技術資料

常温接合の可能性*

須賀 唯知**

The Feasibility of Room Temperature Joining*

by Tadatomo Suga**

キーワード：常温接合，表面活性化，清浄化，イオン照射，接合界面，マイクロボンディング

1. はじめに

常温接合は金属表面を清浄化することにより，従来の接合に比べると低エネルギーで，すなわち常温あるいは低温，低荷重のもとで接合を行なうものである。その意味では，従来から冷間圧接と称されてきたものと一見大差ないようであるが，以下の3点で従来の冷間圧接とは明確に区別されなければならない。すなわち，

1) 金属表面の清浄化にイオン衝撃などの物理手段を積極的に利用すること。

2) 接合表面の原子レベルでのキャラクターゼーションに基づく接合であること。

3) 金属同士のみならず金属-セラミックスなどのような結合様式の異なる物質間の接合をも対象とすること。

である。接合の原理が清浄な金属表面間の原子間力に基づくことはよく知られている。従って，この接合を原子レベルでの清浄化のみで実現しようとする，まさに超高真空中での清浄面を作る必要がある。しかしながら，ここでいう常温接合は必ずしも理想的に清浄な環境で行なわれる接合を意味するものではない。後述のように，常温においてはその接合表面は単に原子レベルでの清浄さにおいてのみ接合に寄与しているのではなく，結合の形成にはイオン衝撃などによる表面原子層の活性化が深く関与していることが明らかにされつつある。その意味で，この手法を広く「表面活性化による常温接合 (Surface Activation Method)」あるいは「常温界面接合」と称している。

2. 接合界面の電子構造

常温接合の必要条件是，清浄面での原子レベルでの接触によって界面に安定な結合が生じることである。同種金属間での接合については，結晶方位などの構造的な要因からくる問題は別として，化学的にはとりあえず安定な結合を形成しそうである。しかし，異種金属間の接合，あるいは金属-セラミックスのような異種材料間ではどうなるのであろうか。まず，常温接合可能性の必要条件として，界面での結合の形成とその電子状態に関するこれまでの研究を概観する。

2.1 異種金属界面

Ohmae は異種金属の接合の過程を以下のようにモデル化している¹⁾。すなわち，金属の接触においてフェルミエネルギーの高い方から低いほうへ電子が移動してエネルギー安定の状態を作りだそうとする。このときフェルミレベルの低い金属の界面では電子密度が増加するためポテンシャルはスクリーニングされて小さくなり，一方フェルミレベルの高い金属の界面でも電子の移動を容易にするためポテンシャルは小さくなる。したがって界面のポテンシャルは内部と比較すると小さくなり，この界面ポテンシャルと電子間の相互作用によって界面にも凝集が生じるようになる。Ohmae らは遷移金属の凝集エネルギーをバンド構造から評価し，Cu について凝集エネルギーが結晶方位 $(111) < (100) < (110)$ の順で大きくなり，超高真空中での Cu 同士の凝着実験の結果と一致することを示した¹⁾。

このような簡便な凝集力の評価法はその適用範囲に限られるため，異種金属間，あるいは金属-セラミックスのような異種材料間の凝集エネルギーを定量的に評価するためには，界面の電子構造のより詳細な解析が必要である。近年，計算手法の高度化と

*原稿受付 平成4年3月5日

** 東京大学先端科学技術研究センター The University of Tokyo, RCAST

スーパーコンピュータなどの計算機環境の発展に伴い、バンド計算や分子軌道法などの第一原理に基づく理論計算が可能となり、界面の電子構造は徐々に明らかにされつつある。

異種金属界面に関しては、Smith らのジュリウムモデルを用いた単純金属界面の電子状態の解析が知られている²⁾。ジュリウムモデルは金属イオン核の効果を均一に塗りつぶした正電荷で近似するモデルで、価電子が sp 電子であるような Al, Zn, Mg などの単純金属に対しては有効である。これにより、界面では電荷の移動と再分布が生じること、その交換・相関相互作用により界面結合の形成にともなうエネルギー利得が得られることが定量的に示されている。例えば Al-Zn の場合、Al-Al の結合エネルギーが -715erg/cm^2 、Zn-Zn が -545erg/cm^2 であるのに対し、Al-Zn 界面では -520erg/cm^2 で両者バルク材料の凝集エネルギーよりも小さい。すなわちこの場合、母材よりも弱い界面が形成される。他方、Al-Na 界面は -345erg/cm^2 で Na-Na の -195erg/cm^2 よりも大きい。すなわちこれは、母材よりも界面の凝集のほうが安定であることを意味している。

遷移金属においては d バンドの界面における局所電子構造の変化が界面の結合の安定化に寄与する。実際、遷移金属の凝着特性に対する d 電子密度の影響は実験的にも確認されており、Pauling の遷移金属に対する d ボンドキャラクタ³⁾をパラメータにして、遷移金属の関与した凝着や摩擦特性が整理されている⁴⁾。しかしながら、異種の遷移金属間の界面についての第一原理によるバンド計算はいまのところ金属超格子に対して行われているのみであり⁵⁾、バルク材料の接合界面の凝着特性を議論するに至るまでの全エネルギーに関する理論計算は報告されていない。

2.2 セラミックス-金属界面*

セラミックス-金属間の界面については、イオン結合性の結晶-貴金属のような non-reactive な系と共有結合性のセラミックス-遷移金属のような Reactive な系に分けて考える必要がある。前者では、一般の高温での接合においても反応層のない急峻な界面を形成し、結合の形成に際しては電荷の移動はないものと考えられる。Gleiter らは、イオン結晶の上に金属微粒子をおいて長時間高温で保持し、その時の優先方位関係を調べることににより、両者に安定な方位関係が存在すること、これが結晶粒界で知られている対応格子に相当する方位には一致せず、むしろイオン結晶の谷間に金属原子列が落ち込

んで安定な界面を形成することを示し、これをロックインモデルと称した⁶⁾ (Fig. 1)。これに対応して、Tasker と Stoneham らは、イオン結晶の作るクーロンポテンシャルが金属側に鏡像ポテンシャルを誘起し、その静電相互作用によって結合が生じるとい

Fig. 1 イオン結晶-貴金属界面の Lock-in モデル。
(a) は $\Sigma = 11$ の対応格子関係にあるが、実際には現われない。(b) 安定な配列

Fig. 2 イオン結晶-金属界面の鏡像ポテンシャル。
(b) の方が鏡像関係にある電荷が近く、より安定である。P. W. Tasker and A. M. Stoneham (1987)

*この節の一部については香山、山本：結晶界面の電子構造の計算，日本金属学会会報，31 (1992) 86-93 を参考にさせて頂いた。

Fig. 3 Nb-Al₂O₃拡散接合界面の格子像

うモデルを提案している⁷⁾。これによれば、ロックインモデルは、鏡面関係にあるイオン間の距離を出来るだけ小さくすることにより静電エネルギー利得を大きくして結合を安定化していると解釈できる (Fig. 2)。Blöchl らは、MgO (110)-Ag 界面に対して第一原理に基づく電子構造計算を行い、このようなイオン結晶-貴金属間の結合力が実際、静電相互作用によるものであることを明らかにしている⁸⁾。

一方の reactive な系は、Al₂O₃と遷移金属の結合として古くから調べられており、また Si₃N₄や SiC と活性金属のように近年の構造材料としてのセラミックスを金属の接合の対象として関心の高い系である。これらは多くの場合、拡散接合ないしはろう接により接合され、その際の接合界面での反応層の形成は当然のことと受けとめられてきた。しかし、この反応層の形成が接合の必要条件であるという見方はすでに過去のものになりつつある。これを決定づけたのは、Al₂O₃-Nb 拡散接合界面の高分解能電子顕微鏡による格子像の観察である⁹⁾。ニオブとアルミナの拡散接合においては、真空中 1300°C 以上の温度で圧接することにより強固な接合が得られるが、界面には原子レベルで見ても何等の反応層も観察されない (Fig. 3, Fig. 4)。アルミナは明かにニオブにより還元されており、接合界面ではアルミナは侵蝕されているにも関わらず、ニオブの酸化物もアルミとの金属間化合物も生成しない。これは、ニオブと酸素の親和性の問題であるが、拡散接合界面の常識を覆すものとしてセンセーショナルに受け止められた出来事であった。このことは翻ると遷移金属と共有結合性のセラミックスであっても常温で直接安定な結合が生じうることを意味している。

遷移金属と Al₂O₃の結合については Johnson と Pepper による第一原理的なクラスター計算が知られている¹⁰⁾。これは、基本的には AlO₆⁻⁹クラスターへの金属原子の吸着を分子軌道計算によって調べたものであるが、アルミナの表面酸素の非結合 p 軌道

Fig. 4 Nb-Al₂O₃拡散接合における接合過程 Fig. 5 AlO₆⁻⁹クラスター-金属吸着系の分子軌道,
K. H. Johnson and S. V. Pepper (1982)

と遷移金属の d 軌道の相互作用により結合性の軌道と反結合性の軌道が形成されること、周期表の左側の Fe や Ni は結合性の軌道のみ占有するため安定な結合を生じるのに対し、周期表右側の Cu や Ag などの貴金属では反結合性の軌道まで占有してしまう

Fig. 6 α - Al_2O_3 (0001) 表面のサイト I, II, III に Nb が吸着した系の局所状態密度 (LDOS). M. Kohyama et al. (1990) による。

Fig. 7 Al_2O_3 と Ni 合金の接合強度と合金元素の酸化物生成自由エネルギーの関係 R. M. Cripin and M. G. Nicholas (1976) より。

ため結合が低下するとしている (Fig. 5)。

さらに Kohyama らは Al_2O_3 の構造をより正確に反映した解析として、 Al_2O_3 (0001) 面に遷移金属が積層したスラブ構造に対し、強結合近似によるバンド計算を行っている¹¹⁾ (Fig. 6)。これによれば、やはり、表面酸素原子の非結合 p 軌道と遷移金属原子の d 軌道の相互作用により結合軌道と反結合軌道が形成され、共有結合性とイオン結合性をあわせ持つ界面結合が形成され、また、それが Johnson と

Fig. 8 (a) 同種遷移金属間及び (b) 遷移金属- SiC 間の摩擦係数と d ボンドキャラクター値の関係 K. Miyoshi and D. H. Buckley (1982, 1976) より。

Pepper の結果と同様 d 電子密度に依存することが明かにされている。

これらの遷移金属に対する理論計算は、セラミックスと金属の凝着・摩擦に関する従来の経験的な法則にほぼ対応している。 Al_2O_3 と各種の溶融金属の接着仕事 (Work of adhesion) が金属の酸化物生成自由エネルギーで整理されることは古くから知られており¹²⁾、また拡散接合においても、 Al_2O_3 と Ni 合金の接合強度は合金元素の酸化物生成自由エネルギーと良好な相関があることが分かっている¹³⁾ (Fig. 7)。これらは Al_2O_3 の酸素原子と金属の結合が界面での結合の起源であるとすれば自然な帰結で

ある。また Miyoshi, Buckley らは遷移金属と非金属の組合せについて、超高真空中での一連の摩擦凝着実験の結果が遷移金属の d ボンドキャラクタをパラメータにして整理できることを示している³⁾。ただ同種金属同士の場合の摩擦係数が遷移金属-SiC の摩擦係数に比べ 2 桁あまりも大きな値になる¹⁴⁾ (Fig. 8) ことなどの疑問を含め、凝集エネルギーの絶対値について定量的な解釈が可能な理論計算は未だに行われていない。

以上の結果は、異種金属間あるいは金属-セラミックスの界面で安定な結合が形成されるための必要条件是まず満たされているということを示している。

実際の凝着現象に関しては、さらに、硬さ、表面エネルギー、弾性率、結晶異方性などの効果が古くから調べられている。この結果は、Buckley の成書¹⁵⁾に詳しい。ただこれら表面エネルギーや弾性率などの巨視的なパラメータは元来その物質の電子構造、凝集状態の反映であるから、これらを、界面の凝集状態との間に直接的な因果関係を求めるのは多少無理があるのではないかと危惧もある。いずれにせよ、界面電子構造に関する理論計算を接合という現象に結び付け、界面凝集エネルギーの大小を問題にするには、バンド計算から界面の安定原子配列や全エネルギーを求め、さらにはエントロピーを含んだ界面凝集エネルギーを議論するというかなり困難ではあっても乗り越えるべき大きな課題が残されている。

3. 凝着現象から常温接合へ

凝着現象はトライボロジーの分野では古くから研究の対象であり、超高真空技術の発展とともに清浄面における凝着現象が調べられている。超高真空中での凝着実験は、おもに摩擦摩耗の観点から行なわれており、ピンオンディスクの摩擦試験ないしはポイントコンタクトによる静的な凝着試験が行われてきた。いずれも清浄面での凝着に密接に関係するものの、前者は動的な過程であり、原子レベルでの接触点では局所的に高温高压となることも予想され、非平衡のメカノケミカルな反応の関与も考慮しなければならない。

古くからの議論として、金属の相互溶解性と凝着特性、摩耗特性の関係がある。両者が溶解しない短時間の接触あるいは低温の場合であっても、金属間の相互溶解性はその両者の結合に密接に関係しているから、その大小には何らかの影響もありえるが、とりあえず凝着については、溶解性に関わりなく生じると一般に言われている¹⁶⁾。これに対し、摩擦摩耗の場合は、相互溶解性と摩擦に密接な関係がある¹⁷⁾。面白いのは雰囲気酸素の影響であり、相互に溶解す

る組み合わせでは酸素雰囲気では摩擦を下げるのに対し、Fe-Ag, Cu-Mo のような相互に溶解しない組み合わせでは、摩擦面での相互移着を促進してむしろ、摩耗を増大させる¹⁸⁾。同様な結果が Al_2O_3 と純金属の間でも見られる。すなわち、Ti, Al のような酸素に対する親和力の大きいものは真空中で大きな摩擦を示すのに対し、酸素雰囲気では逆に摩擦が減少する。一方、Pt, Ag, Cu のような酸素親和性の低いものは、真空中では極めて低い摩擦係数を示すのに対し、酸素雰囲気では急激に摩耗が増える。このことは酸素が、界面の凝着が弱いものについては、それを強め、界面での凝着が強いものについては、金属酸化物の形成により酸化物同士のコンタクトになることを意味している。

静的な凝着においては、少なくとも金属においては酸素の吸着は急激な接合強度の低下を招く。Gilbreath らの超高真空中での破断面に対する圧接実験によれば、酸素に対しての露出では、Al-Al の場合 $4 \times 10^{-2} \text{Pa} \cdot \text{s}$ 程度、Cu-Cu の場合で $2 \times 10^{-1} \text{Pa} \cdot \text{s}$ で急激に接合強度が低下する²⁰⁾。ただし、接合面積が大きい場合、あるいは接合荷重が大きく局所的なひずみが大きい場合には、摩擦と同様のメカノケミカルな効果により、また異なった結果が現われることも十分予想される。

4. 常温接合の力学

常温接合に関して従来あまり意識して議論されてこなかったのは、その力学的挙動である。特に、これを接合の際の結合の形成過程にかからむ部分と、接合の破壊に至る過程とに分けて議論する必要がある。特に後者についてはまだ体系的な議論も行われていない。

マクロな接合は、常にある負荷に耐えるだけの強度をもって始めて接合として存在しうる。乱暴な表現をすれば、壊れる(界面あるいは母材で破壊する)かどうかで接合の可否は決まっているのである。接合一般に経験することであるが、接合可能なものは一旦接合すると常に強固で、例えば界面では殆ど破断しない。これがプロセス上の何らかのわずかな乱れで接合しなくなる場合は、強度が落ちるとかいう以前に全く接合しなくなるわけで、そのギャップはかなり大きいと言わなければならない。

上記の凝着の理論あるいは実験では、凝集エネルギーに閾値があるような結果はでてこない。それに対し、実際の接合では、まさにつかつかないかの激しい落差が存在するわけである。

この差はどこに起因するのであろうか。凝着において本質的と考えられるものの 1 つは接合母材の凝集エネルギーである。接合には実質ある面に亘っての結合が必要であるが、原子間で結合を形成するた

めには対応した原子が原子レベルでの凹凸以上に移動し、相互作用しうる距離まで近づく必要がある。その抵抗となるのが母材の凝集力である。これは、界面の凝集に寄与する以前に、界面の原子レベルの隙間をどうやって埋めるかという問題に関わってくる。従って、この母材の凝集エネルギーまで考慮した界面の結合の理論計算では、単純な全エネルギーの計算のみならず、たとえば分子動力学を併用して動的な結合形成過程の解析が実現されることを期待したい。

他の一つは、残留応力である。接触理論の前提ともなっているように、どのような微小領域とはいえ、凹凸はあり、局所的な塑性変形によってその隙間を埋めることになる。その際、塑性変形領域の周辺の部分は、接合が完了すればその弾性エネルギーを開放して元へ戻ろうとする。ところが界面は結合によって拘束されているため、その外側に結局弾性ひずみを残すことになる。これが残留応力である。Al-SiC の 3mm ϕ の常温接合面積に対して、2% を越える残留ひずみが実際に測定されており²¹⁾、また、In-Sn 合金の常温接合では、接合後の短時間加熱による残留応力の解放が観察されている²²⁾。

これらの問題は前述のように界面の結合形成と同程度の比重を占める問題であるにも関わらず、その解析は未だ十分に行われていない。マクロな FEM 解析と分子動力学を組み合わせたような局所的な接触部における接合過程の力学解析の実現が望まれる。

5. 接合技術としての常温接合

超高真空中での摩擦・凝着実験は常温接合の素過程を調べる手段としては有効であるが、接手法としてはそのままでは限界がある。接合をかなり意識して超高真空中での凝着試験を行ったものに Ruge らのグループ²³⁾があるが、その方法は実際には超高真空チャンバ内で試料を破断し、その破断面を接合面とするもので、接合面をコントロールするという常温接合の立場からは不十分なものであった。Akaike らは、超高真空中で Al-Al 単結晶の常温接合を行い、その方位依存性を明らかにした²⁴⁾。この実験は、アルゴンイオン衝撃によって清浄化した面を接合面とするもので常温接合研究の源流ともなっている。その後筆者らにより、この手法が金属同士のみならず金属-セラミックスにも適用可能であること²⁵⁾、超高真空中での清浄化は必ずしも必要とされず、むしろイオン衝撃による表面の活性化の寄与が大きいことなど²⁶⁾が示されている。

接合装置は、予備室と圧接室の 2 つの超高真空チャンバーからなり、ターボ分子ポンプ、イオンポンプ、チタンサブリメーションポンプにより 4×

10⁻⁹Pa まで排気が可能である。しかし、後述のように、Al などの接合には、界面の構造さえ問題にしなければ、とりあえず 10⁻⁵Pa 程度の真空で十分であることが分かっている。圧接室には、サドルフィールド型の高速度原子ビーム源 (FAB) が試料面に 45 度の角度で対向しており、10mm×15mm の範囲で試料面を照射するようになっている。一般には、不活性な Ar ガス (純度 99.9995%) を用い、加速電圧約 1.6kV で 30min の照射を行うが、酸素の影響を見るために、酸素ビームの照射による接合も試みている。照射後、直ちに数 10MPa 程度の圧力で圧接するが、接合の原理から考えれば無論圧力は必要ない。ただし、現実には、常温での接合では接合面での接触点が小さく、接触面積を稼ぐ意味で、最低限の圧力が実質上必要とされている。圧接時間は、ほとんど必要ない。ただ、実用上では、照射後直ちに接合には入れるとは限らないので、残留ガスへの露出の影響が重要な要素となる。

筆者らの他、国内では、三菱電機生研のグループ、日立製作所機械研のグループ、工業技術院機械技研がかなり早い時期からそれぞれに特徴のある研究を開始し、現在さらにいくつかのグループで研究が進められている。特に、Kashiba ら²⁷⁾は直径 80 μ m の Cu ワイヤボールと Ag の接合を無負荷に近い 40 μ N という微小荷重で接触させることによって接合し、マイクロボンディングへの適用可能性を示すとともに、単なる接触によってその接触部周辺の表面力が作用し、接触理論による変形以上の接触面積の拡大が観察されることを報告した。その後より詳細な解析が Mori らにより行われている²⁸⁾。Maeda らは、逆に、いわゆる冷間圧接をこのような表面の清浄化活性化を前提として行い、さらにテーパを付けた試料の接合あるいは接合面の微小な捩じりによる摩擦の効果を調べている²⁹⁾。このように従来の冷間圧接をイオン衝撃によるクリーニングと真空中での処理により高度化する手法は実用的な観点からも興味深い。特に平面同士の接合のため 500MPa 以上の加圧を行っている例もある^{30,31)}。これらはいずれも 10⁻⁵Pa 程度の真空中で接合が行われている。その他、積極的に接合面に機械的な変形ないしは負荷をかける方式としては、超音波を併用した例もある³²⁾。すなわち、超高真空中でイオンクリーニングした試料を対向させ、超音波を印加して接合するものである。接合されるのは 0.2mm から 2mm 程度の厚さの金属板とセラミックスであり、両者を数 MPa の圧力で工具ホーンとアンピルの間にはさみ、接合面に平行に振動数 18KHz 振幅 30 μ m で数 100msec 振動させる。接合強度は超音波印加時間と加圧力の大きさに依存する。この条件で Ti, Cu, Al と Si₃N₄ セラミックスの接合を行うと、Ti は超高真空中での

Fig. 9 5×10^{-8} Pa で接合した Al-Al 常温接合界面. 出典：高橋，高木，須賀（1992）

み接合するのに対し，Cu では大気中でのみセラミックスとの接合が可能であり，Al はあまり雰囲気依存しないという興味ある結果を得ている。これは，これらのセラミックス-金属接合界面での反応が，雰囲気ガスや水の存在に深く関わっていることを意味している。

6. 常温接合界面の組織

さて，このような常温接合界面の組織は果たしてどうなっているのか。

筆者らはこれまでに金属として，Al, Cu, Ag, Sn, In, Pb, など，セラミックスとして， Si_3N_4 , SiC , Al_2O_3 , AlN , 高温超伝導 YBCO などを対象とした接合を試みている³³⁾。接合強度はかなり強固で，Al- Si_3N_4 の系では引張強度は100MPaに達する。破断は接合部近傍のAl中で生じることから，接合強度は主にAlの降伏応力に支配されているものと考え

Fig. 10 7×10^{-8} Pa で接合した Al-Al 常温接合界面. 出典：高橋，高木，須賀（1992）

られる。

その界面は本来の清浄面での接合であれば急峻なはずである。高分解能電顕による微細組織の観察によれば実際， 10^{-11} Torr の超高真空中で接合した Al-Al 接合界面は2つの結晶が直接原子レベルで接合した状態になっている。しかし， 10^{-7} Torr 程度の真空度では，残留ガス中でのアルゴン照射に起因すると思われるアモルファス層が中間層として形成されていることが分かっている。このバックグラウンドでは残留ガスはそのほとんどが水であることから，Alの水和反応が関与しているものと予想される (Fig. 9, Fig. 10)³⁴⁾。

このアモルファス層の存在は Al-Al 接合ではマクロな接合強度には影響をおよぼさないが，Al- Si_3N_4 の場合には， Si_3N_4 側に生じたアモルファス層が

Fig. 11 Cu リード-Cu 電極の常温接合

Fig. 12 LSi チップのハンダバンプと Si/Al 電極の常温接合。出典：須賀，細美(1992)

接合をさまたげることなどが明らかになってきている。またこのアモルファス層そのものも均質ではなく、そのなかには、完全にアモルファスと思われる部分、結晶性を残しながらもダメージを受けた部分、このような被膜が存在せずに直接接合している部分などが混在している。さらにビーム照射後、真空中残留ガス中へ一定時間暴露した試料では、明らかにビーム照射による場合とは異なるアモルファスの表面層が生成する。このような接合界面は、イオン衝撃直後に接合したものと比較すると強度は半減するが、露出量が $10^3 \text{ Pa} \cdot \text{sec}$ まで安定に接合可能であり、実用面からも接合のメカニズムを考える上でも興味深い。

見方を変えれば、このような表面層のコントロールによって、常温であっても接合界面そのものの構造を変えることができるわけで、このような手法のより積極的な機能接合への適用が期待される。

7. マイクロボンディングへの応用

その機能接合の例として最も実用に近いのは、半導体 LSI チップの実装接続におけるマイクロボンディングであろう。高密度化の進む実装において最後まで手付かずで残るのは、半導体チップ内のサブミクロンの配線と数十 μm の電極の 2 桁あまりのサイズギャップである。その理由は現在の微細接続技術の限界にあり、さらにその大きな理由の一つが接合時の加熱に起因したさまざまな制約である。したがって、常温での高信頼性・低コストのソルダレスボンディングは常温接合の格好のターゲットである。筆者らは、Cu の TAB 状リードと Al (Fig. 11), Cu 電極の接合やフリップチップはんだバンプと Cu 電極の接合 (Fig. 12) を試み、反応層を介さない界面であるという点から期待されるとおりの良好な界面特性を得ている^{35,36)}。

表面活性化による常温接合のもう 1 つの適用は、その表面活性化手法をより積極的に従来接続技術に取り込んでいくものである。表面活性化による接続技術の真髄は、接合面性状の原子レベルでのコントロールとその評価にある。特に、マイクロソルダリングにおいては従来あまり注意の払われなかったはんだ表面、電極表面の原子レベルでの活性が問題となってくる。そのためマイクロソルダリングの前処理としてこの手法の採用は極めて自然な流れといえよう。日立製作所のグループ³⁷⁾では、最近このような完全フラックスレスのマイクロソルダリングを、フリップチップはんだバンプの FAB 照射による活性化と常温接合によって実用化している。

8. 結 言

表面活性化による常温接合は、現在、世界的に見ても、日本でかなり先行している研究である。確かに現象は複雑でそれに関与する因子は予想以上に多い。手法としても装置の特性に依存せざるを得ない側面もある。今に至るまでその研究には試行錯誤的な色彩が強い。しかし、夢を語るにもまた、格好の題材である。その夢を語りながらもその技術を地道に進める時期に、そしてそれが可能な時期に差しかかっていると感じている。

なお、本稿の一部は科学技術振興調整費研究「理想表面創製によるマテリアル・インターコネクションに関する基盤的研究」の成果をまとめたものであることを付記する。

参 考 文 献

- 1) 大前伸夫：潤滑, 30 (1985) 300
- 2) L. Pauling: Proc. R. Soc. London, Ser. A, 196 (1949) 343

- 3) K. Miyoshi, D. H. Buckley: *Wear*, 77 (1982) 253
- 4) J. Ferrants, J. R. Smith: *Phys. Rev. B*, 31 (1985) 3421
- 5) H. v. Leuken, A. Lodder, M. T. Czyzyk, F. Springelkamp, R. A. de Groot: *Phys. Rev. B* 41 (1990) 5613
- 6) H. J. Fecht, H. Gleiter: *Acta Met.*, 33 (1985) 557
- 7) P. W. Tasker, A. M. Stoneham: *J. Chemie Physique*, 84 (1987) 149
- 8) P. Blöchl, G. P. Das, H. F. Fischmeister, U. Schönberger: in *Metal Ceramic Interfaces*, ed. by M. Rühle, A. G. Evans, M. F. Ashby, J. P. Hirth, Pergamon Press (1990) 9
- 9) M. Florjancic et al.: *J. Physique*, 46 (1985) C4-129
- 10) K. H. Johnson, S. V. Pepper: *J. Appl. Phys.*, 53 (1982) 6632
- 11) 香山正憲, 山本良一: 日本金属学会会報, 29 (1990) 893
- 12) J. E. McDonald, J. G. Eberhart, *Trans. AIME*, 233 (1965) 512
- 13) R. M. Cripin, M. G. Nicholas: *J. Mat. Sci.*, 11 (1976) 17
- 14) D. H. Buckley: *NASA/TN D-8230* (1976)
- 15) D. H. Buckley: *Surface Effects in Adhesion, Friction, Wear, and Lubrication*, Elsevier, Amsterdam, 1981
- 16) M. J. Horden, R. P. Giammanco: *NRC Research Project No. 86-1-0610* (1965)
- 17) E. Rabinowicz: *ASLE Trans.*, 14 (1971) 198
- 18) 平塚健一, 菅原 淳: *トライボロジスト*, 34 (1988) 19
- 19) 榎本昭弘, 平塚健一, 笹田 直: *トライボロジスト*, 36 (1989) 31
- 20) W. P. Gibreath: *ASTM STP 431* (1967) 128
- 21) 平本, 須賀: 未発表
- 22) 堀野正也, 田口啓二, 河野顕臣, 日置 進: 日本金属学会春期大会講演概要集, (1987) 265
- 23) H. Pries, J. Ruge: *Proc. Int. Conf. on Joining of Ceramics, Glass and Metal*, Baden-Baden (1980) 9
- 24) 舟久保熙康, 赤池正剛: 日本金属学会誌, 46 (1982) 935
- 25) 須賀唯知, 宮沢勲一, 松岡信一, 松尾 茂, 舟久保熙康, 坂上仁之: 日本金属学会秋期大会講演概要, (1986) 417
- 26) T. Suga, K. Miyazawa, Y. Yamagata: *Proc. MRS Int. Symp. on Joints of Metals and Ceramics*, 1988, Tokyo, 8 (1989) 257
- 27) Y. Kashiba, M. Machida, T. Okada, S. Nakata: *Mat. Res. Soc. Symp. Proc.*, 108 (1988) 371
- 28) 森 勇三, 遠藤勝義, 山内和人, 王 暉, 井出 敏: 精密工学会誌, 57 (1990) 116
- 29) 前田龍太郎, 山本秀夫: 機械技術研究所報, 42 (1988) 75
- 30) 西條謹二, 吉田一雄, 平松広更: 日本金属学会春期大会講演概要, (1990) 462
- 31) 貝原正一郎, 中村照美, 村山武弘, 入沢敏夫, 河野武享: 溶接学会第18回界面接合研究委員会資料 (1989)
- 32) K. Miyazawa, S. Matsuoka, T. Fujii, T. Suga: *MRS Int'l. Mtg. on Adv. Mats.*, vol. 8 (1989) 275
- 33) 須賀唯知: 日本金属学会会報, 29 (1990) 944
- 34) 高木秀樹, 高橋 裕, 須賀唯知, 板東義雄: 日本金属学会誌, 8 (1991) 907
- 35) 細美英一, 高橋 裕, 須賀唯和: 「Al および Cu 薄膜と Cu パンプの常温男接合」, プリント回路学会第5回学術講演大会, (1990) 125-128
- 36) 須賀唯知, 細美英一, 高橋 裕: 「表面活性化による常温マイクロ接合と界面構造」, 第4回マイクロエレクトロニクスシンポジウム, (1991) 113-116
- 37) 堀野正也, 河野顕臣, 佐原邦造, 佐藤了平: 溶接学会全国大会講演概要集, 48 (1991) 396