

表面活性化法による Al および Cu 常温接合界面の TEM 観察

須賀唯知* 宮沢薫一* 高木秀樹**

J. Japan Inst. Metals, Vol. 54, No. 6 (1990), pp. 713-719

TEM Observation of the Al and Cu Interfaces Bonded at Room Temperature by Means of the Surface Activation Method

Tadatomo Suga*, Kun'ichi Miyazawa* and Hideki Takagi**

The surface activation method was employed to bond Al and Cu to various ceramics and Si at room temperature. The surfaces of the specimens are activated by the irradiation of an Ar fast atom beam before the bonding. Al was bonded successfully to various oxides and nitrides in a vacuum of $9 \times 10^{-5} \sim 2 \times 10^{-6}$ Pa with a bond strength between 50 MPa and 100 MPa, while no macroscopic bonding could be achieved between Cu and the ceramics. The TEM observation of the interfaces showed an amorphous intermediate layer in the Al-Al and Al-Si interfaces, which might be formed by the irradiation of the Ar fast atom beam in some residual gases. No intermediate layer but interfacial dislocations could be observed in the Cu-Cu interface. It means that a direct bonding between Cu lattices is formed.

(Received March 5, 1990)

Keywords: surface activation method, bonding, ceramics, irradiation, vacuum

I. 緒 言

セラミックス-金属接合の形成は基本的に高温での両者の反応に基づくものが多い。そのため、接合においては、金属、セラミックスの熱膨張差に起因する熱応力や界面で生成する反応層が問題とされてきた。これに対し、金属の清浄面を持つ本質的な活性を利用して、より低温で異種物質との接合を実現しようとするのが、表面活性化による常温接合である。この手法の特徴は、(1)接合面の清浄化・活性化、(2)接合雰囲気(真空ないしは超高真空)、(3)接合温度(常温)などの点にある。この方法はもともと超高真空中で見られる金属同士の凝着現象⁽¹⁾を接手法として応用しようとするものである。かつて Ruge らは⁽²⁾、超高真空中で冷間圧接を行ったが試料のへき開した破断面を接合面とするため、積極的な接合技術としての意味は薄かった。接合面の清浄化として従来より行われているのは機械的な摩擦を利用する方法であり、摩擦圧接⁽³⁾や超音波接合⁽⁴⁾として最近では金属-セラミックについても接合が行われている。これに対し、スパッタ、イオンビーム照射などの物理的手段による真空中での清浄化を利用する方法が近年注目されるようになった。高温での拡散接合では、鋼の拡散接合における表面の清浄度の影響がグロー放電によるスパッタを利用して調べられており⁽⁵⁾、さらに最近では、Max-Planck 金属研究所のグループが超高真空中でニオブ-アルミナの

拡散接合において接合可能温度の低下を報告している⁽⁶⁾。

イオン衝撃による表面清浄化による超高真空中での接合はまずアルミニウム単結晶に対し舟久保ら⁽⁷⁾により行われた。その後、同様の手法がセラミックス-金属にも適用できることが筆者らにより明らかにされ⁽⁸⁾、現在、国内外で同様の試みが行われている状況である⁽⁹⁾⁻⁽¹²⁾。

さて上記のように本接合法は、本来超高真空中でみられる金属同士の凝着現象を利用しようとするものであるが、以下本報告に示すように、常温接合には必ずしも超高真空は必要とされず、 $10^{-5} \sim 10^{-6}$ Pa の真空度で十分接合可能であることがわかった。このことは常温接合が単に2つの清浄面を重ねて接合するという単純なプロセスではなく、高速粒子ビームの照射による試料表面の変化、残留ガスの影響など多くの要因が関与した複雑なプロセスであることを意味している。これらの条件が接合の可否、接合強度の大小などどう関わっているかを定量的に示すデータは現在のところまだ十分には得られていないが、このような複雑な接合の機構を明らかにするためには、この手法で形成された接合界面の構造・組織を明らかにすることが必要であると考えられる。本報では $9 \times 10^{-5} \sim 2 \times 10^{-6}$ Pa の範囲の真空においてアルミニウムおよび銅と各種セラミックおよびシリコンの常温接合を行い、その接合界面の構造を特に Al-Al, Cu-Cu, Al-Si について透過電子顕微鏡学的な手法によって解析した結果を報告する。

* 東京大学工学部 (Faculty of Engineering, The University of Tokyo, Tokyo)

** 東京大学大学院生 (Graduate Student, The University of Tokyo, Tokyo)

II. 実 験 方 法

1. 実験装置

本実験装置は、接合室と試料準備室の2つの真空槽から構成される。排気装置は、準備室に接続したターボ分子ポンプと接合室に接続したイオンポンプおよびチタンゲッターポンプよりなる。ベーキングを施すことにより、接合室は 2.6×10^{-8} Paの超高真空に到達し得る。試料準備室は、試料ホルダを4対収容できる回転試料台を備えている。試料は準備室より接合室まで運び込まれた後、マニピュレータによって圧接軸に装着される。接合荷重の印加は、油圧機構による。各試料の接合面積はおよそ 10 mm^2 であり、 100 MPa 程の接合圧力となる。Fig. 1に接合室の模式図を示す。試料表面へのビームの照射は、接合室内部に装備した高速原子ビーム源により行う。用いたガスはArガスであり、純度99.9995%以上、 $\text{O}_2 < 0.2 \text{ ppm}$ 、 $\text{N}_2 < 3 \text{ ppm}$ 、 $\text{H}_2 < 1 \text{ ppm}$ 、 $\text{CH}_4 < 1 \text{ ppm}$ 、 $\text{CO}_2 < 1 \text{ ppm}$ と分析されている。本高速原子ビーム源は、 $1.0 \sim 2.0 \text{ kV}$ の範囲で加速電圧が可変であり、照射角度 45° のとき試料表面で $30 \sim 40 \mu\text{A}/\text{cm}^2$ の等価ビーム電流密度を有している。ここに等価ビーム電流密度とは、標準試料のエッチング速度に対して、実際に測定したエッチング速度を比較することによって得たビーム電流密度の換算値を指す。これは、Arビームが電気的に中性で、イオン電流として測定が困難なためである。 1.8 kV の加速電圧の場合の、いくつかの材料に対するエッチング速度(nm/min)を、Table 1に示した。作動時のビーム源内部のArガス圧は、約 0.1 Pa である。Alの表面に 10 nm 程度の厚い酸化皮膜が付

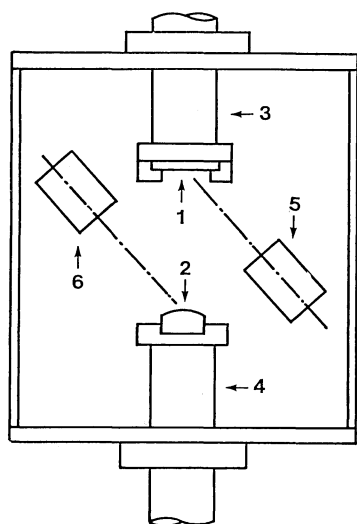


Fig.1 A schematic illustration of the bonding chamber. 1: ceramic or metal specimen, 2: metal specimen, 3 and 4: pressure rods, 5 and 6: atom beam sources.

Table 1 Etching rates (nm/min) of Ar fast atom beam for various ceramics and metals with the acceleration voltage of $1.6 \sim 2.0 \text{ kV}$.

Al	Cu	Au	Ag	SiO_2	SiC	Al_2O_3
2.1	2.8	5.0	6.2	1.0	1.3	1.5

着していても、 600 s 以上の照射によって除去できることがわかる。接合室内の残留ガスの種類は質量分析計によって調べた。

2. 試 料

金属試料は、純Al単結晶(99.999%), Al(JIS-A1050 純度99.5%, A1070 純度99.7%), Cu(JIS-C1020, 純度99.96%), Cu単結晶(純度99.9999%)を用いた。セラミックスとして、常圧焼結 AlN (焼結助材 $0.2 \text{ wt}\% \text{ Y}_2\text{O}_3$)、常圧焼結 Si_3N_4 (焼結助材 $4 \sim 5 \text{ wt}\% \text{ Al}_2\text{O}_3, \text{ Y}_2\text{O}_3$)、常圧焼結 SiC (焼結助材 AlN)、 Y_2O_3 -部分安定化 ZrO_2 、アルミナ($99.8\% \text{ Al}_2\text{O}_3$)を用いた。また、単結晶SiをAlとの接合に用いた。

接合時の片当りを防ぐため、金属試料は曲率半径 25 mm の球面状に加工した。さらに、これに $\#1,500$ までのエメリー紙による研磨および $0.05 \sim 1 \mu\text{m}$ のアルミナ砥粒によるバフ研磨を施した。Al, Cuは球面加工ののち加工変質層の除去を目的として焼鈍を行った。焼鈍条件は、Alは 773 K で 7.2 ks 、Cuは $1,073 \text{ K}$ で 7.2 ks である。さらに、電解研磨によって鏡面仕上げを施した。電解研磨は、Alに対しては 5% 過塩素酸アルコール溶液により、Cuに対しては 40% リン酸水溶液によった。セラミックス試料は、所定の大きさにダイヤモンドブレードで切断後、ダイヤモンドスラリー(粒径 $9 \sim 1 \mu\text{m}$)を用いて鏡面研磨を施した。試料は、純水、アセトン、エチルアルコールを適宜用いて超音波洗浄したのち、接合装置に導入した。

3. 接合法

接合は、圧接軸に試料を取り付けて、接合室を $9 \times 10^{-5} \sim 2 \times 10^{-6} \text{ Pa}$ に真空排気し、試料表面にAr高速原子ビームを $1.2 \sim 3.6 \text{ ks}$ 照射後直ちに圧接、 $20 \sim 30 \text{ s}$ 間保持することによって行った。前述のように今回は超高真空領域まで排気せず、真空容器のベーキングも行っていない。油圧機構が作動して試料表面が互いに接触するまでの所用時間は $5 \sim 10 \text{ s}$ である。ビームの照射角度は 45° 、加速電圧は $1.6 \sim 1.7 \text{ kV}$ である。Fig. 2にAr原子ビーム照射時のAl試料の温度変化の測定例を示す。接合時の試料温度は高々 40°C であることがわかる。

4. 接合組織の観察

接合組織の観察は超高圧透過電子顕微鏡(HVEM, 東大工学部総合試験所, JEM1250, 加速電圧 1000 kV)および

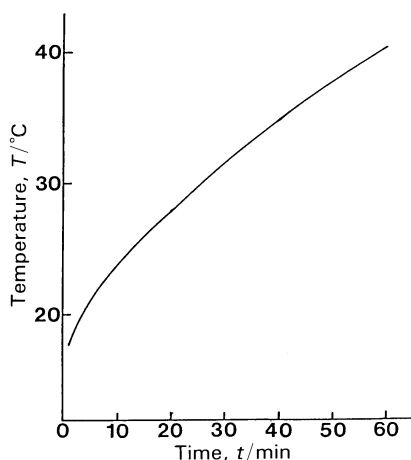


Fig. 2 Temperature of the specimen during the fast atom beam irradiation.

JEM200CX(東大原子力研究総合センター, 加速電圧 200 kV)を用いて行った. 透過電顕(TEM)観察用の接合試料は, 常温硬化樹脂に埋め込み, ダイヤモンドブレードで薄く切断し, さらにダイヤモンド砥粒によって薄片化した. 試料の薄膜化は Ar 原子ビームミリング装置を用いて, 加速電圧 4~5 kV で行った. この際, 試料温度が上昇しないように, 液体窒素で試料ステージを $-20 \sim -50^{\circ}\text{C}$ に冷却した.

III. 実験結果

1. 残留ガスの分析

接合室の残留ガスを分析した結果を Fig. 3 に示す. (a) は, 高速原子ビーム照射前(真空度 $1.5 \times 10^{-5} \text{ Pa}$), (b) は 1.8 ks 照射後, (c) は 3.6 ks 照射後を示す. 照射前のガスのほとんどは水($m/e=18$)であり, これに起因すると思われる水酸基($m/e=17$)が現れている. 1.8 ks 照射後は, Ar($m/e=20, 40$)が出現している. また, 水, 一酸化炭素, 二酸化炭素, 水素の増加が確認される. 3.6 ks 照射後は, 水が減少し, 代わりに一酸化炭素, 二酸化炭素が増加している.

2. 各種試料間の接合可能性

Table 2 は, Ar 原子ビームを照射した様々な試料間での接合可能性を調べたものである. 接合した試料について引張り破断試験を行い, セラミックスまたは金属側への相手試料の接合痕跡の有無をもって接合の可否を判定している. 表の○印は明瞭な接合痕が観察されたもの, ×印は接

Table 2 Results of joining experiments.

	Al	Cu	Al_2O_3	AlN	Si_3N_4	SiC	ZrO_2
Al	○	○	○	○	○	○	○
Cu	○	○	×	×	×	×	×

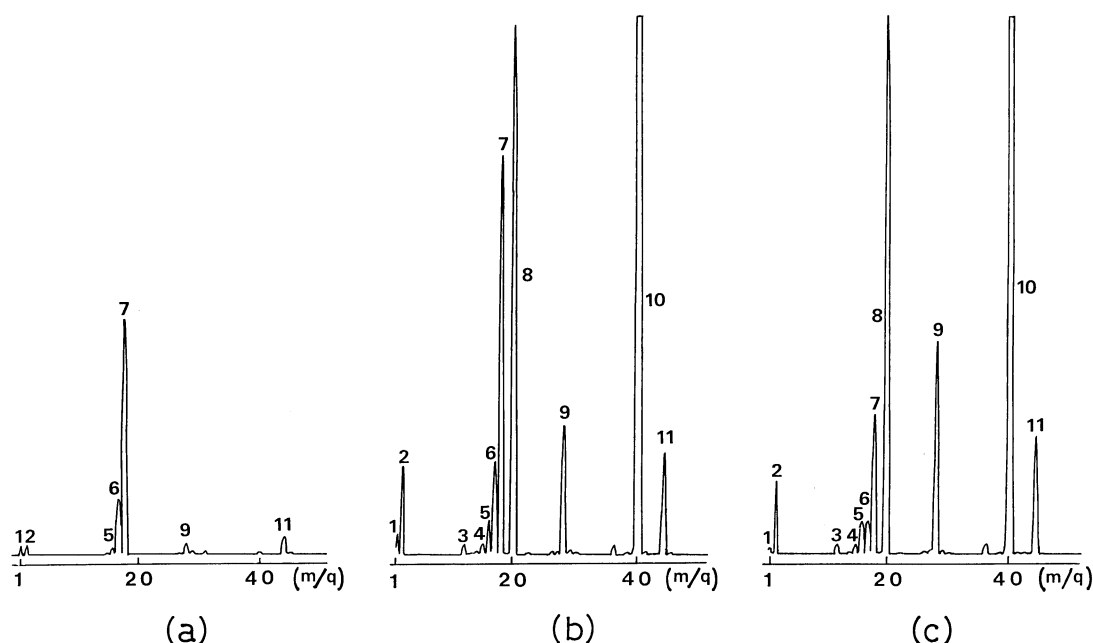


Fig. 3 Analysis of the residual gas in the bonding chamber.

(a) before irradiation, (b) after 1.8 ks irradiation, (c) after 3.6 ks irradiation.

1: H^+ , 2: H_2^+ , 3: C^+ , 4: CH_3^+ , 5: O^+ , CH_4^+ , 6: OH^+ , 7: H_2O^+ , 8: Ar^{2+} , 9: CO^+ , 10: Ar^+ , 11: CO_2^+ .

合痕が観察されなかったものである。表から明らかなように、Al はいずれの試料とも接合することがわかる。接合強度については、接合部接触面積のばらつき、試料形状のばらつきなどのため、現時点では定量的な評価はできていないが、Al-サファイア、Al-Si₃N₄ の組合せでは、50~100 MPa に達する引張強度が得られている。これに対し Cu については、Cu 同士あるいは Cu-Si は良く接合するものの、本実験の条件のもとでは、Cu とセラミックスはマクロな接合には至らなかった。

3. 接合界面の組織観察

(1) Al-Al 接合界面

Fig. 4 は Al (A1050)-Al (A1050) 接合部の明視野像を示す。接合面を境に 10 μm 以上の幅の領域で、結晶粒が細長く変形していることと、0.1 μm 程度以上の凹凸のない平坦な接合面が得られていることがわかる。圧接前の真空度は 9.3×10^{-5} Pa, Ar ビーム照射時間 1.2 ks (加速電圧 1.7 kV) である。

Fig. 5 は、同じ試料の接合界面の 111 反射による暗視野像である。界面は紙面に対して傾いているので広く見えており、紙面の上下方向に走る規則正しい縞状の模様が観察される。これは {111} 面によって作られたモアレである。結晶粒 A, B の間の方位関係は [110] 軸回り 4.5°, 接合界面



Fig. 4 A HVEM bright-field image of the interface of an Al-Al joint.

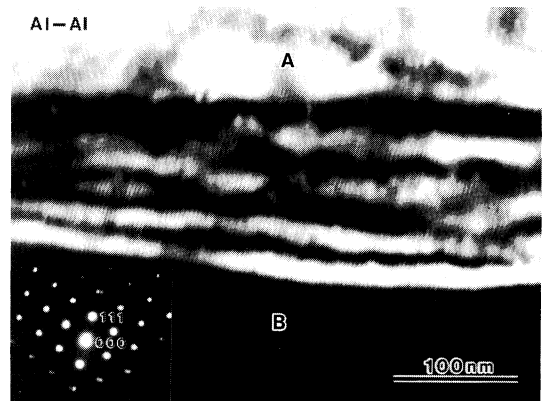


Fig. 5 A HVEM dark-field image of the interface of an Al-Al joint taken by 111 diffraction.

の法線方向はトレース解析により、 $[0.68, 0.65, 0.34]_A // [0.70, 0.63, 0.34]_B$ であり、ほぼ (221) 面が接合界面となっている。この接合界面は、結晶粒界で定義される小角粒界に相当するが、粒界転位の存在は認め難い。これは、次に述べるような薄い中間層の生成によるものと考えられる。

Fig. 6 は、単結晶の Al-Al 接合界面の明視野像である。界面が紙面に垂直になるようにして撮影している。接合前の真空度は 7.6×10^{-5} Pa, ビーム照射時間 1.8 ks, 加速電圧 1.7 kV である。界面にはおよそ 10 nm の幅の中間層が認められる。2つの結晶粒は、 $[0.3, 0.1, 0.95]$ 軸回り 133° の方位関係にあり、双晶方位である $[1, 0, 2]$ 軸回り 131.8° の関係に近くなっている。界面の法線方向は $[0.87, 0.10, 0.49]_A // [0.57, 0.82, 0.08]_B$ である。

Fig. 7 はもうひとつの単結晶の Al-Al 接合界面の観察例であり、界面が紙面に垂直になるようにして観察したものである。接合前の真空度は、 6.7×10^{-5} Pa, ビーム照射時間は 1.8 ks, 加速電圧は 1.7 kV である。写真の右側界面に見られる膜孔は、試料の未接合部である。この膜孔を

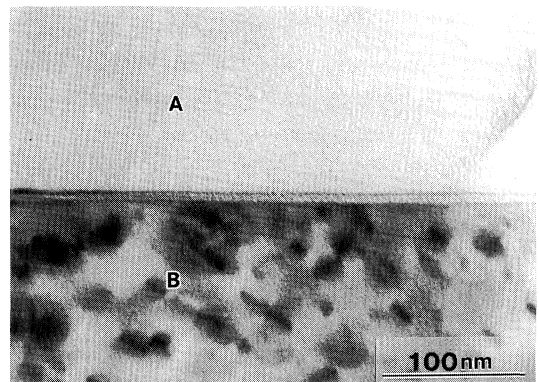


Fig. 6 A HVEM bright-field image of the interface of an Al-Al joint (Al: single crystal).

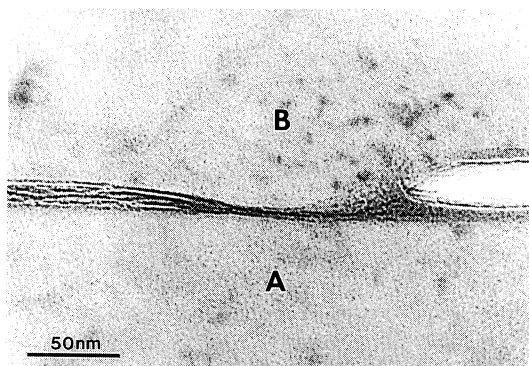


Fig. 7 A HVEM bright-field image of the interface of an Al-Al joint (Al: single crystal).

左にたどると界面が一度くびれて細くなっていることがわかる。くびれた部分は接合が周囲に比べて最も強く生じた所と考えられる。接合部には層状の中間層が観察され、これは膜孔の周囲まで連続的につながっていることから、この中間層は接合前にすでに接合面上に存在していたものであるということがわかる。2つの結晶粒AとBの間の方位関係は、 $[0.61, 0.75, 0.24]$ 軸回り 112.0° の関係にある。これは、 $\Sigma 7$ 粒界の方位関係の $[331]$ 軸回り 110.9° に近い⁽¹³⁾。

(2) Al-Si 接合界面

Fig. 8 に Al-Si の接合界面の高分解能 TEM 写真を示

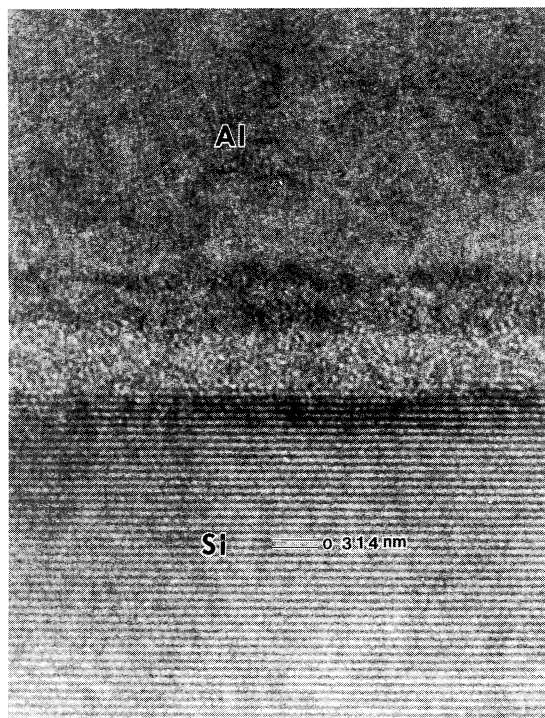


Fig. 8 A high resolution TEM image of the interface of an Al-Si joint (Al, Si: single crystal).

す。圧接時の真空度は 3.2×10^{-5} Pa, Ar 照射時間 1.8 ks(加速電圧 1.7 keV)である。Si 側には、 (111) 面(面間隔 0.314 nm)が解像されている。この像にも Al-Al 接合界面と同様に、中間層が観察される。中間層は、Al 側のみならず Si 側にも観察されている。Si 表面層に格子像が観察されないことから、Si の表面は非晶質化しているものと思われる。Al 側表面に見られる中間層は高分解能像として観察されていないが、Si 表面層と同様に、非晶質化していると思われる。

(3) Cu-Cu 接合界面

Fig. 9 は、Cu(C1020)-Cu(C1020)接合界面の明視野像である。接合条件は、接合前の真空度が 1.6×10^{-5} Pa, Ar ビーム照射時間が 1.5 ks(加速電圧 1.6 kV)である。2つの矢印で示した界面は紙面に対して垂直となっており、接合時に導入された格子転位の編目によって、亜粒界が形成されている。この倍率では Al の場合と異なって中間層の生成が認められない。

Fig. 10 は、Fig. 9 に示した Cu-Cu 接合界面の 111 反射による暗視野像である。紙面の上下方向に走る規則正しく

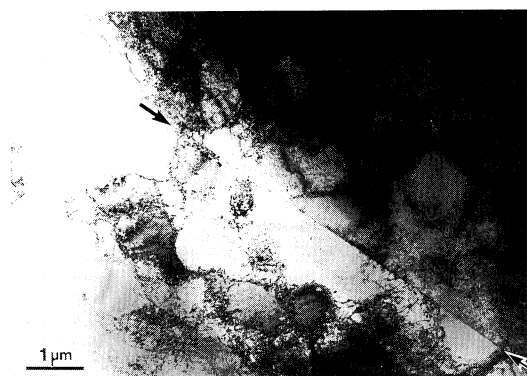


Fig. 9 A HVEM bright-field image of the interface of a Cu-Cu joint.

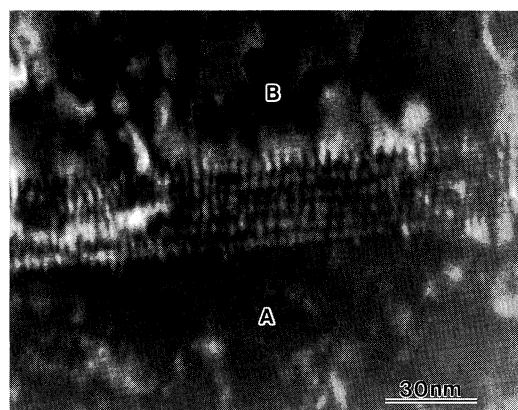


Fig. 10 A HVEM dark-field image of the interface of a Cu-Cu joint taken by 111 diffraction.

並んだ界面転位の列が観察される。結晶粒 A と B の方位関係は、 $[0.69, 0.09, 0.72]$ 軸回り 114.0° であり、これは双晶の方位関係 $[1, 0, 1]$ 軸回り 109.5° に近い。接合界面の法線は、 $[0.87, 0.29, 0.39]_A/[0.22, 0.67, 0.71]_B$ であり特に低指数の界面とはなっていない。紙面の上下方向に走っている転位線の平均間隔は、界面方位を考慮したトレース解析を施して、ほぼ 2.93 nm である。これに対して、上述の方位関係から期待される $a/3[1, 1, 1]_A$ のパーガースペクトルを仮定した場合、 $d=b/\theta$ の式⁽¹⁴⁾から導かれる転位線の間隔 d は 2.66 nm と見積られ、実測値の 2.93 nm に近い。ここに、 θ は双晶方位からの回転角のずれ(4.5°)であり、 b はパーガースペクトルの大きさ、 a は Cu の格子定数である。この結果から、導入された転位は $a/3[1, 1, 1]_A/a/3[1, 1, 1]_B$ のパーガースペクトルをもつ双晶転位であると推定される。また、これは、粒 B について $\bar{2}20$ 反射で転位像が消える像消失の条件からも確認された。

Fig. 11 は、上記と同様の条件で接合した銅単結晶の接合界面(矢印)の観察例である。Al の場合と異なって、この倍率では界面には中間層の存在が認められない。接合界面の法線は $[0.89, 0.44, 0.13]_A/[0.15, 0.89, 0.44]_B$ である。界面転位は観察されなかったが、これは、2つの結晶粒の方位関係が $[0.4, 0.49, 0.78]$ 軸回り 118.5° であり、規則粒界の方位関係から大きくはずれているためと考えられる。

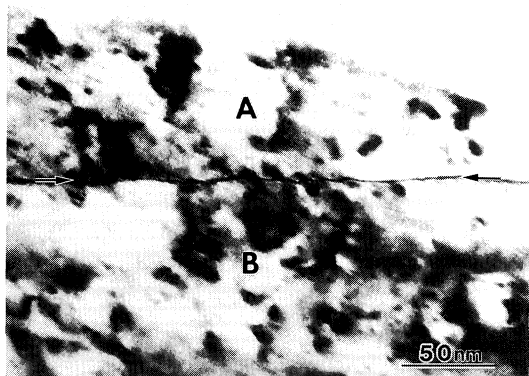


Fig. 11 A bright-field TEM image of the interface of a Cu-Cu joint (Cu: Single crystal).

IV. 考 察

以上の接合実験で示されたように、Al は超高真空の条件ではなくとも $10^{-5} \sim 10^{-6} \text{ Pa}$ の真空度で、Al, Cu, Si および各種のセラミックスと強固に接合することが明らかになった。

前述のように、試料は 1.2 ks 以上の Ar 高速原子ビーム

照射を受けており、 20 nm 程度の厚さの表面皮膜は接合時には完全に除去されるはずであるにも関わらず、Al-Al, Al-Si 接合界面において厚さ $10 \sim 20 \text{ nm}$ の非晶質の中間層が観察される点は注目に値する。これに対し、Cu の接合界面では、同じ条件下でこのような中間層は観察されていない。

近年、アトマイゼーションによって純金属超微粒子のアモルファス化能を系統的に調べる実験が行われているが、これによれば、一般に、Si や bcc 構造の純金属は非晶質化するのに対し、Cu を含む fcc 構造の純金属は非晶質化しないことが明らかにされている⁽¹⁵⁾。また電顕内で薄膜に Ar イオン照射し、その表面を観察した例が知られている⁽¹⁶⁾、この場合も Si は非晶質化するのに対し、Cu では表面に照射欠陥は導入されるものの、非晶質化はしないことが知られている。すなわち結合異方性の小さい fcc 金属はアモルファス化しないということであり、これは本研究の Cu 接合界面の状況に一致している。これに対し、Al については、酸化物の形で不定形化することが知られており、今回の実験の真空度では残留ガス中の水などが活性な Al 表面と反応して水和物を形成すると同時に⁽¹⁷⁾、Ar 高速原子ビーム照射によって酸素を多く含んだ不定形相を形成したものではないかと予想している。

いずれにせよ、Al が超高真空中のみならずこの程度の高真空中でも非晶質相を介して様々な材料と接合することは、界面での原子配列が必ずしも常温接合の可否に支配的な要因となっていないことを意味している。

これに対し、Cu がこのような中間相を介さずに接合していることは、Cu 同士の接合界面において、双晶転位と考えられる界面転位が観察されたことから確認された。しかし、Cu とセラミックスの接合では Al とは異なって十分な接合強度が得られなかった。

Cu が酸化物や窒化物セラミックスに対して不活性に振る舞うことは従来の高温での接合でも経験的に知られている。近年電子論的計算がアルミナ-金属吸着系の界面電子構造に対して行われており、 $3d$ 遷移金属については酸素の非結合 p 軌道と遷移金属 d 軌道との混成による結合の形成が示されている⁽¹⁸⁾⁽¹⁹⁾。しかし同時に、Cu は d 電子により反結合性軌道が満たされているためエネルギー利用が小さく $3d$ 遷移金属の中では不活性な金属であることも示されている⁽²⁰⁾。これは経験的な Cu のセラミックスに対する不活性を説明しており、今回の常温接合の結果に矛盾するものではない。さらに、上述の非晶質相の生成が、このような界面電子構造の違いに加えて、界面での結合形成に、積極的に関与している可能性も否定できない。

現時点では不明な点が多いが、いずれにせよ接合機構の一層の解明には、試料表面の構造と真空の質をより厳密に評価し制御した実験が重要になるものと考えられる。

V. 結 論

表面活性化による常温接合を, アルミニウムおよび銅と各種セラミックスおよびシリコンを対象として, $9 \times 10^{-5} \sim 2 \times 10^{-6}$ Pa の範囲の真空中で行い, 以下の結果を得た.

- (1) Al, Cu の同種金属同士は良く接合する.
- (2) Al は, 酸化物系, 窒化物系を問わず各種のセラミックスに対し, 超高真空の条件でなくとも上記の真空度で 50~100 MPa に達する接合強度が得られる. これに対し, Cu とセラミックスはマクロな接合に至らなかった.
- (3) Al-Al, Al-Si は界面に存在する 10~20 nm の厚さの非晶質中間層を介して接合している. この中間層は Ar 高速原子ビーム照射により残留ガスと Al 表面との反応の結果生じたものと考えられる. これに対し, Cu-Cu 接合界面には中間相は見られず, 界面転位が観察されるなど, Al の場合とは界面の組織においても異なった結果となった.

おわりに, 高分解能 TEM 写真の撮影に御協力頂きました防衛大学校の菅沼克昭助教授, 本研究遂行に当り貴重な御助言を頂きました東大生産技術研究所の石田洋一教授および無機材質研究所の坂東義雄氏, 透過電顕観察に協力して頂きました東大工学部総合試験所の西沢久雄氏, 綱川英男氏ならびに東大原子力研究総合センターの越前屋伊和夫氏, 接合実験に協力して頂きました東大工学部大学院の山形 豊氏に謝意を表する. なお本研究の一部は, 文部省科学研究費補助金62460189, および平成元年度宇宙航空研究所宇宙基地利用基礎実験費によるものである.

文 献

- (1) D. H. Buckley: *Surface effects in adhesion, friction, wear and lubrication*, Elsevier Sci. Pub. Co., (1981).
- (2) H. Pries and J. Ruge: Proc. Int. Conf. on Joining of Ceramics, Glass and Metal, Baden-Baden, (1980), 9.
- (3) A. Suzumura, T. Onzawa, S. K. Budhi, A. Ohmori and Y. Arata: MRS Int'l. Mtg. on Adv. Mats, 8(1989), 269.
- (4) K. Miyazawa, S. Matsuoka, T. Fujii and T. Suga: MRS Int'l. Mtg. on Adv. Mats, 8(1989), 275.
- (5) 大橋 修, 橋本達哉: 溶接学会誌, 45(1976), 77.
- (6) H. F. Fischmeister, G. Elssner, B. Gibbsch and W. Mader: MRS Int'l. Mtg. on Adv. Mats, 8(1989), 227.
- (7) 舟久保熙康, 赤池正剛: 日本金属学会誌, 46(1982), 935.
- (8) 須賀唯知, 宮沢董一, 松岡信一, 松尾 茂, 舟久保熙康, 坂上仁之: 日本金属学会秋期講演概要, (1986), 417.
- (9) 加柴良裕, 町田一道, 奥田滝夫: 溶接技術, 7(1987), 88.
- (10) 堀野正也, 田中啓二, 河野顕臣, 日置 進: 日本金属学会春期講演概要, (1987), 265.
- (11) R. Maeda and H. Yamamoto: MRS Int'l. Mtg. on Adv. Mats, 8(1989), 263.
- (12) T. Suga, K. Miyazawa and Y. Yamagata: MRS Int'l. Mtg. on Adv. Mats, 8(1989), 257.
- (13) P. H. Pumphrey and K. M. Bowkett: Scripta Met., 5(1971), 365.
- (14) J. Weertman and J. R. Weertman(中村正久訳): 基礎転位論, 丸善, (1968).
- (15) Y. Kim, H. Lin and T. F. Kelly: Acta Metall., 37(1989), 247.
- (16) E. Morita, K. Takayanagi, K. Kobayashi, K. Yagi and G. Honjo: Jpn J. Appl. Phys., 19(1980), 1981.
- (17) P. A. Thiel: Surface Science Reports, 7(1987), 211.
- (18) R. V. Kasowski, F. S. Ohuchi and R. H. French: Physica B, 150(1988), 44.
- (19) 香山正憲, 小瀬三郎, 木下 実, 山本良一: 日本金属学会秋期講演概要, (1989), 98.
- (20) K. H. Johnson and S. V. Pepper: J. Appl. Phys., 53(1982), 6634.