特集号

解説

アルミニウムとセラミックスの接合

福澤 康*・小島 陽*

Joining of aluminum and ceramics

Yasushi FUKUZAWA* and Yo KOJIMA*

1. はじめに

新素材開発分野において、今日のように使用環境の厳しさが増し、材料に対して諸性質が同時に要求されてくると、単一の素材だけでの開発には限界があり、互いの性質を活かせる他材料との複合化技術が必要となってきた。この点からすると、金属とセラミックスの接合体開発に関する研究は、広義の意味で複合化の問題を取り扱っている分野であると言える。それゆえに、接合部材にも複合材料と同様な構造材料・機能材料として性能限界ぎりぎりの用途が期待されている。したがって金属とセラミックス接合の研究は、界面構造の解析等の基礎分野から、界面強度にかかわる残留応力の評価・解析等の実用的な分野まで、広い学問領域を基盤とし、それぞれの立場から多くの報告がされている。化学反応・拡散現象を含んだ界面構造、材料相互の熱膨張率・剛性率の違いから界面近傍に発生する残留応力等の構造物用接合体製造・応用にかかわる諸問題については、すでに多くの論文・解説がある^{1)~8)}。そこで、本解説では材料科学的な見地から、接合材を構造材料としてとらえ、著者らが知る範囲内で、アルミニウム合金を用いたセラミックスとの接合の現状について解説を試みる。

2. 接合材料

表1はこれまでに行われた多くの固相接合実験で、接合が可能であった金属とセラミックスの組合せを示す⁹⁾。この他にも液相接合もあるので、接合可能な材料の組合せはさらに多いものと思われる。このようにアルミニウム・アルミニウム合金は、セラミックスとは比較的容易に、反応層や拡散層等の界面層を作り接合する。接合材

としてアルミニウムが用いられる理由としては、次の要因が考えられる。

- (1) 材料の軽量化 (低比重)
- (2) 界面反応 (活性化元素)
- (3) 接合処理中に界面近傍に生じる残留熱応力の緩和 (軟質金属)
- (4) 低温で接合が可能 (低融点)

上述のようなアルミニウムの特性を利用して行われているセラミックスとの接合研究には、アルミニウム自体との接合の他に、残留熱応力の緩衝材すなわちインサート材として、または低融点ろう材として他の金属との接合に用いられた場合もある。固相・液相接合を問わず、材料組合せによりどのような界面構造ができるかにより、接合強度は大きく変わる。接合方法にもよるが、固相領域での接合は、物理的な活性化表面の凝集力を利用する特殊な方法である場合が多い。一方アルミニウム自体の融点近傍がそれ以上の物理化学的に活性な液相を利用する場合には、拡散・化学反応現象を利用することになる。この点から接合対象となる材料は、セラミックスとしては、常温・アルミニウム融点近傍の低温でアルミニウム元素と反応・拡散現象で新生表面を作り得る材料、金属側としては、安定な反応・拡散ができるように、共晶合金、活性金属元素を添加して融点を低下させたりセラミックス界面との濡れ性を改善した合金等である。実際にどのような材料が用いられているかについては、次章の各接合法で個々に示す。

3. 接合方法

現在行われている、代表的なアルミニウムとセラミックスの接合法には、以下のような方法がある。

* 長岡技術科学大学機械系 (長岡市)。Department of Mechanical Engineering, Nagaoka University of Technology (Nagaoka-shi, Niigata)。

受理日:平成3年7月1日

表1 金属・セラミックス固相接合の材料組合せ例

セラミックス		金 属
酸 化 物 系	Al ₂ O ₃	Be, Si, Nb, Ti, Zr, Mo, Ni, Mn, W, Fe, Pt, Al, Au, Pd, Ta, Cu
	MgO	Be, Si, Nb, Ti, Zr, Mo, Ni, Mn, W, Pt, Al, Pd, Ta
	BeO	Be, Si, Nb, Ti, Zr, Mo, Ni, Mn, Ag, Fe, Pt, Au
	ZrO ₂	Be, Si, Nb, Ti, Zr, Mo, Ni, Ta, W, Al
	ThO ₂	Be, Si, Nb, Ti, Zr, Mo, Ni
	TiO ₂	Be, Si, Nb, Ti, Zr, Mo, Ni
非 酸 化 物 系	SiC	Al, Si, Al-Si, Ni, Ta, Mo, Ge
	B ₄ C	Mo
	TiC	Mo, Ta, W
	TaC	Ta
	Si ₃ N ₄	Ti, Zr, Mo, Ta, W, Fe, Mn, Al
	AlN	Ta, W, Ti, Zr, Hf, Al
	BN	Mo, W, Ta

(I) アルミニウムが固相の状態で行う方法

固相域内の融点以下温度または常温で行い、金属・セラミックス表面を活性化し、その活性化状態を利用することで行われる。

(a) 表面活性化による常温接合 (Surface Activation Method)¹⁰⁾

イオン衝撃などの物理的な手法で接合面を清浄化し、超高真空中で（必ずしも超高真空でなくともよく、 10^{-5} ～ 10^{-6} Pa の真空で接合可能）圧接する。材料としては、純 Al と Al₂O₃（サファイア）、常圧焼結 Si₃N₄、常圧焼結 AlN、常圧焼結 SiC、Y₂O₃ 部分安定化 ZrO₂ 等がある。酸素に対する親和力から Cu や Ag はセラミックスとは接合しにくい材料として知られてきたが、最近の研究では、これらの材料も超高真空中で直接接合する場合もあるとの報告がされており、低温領域の界面反応でも酸素の影響が大きいことを示している¹¹⁾。

(b) 超音波法 (Ultrasonic Bonding Method)^{12),13)}

密着させた材料同士に、超音波発生装置により（15 MHz, 18.8 KHz）、超音波を付加して接合させる。雰囲気は使用する振動子により異なり水中、真空、ガス雰囲気がある。材料としては Al-Si クラッド材、純 Al (A1100) と ZrO₂、Al₂O₃、AlN、Si₃N₄ がある。

(c) 摩擦圧着法 (Friction Method)^{14),15)}

金属をセラミックス面上に被覆して、回転するセラミックス面上の圧縮荷重下で接合する。この場合接合温度を固相域内で数 100 K まで上昇させることもある。摩擦圧力や保持時間、環境等が接合強度の要因となる。材料としては純 Al (A1050)、Al-Si と Si₃N₄、Al₂O₃、SiC、ZrO₂

等で行われている。

(d) 中間層として用いる方法 (Interlayer Method)

界面近傍に生じる残留応力の緩和を目指して、真空中・融点以下・加圧の条件で接合する。この方法は、次に述べる拡散接合法とほぼ同じである。アルミニウム金属は反応・拡散層形成ばかりではなく軟質金属としての役割も果たす。Nicholas の場合¹⁶⁾には、ステンレス鋼と Al₂O₃ の間に、純 Al 箔を挟み、769–898 K・真空中で接合処理を行っている。この他に、Al-Si 系合金を中間層に用い、純 Al と接合した例¹⁷⁾もあるが、この場合は、中間層を液相領域で用いている。

(e) 拡散接合法 (Diffusion Bonding Method)

Al 箔片をセラミックスの間に挟み真空炉内で圧着する。接合温度は 773 K–923 K 程度であり純 Al-SiO₂、Al₂O₃、AlN、ZrO₂、Si₃N₄ 等を組合せた例がある^{18),19)}。金属片の厚さ、接合温度、接合圧力、表面の凹凸等により接合強度が変化することが報告されている。

(II) 金属を液相の状態で行う方法

融点以上の高温域で、セラミックスとの界面反応を期待して行われ、接合面間に液相が一時的に存在するので被接合面の平滑度も固相法に比較してそれほど精度は必要とせず、加圧力も小さくてよい。しかし被接合面に酸化膜が存在したときには、酸化物系の介在物として界面近傍に残存し、界面強度に大きく影響するので、酸化の影響を少なくするため真空中で行われることが多い。またろう材として用いる場合には、付着仕事・固液界面の濡れ性を考慮して研究は行われ、合金添加元素も、界面での化学反応および接触角を考慮して選択されている。

(a) (固相+液相)の領域で行われる拡散接合 (Diffusion Bonding Method)²⁰⁾

融点直下の温度域の、固液 2 相混合状態において真空・圧縮応力下で接合処理を行う。純 Al においても融点直下であると接合体が得られるので、物理化学的に液相およびその近傍の、Al の活性を利用した接合法である。用いられている材料は Al₂O₃、AlN、ZrO₂、Si₃N₄ と純 Al、Al-Si、Al-Li、Al-Cu、Al-Mn 系合金等があり、接合強度に与える合金元素の影響やセラミックス側の添加助剤の影響についても調べている。また Al₂O₃ と鋼を Al-Si クラッド材中間層を用いて 873 K で接合した例もある²¹⁾。

(b) 中間層を用いる方法 (Interlayer Method)

中間層として純 Al または Al 合金を用いて、Al 合金または他金属と接合する方法である。牧¹⁷⁾の場合には中間層として Mg、Si を混合した Al 合金圧粉体を用い、真空中・878 K の液相状態で固体金属・純 Al と接合している。その結果混合粉末の組成により、接合強度および破壊形態とも異なったと報告している¹⁷⁾。接合体の材料としては、純 Al と Si₃N₄、SiC、Al₂O₃、ZrO₂ が用いら

れている。またセラミックス表面に Al をメタライズし、中間層金属として用いることもある²²⁾。メタライズ処理にはイオンプレーティング法や粉末を相手材表面に直接散布して真空・不活性ガス雰囲気中で加熱する直接法等が行われている。いずれもセラミックスとの界面反応・残留応力の緩和・濡れ性を利用して接合が行われている。

(c) ろう付け (brazing Method)

接合する材料同士より融点が低い金属材料を、ろう材として用いて接合する方法であり、従来から行われている金属同士の銀ろう付けと同じ手法である。特殊な設備がいらないことや、ろう成分を調整することで界面強度がたやすく変わるので、界面構造設計がしやすく多くの研究が行われている。また設備の点から量産性もあると考えられるので、実用材製造に適した方法である。この方法で界面強度を支配する因子として考えられるのは、ろう成分による界面での反応性・濡れ性の変化²³⁾および界面近傍のセラミックス側に生じる残留応力²⁴⁾である。このためろう成分には Ti や Mn, Si, Mg 等の活性化元素が添加され、反応性や濡れ性を調整しながら使用されている。ただアルミニウムと酸素との親和性を考慮して大部分の接合処理は真空か不活性ガス中で行われている。残留応力緩和の問題では、アルミニウム自体が緩衝材としての役割を果たすので特に必要はないようである^{26), 27)}。接合材料の組合せは、各種の酸化物セラミックス、窒化物セラミックス、SiC と純 Al, Al-Si, Al-Mg 系合金等で行われている。

(d) S.Q. 法 (Squeeze Quenching)²⁵⁾

菅沼らが提案している、金属の高圧鋳造技術を利用した大気中での接合処理法。Si₃N₄ の酸化処理表面に 1023 K の純 Al 溶湯を注ぎ 50 MPa の加圧下で凝固させる方法で酸化処理が重要な強度支配因子と成っていることが他の方法とは異なる。

セラミックス表面の表面改質処理を利用した各種の接合法等もあるが、いずれも固相・液相の拡散接合法または活性化表面を利用する方法と同じ処理を施している。他にも有効な方法もあると思われるが著者らが調べた範囲では、上記の方法があった。

4. 接合強度および界面構造

種々の方法で製造したアルミニウムとセラミックス接合体について、接合強度の評価、界面構造の解析が行われている。

接合体は、(a) 製造法が複雑で、同一条件の試験片を同時に多数作ることができない、(b) セラミックスおよび接合界面が脆性的挙動を示すので、金属材料と同様な複雑形状の試験片に機械加工できない、(c) 試験片加工により、残留応力値・分布が変化するなどの問題から、

図1 アルミニウム合金と ZrO₂ 接合体の曲げ試験における荷重-変位曲線³¹⁾ (室温)
(固相+液相) の領域で行われる拡散接合

図2 接合強度とセラミックスの熱膨張率との関係³¹⁾

再現性のよい強度試験が実施されているとは言い難い点がある。これらの問題については評価法自体の検討も行われている²⁸⁾。現状で行われている評価法は、セラミックスの強度評価法に準拠した曲げ試験 (3点曲げ・4点曲げ)、引張、せん断試験が主に行われている。また接合体は、高温で使用することを目標としているので、高温強度も曲げ試験で多く評価されている。さらに使用環境を考慮して、破壊靱性試験^{26), 29), 30)}、クリープ試験、疲労試験、熱疲労、熱衝撃³¹⁾ 応力腐食試験等も行われているが、これらの試験のすべてはまたはいくつか。試験に十分耐えられる製造技術が完成しているとは言い難いこともあり、報告例は少ない。以下に接合体の強度を中心いくつかの報告例を示す。

図1および図2に固相+液相で行う接合における数種類のアルミニウム合金とセラミックスの接合体の室温4

I: 純Al, II: インサート材 (Al+Mg または Si 合金), III: セラミックス

図3 接合体の破壊形態の分類例¹⁷⁾

- A: セラミックスとインサート材の界面
- B: インサート材
- C: セラミックスと薄い界面近傍のセラミックス部
- D: 全面セラミックス部
- E: 母材の金属部

図4 4点曲げ試験における接合体の破断形状の例³¹⁾

金属がセラミックス側界面に付着し、き裂は断続的に進展する場合
(Al-1Mn-2Si 合金と ZrO₂)

点曲げ試験における荷重-変位曲線および強度-熱膨張率との関係を示す³²⁾。図2はセラミックスを熱膨張係数の順に整理し最大応力値との関係を示した。純Al, Al-Cu系合金に見られるように、多くの接合体は、セラミックス材料と同じでは直接領域で破断する。しかしながら、Al-Li, Al-Mn-Si系合金の場合、破断にいたるまで最大荷重点から破断まで荷重が減少する挙動すなわち延性的挙動を示し、強度は300 MPaを超えている。破断形態は、通常は図3¹⁷⁾に分類されるように、多くの接合体は、界面（他金属も用いた場合は、金属同士の界面も含まれる）、またはセラミックス側で破断する。しかしながら図4³¹⁾のZrO₂-3009アルミニウムAl合金の場合には、破壊の起点は、界面近傍のアルミニウム合金、き裂はアルミニウムが付着した界面を断続的に進展し、急激な破壊は生じなかった。

一方これまで報告されているアルミニウム合金を使用した接合体の強度は、300 MPa以上に達するものもあるが、

大部分は100 MPa以下である。しかしながら材料の組合せだけで現状で報告されている強度の大小を論じるのは不合理である。というのは接合界面強度は接合方法・条件により大きく変化するからであり、報告されている小さい強度しか示さない材料組合せにおいても、将来他の接合方法によって、高強度材となる可能性もある。そこで現在までに報告されている強度に与える材料学的因子について整理すると、以下の項目が挙げられる。

(1) 接合温度, (2) 接合付加応力, (3) 接合時間, (4) 冷却時間（加熱の場合）, (5) 表面状況, (6) 金属片厚さ, (特に金属片を中間層としたサンドイッチ構造の場合) およびろう材料の量（ろう材を用いた場合）(7) 雰囲気, (8) 液相を利用した場合の固液界面の濡れ性, (9) 結晶方位等の結晶構造に起因する因子, (10) 合金成分, (11) セラミックスの助剤成分, (12) 接合面形状, (13) 残留熱応力緩和材料。

このうち、材料の選択に必要と考えられる、(10), (11)と界面構造を考える上で必要である(9)について本報で述べることにする。(8)も液相を用いた方法では重要な材料選択因子であるが、濡れ挙動に関しては他に優れた報告があるのでここでは省略する³²⁾。

結晶方位による界面強度の変化は、G. Elssner ら³³⁾がAl₂O₃-Nb系の拡散接合で詳しく調べている。その結果、(110)Nb||{(0001)Al₂O₃, (110)Nb||{(2110)Al₂O₃, では[001]Nb||[2110]Al₂O₃, の破壊エネルギーは[001]Nb||[0001]Al₂O₃の倍以上になることを報告している。アルミニウム系の接合に関しては、Al-Al₂O₃（サファイア・0001面）の常温接合で接合強度の結晶方位依存性を調べた例があり¹⁰⁾、透過電子顕微鏡の格子像観察から、方位依存性を検討している¹⁰⁾。

添加合金元素は、活性化、高温での安定性等を考慮して選ばれていて、元素によっては添加量の調整により界面構造を制御することも可能である。その例を、液相で中間相としてアルミニウム合金を用いた場合の牧らの結果、図5¹⁷⁾と、ZrO₂とAl-Si系合金の固液相の結果、図6³¹⁾で示す。図6(a)は、各接合体の延性の変化を示すために、曲げ試験における荷重-変位曲線、(b)には各接合体の曲げ強度を破壊形式と共に示した。図5および図6に示すように接合強度、延性および破壊形式は、相手セラミックス材料によっても勿論変化するが、金属側の組成でも大きく変わり、添加合金成分やその料に最適値が存在することが明らかとなっている。また図6のAl-Si系合金では曲げ強度は500 MPaとセラミックスの曲げ強度の50%を超し、金属側の強度を考えれば複合化の効果はあったと考えられた。これらの現象は、界面近傍での反応層や原子の配列等の界面構造が材料の組合せ

図5 接合体強度に及ぼす添加元素の影響¹⁷⁾
図中の記号は図3の破壊形態に対応する

によって大きく変化するためと考えられ、界面設計の重要性を示す結果となっている。高温強度については、多くの材料組合せでは、試験温度の上昇と共に減少するが、図7³¹⁾に示す Al-Si 系合金では573 Kにおいても、室温強度の80%以上を維持している。また純 Al や Si 添加量が少ない Al-Mn 系合金では、373 K 付近に極大値を示す。この場合は Si 添加量により傾向が変わっているので、析出物による効果と見なされるが、残留熱応力が強度に大きく影響する Si₃N₄-Cu、銅等の銀ろうを用いた材料系の接合体等でも認められるので⁸⁾、残留応力緩和によるものとも考えられている。さらに室温での強度は余り高くない場合でも773 K 程度的高温領域まで、室温強度をそのまま保つこともあるので³¹⁾、使用用途により材料および接合条件を選択しなければならない。

(a) 荷重-変位曲線 (Al-Mn-Si 合金と ZrO₂)

(b) 添加量と強度の関係
I-f: 界面破壊, Met: 金属側で破壊

図6 Mn および Si 添加量と接合体強度の関係³¹⁾

これらの現象を理解するための研究としては、古くは Kingery らの光学顕微鏡による高温における種々の酸化物セラミックスと金属の界面組織観察がある³⁴⁾。これによると、反応層の形成や侵食の状態から4つの形態に分類されている。この研究にはアルミニウムについての報告はないが、多くの報告での接合面形態はほぼこの分類に対応している。最近では界面近傍での反応層や原子の配列等の界面構造は EPMA, TEM, AES 等の表面分析手法で詳しく調べられている。これらの観察から、反応層については、たとえば SiC と Al では Al₄C₃³⁵⁾、Si₃N₄-Al では AlN, Si₅AlON₆^{36), 37)} が反応相として出現し接合強度に影響することが報告されている。またこれらの反応は、生成自由エネルギーの変化や、Al およびセラミックス形成元素の活動度により説明されている^{35), 38)}。界面構造については、近年高分解能電子顕微鏡を用いて多くの系で研究されており、Al₂O₃-Nb 系における NbO_x の生成やカルシウム等の微量不純物による介在物の問題などが提起されている⁴⁰⁾。Al に関しては、SiC と Al のろう付け界面で、SiC と Al₄C₃ の間に共軸関係があり、周期的な原子列、界面転位が存在するとい

図7 接合体強度に及ぼす試験温度の影響³¹⁾
(Al-Mn-Si, Al-Si 合金と ZrO_2)

図8 Si_3N_4 と Al-Cu 系合金の接合強度に及ぼすセラミックス助剤比の影響⁴¹⁾
助剤量は全体で10 mol%で一定、各点の数値が接合強度 (MPa)
実線で囲まれた所が接合体強度の高い領域、点線で囲まれた所がセラミックス強度の高い所、() の値はセラミックス強度

った報告がある⁴⁰⁾。また著者らの Al-Cu 系合金と Si_3N_4 の接合界面に関する研究においては、不純物元素であった Ti の界面近傍への偏析が観察され、低温での接合であるにも関わらず十分な拡散・反応現象が生じていることを報告した⁴²⁾。

この他に、焼結法や粒界層である添加助剤の成分によっては、同じ系のセラミックスでも接合強度が大きく変化するという報告もある³⁵⁾。添加助剤の成分比の影響について調べた著者らの結果を図8に示す⁴¹⁾。図8は Si_3N_4 と Al-Cu 系の拡散接合で、 Si_3N_4 の添加助剤として Al_2O_3 , ZrO_2 , Y_2O_3 を用いた場合の、助剤混合比による接合強度の変化を示す。図9は Si_3N_4 自体の強度と接

図9 セラミックス強度と接合体強度の関係⁴¹⁾
図8と同じ材料

合体強度との関係を示す。接合体強度は助剤組成比により大きく変化し、最適混合比の領域が存在するが、この範囲はセラミックス強度が高い領域とは必ずしも一致していない。すなわち、接合強度を上げるためには、相手金属材料に適した助剤成分を持ったセラミックスを設計しなければならないが、その材料は必ずしもセラミックス単体としては良好な強度を持たない場合もあり、接合界面に適した粒界相も存在することをこの結果は示している。

接合技術の向上に従い、接合体の実際の構造物への応用が色々考えられ、耐摩耗性・耐熱性、耐食性、クリープ強度・耐熱疲労性に関する研究が必要であるが、これらの問題に対する研究はまだ少なく、室温での強度をあげる反応層も、耐食性や熱疲労には弱いといったことも考えられるので、用途を限定した接合体の開発が今後は行われていく可能性がある。著者らが行った Al-Mn-Si と Si_3N_4 との接合体における熱衝撃・熱疲労に対する研究では、773 K においても界面近傍には、熱処理によるき裂は観察されていないが、セラミックスには多くの微細き裂が存在した。またセラミックスの熱衝撃値より低い 573 K と室温で繰返し熱疲労試験を行ったところ、50 サイクル程度までは強度の低下は認められず、内部でのき裂発生はなかったと思われる。このように、アルミニウム合金を用いた接合では、熱疲労強度に関してもかなり良い結果が得られている³¹⁾。

5. おわりに

本稿ではアルミニウムおよびアルミニウム合金とセラミックスの接合に関して、接合法から強度まで著者らが知る範囲内ではあるが、全般的に述べた。材料設計の立場からすると、融点が低いアルミニウムとセラミックス接合の研究では、接合処理が低い温度で可能であるといった利点を有するものの、酸素との親和性などから、接合条件および用途は限定され、使用温度は少なくとも融点以下の低い範囲の温度域となるので、高温耐熱材料としての開発は、余り期待できない。しかしながら、上述

したようにアルミニウム特有の反応性・延性を活かした界面構造設計が可能であるので、研究対象・用途を考慮した新素材開発の一翼を担う研究となると思われる。

今後は、界面設計の重要さを鑑み、界面の結合状態を電子構造計算やエネルギー計算から予測し、理論的な界面と、実験結果との対応を図ることが必要である。

参 考 文 献

- 1) ファインセラミックスの接合技術：工業材料, **32** (1984), 34.
- 2) 高塩治男：日本金属学会会報, **24** (1985), 113.
- 3) 石田洋一：日本複合材料学会誌, **12** (1986), 127.
- 4) 特集, セラミックスの接合とコーティング, セラミックス, **21** (1986), 490.
- 5) 岩本信也：材料科学, **22** (1986), 185.
- 6) 諸住正太郎：第128回西山記念技術講座, 日本鉄鋼協会, (1989), 203.
- 7) 金属とセラミックスの接合—日本における接合研究の現状, 岩本信也, 宗宮重行, 内田老鶴圃, 1990.
- 8) 特集, 金属・セラミックス接合の基礎：日本金属学会会報, **29** (1990), 879.
- 9) 岡本 平：ibid. 939.
- 10) 須賀唯知：日本金属学会会報, **29** (1990), 944.
- 11) H. F. Fischmeister, G. Elssner, B. Gibbesch and W. Mader: MRS Int'l. Mtg. on Adv. Mats, **8** (1989), 227.
- 12) M. Horino, A. Kohono, S. Hioki, H. Yanagimoto and Y. Arima: ibid., 119.
- 13) K. Miyazawa, S. Matsuoka, T. Fijii and T. Suga: ibid., 275.
- 14) R. Maeda and H. Yamamoto: ibid., 263.
- 15) A. Suzumura, T. Onzawa, S. K. Budhi, A. Ohmori and Y. Arata: ibid., 269.
- 16) M. G. Nicholas and R. M. Crispin: J. Mat. Sci. **17** (1982), 3347.
- 17) 牧清次郎：第13回軽金属セミナー, アルミニウム複合化技術とその応用例, 軽金属学会, (1989), 4.
- 18) I. D. Rusionowicz: Int. Conf. on Joining of ceramics, Glass and Metal, 1989, Bad Nauheim, 103.
- 19) Y. Fukuzawa, Y. Kojima and H. Aoshima: ibid., 139.
- 20) 福澤 康, 小島 陽, 矢久保和重：第80回軽金属学会講演概要, (1991), 207.
- 21) T. Yamada, K. Yokoi and A. Kohno: Int. Conf. on Joining of ceramics, Glass and Metal, 1989, Bad Nauheim, 147.
- 22) M. Naka and I. Okamoto: MRS. Int'l Mtg. on adv. Mats., **8** (1989), 61.
- 23) M. G. Nicholas: ibid., **8** (1989), 49.
- 24) M. Yokota, K. Fujii, N. Fukuda, H. Nagai and K. Shouji: ibid., 73.
- 25) 菅沼克昭：ジョイテック, **6** (1990), 89.
- 26) K. Suganuma, K. Niihara, T. Fijita and T. Okamoto: Int. Conf. on Joining of ceramics, Glass and Metal, 1989, Bad Nauheim, 265.
- 27) T. Okamoto, X. S. Ning, K. Suganuma, A. Koreeda and Y. Miyamoto: Proc. Int. Workshop, Metal-Ceramic Interfaces, Santa Barbara California, USA, Pergamon Press, (1989), 182.
- 28) 岸輝雄他：日本溶接協会, 接合小委員会, 報告書, 1989.
- 29) T. Suga and G. Elssner: MRS. Int'l. Mtg. on adv. Mats., **8** (1989), 99.
- 30) M. Sakai and R. C. Bradt: Fracture Mechanics of Ceramics, 7, Ed. by R. C. Bradt, A. G. Evans, D. P. H. Hasselmen and F. F. Lange, Plenum Press, New York, (1986), 127.
- 31) 福澤 康, 小島 陽, 青島宏樹：金属学会秋期講演概要, (1989, 9), 112.
- 32) M. G. Nicholas: Int. Conf. on Joining of Ceramics, Glass and Metal, 1989, Bad Nauheim, 3.
- 33) G. Elssner, T. Suga and M. Turwitt: J. de Physique, **46**, C-4 (1985), 597.
- 34) G. Economosand and W. D. Kingery: J. Amer. Ceram. Soc., **36** (1963), 403.
- 35) T. Iseki, T. Kameda and T. Maruyama: J. Mat. Sci., **19** (1984), 1692.
- 36) R. E. Loehman: MRS. Int'l Mtg. on adv Mats., **8** (1989), 3.
- 37) J. C. Schuster, F. Weitzer, J. Bauer and H. Nowotny: Mater. Sci. Eng., A105/106 (1988) 1003.
- 38) 黒川一哉：日本金属学会会報, **29** (1990), 931.
- 39) 石田洋一：ibid. 888.
- 40) 矢野豊彦, 加藤 賢, 井関孝善：第29回セラミックス基礎科学討論会, 講演要旨集, 1991年1月, 234.
- 41) 福澤 康, 小島 陽, 田中紘一, 弘津禎彦, 橋本和之：日本金属学会春期大会講演概要, (1990. 4), 456.