インサート金属を用いた超硬合金同士の拡散接合*

権田 英修**, 白井 康宏**, 大橋 修***, 安井 利明***, 福本 昌宏***

Diffusion Bonding between Cemented Carbides Using Interlayer*

by GONDA Hidenobu**, SHIRAI Yasuhiro**, OHASHI Osamu***, YASUI Toshiaki*** and FUKUMOTO Masahiro***

Cemented carbides (WC-Co) that consist of tungsten carbides and cobalt have been utilized preferentially for cutting tools. However, since cemented carbides are made of rare metal, establishment of the technology for reuse and recycling are earnestly desired. If cylindrical shanks that the cutting edges are cut off can be combined with each other, it is possible to reuse those shanks as new cutting tools. Till today, joining method generally used for shanks is brazing. But, the joining strength of brazed joints tends to be rather weak for being used as cutting tools.

In our previous study, cemented carbides were successfully joined by the diffusion bonding. The strength of joints by the direct diffusion bonding at bonding temperature 1200℃ was almost equal to the strength of base material. However, since there are some cases of using cemented carbides with polycrystalline diamond for bonding, the temperature of 1200℃ can be too high.

In this study, on the assumption that the strength of the diffusion bonding was higher than that of the brazing, to lower the bonding temperature, a feasibility for applying the diffusion bonding between cemented carbides using Ni or Co as interlayer was fundamentally verified. The strength of joints with interlayer by the diffusion bonding at the bonding temperature 1100 - 1000℃ was stable and equal to the strength of brazed joints. Co interlayer was more effective than Ni interlayer. And the feasibility of the diffusion bonding with interlayer was clarified.

Key Words: Cemented Carbides, Diffusion bonding, Interlayer, Bending strength, Bonded area

1. 緒 言

超硬合金は、主に切削工具材料として利用され、その使用量は増加傾向にある。一方、超硬合金はタングステンとコバルトといったレアメタルを原材料にしており、リユース・リサイクルが求められている。切削工具のリユース方法のひとつに、使用済み品の円筒形状柄部同士を突き合せ接合し、それを再生工具材とすることが考えられる。

この場合の接合方法として前報¹⁾において拡散接合法の適用を検討し、ろう付よりも高い曲げ強さが得られたことから同法適用の可能性を実証した。また、主な接合条件は接合温度、接合圧力、接合時間であるが、母材相当の接合強さが得られる適正接合条件の選定指針が²⁾、継手に0.2%の変形を与えることにある点を示した。そして、このときの接合温度は1200℃前後であった。しかしながら実際の超硬工具材料では、ダイヤモンド焼結体などを含むことがあり、接合温度1200℃では高すぎる場合がある。

低い接合温度でありながら、ろう付よりも高い曲げ強さを得る方法として、インサート金属を用いた拡散接合法が挙げられる。超硬合金よりも軟質の金属を挟むことで、低い接合

温度でも接合面積の増加が図れ、高い曲げ強さが期待できると考えた。これまでも超硬合金の拡散接合にインサート金属を用いた研究事例はいくつか報告されているが、インサート金属の適用目的が、異種材の接合における熱応力の緩和策としての事例²⁻³⁾、熱応力の緩和および金属間化合物の生成防止策としての事例⁴⁻⁸⁾が多く、接合温度の低温化としての事例は数少ない。

そこで本研究では、超硬合金同士の接合において、1200℃より低い接合温度でありながら、ろう付よりも高い曲げ強さ(1.1 GPa以上)を得る方法として、インサート金属を用いた拡散接合法を適用し、継手の曲げ強さ、接合部組織、接合部元素分布を調査し、同法適用の可能性を検討した。

2. 実 験 方 法

供試材の超硬合金は、前報¹⁾と同じ WC-10 mass%Co (WC 粒径 0.8 μm) を用いた。試料は、直径 8 mm、長さ 30 mm の丸棒である。接合面の粗さは 0.04~0.08 μm Ra であった。インサート金属は、Ni と Co を用いた。Ni は、純度が 99.0% 以上で、厚さ 20~200 μm の箔状のものを、Co は、純度が 99.9% 以上で、厚さ 4~50 μm の箔状のものである。また、Ni 箔の表面粗さは 0.07~0.13 μm Ra、Co 箔の表面粗さは 0.07 ~ 0.18 μm Ra であった。インサート金属の選定は、超硬合金よりも軟質であり、かつ超硬合金の結合材である鉄族元素から行った。鉄族元素のうち、実際に超硬合金の結合材として用いられているもの⁹⁾として Ni と Co を選択した。

本実験で用いた拡散接合装置の概略図を Fig. 1 に示す。接

*受付日 平成23年 9 月 20 日 受理日 平成24年 1 月 10 日 平成23年度溶接学会春季全国大会で発表

**学生員 豊橋技術科学大学大学院工学研究科 Student Member, Graduate School, Toyohashi University of Technology

***正 員 豊橋技術科学大学 Member, Toyohashi University of Technology

Fig. 1 Diffusion bonding devices.

合は、前報¹⁾と同様な手順で実施した。まず試料の接合部近傍に R 型熱電対を溶接し、接合表面をアセトンで洗浄後、インサート箔を挟みながら試料 2 本を突き合せて接合装置内に直立するように設置した。その後、試料軸方向に、てこによる機械的荷重を加え排気し、雰囲気圧力が 4×10^{-3} Pa に到達した後に高周波誘導加熱した。高周波発振器 30 kHz (10 kW) の出力を制御しながら接合温度まで $400^\circ\text{C}/\text{min}$ で昇温し、接合温度に到達後、所定時間保持し、その後、炉冷した。接合中の試料への荷重 (接合圧力) は終始一定とし、接合時間は接合温度での保持時間とした。なお、接合温度は $1000 \sim 1300^\circ\text{C}$ 、接合圧力は $8 \sim 40$ MPa で変化させ、接合時間は全ての実験において 300 s に固定した。

接合部の評価は、4 点曲げ試験による曲げ強さ、SEM による破面および断面組織の観察、EDX による元素分布の観察で行った。なお、4 点曲げ試験の上部支点間距離は 6 mm、下部支点間距離は 20 mm である。また、曲げ試験に当たっては、継手の未接合部による曲げ強さへの影響を抑えるために、継手の直径を 6 mm に機械加工 (円筒研削) し継手周辺部の未接合部を取り除いたものを試験片とした。

3. 実験結果及び考察

3.1 接合温度の曲げ強さへの影響

前報¹⁾の超硬合金同士の直接拡散接合において、継手の曲げ強さへの影響は、接合圧力、接合時間よりも接合温度の方が大きいことがわかった。そこで、インサート金属に厚さ $20\mu\text{m}$ の Ni および Co を用いた継手における接合温度の曲げ強さへの影響を検討した。接合圧力 8 MPa、接合時間 300 s の一定条件の下で、接合温度 $1000, 1100, 1200, 1300^\circ\text{C}$ と変化させた場合の曲げ試験結果を Fig. 2 に示す。比較値として、前報のインサート金属を用いない直接拡散接合による強さ、ろう付強さ (3 本の平均値 1.1 GPa) および母材強さ (3 本の平均値 3.8 GPa) を加えた。ここでのろう付は、JIS BAg-3 のろう材を使用し高周波誘導加熱でろう付温度 700°C の接合である。また、図中の実線は、接合温度が低い場合は曲げ強さが 0 GPa に近いこと、母材破断を呈したものは母材強さ

Fig. 2 Effect of bonding temperature on bending strength.

Mark	Fracture morphology	
○ □ ◇		Interfacial fracture
● ■ ◆		Interfacial fracture including base material area
● ■ ◆		Base material fracture

Fig. 3 Classification of fracture morphology.

に匹敵する強さを示していること、母材の曲げ強さを超えることはないことを考慮し、各温度での平均値を滑らかに結んで描いた。Ni, Co インサートを用いた場合、両者とも接合温度の上昇とともに曲げ強さが増加した。また、 1200°C 以上では、ろう付を上回る曲げ強さを得た。そして、Ni と Co での曲げ強さを比較すると 1100°C 以下では Ni の方が高く、 1000°C では、Ni での曲げ強さが直接接合による曲げ強さを上回った。 1200°C 以上では Co の方が高かった。

このときの破断形態を分類し Fig. 3 に示す。ここでは、破断後の試験片外観と破面から破断形態を 3 つに分類した。破面のほぼ全面が界面で破断する界面破断、破面が界面から母材にわたり一部母材破断を含む界面破断、破面全面がほぼ母材部である母材破断の 3 つである。分類したものを記号化し、これら破断形態を Fig. 2 の曲げ強さに対応させて表示した。その結果、インサート金属を用いた場合、多くのものは接合温度の上昇に伴い破断形態が界面破断から一部母材破断を含む界面破断へと変化した。母材破断を呈するものは少ないことが分かった。

また、これらの破面を Fig. 4 に示す。図中の破面は、同一試験片での破面が相対するように、かつ破断の起点側が下側になるように表示した。Ni インサートを用いた場合、接合温度が $1000, 1100^\circ\text{C}$ では界面破断であったが、 $1200, 1300^\circ\text{C}$ では、図中の上部に母材破断部を含む界面破断となった。Co インサートを用いた場合、 $1000, 1100^\circ\text{C}$ では界面破断であり、

Fig. 4 Effect of bonding temperature on fracture morphology.

1200℃では、破面の大部分が母材破断を示したが、破断の起点側に小さな界面破断部が認められる界面破断であった。そして1300℃では母材破断となった。インサート金属を用いた場合、破断の起点側は界面破断を呈することが多かった。

そこで、接合温度の上昇に伴う界面破断から一部に母材破断部を含む界面破断への変化を検討するため、各破面の界面破断部をSEM観察した。Niインサートを用いた場合の界面破断部をFig. 5に示す。なお、接合温度が1000, 1100℃での破面は、ほぼ全面が界面破断であったため破面中央部を、1200, 1300℃の試験片は、母材破断部と界面破断部に分かれたため界面破断部中央部を観察した。また、Fig. 4と同じく破断した両面を相対させて表示した。Niインサートを用いた場合、1000℃では、界面破断部に接合していた形跡が見られず接合前に見られた平坦な破面が多く認められたが、温度の上昇に伴い平坦な破面の割合は減少した。そして、1100℃でディンプル状破面が発生し始め、その部分をさらに拡大観察すると、ディンプルは小さなものと大きなものに大別された。また、1200, 1300℃と温度が上がるにつれて、小さなディンプルよりも大きなディンプルの面積割合が増加した。

次に、Coインサートを用いた場合の界面破断部をFig. 6に示す。なお、全面が母材破断部であった1300℃の破面も併示した。Coインサートを用いた場合、Niインサートを用いた場合と同じく1000℃では界面破断部に平坦な破面が多く認

Fig. 5 Fractured surfaces of joints using Ni interlayer.

Fig. 6 Fractured surfaces of joints using Co interlayer.

められたが、温度の上昇に伴い平坦な破面の割合は減少した。しかし、ディンプル状破面は1100℃では認められず、1200℃でわずかに認められるにとどまった。そして1300℃では、母材破断となった。

以上のように、接合温度の上昇は、破断した際のディンプル状破面の面積割合およびディンプルの大小に影響を与えたと考えられる。

Fig. 4のマクロ観察結果では、多くの場合の破断形態を単純に界面破断とした。しかし、インサート金属を用いた接合であるため、これら界面破断部をミクロ観察すれば、超硬合金とインサート層の間の界面破断、およびインサート層内部の箔内破断に分類されるものと考えられる。Niインサートの場合、破面の元素分析において、片側の破面からNiが、その反対側の破面からW, Coが検出されたとき、超硬合金とインサート層の間の界面破断部と推測でき、両側の破面からNiが検出されたとき、Niインサート層内部の箔内破断と推測できる。

そこで、これらを明確にするために、Fig. 5およびFig. 6の

破面について、検出される元素を特定するためEDX分析を行った。Ni インサートを用いた 1100℃ の結果を Fig. 7 に示す。図中では、白点の分布および量が各元素の分布および存在量を示している。なお、分析した全ての接合条件において、検出された元素は W, C, Co, Ni のみであり、図中には W, Co, Ni を表示した。C は検出強度が非常に弱い W と同一傾向が見られた。これら分析結果より、破面の元素分布を模式図として表示した。Ni インサートを用いた場合の模式図を Fig. 8 に示す。図中の模様は、W, Co が検出された部分および Ni が検出された部分に分類し、Ni 検出部分は破面の特徴を基に3つに細分類した。このときの破面の違いは、ディンプルのない平坦破面、小さなディンプル、そして大きなディンプル状破面である。1000℃ の破面は、片側がディンプルのない平坦な Ni、その反対側がディンプルのない平坦な超硬部分であるところが多い。この部分は、超硬と Ni インサートの間の界面破断部であり未接合部と推測できる。1100℃ では、

Fig. 7 EDX elemental maps for fractured surface of joint using Ni interlayer at 1100℃.

Fig. 8 Pattern diagrams of fractured surfaces of joints using Ni interlayer.

平坦な破面が減少し、かつ分断され、両側に Ni の小さなディンプル状破面が、そして、わずかな面積割合であるが Ni の大きなディンプル状破面が認められる。1200℃ では、小さなディンプルが減少し、大きなディンプルの増加が認められた。1300℃ では、ほぼ全面が Ni の大きなディンプル状破面であることから、Ni インサート層内部の箔内破断と推測できる。そして、Ni インサート層内部の箔内破断でディンプルの形成が顕著であることから、ディンプルの形成は Ni の延性破壊によるものと考えられる。また、インサート層内部の箔内破断であることは、超硬とインサート金属の接合強さよりも、インサート金属自体の強さの方が低かったことを示す。なお、Co インサートを用いた場合も Ni と同様に分析したが、検出された Co が、超硬合金中の Co であるか、インサート金属の Co であるか判定できないため、模式図作成に至らなかった。

以上のように、接合温度の上昇に伴う界面破断から一部に母材破断部を含む界面破断への変化は、超硬と Ni インサートの間の界面破断から Ni インサート層内部の箔内破断へと変化したことによると考えられる。

接合温度とディンプル状破面の面積割合およびディンプルの大小の関係を明確にするため、Fig. 8 の模式図からディンプルのない平坦破面および大小ディンプル状破面の面積割合を算出し、接合温度に対する各面積割合として Fig. 9 に示した。接合温度の上昇に伴い平坦破面であった未接合部は減少し、箔内破断となった 1300℃ ではほぼ 0% になった。また、小さなディンプル状破面は、1200℃ までは増加し 1300℃ ではほぼ 0% になった。大きなディンプル状破面は、温度の上昇に伴い増加し 1300℃ ではほぼ 100% になった。

以上のように、ディンプルの形成は Ni の延性破壊によるものであり、接合温度の上昇に伴いディンプル状破面の面積割合が増加したことから、ディンプル状破面の面積割合は、接合前の接合面積割合を示すものと考えられる。また、接合温度の上昇に伴い、破面は小さなディンプル状破面から大きなディンプル状破面へと変化した。これは、接合の初期段階

Fig. 9 Effect of bonding temperature on bonded area of joints using Ni interlayer.

では接合部が点状に存在し、接合圧力を伴った接合の進行に伴い接合部が増加した結果と推測する。したがって、界面破断から一部に母材破断部を含む界面破断への変化は、接合面積が増加した結果と考えられる。

3.2 接合温度の接合部組織への影響

インサート金属を用いた超硬合金同士の拡散接合において、曲げ強さが接合温度の上昇に伴い増加することが分かったが、接合温度の接合部組織への影響を検討するため、接合部の断面組織観察を行った。Fig. 10 に厚さ $20\mu\text{m}$ の Ni インサートを用いて拡散接合した接合中央部の断面組織を示す。接合条件は、接合温度 $1000\sim 1300^\circ\text{C}$ 、圧力 8MPa 、時間 300s である。図中、上下中央付近に水平線状に見えるところが接合界面である。接合界面よりも上側が超硬であり、白く角状に見えるものが WC 粒子で、WC と WC の間を埋めている灰色部分が Co (結合相) である。下側は Ni インサート層であ

Fig. 10 Microstructures of bonding line between WC-Co and Ni on joint using Ni interlayer.

Fig. 11 Microstructures of bonding line between WC-Co and Co on joint using Co interlayer.

る。 1000°C では、明瞭な接合境界線が確認でき、隙間のように見え未接合部と思われる部分が認められる。接合温度の上昇に伴い未接合部が減少する傾向があり、 1200°C では未接合部が消失し、 1300°C では接合境界線が不明瞭になった。但し、 1300°C への加熱では、 1300°C が WC-Co 擬二元系平衡状態図による液相線温度 1320°C に近く、また、WC 粒子の間隔が他の温度に比べ大きくなっているため、液相状態に至った可能性も考えられる。このように、温度の上昇に伴い未接合部が減少することは、Fig. 9 の結果を裏付けている。

Fig. 11 に厚さ $20\mu\text{m}$ の Co インサートを用いて拡散接合した接合中央部の断面組織を示す。接合条件は、Fig. 10 のものと同一である。接合温度 $1000, 1100^\circ\text{C}$ では明瞭な接合境界線が認められるが、Fig. 10 と同様に、接合温度の上昇に伴い未接合部が減少する傾向があった。

直接拡散接合の場合、前報にて⁹⁾接合界面では、接合温度を上昇させることで界面への Co の拡散が生じることが分かっている。そこで、超硬合金とインサート層の接合部における Ni および Co の拡散領域を調査した。厚さ $20\mu\text{m}$ の Ni インサートを用いた場合の、接合温度 $1000\sim 1300^\circ\text{C}$ での接合部における Ni, W, Co, O の分布の調査結果を Fig. 12 に示す。図中、左右中央付近に垂直線状に見えるところが接合界面であり、界面よりも左側が超硬、右側が Ni インサート層である。元素分析は、接合界面に直交して EDX 線分析をした。超硬母材部で分析線が WC 粒子上にある場合は、W が増加し Co が減少するが、分析線が結合相上にある場合は、W が減少し Co が増加する。接合温度 1000°C による接合境界部では、W, Co の減少と Ni の増加が単純に生じており拡散現象は認められなかった。 1100°C では、Ni 側に Co の拡散が認められる。 1200°C では、Ni 側への Co 拡散領域の増加が認められ、 1300°C では Co 拡散領域がさらに拡大し境界部から $3\mu\text{m}$ 程度までに至っている。また、超硬側への Ni の拡散はいずれの温度においても認められなかった。超硬と Ni の間

Fig. 12 Distribution of W, Co, Ni and O in bonding line between WC-Co and Ni on joint using Ni interlayer.

で相互拡散が進行するとの報告⁹⁾もあるが、これは本実験での接合時間が短いことに起因すると考えられる。

一方、厚さ $20\mu\text{m}$ の Co インサートを用いた場合も同様に接合境界部での W, Co, O の分布を調査したが、超硬とインサート層の両側に Co が存在するため拡散領域の判定に至らなかった。

なお、Fig. 12 には O の元素分析結果を併示した。その結果、いずれの温度においても O の顕著なピークは認められず、接合境界部には粗大な酸化物は存在しないものと考えられる。粗大な酸化物は、接合面の酸化皮膜が凝集したものと報告がある¹⁰⁾。

以上のように、接合温度の上昇で Ni 側への Co 拡散領域の増加が認められる。これは、未接合部が減少していることから十分な接合面積が得られていることで進行すると考えられる。

3.3 接合圧力の曲げ強さへの影響

一般に拡散接合では、密着度を高め接合面積を増加させることが重要である。また、低い接合温度域において接合面積を増加させるには、接合圧力を上げることが有効であると考ええる。そして、直接拡散接合での適正接合温度が 1200°C であるため、低温化接合温度は 1200°C より低く設定する必要がある。そこで、厚さ $20\mu\text{m}$ の Ni インサートを用いて、接合温度 1100°C , 1000°C で、接合圧力を $8\sim 40\text{ MPa}$ の範囲で変化させた継手を作製し曲げ強さを調査した。その結果を Fig. 13 に示す。このときの接合時間は 300 s であり、各試験片の破断形態を Fig. 3 に基づき分類し図中に併示した。また、 1100°C での直接接合の曲げ強さも併示した。接合温度 1100°C での曲げ強さは、接合圧力が 8 MPa では、ろう付強さと同等の 1 GPa であったのに対し、接合圧力 40 MPa では、 2.7 GPa であり、接合圧力の増加に伴う曲げ強さの増加が明確に認められた。直接拡散接合で接合温度 1100°C での曲げ強さに対する圧力の影響を前報¹⁾で調査しているが、圧力を上げることで母材強さに近い値を示すものもあるが、ろう付強さを大きく

下回るものもあり、ばらつきの大きな結果であった。これは、直接接合の接合温度 1100°C が界面破断から母材破断へと変化する温度領域であるため、曲げ強さがばらつくと考えられている。Ni インサートを用いた接合では、超硬合金よりも塑性変形に対し柔軟性のあるインサート金属を挟んだことで接合面積が増大し、ろう付強さを超える曲げ強さがばらつきも少なく得られたと考えられる。また、接合温度 1000°C でも、接合圧力の増加に伴い曲げ強さが増加し、接合圧力 40 MPa でろう付と同等の強さを示した。

また、インサート金属の種類について、Ni と Co の比較をするため、箔の厚さ $20\mu\text{m}$ 、接合温度 1100°C 、接合時間 300 s で、接合圧力を $8\sim 40\text{ MPa}$ の範囲で変化させたときのそれぞれの曲げ強さを Fig. 14 に示す。Fig. 13 と同様に各試験片の破断形態を図中に併示した。Co インサートを用いた場合でも、曲げ強さのばらつきは少なく、接合圧力の増加に伴い曲げ強さが増加する傾向があった。また、Ni インサートに比べ低い接合圧力で、ろう付強さを超える結果となった。接合圧力が 16 MPa 以上では、圧力の増加に対し曲げ強さに変化が少なく、かつ母材破断であったことから、 2.5 GPa が厚さ $20\mu\text{m}$ の Co インサートを用いた場合の曲げ強さの限界値と推測される。

以上のように、接合温度を低温化するには至らなかったが、箔の厚さが $20\mu\text{m}$ のインサートを用いた場合、接合温度が 1100°C , 1000°C でも、超硬合金よりも塑性変形に対し柔軟性のあるインサート金属を挟んだことで接合面積が増大し、ろう付強さを超える曲げ強さが安定して得られることが分かった。

3.4 インサート金属種と厚さの曲げ強さへの影響

これまでは厚さ $20\mu\text{m}$ の Ni および Co インサートによる実験結果であったが、適正なインサート金属種と箔の厚さを選択すれば、Fig. 2 で得られた曲げ強さを、さらに向上することが期待できる。そこで、接合条件を一定にしてインサート金属の種類と箔の厚さを変化させた場合の曲げ強さを調査

Fig. 13 Effect of bonding pressure on bending strength of joints using Ni interlayer at 1100°C and 1000°C .

Fig. 14 Effect of bonding pressure on bending strength of joints using Ni and Co interlayer at 1100°C .

Fig. 15 Effect of insert materials on bending strength.

した。その結果を Fig. 15 に示す。各試験片本数は2~3本であり、接合条件は、接合温度 1200℃、圧力 8 MPa、時間 300 s である。また比較値として直接拡散接合の曲げ強さを併示した。Ni インサートについて箔の厚さを 20~200 μm で変化させた場合は、50 μm あたりで最も高い曲げ強さを示した。100 μm 以上の厚さで曲げ強さが減少しているのは、箔自体の強さに大きく影響されているものと考えられる。Co インサートについて厚さを 4~50 μm で変化させた場合は、最も薄い 4 μm で最も高い曲げ強さを示した。その値は、いずれの厚さの Ni インサートを用いた場合よりも高い値であり、直接接合による強さ、そして母材強さと同等であった。なお、このときの破断形態は母材破断であった。Ni インサートより Co インサートの方が高い曲げ強さを得たのは、Co インサートが接合試料の結合材と同一であること、そして超硬合金の結合材が Ni よりも Co の方が、超硬合金の硬さ、および曲げ強さが高い⁹⁾ことに関連していると推測する。

以上のように、より高い曲げ強さを得るための適正なインサート金属種は Co であり、その厚さは本実験中で最も薄い 4 μm であった。したがって、厚さ 4 μm の Co インサートの場合、1000℃~1200℃の幅広い接合温度域で、ろう付強さを超える曲げ強さが安定して得られると推測できる。そして、このことは、接合面の粗さ、平行度を調整する前処理を簡略化できることを示唆するものと考えられる。

4. 結 言

超硬合金同士の接合において、1200℃より低い接合温度でありながら、ろう付よりも高い曲げ強さを得る方法とし

て、インサート金属を用いた拡散接合適用の可能性を検討した。その結果、以下のような結論を得た。

1. 厚さ 20 μm の Ni, Co インサートを用いた拡散接合において、接合温度が 1100, 1000℃でも、ろう付強さを超える曲げ強さが安定して得られる。
2. インサート金属に厚さ 4 μm の Co を用いた場合、母材同等の曲げ強さが得られる。
3. 接合温度の上昇とともに曲げ強さが増加する。
4. 接合温度の上昇に伴い接合面積が増加して、破断形態が超硬とインサート間の界面破断からインサート層内部の箔内破断へと変化する。
5. 超硬合金同士の接合にインサート金属を適用することは、接合面の粗さ、平行度を調整する前処理を簡略化できることを示唆する。

参 考 文 献

- 1) Hidenobu Gonda, Yasuhiro Shirai, Osamu Ohashi, Toshiaki Yasui, Masahiro Fukumoto: Application of Diffusion Bonding to Joining between Cemented Carbides, Quarterly Journal of the Japan Welding Society, 29-4 (2011), 358-363.
- 2) M. I. Barrena, J. M. Gomez de Salazar, N. Merino, L. Matesanz: Characterization of WC-Co / Ti6Al4V Diffusion Bonding Joints Using Ag as Interlayer, Materials Characterization, 59 (2008), 1407-1411.
- 3) Yo-hei Sato, Yu-ta Maeno, Mitsuru Nakamura, Takashi Uemura: Solid State Diffusion Bonding between cBN and C. C. Used by Insert Materials, Preprints of the National Meeting of Japan Welding Society, 88 (2011), 203-204.
- 4) Yoshiyuki Nakajima, Hiroki Esaki, Masaaki Tobioka, Masaharu Tokizane: Diffusion Bonding between Hard Metal and Tool Steel, Journal of the Japan Institute of Metals, 51-3 (1987), 228-233.
- 5) Akinori Kouno, Susumu Hioki, Keiji Taguchi, Hideo Nakae: Diffusion Bonding of WC-Co Hardmetal to Tool Steel, Quarterly Journal of the Japan Welding Society, 3-1 (1985), 104-109.
- 6) M. I. Barrena, J. M. Gomez de Salazar, L. Matesanz: Interfacial Microstructure and Mechanical Strength of WC-Co / 90MnCrV8 Cold Work Tool Steel Diffusion Bonded Joint with Cu / Ni Electroplated Interlayer, Materials and Design, 31 (2010), 3389-3394.
- 7) E. A. Almond, A. M. Cottenden, M. G. Gee: Metallurgy of Interfaces in Hardmetal / Metal Diffusion Bonds, Metal Science, 17 (1983), 153-158.
- 8) A. M. Cottenden, E. A. Almond: Hardmetal Interlayered Butt-joints Made by Diffusion Bonding and Pressure Bonding, Metals Technology, 6 (1981), 221-232.
- 9) 鈴木寿, 超硬合金と焼結硬質材料, 丸善 (1986), 3.
- 10) Osamu Ohashi, Kinji Tanuma, Kazuhiro Yoshihara: Behavior of Oxide Film on Void Surface of Diffusion Weld, - Study on Surface Film on Diffusion - Welded Interface (Report 2), Japan Welding Society, 3-3 (1985), 477-483.