金属・セラミック界面結合エネルギーと界面強度

菅 沼 克 昭*

1. 材料研究としての界面問題

近年の新素材に望まれる諸性質には、もはや単一の素材では賄えない厳しい要求が課せられるようになってきている。例えば、構造材料では宇宙往還機の外壁材やタービンエンジンの材料に代表される超高温材料があり、機能材料では超格子やダイヤモンドコーティング機能素子、生体材料では生体活性セラミックスの高強度化・高靱性化など、すべての分野に渡って数え上げれば枚挙に暇がないほどの豊富な種類がある。単一の素材では達せられない望みでも複合化することによって叶う場合もあり、今日各方面ではこれを狙って複合化の研究開発が盛んに行われている。セラミックスと金属の複合化、あるいは両者の接合はこの複合化を根本に置いた先端素材開発の一翼を担う分野であろう。

セラミックスと金属の接合における最も大きな目標は、言うまでもなく如何にして信頼性の高い強い接合体を得るかである。ポイントとなる因子は沢山あるが、中でも界面そのものの結合強度と熱膨張差に起因する熱応力は接合の本質を左右するものであり十分な理解が必要とされる。熱応力の問題に関しては既に幾つかの総説があり、緩和法も各種開発されている⁽¹⁾。更に、その評価技術に関しても最近新しい試みが発表されているが、それらはこの巻の別稿に述べられている。本稿の主題はもう一つの因子の界面の結合強度である。

一方、セラミックスで強化された金属基複合材料(MMC)では、得られる材料の諸性質に与える因子には接合とはまた異なったものが含まれる。しかし、材料の必須の性質である強度に対しては、セラミックスと金属の界面での結合強度が大きな影響を持つことは同様である。例えば、セラミックスの短繊維で一方向に強化された金属の強度 σ_c は、次に示す半定性的な Kelly-Tyson の式で良く表現できる⁽²⁾。

$$\sigma_c = \sigma_f(1 - l_c/l) V_f + \sigma_m V_m \quad (l > l_c) \quad (1)$$

* 防衛大学校助教；材料物性工学教室
Interfacial Binding Energy and Strength of Metal/
Ceramic Joint; Katsuaki Suganuma (National Defense
Academy, Yokosuka)

Keywords: interface, ceramic, metal, binding energy,
strength, sessile drop, interface energy, bonding, joining

1990年2月19日受理

ここで、 σ_f , σ_m はそれぞれ繊維、マトリックスの強度であり、 V_f , V_m は両者の体積率、 l は繊維の平均長さ、 $l_c (= \sigma_f d / 2\tau_i)$, d は繊維直径)は臨界繊維長さと呼ばれる値である。

ここに τ_i はセラミックス繊維と金属マトリックスとの界面のせん断降伏応力であるが、経験的にマトリックスの降伏せん断応力 τ_m を用いている。これは、界面の結合は十分大きく $\tau_m < \tau_i$ であると仮定したものである。現実には式(1)ではほとんどの実験値を比較的良く説明できることから、この仮定はほぼ成り立つと考えて良いようである。しかし、場合によっては複合化された繊維の部分に全くの空洞が存在すると考えた方が合うこともある。このような場合は界面結合が非常に弱いと考えるべきだろう。MMCの強度を考えた場合には、界面の結合強度は大きな方が良いと述べた。しかし、靱性を考えると必ずしもそうでないかも知れない。極端な例としてセラミックスのような脆性材料をマトリックスにする場合には、界面結合は“中庸”である方がき裂進展を阻害して高靱化には良いとされている。しかし、その“中庸さ”の定義は無い。金属マトリックスの場合にも界面結合の程度が靱性に影響する可能性もあるが、今のところ全く未知のファクターであると言うべきであろう。MMCの製造においては、強固な界面結合を持つための条件を反応との兼ね合いを考慮しながら試行錯誤を経て決定しているのが現状である。複合材料開発の一つの理想は、複合材料の性質が複合則のもとで正確に予測でき、従って素材と製造条件とが揃えば望みの性質を持つ複合材料が生み出されることであろうから、現状はまだまだ進歩の余地が残されていると考えられる。この大きな目標の達成のためには、複合材料における界面結合がどのような役割を持つものであるかを理解することが必要である。

このように、セラミックスと金属の接合のみならず複合においても、金属・セラミックス界面の結合を如何に制御するかは大きな問題であり、その結合強度の大小、すなわち結合エネルギーを予測し、評価し、更に制御できることが材料開発の近道であろうと期待される。界面結合エネルギーの予測に関しては計算の立場から別稿で述べられているので、本稿では接合界面の結合エネルギーの評価に関して、現在の理解されている現状をまとめてみたい。なお、以下に述べる接合系は、取り扱いを簡単にするためにマクロの反応層を生じず、2つの素材が直接界面を形成する場合

合を想定している。

2. 界面形成の熱力学とぬれ性

界面形成に必要なエネルギー G_{int} は、セラミックスと金属の表面エネルギー γ_c , γ_m (正確には雰囲気との界面エネルギーになる) と両者の界面エネルギー γ_{cm} を用いて、

$$G_{\text{int}} = \gamma_c + \gamma_m - \gamma_{\text{cm}} \quad (2)$$

で表現される (Dupre の式)。付着仕事量 W_{ad} は界面を剥したときに要するエネルギーであり、本質では G_{int} と同一のものである。この W_{ad} は古くから液滴法 (sessile drop method) によって測定されている。図 1 には液滴法の模式図を示した。Young は接触角 θ を用いてエネルギーのバランスを次の式で表わしている。

$$\gamma_m \cos \theta = \gamma_c - \gamma_{\text{cm}} \quad (3)$$

この関係は、表面エネルギーを張力のように扱って導いたものであるが、熱力学的に直接エネルギー表記を用いて導くこともできる⁽³⁾。式 (2), (3) から付着仕事量が次の式で与えられる。

$$W_{\text{ad}} = G_{\text{int}} = \gamma_m (1 + \cos \theta) \quad (4)$$

接触角 θ を測定すれば式 (4) から金属の表面エネルギー γ_m の値を用いるだけで付着仕事量、すなわち接合性を評価できる。 W_{ad} は界面結合強度の指標になる。界面エネルギーそのものを求めるならば式 (3) を用いれば良い。液体金属の表面エネルギーは温度変化に対してほぼ次の線形関係式が成り立つ。

$$\gamma_m = \alpha - \beta T \quad (5)$$

α, β は材料定数になる。厳密には表面エネルギーには雰囲気の影響が必ずある。特に酸素分圧の大小は γ_m に影響し、酸化膜を形成する場合にはその補正が必要になる⁽³⁾。一方、固体に対しても式 (5) はほぼ成り立ち、従って γ_c も同様の温度変化をする。ただし、融点を境にして不連続になるのが普通である。忘れがちであるが、たとえ酸化物であっても表面エネルギー γ_c は酸素分圧の影響を受けて変化することにも注意が必要である⁽⁴⁾⁽⁵⁾。

ぬれ性の測定から接合の熱力学を論じた報告としては、McDonald らのアルミナ/金属系が良く知られている⁽⁶⁾。彼らの導いたポイントの一つは、図 2 に示されるような W_{ad} と各種金属の酸化物形成標準自由エネルギー ΔF_f^0 との線形関係である。式としては、

図 1 Sessile drop 法における接触角 θ と各エネルギーの関係。

図 2 Al_2O_3 に対する各種金属の付着仕事量と酸化物形成自由標準エネルギーの相関⁽⁶⁾。

$$W_{\text{ad}} = -a\Delta F_f^0 + b \quad (6)$$

と表わされ、 a, b は定数である。この式は Al_2O_3 中の酸素に対し活性な金属ほど界面結合が大きくなることを説明している。また、彼らは界面結合のモデルを図 3 で表現した。 Al_2O_3 の (0001) 面の表面は酸素原子面からなり、結合する金属原子は A 位置と B 位置に配置することができる。A 位置の金属原子には化学結合が生じ、B 位置の金属原子には van der Waals 結合が働く。このように考えて計算から得た W_{ad} とぬれの実験より得た W_{ad} は表 1 のように比較的良好一致が得られた。また、式 (6) の係数 b は金属元素の種類に依らない定数になるが、これが van der Waals 結合によるエネルギーに相当すると指摘している。

最近、Klomp は界面で生じる結合力には、McDonald らの指摘した 2 つの項の他に金属結合の項の影響が大きいことを指摘した⁽⁷⁾。例えば、 Al_2O_3 とある純金属 M の反応が生じる場合には、

図 3 Al_2O_3 の最表 (0001) 面酸素原子面に対する金属原子の位置と結合の種類⁽⁶⁾。

表 1 Al_2O_3 に対する各種金属の付着仕事量 (mJ/m^2)。

金 属	計 算 値	実 験 値
Ni	1000	1275
Cr	1740	2020
Ti	2010	2010
Zr	2315	2320

表2 酸化物生成自由エネルギー ΔG_0 と合金形成の熱エネルギー ΔH_R (kJ/mol).

酸化物	ΔG_0	合金	ΔH_R (at 0 K)
Al-O	-1066	Al-Al	0
Cu-O	-254	Cu-Al	-38
Pt-O	+300	Pt-Al	-164
Ni-O	-446	Ni-Al	-96
Ti-O	-952	Ti-Al	-137

となる. ここで, $M[Al]$ は M に Al が固溶することを示す. 表2には数種類の金属元素の酸化物形成エネルギーと Al との合金形成に要する熱量 H_R を示した. PtO_2 の生成反応は正の大きな自由エネルギーを持ち, この事実からは Pt は Al_2O_3 との接合強度は弱いだろうと予測される. ところが, 実際には接合雰囲気によらず Pt は Al_2O_3 と強固な界面を形成する. Klomp の説はこの原因を Pt/Al_2O_3 の反応系では合金形成熱が大きく負になることが寄与しているとするものである. この場合, 金属 M の Al_2O_3 に対する付着の仕事量は式(7)の反応も考慮して次のように表わされる.

$$W_{ad} = G_{Al_2O_3} - (G_{MO} + G_{int} + H_R) \quad (8)$$

このようにして式(3)から実験的に, あるいは熱力学データから式(8)により計算で得られる W_{ad} は, 接合強度の大小を与える一つの指針になる.

しかし, これらの W_{ad} は液体状態の金属を相手とする場合に限られるものである. 現実には接合材料を用いるときの固相/固相接合界面を形成する場合には両者がある決まった結晶格子を持つために, 界面結合は両者の結晶方位に依存した変化をするはずである. 実際に, 結晶方位に依存した接合強度や破壊エネルギー変化する例が報告されている⁽⁸⁾. また, 式(1)の表面エネルギーは液体状態と固体状態では融点を境にして不連続となるのが普通であり, 固体の方が液体よりも1.1~1.3倍大きな値になる. 従って, 液体状態のぬれ性のデータをそのまま固体状態の界面に外挿することは, あまり意味を持たないと考えべきである.

3. 粒界グルーピングによる界面エネルギーの評価

図4(a)の様な平行状態にある純金属の粒界が表面に現れるとき, 表面エネルギー γ_m と粒界エネルギー γ_{mm} の間には次の関係式が成り立つ⁽⁹⁾.

$$\gamma_{mm} = 2\gamma_m \cos \theta \quad (9)$$

この関係は異種材料の界面でも同様で, 図4(b)の界面を考えると次の式が成立する.

$$\gamma_{mm} = 2\gamma_m \cos \theta_1 = 2\gamma_{cm} \cos \theta_2 \quad (10a)$$

$$\gamma_{cc} = 2\gamma_{cm} \cos \theta_3 = 2\gamma_c \cos \theta_4 \quad (10b)$$

この関係式を用いれば, どれか一つの γ が既知であればすべての γ を実験的に決定することができる. McLean らは, この方法を用いて Pt/Al_2O_3 界面のエネルギーを評価

図4 (a)均質材料の表面に現れた粒界と表面および界面エネルギーの関係. (b)金属・セラミックス接合体の界面エネルギー測定に対する粒界グルーピング法の応用⁽⁹⁾.

表3 Pt/Al_2O_3 接合体における各種界面エネルギー (1673 K, 大気中).

界面種類	エネルギー (mJ/m ²)
Pt/air	2097 ± 50
Pt/Pt	525 ± 35
Pt/ Al_2O_3	1050 ± 80
Al_2O_3/Al_2O_3	65 ± 15
Al_2O_3 /air	770 ± 150

している. 表3は 1673 K, 大気中における各界面エネルギーである. 既知の界面エネルギーとしては $\gamma_{Pt/air}$ をゼロ・クリーブ法に依って求めている.

4. 破壊を利用した界面エネルギーの評価

任意の温度, 特に室温を中心とする低温における界面エネルギーを測定する方法としては, 今のところ破壊現象を利用する方法が唯一の方法であろうと考えられる. 等方均質な脆性材料であれば, 材料の破壊強度 σ_c は Griffith の関係式,

$$\sigma_c \propto (E G_c / a_c)^{1/2} \quad (11)$$

で表わされる. ここで, E はヤング率, a_c は欠陥サイズであり, G_c は破壊エネルギーで表面エネルギーの2倍の値に等しい. この関係を用いて表面エネルギーを求める試みは比較的多く報告されている⁽¹⁰⁾⁻⁽¹²⁾. この方法では,

図5 DCB試験片による表面エネルギーの測定法.

単結晶を用いへき界面を選べば表面エネルギーの方位依存性を評価することもできる。

図5のDCB試験片において、き裂が長さ L から進展し始める時の全体のエネルギー・バランスは、き裂が微小長さ dL だけ進展する全仕事量を $dW_{\text{total}} (= Fd\delta)$ とすると、

$$dW_{\text{total}} = dU_{\text{el}} + dS \quad (12)$$

となる。ここで、 dU_0 は弾性歪エネルギーの変化分(試験片に蓄えられる弾性エネルギーの可逆的成分と試験機に蓄えられる歪エネルギーの和)で dS は新しく形成される表面のエネルギーである。式(12)をもとに梁の理論を用いて次の表面エネルギーの式が導かれる⁽¹¹⁾。

$$\gamma = 6F^2L^2/Ew^2t^3 \quad (13)$$

この方法で、金属や非金属の単結晶を用いて表面エネルギー評価されているが、組成変形の影響の比較的小さい条件では、理論値との比較的良好一致が得られている。ただし、金属の場合にはたとえ W(タングステン)のような脆性材料であっても塑性変形の解放エネルギーへの寄与は大きく、この影響を避けるためには極低温で評価しなければならない。⁽¹¹⁾⁽¹²⁾

理想的にはき裂の進展は可逆的に生じることが必要である。この仮定が成り立つときに初めて式(12)の dW_{total}/wdL は式(2)の G_{int} と等価になる。しかし、き裂を可逆的に進展変化させることは実験上は大変難しい。現実の金属・セラミックス接合体におけるき裂進展では式(12)は次のように改められる。

$$dW_{\text{total}} = dU_{\text{el}} + dS + dU_{\text{ir}} \quad (14)$$

ここで、 dU_{ir} はき裂進展にともなう否可逆的エネルギー散逸項で、更に

$$dU_{ir} = dU_{nw} + dU_{pl} + dU_{re} + dU_{in} \quad (15)$$

と表わされる。 dU_{pw} はセラミックス側のプロセスゾーン、ウェイクの形成に伴うエネルギー変化、 dU_{pl} は金属側の塑性変形に消費されるエネルギー、 dU_{re} は残留熱応力の解放に伴うエネルギー変化、 dU_{in} はき裂進展にともなう運動エネルギーと発生する熱エネルギーの和である。最後の dU_{in} はき裂をゆっくり進展させる場合にはほとんど無視できる項であるが、他の項の寄与は大きいと考えられ解析法も難しくなる。

筆者らは、金属・セラミックス接合体に関し dU_{ir} と $(dU_{el}+dS)$ を実験的に分離する方法として、シェブロンノッチを入れた接合体を用いき裂を安定成長させ除荷法を適用した⁽¹³⁾⁽¹⁴⁾。この方法ではき裂を接合体の界面に沿ってゆっくりと成長させ、適宜き裂進展を中断して除荷・負荷を繰り返す。こうすると図6のように荷重-変位曲線から図式的なき裂進展のエネルギー変化の線形成分と非線形成分が分離できる。図7は $Si_3N_4/Al/Si_3N_4$ 接合体にこの方法を適用し、エネルギー解放率の線形成分 G_c と非線形成分 ϕ_p のき裂長さ依存性を求めたものである。理想的には $G_c=G_{int}$ および $\phi_p=dU_{ir}$ が成り立つ。しかし、この接合体ではき裂が完全に接合界面上を進行はせず、むしろ界

図6 除荷法によるエネルギー解放率の線形項，非線形項の図式的分離法⁽¹³⁾。点B, Dより除荷し0荷重で点C, Eに達する。 Δu_0 は永久変形であり， ΔA は点B→Dで成長したき裂面積。

図7 シェブロンノッチ試験片で評価したAlろう付けSi₃N₄接合体のき裂進展における線形項G_cと非線形項のき裂長さ依存性⁽¹⁴⁾.

図8 Alろう付け Si_3N_4 接合体のき裂進展後の破面⁽¹⁴⁾。白い部分はAlろう材層中の延性破壊部分，灰色の部分は Si_3N_4 の中のき裂進展部分になる。

面が強いために図8に示すようにほとんど界面破壊はしない。従って、 G_c は予測される界面エネルギーよりはるかに高い値になっている。また、シェブロンノッチ試験試験片を用いた場合に観察される特有の現象であるが、き裂の長さ依存性が強いことも未解決の問題である。

き裂進展を利用する界面エネルギーの評価方法は、異なる結晶格子が相対する界面の結合を評価する方法としては大変魅力のあるものである。今後の成果が期待されるが、実行においては除荷法を用いる場合でも非線形項 dU_{ir} の影響の小さいことを前提とし、次の条件が重要であろう。

- (1) 接合界面は平面であり、き裂は厳密に界面上を進行する。
- (2) 第3相を界面に生じない接合系を選択する。
- (3) 熱応力の少ない接合系を選択する。
- (4) 金属は比較的脆性であるものを用い、更に金属側の塑性変形の寄与の少ない低温で実験を行う。
- (5) 応力腐食の影響を除外するため不活性雰囲気中で測定する。

これらの条件の中で特に満たすことが難しいのは(1)である。今日のエンジニアリング・セラミックスの接合技術では強い界面が得られる反面、界面き裂はほとんど生じない。従って、評価できる接合系は限定されるが、Cu/ガラスのように完全な界面破壊をする系も報告されており⁽¹⁵⁾、ある程度“弱い”界面を選択することは可能であろう。

5. 任意の温度における界面結合エネルギー

2および3節で述べた方法は界面エネルギーの絶対値を簡便に評価する方法として優れたものであるが、いずれも結晶の異方性を考慮に入れられないことと、材料の融点以上か直下の高温における界面エネルギーを測定するもので、実際に接合材料が使用される室温から中高温域の任意の界面エネルギーの値を評価できるものではない。任意の温度における表面エネルギーは式(5)を用いて外挿する以外はないが、それには式(5)そのものの液体、固体に対する有為性を証明できることが望ましく、また信頼できる係数 α, β を求める必要がある。 α は材料に大きく依存し、材料の0 Kにおける表面エネルギーと解釈できるが、 β はおおよそ材料に依らず0.1~0.2の範囲に当てはまる係数になるようである。

有機物系の表面および界面のエネルギーの関係を与える式として、

$$\gamma_{ab} = \gamma_a + \gamma_b - 2\phi(\gamma_a\gamma_b)^{1/2} \quad (16a)$$

または、

$$G_{int} = 2\phi(\gamma_a\gamma_b)^{1/2} \quad (16b)$$

が提案されている⁽¹⁶⁾。ここで、 ϕ は系の定数で約1になる。無機系の場合にも類似の関係が成り立つとすれば、過去の報告されているデータでは $\phi \sim 2.0 \sim 2.5$ の値になるようである⁽¹⁷⁾。この関係の何らかの物理現象の裏付けが証明されれば、式(16)は素材の表面エネルギーから界面エネルギーを導く有用な関係式になるだろう。

6. 終わりに

手持ちのデータから式(5)を用い任意の温度での表面エネルギーが求まり、式(16)により界面エネルギーに換算できる。更に、あらかじめ接合面上の欠陥の分布状態が正確に評価出来ていれば、式(11)をもとにして接合界面の破壊強度を予測することができる。これは界面構造設計の理想であろう。このためにはまず式(5)、式(16)の妥当性の証明が必要とされる。その上で信頼できる表面エネルギーの実測値が与えられれば、界面の構造設計も決して夢ではないと思われる。これらの与えられた式の妥当性の証明には、実験的な裏付けは言うまでもなく重要である。低温で界面エネルギーを測定する方法が、破壊現象を利用する以外に今のところ無いから、検証に使える接合系は限られたものになるだろう。しかし、ある系で界面結合エネルギーが温度の関数として実測され、界面の原子配列が明らかになり、更に接合強度との間の関連が明らかにされれば、その関係を一般化することも不可能ではない。こうなれば表面エネルギーや界面構造が決まれば強度の予測ができることになり、無機系異種材料の接合や複合を実行する上で大きな意義があると言えるだろう。欲を言うならば、

その時結晶構造の違いまたは結晶異方性を考慮に入れ、界面を介しての歪緩和の影響を式の中に与えられたら、それは申し分のない界面構造設計の基礎式と成り得るだろう。

本稿では触れなかったが、表面あるいは界面エネルギーに与える不純物の効果は非常に大きく、金属系の異種材料界面を通しての相互拡散に影響を及ぼすことは知られている。金属・セラミックス界面にも同様の影響があると考えられるが、今のところ不純物の挙動はまだ良く知られていないのが現状である。実際の材料開発においては高純度素材を使うことは希であり、この点の注意も忘れてはならない。

文 献

- (1) K. Suganuma, Y. Miyamoto and M. Koizumi: *Ann. Rev. Mater. Sci.*, **18**(1988), 47.
- (2) A. Kelly and W. R. Tyson: *J. Mech. Phys. Solids*, **13**(1965), 329.
- (3) D. R. Rossington and F. L. Harding: *High temperature materials coatings and surface interactions*, Ed. by J. B. Newkirk, Freund Publishing House, Tel-Aviv, (1980), pp. 257-302.
- (4) J. J. Brennan and J. A. Pask: *J. Amer. Ceram. Soc.*, **51**(1968), 569.
- (5) S. P. Mehrotra and A. C. D. Chaklader: *Metall. Trans.*, **16B**(1985), 567.
- (6) J. E. McDonald and J. G. Eberhart: *Trans. AIME.*, **233**(1965), 512.
- (7) J. T. Klomp: *British Ceramic Proceedings*, No. 34(1984), 249.
- (8) G. Elssner, T. Suga and M. Turwitt: *J. de Phys.*, **46**(1985), C4-597.
- (9) M. McLean and E. D. Hondros: *J. Mater. Sci.*, **6**(1971), 19.
- (10) J. W. Obreimoff: *Proc. Roy. Soc. (London)*, **A127**(1930), 290.
- (11) J. J. Gilman: *J. Appl. Phys.*, **31**(1960), 2208.
- (12) D. Hull, P. Beardmore and A. P. Valintine: *Phil. Mag.*, **12**(1965), 1021.
- (13) M. Sakai and R. C. Bradt: *Fracture Mechanics of Ceramics*, vol. 7, Ed. by R. C. Bradt, A. G. Evans, D. P. H. Hasselmen and F. F. Lange, Plenum Press, New York, (1986), pp. 127-142.
- (14) K. Suganuma, K. Niihara, T. Fujita and T. Okamoto: *Metal-Ceramic Interfaces*, Ed. by M. Rühle, A. G. Evans, M. F. Ashby and J. P. Hirth, New York, (1990), pp. 335-341.
- (15) R. O. Richie: 私信
- (16) L. A. Girifalco and R. J. Good: *J. Phys. Chem.*, **61**(1957), 904.
- (17) 須賀唯知: 私信。

接合界面を科学しませんか

最近の学会の講演を拝聴していると、“×××の組成のろう材を用いて、××× K で金属とセラミックスとを接合すると、××× MPa の強度の接合体が得られました”という主旨の講演が少なからずあるように思います。確かに信頼できる異種材料の接合体は時代の要請に基づくものであり、解決すべき緊急課題であることは疑いの余地はありません。しかし、これだけ科学が発展してきた今日の研究姿勢として正しいものと言えるでしょうか？

その講演あるいは論文が新しい接合方法を提案するものであれば、もちろんその価値は認めますが、単にチャンピオンデータを追い求めるものでは研究の発展性のないのはいうまでもありません。そのような結果はろう材の販売用のパンフレットにでも書くべきことでしょう。接合強度は接合面の形状や大きさに大きく依存しますし、冷却の仕方によっても異なってきます。高い接合強度を得るための研

究ではなく、もっと地道な研究をしませんか。

たとえば、接合界面を熱力学的な基礎(ΔG° , 活量)や状態図に基づいて検討する、あるいは高分解能電子顕微鏡, STM, AFM などによる界面のミクロな観察, XPS やオージェ電子分光法による結合状態や存在元素の同定などの新しい界面の観察手法を用いて検討するなどの基礎的な研究によって、はじめて新しい展開ができるのではないのでしょうか。後者の手法によって研究するには少なくとも×千万、ものによれば×億円を必要としますが、前者では資料のコピー代だけですみます。

地道な研究が信頼性の高い接合界面を得る近道だと思います。“引っ付けば、あとはどうでもよい”から“弱くてもよい、界面の構造が分かれば”に方向転換し、みんなで界面を科学しませんか？

(大阪大学工学部材料開発工学科 野城 清)