ダイヤモンドの活性金属ろう付界面組織とその形成過程*

—ダイヤモンドと金属の接合に関する研究 (第2報)—

鈴木 暁男**, 山崎 敬久**, 高橋 邦夫**, 恩澤 忠男**

Structure and the Formation Mechanism at the Interface of Diamond and Active-Metal-Brazing-Filler*

—Study on the Bonding of Diamond to Metals (Report 2)—

by Akio Suzumura**, Takahisa Yamazaki**, Kunio Takahashi** and Tadao Onzawa**

In the brazed joint of natural diamond to Fe-42 Ni alloy made with Ag-Cu eutectic filler including 4.5 wt% Ti, the behavior of titanium segregation changes according to the brazing thermal cycles, which causes the change in joint strength and the fracture mode. The chemical reaction products of diamond and the filler were identified by ESCA and EDS analyses on the fractured surfaces at the brazed interface, where the analyzed surfaces were made using a developed tensile shear test method, in order to propose the model of formation mechanism of the joint structure.

The analytical results revealed that such a structure as consists of TiC nucleation surrounded by Ag and/or Cu is preferred as the joint structure. It was also indicated that the segregation of Ti at the joint interface reduces the bonding strength, where the fracture is liable to occur at the interfaces of diamond-Ti and/or TiC-Ti.

The relation between the joint structure and the strength was also discussed using the disregistry values calculated in the previous report. The structure formation models of the interface between diamond and brazing filler metals were proposed to explain the change in the structure and strength of the joint made by different cooling rates.

Key Words: Diamond, Brazing, Active Metal, Titanium, Solidification, Segregation, Disregistry, Microstructure, Joint Strength

1. 緒 言

活性金属ろう付法は例えばダイヤモンドバイトの作製に適用され、実用に供されている。活性金属ろうには銀銅共晶ろうに活性金属である Ti (チタン) を微量添加したものが一般に用いられ、接合体の接合強度は Ti 添加量に大きく影響を受けることが報告されている¹⁾。

本研究では、活性金属入り銀ろう (Ag-26.7Cu-4.5Ti) [wt%] を用い、反応核生成による Ti の偏析挙動と Ag-Cu 共晶結晶からの溶質排出による Ti の偏析挙動²⁾の両方に注目し、これら活性金属の接合界面での偏析挙動と接合強度との関係を調べた。さらに、接合機構の解明と接合性の向上のための諸条件について検討した。

接合強度の測定には前報³⁾の方法、すなわち接合体をダイヤモンド-ろう材接合界面で破壊させる引張りせん断型はく離試験方法を用い、これにより接合界面の強度を評価した。金属側のはく離面は、走査型電子顕微鏡 (SEM) で観察し、さらにエネルギー分散型 X 線分析装置 (EDX) による元素分析を行い、Ti の偏析を調べた。また、ダイヤモンド側とろう材側のはく離表面分析には化学分析用電子分光法 (ESCA) を用いて化合物の同定を行い、さらに元素分析を行って接合界面の組織形成メカニズムと接合強度の関連について検討した。

2. 供試材および実験方法

実験に使用したダイヤモンドは直径 3 mm 程度の天然ダイヤモンドであり、接合面は表面粗さ $R_{max} = 0.05 \sim 0.1 \mu m$ に研削加工された。ろう材には活性金属入り銀ろう (Ag-26.7Cu-4.5Ti) [wt%] を、一辺 5 mm 角で板厚 0.1 mm に加工して用いた。金属母材には、低熱膨張率の 42 アロイ (Fe-42Ni) の薄板を $10 \times 55 \times 0.5$ mm の形状に加工し、エメリー紙で 1500 番まで研磨して用いた。

接合試験片の作製は前報と同様に真空装置内で行った。

ろう付熱サイクルを Fig. 1 (a), (b) のように変化させ、活性金属による反応核生成にともなう活性金属の偏析状態と、接合界面部の温度勾配と冷却速度に関係するろう材の結晶化の際の活性金属の偏析状態を変化させて、種々の偏析状態を有する接合試験片を作製した。Fig. 1 (a) の熱サイクルでは試料を 1123 K まで速やかに加熱し、一定時間その温度に保持した後に冷却速度 15 K/s で冷却する。Fig. 1 (b) の熱サイクルでは試料を 1123 K まで速やかに加熱し、一定時間その温度で保持した後にろう材の固相線温度以下まで冷却速度 1.5 K/s で冷却し、その後急冷を施している。

強度測定は、前報と同様に、接合した試験片の中央部に 42 アロイ側から高速カットによりダイヤモンドまで幅 0.3 mm のスリットを入れ、42 アロイに引張り荷重を加えることにより、ダイヤモンドとの界面の引きはがし力 F を測定した。

接合面積 A は、はく離した試験片側の全面積を採り、破壊状態により区別はしていない。接合面積 A の測定も

*原稿受付 平成 5 年 12 月 27 日 平成 3 年度秋季全国大会で発表、平成 5 年 1 月 界面接合研究委員会 で発表

**正 員 東京工業大学工学部 Member, Tokyo Institute of Technology, Faculty of Engineering

Fig. 1 Brazing thermal cycle. (a) Cooling rate: 15 K/sec, (b) Cooling rate: 1.5 K/sec.

前報と同様に、はく離した側の試験片の拡大写真上で、はく離強度 P は、 $P = F/A$ で計算した。

その後はく離面を光学顕微鏡及び SEM で観察し、さらに EDX で元素分析、ESCA で破壊面表面の化学結合状態の同定を行った。

なお、本研究においても前報³⁾と同様に、金属母材として 42 アロイを用いたが、これは一般に使用される Mo よりも短時間のろう付性が良く、本研究の主目的であるダイヤモンド-ろう材界面の挙動を調べる諸実験を行うのに適していることによっている。

また前報にも述べたが、42 アロイの成分元素である Fe 及び Ni の溶融ろう材中への溶解・拡散は、本研究で用いた接合条件範囲においてはわずかであり、ダイヤモンド-ろう材界面の形成過程に本質的な影響は与えないと判断された。

3. 実験結果

Fig. 1 (a), (b) のろう付熱サイクルで作製した試験片の 1123 K での加熱保持時間と見掛け上のせん断応力との関係を Fig. 2 (a), (b) に各々示す。図中の○, ●, △, ▲ は Fig. 3 に図示した四種類の破壊形態を示している。すなわち、Mode (A) はダイヤモンド-ろう材界面でのはく離、Mode (B) はろう材内の破断、Mode (C) はダイヤモンドでの破壊であり、Mode (A+B) 及び Mode (B+C) は各々が複合された破断経路によることを示している。従って、Fig. 2 中の○ (Mode (A+B)) はダイヤモンドとろう材の間ではく離した部分およびろう材内でせん断破壊した部分が見られるもの、● (Mode (A)) はダイヤモンドとろう材の間ではく離したもの、△ (Mode (B+C)) はろう材内でせん断破断した部分とダイヤモンド内でへき開破断した部分が見られるもの、▲ (Mode (C)) はダイヤモンド内でへき開破断したものを示している。

Fig. 2 Relation between Holding time and Peel strength. (a) Cooling rate: 15 K/sec, (b) Cooling rate: 1.5 K/sec.

Fig. 3 Schematic illustrations of fracture paths and models, which are related to peel strengths as shown in Fig. 2.

実験点数は各点につき 1 ないし 2 であり、特徴のある破壊を起こしたものについては数点繰返した。Fig. 4 には保持時間の違いによる破断面相違の例を示してある。Fig. 4 (a) は保持時間 6 sec のはく離面であり、ろう材の一

Fig. 4 Micrographs of the fracture surfaces at each holding time. (a) Holding time is 6 sec, cooling rate is 15 K/s. (b) Holding time is 30 sec, cooling rate is 15 K/s.

部がダイヤモンド側に付着したものである。Fig. 4(b)は、強度試験によりろう材内で破断したものの破面である。これは保持時間が30 secの試験片の破断形態であり、せん断破壊痕が観察されている。このように新しく考案した引張り型強度試験方法により、強度試験後のはく離の状態や、ろう材内でのせん断破壊痕の観察が可能となっている。

Fig. 2(a)の15 K/sの急冷の場合、強度は保持時間により大きく変化し、また破壊形態も保持時間により大きく変化している。ここで、Fig. 2(a)中のMode(A+B)、Mode(B+C)、Mode(A)の各領域をそれぞれろう付の初期過程、界面強度達成過程、はく離面積増大過程と呼ぶこととし、次の節で考察を行う。

Fig. 2(b)の冷却速度1.5 K/sの徐冷の場合には、保持時間の短いものが強度をもち、Fig. 2(a)におけるMode(A+B)、Mode(B+C)の領域の破壊が観察された。しかしMode(A)の領域は観察されなかった。保持時間が長くなると、作製した接合体を接合装置から取り出した時には既に、ダイヤモンド内にクラックが入っていた。このため強度試験片製作途中で試験片が壊れ、強度を測ることができなかった。Mode(C)の試験片は接合界面強度を持つため、ダイヤモンド-ろう材接合界面でのはく離は観察されなかった。この点が接合界面で破壊したFig. 2(a)のMode(A)の試験片とは異なっている。

4. 分析結果および考察

4.1 ろう付の初期過程 (Fig. 2(a)のMode(A+B)領域)

この領域の試片では、ろう材の大部分はきれいなはく離面を呈していたが、ろう材の一部はダイヤモンド側へはぎ取られた形跡を残していた。1123 Kで6 sec保持することにより、ダイヤモンド-ろう材間には部分的に接合力を生じると考えられる。このため保持時間6 secのものは、接合の初期過程を示す試験片であると考えられる。

Fig. 5.1は保持時間6 secの試験片のはく離面のESCA分析結果である。(a)はダイヤモンド側の分析結果を示し、(b)はろう材側の分析結果を示している。Fig. 5.1(a)と(b)を比較すると、C(炭素)のピークがダイヤモンド側の283.6 eVとろう材側の281.6 eVとは明らかに異なっており、281.3 eVが結合エネルギーであるTiCがろう材側で形成されていると考えられる。またTiC結合が形成されているにもかかわらず、きれいなはく離が起きることから、単にTiCが形成されるだけでは十分な接合強度が得られないことが分かる。

ESCAの定量分析結果によると、ダイヤモンド側のFig. 5.1(a)では、Cが88.3 at%であり、Tiが7.58 at%となっている。TiCで破壊が起こったためにダイヤモンド

Fig. 5.1 (a) Analysis by ESCA of diamond side, the part separated from diamond clearly. Holding time is 6 sec, Cooling rate is 15 K/s. (b) Analysis by ESCA of brazing filler metal side, the part separated from diamond clearly. Holding time is 6 sec, cooling rate is 15 K/s.

Fig. 5.2 (a) Analysis by ESCA of diamond side, the part to which brazing filler metal was adhered. Holding time is 6 sec, cooling rate is 15 K/s. (b) Analysis by ESCA of brazing filler metal side where brazing filler metal was adhered to diamond. Holding time is 6 sec, cooling rate is 15 K/s.

側にTiが検出されると考えられる。またろう材側のFig. 5.1(b)では、Tiが73.46 at%であり、Cが8.77 at%である。TiCで破壊が起こったために、ろう材側でCが検出されている。ここでは示していないが、Tiの分析結果における結合エネルギーのピークは454.8 eVのところにあった。TiC及びTiOのピークは各々454.7~454.9 eV

及び454.7 eVにあり、金属Tiのピークも453.8~454.0 eVにあるためこれらを見分けることは困難であるが、いずれも存在する可能性が高い。一方、Fig. 5(b)にもみられるようにTiCの形成はほぼ確実と考えられ、また検出されたOがすべてTiと化合物を形成したとしても、図中の分析組成によればダイヤモンド-ろう材界面に金属Tiが偏析していることは明らかである。

Fig. 5.2は保持時間6 secの接合部破面でダイヤモンド側にろう材が残ったESCA分析結果である。(a)はダイヤモンド側に残ったろう材のESCA分析結果であり、わずかながらTiC結合のピークがみられる。(b)はそのダイヤモンド側の分析結果であり、ここで検出されたCはTiC結合を形成している。このことから接合においてTiC結合の生成はダイヤモンドとろう材の間に結合力を発生させていると考えられる。

Fig. 6は、Fig. 5.1(b)と同じ試料に対し行ったEDX分析結果である。この分析結果ではTiの濃度は19.5 at%となり、ESCAの分析結果73.46 at%とは大きく異なっている。この値の違いは、深さ方向の情報がESCAでは数10 Åであり、EDXでは1 μm程度であることに依っているとと思われる。このことから離したろう材側では、表面極く近傍にTiが偏析し、少量のTiC反応核が形成されていると考えられる。

Fig. 6 Analysis by EDX of the specimen, Holding time is 6 sec, Cooling rate is 15 K/s.

接合においてTiCの生成はダイヤモンドとろう材の間に結合力を生んでいるといえる。しかし保持時間6 secではTiC反応核が少なすぎ十分な強度が達成されないものと考えられる。また、Tiの接合界面への偏析により、非常に薄い層ではあるが、ダイヤモンド-チタン界面あるいはダイヤモンド-Ti酸化物界面が形成され、これらの界面では比較的是く離が起き易いと考えられる。

4.2 界面強度達成過程 (Fig. 2(a)の(B+C)領域)

この領域にある試片の破壊部はろう材内での破断と接合界面に対し垂直方向のダイヤモンド内の破断で構成されていた。従って、ダイヤモンド-ろう材界面は接合強度を十分に有していると考えられる。

Fig. 7は30 sec保持した試験片のダイヤモンド側の破面でろう材が付着している部分のESCA分析結果である。ろう材側からスパッタを施してダイヤモンド-ろう材界面の分析を試みたが、非常に薄いと考えられるTi層、TiC反応核をアルゴンイオンスパッタリングにより分析領域直径0.8 mm内に均一に出現させることは非常に困難であると考えられる。本研究で用いた分析手法ではろう材やダイヤモンドとこれらの層を見分けることができず、このため明らかなTiの偏析やTiC結合のピークを得ることはできなかった。しかし、加熱保持時間の増加から考えて、TiCの量は4.1節に述べた初期過程のものより多くなっているものと考えられる。

界面強度達成過程では、TiC反応核の増加に伴い、ろう付の初期の領域において界面に集っている未反応のTiの割合が減少し、はく離を起こすダイヤモンド-Ti界面が減少し、界面強度が増加すると考えられる。

4.3 はく離面積増大過程 (Fig. 2(a)の(A)領域)

この領域にある試片では、試片を強度試験片に加工することはできたが、強度試験を行う際に、荷重をかけた直後に破壊し、強度を測定することができなかった。接合保持時間がこの領域に入ると、急激に界面接合強度が減少するものと考えられる。はく離はダイヤモンド-ろう材界面で生じ、加熱保持時間の増加に伴い、ますますはく離面積が増加し、強度が得られなくなる傾向を示した。はく離面は平らな部分と、こまかい凹凸のある部分から構成されていた。凹凸のある面では脆性破壊を起こした

Fig. 7 Analysis by ESCA of the specimen. Holding time is 30 sec, cooling rate is 15 K/s. After spattering from brazing filler metal side to diamond.

Fig. 8.1 (a) Analysis by ESCA at the part of rough surface of brazing filler metal. Holding time is 480 sec, cooling rate is 15 K/s. (b) Analysis by ESCA at the part of rough surface of diamond. Holding time is 480 sec, cooling rate is 15 K/s.

Fig. 8.2 (a) Analysis by ESCA at the part of smooth surface of brazing filler metal. Holding time is 480 sec, cooling rate 15 K/s. (b) Analysis by ESCA at the part of smooth surface of diamond. Holding time is 480 sec, cooling rate 15 K/s.

ような跡が観察され、破壊はダイヤモンドでの破壊か、TiC 反応層内での破壊と考えられる。

Fig. 8.1 は 480 sec 保持した試験片の凹凸のみられる破面の ESCA 分析結果を示している。(a)のろう材側には TiC 結合のピークがみられた。また(b)のダイヤモンド側の ESCA 分析結果にもわずかな TiC 結合のピークがみられた。ESCA の定量分析結果によると、ろう材側の C の量は 9.21 at% となっている。これは TiC を形成していると考えられる。ダイヤモンド側の Ti の量 27.73 at%

Fig. 9 Analysis by EDX of the specimen. Holding time is 480 sec, cooling rate is 15 K/s.

も TiC 層の破壊によりダイヤモンド側に検出されたものと考えられる。このことから明かに保持時間の増加により接合界面に形成される TiC 反応核は増加する傾向を示している。そして反応核は連続的な TiC 反応層を形成し、破壊はその反応層内を通して進むと考えられる。

Fig. 8.2 は 480 sec 保持した試験片破面の平坦な部分の ESCA 分析結果である。(a)はろう材側の平坦な離面の ESCA 分析結果を示し、また(b)は同じ試験片のダイヤモンド側の ESCA 分析結果を示している。ろう材側では C のピークが TiC 結合を形成していることを示している。ろう材側の 8.21 at% の C は TiC が破壊した際にろう材側に残ったものを示していると考えられる。またろう材側の Ti 78.04 at% は C と反応していない Ti が偏析していることを表している。ダイヤモンド側では Ti が 4.39 at% であり、Ti がほとんど検出されていない。このことからダイヤモンド-Ti 界面ははく離しやすいと考えられる。

Fig. 9 は 480 sec 保持した試験片破面のろう材側の EDX 分析結果である。ろう材の Ti の量は 71.4 at% となっている。深さ方向の情報が EDX では 1 μ m 程度であるので、Ti はかなり厚く偏析しているといえる。

接合強度における保持時間がある限度以上になると接合界面強度が極端に減少する原因としては、以下のよう考えられる。まず、TiC 反応核の成長により TiC 反応核が連続的になり層状になる。その結果、TiC 層が脆性的な破壊を示すようになる。一方、Ti の偏析も 1 μ m 以上と厚くなるためダイヤモンド-Ti 界面ではく離が生じやすくなる。これらの現象により接合界面強度は急激に低下すると考えられる。

4.4 接合温度からの徐冷の効果 (Fig. 2 (b)について)

徐冷を行って接合した試験片は、接合終了時にダイヤモンド内にクラックが発生し、正確な接合強度がなかなか測定できない状態であった。接合強度を測定できた試験片は、1123 K での保持時間の短いもの (6 sec および 30 sec) であり、接合強度は 147 MPa 及び 87.6 MPa である。

徐冷を行うと加熱時間そのものが長くなるため、比較的短い保持時間であっても反応核の生成は急冷の場合より多くなる。このため Fig. 2 (b)中の測定点は Fig. 2 (a)の測定点より左にずれたものとなる。この Fig. 2 (b)において特徴的なことは、Mode (C) 領域が存在し、Mode (A) 領域が存在しないことである。このことから、徐冷には界面はく離を起し難くする効果があると考えられる。

凝固がダイヤモンドから進む場合の徐冷を行う効果としては、次のように考えられる。前報³⁾にも示したように、ダイヤモンド接合面に偏析していたTiはAg-Cu共晶の成長に伴い結晶中から排出されるため、接合に必要なTiが接合界面から除去されることになり、結果として徐冷は接合強度を向上させる。

徐冷した試験片の接合界面の状態を調べるために、ろう材側からダイヤモンドまでスパッタリングした試片のESCA分析結果をFig. 10に示す。ここではカーブフィッティングを行ってTiCピークをCピークから分けている。Fig. 10に示されるようにTiCの生成はスパッタした領域の一部のみに検出されている。ESCAの分析領域

Fig. 10 Analysis by ESCA of the specimen spattered from brazing filler metal to diamond. Cooling rate is 1.5 K/s.

Fig. 11 Schematic illustration of the brazed interface spattered and surveyed by ESCA. The numbers in the figure show the surveyed points which are corresponded to those in Table 1. Cooling rate is 1.5 K/s.

Table 1 Compositions at the brazed interface spattered and surveyed by ESCA.

Surveyed point	C	Ti	Cu	Ag	O (at%)
1	32.65	23.02	26.54	17.64	0.15
2	86.08	4.74	6.00	3.17	—
3	96.23	1.52	1.67	0.53	0.06
4	12.28	1.75	41.05	44.93	—
5	84.03	2.59	8.03	5.34	—
6	99.51	—	0.49	—	—

は0.8 mmと比較的広いので、背景にあるダイヤモンドとのカウント差が大きすぎるため、TiCピークを見つけるににくい状態であった。ESCAの定量分析結果によると、Ti36.80 at%でありC23.81 at%であった。従って徐冷によりCと反応しなかったTiの偏析が減ったものと考えられる。このことが界面はく離 Mode(A)をなくす原因となっていると考えられる。

またFig. 11はスパッタした領域で暗くみえる部分と明るくみえる部分のESCA分析点を模式的にあらわしたものである。1, 2, 3は暗くみられる部分の分析点を示し、4, 5, 6は明るくみられる部分の分析点を示している。それらの分析結果をTable 1に示す。Tiの分布は場所により大きく異なり、TiCの分布は島状の分布をしていることが分かる。

4.5 活性金属ろうによるダイヤモンドの接合界面モデル

前節までの結果および考察と、前報³⁾で示した界面不整合度の検討結果を総合すると、活性金属ろうによるダイヤモンドの接合界面の形成はFig. 12のようにモデル化される。

Fig. 12(a)は急冷時の接合初期過程である。保持時間が短いので、接合強度は数個のTiC反応核によるだけである。急冷をした場合には、ろう材は等粒状に凝固し、界面で富化したTiを凝固時に排出できない。そのため接合界面ではダイヤモンドと反応しなかったTiがダイヤモンド-Ti界面を形成する。結晶整合度が良くないため、ダイヤモンド-Ti界面ではく離を起こし易いと考えられ、破壊は数個のTiC反応核の破壊とダイヤモンド-Ti界面のはく離をともなっていると考えられる。このため強度はあまり高くない。

Fig. 12(b)は保持時間が増加したときの界面の状態である。冷却は急冷のものである。接合界面ではTiC反応核が増加し、はく離を起こしやすいダイヤモンド-Ti界面が減少するので、接合強度が増加する。しかしTi富化層はFig. 12(a)より厚くなっている。

Fig. 12(c)はさらに保持時間が増加した時の界面の状態である。冷却は急冷のものである。接合界面ではTiC反応核が連続的となり、Ti偏析層はますます厚くなっている。破壊はTiC層内の破断と界面整合性の良くないTiC-Ti偏析層のはく離により起こる。このため接合強度が急に得られなくなる。

Fig. 12(A)は徐冷時の接合初期過程である。徐冷により凝固界面が平滑となり、さらに凝固はダイヤモンド側か

Fig. 12 Structure formation models of the interface between diamond and brazing filler metal.

らの結晶成長により行われる。反応核数は Fig. 12 (a)と同じであるが、Ti 偏析は TiC 反応核の周りだけとなる。これは凝固の際 TiC が凝固核となり、反応せずにダイヤモンド側に偏析していた Ti をまきこみながら Ag-Cu 共晶凝固が TiC 核から起こると考えられることによる。

反応核の形成されていないところでは、界面整合度の良い Cu が凝固を開始する。このため凝固は、Ti を排出しながら進行し、Ti の分布は比較的均一になると考えられる。接合界面は TiC 反応核と結晶整合性の良いダイヤモンド-Cu 界面が適当な割合で形成されている。

界面での結晶性があるため、はく離が起こりにくく、TiC の脆性破壊を止める効果を発揮し、界面は高い強度を有する。

Fig. 12 (B)は保持時間の増加にともない反応核の数が増加した界面の状態を表している。冷却は徐冷を行ったものである。反応核数は Fig. 12 (A)より増加し、反応核が島状となっている。反応核が形成する島とダイヤモンドと整合性の良いダイヤモンド-Cu 界面の面積割合が適当なとき、最も高い接合強度が達成される。

Fig. 12 (C)は保持時間がさらに増加し、反応核が連なり、TiC 層を形成している状態である。冷却は徐冷のものである。この界面での破壊は TiC 層の破壊となるが、急冷時とは異なり TiC-Ti 偏析層のはく離が無くなるため強度は急冷の時より大きくなる。

ダイヤモンド上にろう材が凝固するために、活性金属による反応核を島状に作り、その後ろう材を反応核から凝固結晶成長させる。界面の結晶整合をとりながら、余分な活性金属を凝固部から排出し均一に凝固する。この場合には理想的な界面が形成され、高い界面強度が達成される。

5. 結 言

本研究では活性金属を用いたろう付の過渡的現象を調

べ、ダイヤモンド-金属接合の際の活性金属の挙動と接合強度達成のメカニズムについて検討した。主な結果および結論は以下のように要約される。

(1) Ti 含有銀ろう Ag-26.7Cu-4.5Ti (wt%) とダイヤモンドの接合面には TiC が生成する。同じろう材を用いて、ろう付熱サイクルを変化させた場合、加熱時間の増加にともない接合試験片の接合状態に大きな違いがあらわれ、破断モードも変化する。

(2) 活性金属ろうとダイヤモンドとの接合の際、Ti が接合界面に偏析すると、はく離が起こりやすくなる。

(3) ダイヤモンド-Ti 界面および TiC-Ti 界面ははく離を起こしやすいため、TiC とダイヤモンドの表面では Ag および Cu が凝固し、Ti が排出されることが望ましい。このような TiC の核の生成とそれを取り囲む Ag, Cu の組織が接合界面の組織として適していると考えられる。

(4) ダイヤモンドのろう付界面の分析結果および界面不整合度の考察を総合して、ろう付界面の形成メカニズムのモデルを提案した。

謝 辞

本研究で使用したダイヤモンドは(株)東京ダイヤモンド工具製作所より御提供頂いた。ここに厚く謝意を表す。

参 考 文 献

- 1) P.M. Scott, M. Nicholas: The wetting and bonding of diamonds by copper-base binary alloys, J. Mat. Sci., 10 (1975), 1833-1840.
- 2) 鈴木, 恩澤, 高橋, 山崎: ダイヤモンドのろう付部における活性金属の挙動, 溶接学会講演概要, 49 (1991), 381-382.
- 3) 鈴木, 山崎, 高橋, 恩澤: ダイヤモンド-活性金属ろう界面における凝固現象および接合強度, 溶接学会論文集, Vol. 12, No. 4 (1994), 509-514.