結果

を次報で報告する予定である。

参 考 文 献

- 1) ダイヤモンド工業協会編：ダイヤモンド工具マニュアル，工業調査会，(1979) 194.
- 2) M. Hansen and K. Anderko : Constitution of Binary Alloys, 2nd ed., McGraw-Hill, New York, N. Y., (1958) 634.
- 3) K. Kishi et al. : Electron Microfractography of Cutting Edges of Borazon CBN Abrasives, Proc. 20th Jap. Cong. on Mat. Res., Mar. (1977) 142.
- 4) K. V. Kumar et al. : A New Method of Studying the Performance of Grinding Wheels, Trans. ASME, **102**, 2, (1980) 80.

情 報

CIM 導入の実態調査

エンジニアリング振興協会（会長・斉藤英四郎氏，電話 03-502-4441）では，このほど「エンジニアリング企業における CIM（コンピュータ統合生産）& SI（システムインテグレーション）への対応」と題する調査研究報告書をまとめた。これは製造業を中心に産業界では 21 世紀へ向けた生き残り策として CIM 構築への動きが強まっている中で，エンジニアリング企業としてどのように対応すればよいのかを探ることがねらいである。

今回まとめたのは，平成元年度に実施した① CIM の事例分析，② CIM の SI 技術，③ CIM 構築ツールについての調査結果だが，CIM を対象とした広範囲な調査，分析はこれまであまり例がないだけに，関係者の注目を集めるであろう。

調査結果の要旨，次のとおり。

〔CIM の事例分析〕 鉄鋼，自動車，電機，機械，コンピュータ，医薬，その他建設などの 41 社を対象に CIM 化状況を調査した。

特に企業レベルで最も進んでいるとみられる日本精工福島工場，工場レベルの CIM 化の例としては日本アイ・ビー・エム藤沢工場，食品加工工場の灘神戸生活協同組合については詳細な分析を行った。

その結果，大多数の企業が CIM を国際競争力強化の生き残りのために欠かせない技術と位置づける一方で，システム開発要員の不足や従業員の意識改革，巨額な投資といった問題に直面していることが浮き上がっている。

また CIM 化事例としては，① 過去の技術の積み上げ（日本精工，花王など），② 新工場の建設から全社規模への拡大（三協アルミ高岡工場，東芝青梅工場など），③ 単一の工場または単一の工事（竹中工務店，大林組

など）——の 3 パターンに分類できる。

〔CIM における SI〕 CIM 関連技術の進歩への対応の難しさや要員不足，短期間での対応難などから CIM 構築全体をとりまとめてくれる SI が強く求められており，すでに 170 社以上が SI の認定登録をうけている。

また SI に要求される技術としては，① 現状分析，コンサルティング技術，提案力，② 経営分析，工場診断，③ 業務分析，業務全体の基本計画技術，④ システム基本計画，工場・製造ラインの基本計画技術，⑤ 最適なハード・ソフトの選定および統合技術，⑥ プログラム設計・製作技術，⑦ 工場設計・建設技術，⑧ 運転支援技術，⑨ オペレータの教育，保守サポート技術，⑩ プロジェクトマネジメント技術，⑪ CIM 経済性評価技術——と多岐にわたっている。

エンジニアリング企業が SI として自立するためには，① SI 技術への対応，② 基盤技術の確立，③ ユーザ満足度のとり方と見積もりリスク回避，④ 経済性評価方法の確立，⑤ SI 業のすみ分けと差別化，⑥ パートナリシップによる総合力の拡大，⑦ 連続系プロセスで蓄積した技術の離散系プロセスへの展開，⑧ マルチベンダーのハードの統合への対応——などへの対応が必要となっている。

〔CIM 構築ツール〕 CIM 構築方法論，応用ソフトを重点に調査，特に CIM 構築ツールとしては日本アイ・ビー・エム，日本電気，日立製作所，富士通，日本 DEC，マーサアンダーセンのツールについて調査したが，これらのツールはあくまで補助的支援を考えるべきで，結論としては自社の風土文化に適したシステムの構築が必要としている。

（服部 敏夫）