中間層を用いた SiC 連続繊維強化 Ti-6Al-4V 合金 複合材の接合

廣瀬 明夫* 福本 信次** 小林 紘二郎*

*大阪大学大学院工学研究科生産科学専攻

**姫路工業大学工学部材料工学科

J. Japan Inst. Metals, Vol. 61, No. 11 (1997), pp. 1168-1174

Bonding of Continuous SiC Fiber Reinforced Ti-6Al-4V Composites Using Interlayers

Akio Hirose*, Shinji Fukumoto** and Kojiro F. Kobayashi*

*Department of Manufacturing Science, Graduate School of Engineering, Osaka University, Suita 565

**Department of Materials Science and Engineering, Faculty of Engineering, Himeji Institute of Technology, Himeji 671-22

In the present work, we have investigated the role of interlayers in bonding continuous SiC fiber reinforced Ti-6Al-4V composites and have applied step joint forms and scarf joint forms to bond the composites.

The composites were successfully diffusion bonded to themselves using a matrix interlayer. The joint strengths increased with thickness of the interlayer. In a composite with a fiber volume fraction (V_f) of 30 vol%, the joint strengths of 800 to 850 MPa, which were equivalent to a strength of the composite to the Ti-6Al-4V joint, were obtained using interlayers more than 80 μm in thickness. Although the joint strengths decreased with increasing V_f of the composites, they were 150 to 200 MPa higher than the values simply calculated from area fractions of the matrix at bonded interfaces. This is thought to be caused by triaxially constraining plastic deformation of the matrix near the fibers.

Pseudo-step joints of a 10-ply composite ($V_f=30$ vol%) were fabricated with a varying number of steps and those strengths increased with the number of steps. A step joint with 10 steps showed 90% tensile strength of the composite. Scarf joint forms were applied to diffusion bonding of the composites to a Ti-6Al-4V plate and to themselves. The composites ($V_f=30$ vol% and 45 vol%) to Ti-6Al-4V joints were fractured in the Ti-6Al-4V plate. The composite ($V_f=30$ vol%) to composite joints had a maximum strength of 1380 MPa corresponding to approximately 80% tensile strength of the composite.

(Received March 31, 1997)

Keywords: metal matrix composites, continuous silicon carbide fiber, titanium-6 aluminum-4 vanadium alloy, diffusion bonding, interlayer, step joint, scarf joint, joint strength

I. 緒 言

金属をセラミックスの粒子や繊維で強化した金属基複合材料(Metal Matrix Composites, MMC)は、高分子系複合材料より優れた耐熱性を有する高比強度材料であり、次世代の高温構造用材料の有力な候補として大きな期待が寄せられている。MMCの中でもAl合金やTi合金をSiCなどのセラミックスの連続繊維で強化した一方向強化材(FRM)が最も優れた力学的特性を示す。特にAl合金よりもマトリックスの融点の高いTi合金基FRMでは、高分子系複合材料に対する優位性が明瞭であり、最も実用化が期待されるMMCと考えられている⁽¹⁾。MMCを用いて構造物を作製する場合、その二次加工、特に接合が大きな問題点となる。MMCを用いた構造物では、MMCの複合化と必要な接合を同時に行い、ニアネットシャイプで作製して、二次加工としての接合

を極力避けるのが理想である。しかし、MMC同士あるいはMMCと金属部材とが良好に接合できれば、MMCを用いた構造物の作製や補修の自由度が飛躍的に増し、また構造物全体のコスト低減にもつながる。これはMMCのより広い実用化にとっては極めて重要である。従来MMCの接合に関する研究は十分ではなく⁽²⁾⁻⁽⁷⁾、特に接合が最も困難である長繊維強化のFRMについては有効な接合プロセスの検討はほとんど行われていない⁽⁸⁾。筆者らは、現在最も先端的なMMCであるSiC長繊維強化Ti-6Al-4V合金FRM(以下SiC/Ti-6Al-4V FRMと記す)を対象に、その有効な接合プロセスの確立を目的として、一連の研究を行っている⁽⁹⁾⁻⁽¹⁵⁾。本研究では、SiC/Ti-6Al-4V FRMの接合性におよぼす接合中間層の効果について明らかにし、また、高強度な継手を得るためにステップ継手、スカーフ継手を適用し、その継手形状についての検討を行った。

II. 実験方法

1. 供試材料

本実験に用いた SiC/Ti-6Al-4V FRM は真空ホットプレス法により作製した。SiC 繊維 (Textron 社製, SCS6) は約 35 μm 径の炭素繊維のコアの周囲に CVD により β -SiC を蒸着し、さらに表面に 3~4 μm の炭素に富んだコーティングを行った直径約 140 μm の繊維である。SiC 繊維はあらかじめ一方方向に隙間なく配列し有機バインダーで仮止めしたシートの状態 (グリーンテープと呼ぶ) で用いた。FRM の複合化は約 90 μm 厚の Ti-6Al-4V 箔と SiC のグリーンテープを交互に積層し、これを真空容器中で加熱および加圧して行った。このときの真空度は 2.0×10^{-3} Pa 以下、加熱温度 1173 K、加圧力 98 MPa、保持時間 3.6 ks とした。なお、SiC グリーンテープの間に積層する Ti-6Al-4V 箔の枚数を変化させることによって、FRM の繊維含有率 (V_f) を 18 vol%, 30 vol% および 45 vol% に変化させた。このようにして作製した $V_f = 45$ vol% の FRM の繊維直交断面の組織を Fig. 1 に示す。良好な複合化が行われている。 $V_f = 30$ vol% および 45 vol% の SiC/Ti-6Al-4V FRM の繊維方向の室温引張強さは、それぞれ 1820 MPa および 2500 MPa であった。

2. 接合法

SiC/Ti-6Al-4V FRM の接合には固相拡散接合および液相拡散接合を適用した。接合方向はすべて繊維と直交する向きとした。FRM 同士を接合するための接合中間層としては、FRM のマトリックスである Ti-6Al-4V 合金を用いた。このため固相拡散接合では Ti-6Al-4V 箔を、液相拡散接合では Fig. 2 に示すように Ti-Cu-Zr アモルファス箔で Ti-6Al-4V 箔をサンドウィッチしたフィラーメタルを用いて接合した。この時 Ti-6Al-4V 箔の厚さ t を 0~250 μm に変化させた。なお、Ti-Cu-Zr アモルファス箔は公称組成 Ti 25 mass%-Cu

Fig. 1 Cross-sectional optical micrograph of SiC fiber reinforced Ti-6Al-4V composite ($V_f = 45$ vol%).

50 mass%-Zr 25 mass% であり、Ti 合金の液相拡散接合で良好な接合性を示す市販のろう材である。示差熱分析 (DTA) によるこのろう材の固相線温度および液相線温度の測定結果は、それぞれ 1087 K および 1105 K であった。また、FRM と Ti-6Al-4V 合金の接合も行ったが、この場合は接合中間層は用いなかった。接合条件は真空度 2.0×10^{-3} Pa 以下、接合温度 1173 K、保持時間 3.6 ks とし加圧力は、固相拡散接合では 12 MPa、液相拡散接合では 1 MPa とした。

継手の高強度化のためにステップ継手、スカーフ継手の適用を検討した。ステップ継手はステップ数を変化させた開先の機械加工が困難であることから、Fig. 3 に示すように無繊維層を板厚方向に順次ずらして FRM を作製しステップ継手を模擬して評価した。このとき FRM の全層数を N (10

Fig. 2 Schematic illustration of transient liquid phase diffusion bonding of FRM with Ti-6Al-4V interlayer.

N : Total ply in FRM

n : Number of ply in each step

Fig. 3 Schematic illustration of pseudo-step joint.

Fig. 4 Solid state diffusion bonding procedure for scarf joints.

層), 1 ステップに含まれる層数を n として, n/N を 1/10, 2/10, 5/10 および 10/10 に変化させた. スカーフ継手では, FRM 同士および FRM と Ti-6Al-4V 合金との接合を行った. FRM および Ti-6Al-4V 合金を放電加工によりナイフエッジ状に加工し, Fig. 4 に示すように突き合わせて固相拡散接合により接合した. フィラーメタルには 80 μm 厚の Ti-6Al-4V 合金箔を用い, スカーフ角 θ を $4^\circ \sim 24^\circ$ に変化させた. 接合条件は接合温度 1173 K, 保持時間 7.2 ks, 加圧力 20 MPa とした.

接合材の引張試験は平板試験片を用いて, 試験時のチャック内での破断を避けるためチャック部に軟鋼のカバースキンを接着した行った. 評点距離は突合わせ継手では 16 mm, ステップ継手, スカーフ継手では 32 mm とし, 室温でクロスヘッドスピード $8.33 \times 10^{-3} \text{ mm/s}$ にて引張試験を行った.

III. 実験結果および考察

1. 継手強度におよぼす接合中間層の影響

MMC 同士の接合における接合中間層の効果については, 粒子強化型 MMC を対象にした Partridge らの報告があるが⁽¹⁶⁾, 長繊維強化の FRM の接合においても同様に考えられ, Fig. 5 のように示される. FRM を直接接合した場合は, Fig. 5(a) に示すように, 接合界面には繊維-繊維(F-F)界面, 繊維-マトリックス(F-M)界面およびマトリックス-マトリックス(M-M)界面の 3 つの界面が存在する. Fig. 5(b) のように接合中間層を導入すると, 新たに生じる A-A 界面あるいは A'-A' 界面においては, もとの F-F 界面はすべて F-M 界面へ, F-M 界面の 1/2 は M-M 界面へ変化する. セラミックス同士の接合となる F-F 界面は, 一般にほとんど接合強度が期待できない. 接合中間層の導入は, この F-F

Fig. 5 Schematic illustration showing bonded interfaces of FRM-FRM joints. (a) without interlayer and (b) with interlayer.

Fig. 6 Cross-sectional views of FRM-FRM joints without interlayer. (a) solid state diffusion bonding (optical micrograph) and (b) transient liquid phase diffusion bonding (SE image).

界面を消滅させ、最も強度の期待できる M-M 界面を増加させるので継手強度の向上をもたらすと考えられる。

Fig. 6(a), (b)は SiC/Ti-6Al-4V FRM をそれぞれ直接固相拡散接合および液相拡散接合した場合の接合部断面を示す。固相拡散接合では剛性の高い繊維が接合界面で接触するため、接合過程でマトリックスの塑性変形がほとんど生じず、M-M 界面の接合も不十分で、51 MPa の接合強度しか得られなかった。液相拡散接合では M-M 界面での接合は、

Fig. 7 Cross-sectional view of transient liquid-phase diffusion bonded FRM-FRM joint with 80- μm thick interlayer.

ほぼ達成され接合強度も 98 MPa に上昇したが、これは Ti-6Al-4V 合金の引張強さの 10% 程度の強度である。

そこで接合中間層を用いて FRM 同士の接合を行った。

Fig. 7は液相拡散接合の接合断面を示す。ろう材成分の拡散による反応層が中間層の両側に生じているが、良好な接合が行われている。**Fig. 8**は接合中間層に用いた Ti-6Al-4V 合金箔の厚さを 0~250 μm に変化させたときの接合中間層厚さと接合強度の関係を示す。なお、図中には FRM と Ti-6Al-4V 合金板を液相拡散接合および固相拡散接合したときの接合強度も併記した。接合中間層を用いた FRM 同士の接合では、中間層厚さの増加とともに接合強度は上昇し、中間層厚さ 80 μm 以上ではほぼ FRM-Ti-6Al-4V 合金継手の強度に達して一定値となった。**Fig. 9(a), (b)**はそれぞれ接合中

Fig. 8 Relation between the strength of diffusion bonded FRM-FRM joints and the thickness of interlayer for transient liquid-phase diffusion (TLP) bonding and solid-state diffusion (SSD) bonding.

Fig. 9 Fracture surfaces of transient liquid phase diffusion bonded FRM-FRM joints. (a) with 30- μm thick interlayer (joint strength: 403 MPa) and (b) with 250- μm thick interlayer (joint strength: 881 MPa).

Fig. 10 Schematic illustration showing fracture paths of FRM-FRM joint. (a) with a thin interlayer and (b) with a thick interlayer.

間層厚さ 30 μm と 250 μm の継手の破面形態を示す。前者の接合強度は 403 MPa、後者の接合強度は 881 MPa である。接合中間層幅の狭い低強度継手では中間層内でせん断的に破壊した形跡が認められた。この破面形態より、Fig. 10 にそれぞれの接合界面での破断経路を模式的に示す。接合界面では引張試験において F-M 界面で早期に剥離が起こると考えられるが、接合中間層幅の狭い Fig. 10(a) では、界面 A と界面 A' に生じた欠陥が相互に影響するため中間層内でせん断的な破壊が生じ、十分な強度が得られないと考えられる。これに対して接合中間層の厚い Fig. 10(b) では界面 B と界面 B' の欠陥の相互作用がなく FRM-Ti-6Al-4V 合金継手と同様の破壊形態を示し、高い強度が得られたと考えられる。すなわち Fig. 5(b) のような接合中間層の効果を得るためには、少なくとも 80 μm 以上の接合中間層を用いる必要があることが分かった。

2. 継手強度におよぼす繊維含有率の影響

前節では 80 μm 以上の接合中間層を用いると FRM-Ti-6Al-4V 合金継手なみの強度が得られることが分かったが、

その値は約 850 MPa である。この接合界面には F-M 界面と M-M 界面が存在するが、M-M 界面強度に比べ F-M 界面強度が無視し得るほど小さいと考え、また接合界面での応力集中や塑性拘束の影響を考慮しない場合、継手強度 σ_j は FRM の繊維含有率に依存し次式で与えられる。

$$\sigma_j = \sigma_m(1 - V_f) \quad (1)$$

ここで、 σ_m はマトリックスの強度、 V_f は FRM の繊維含有率である。いま、 σ_m として Ti-6Al-4V 合金の引張強さ 910 MPa を用いて、 $V_f = 30 \text{ vol}\%$ の FRM について σ_j を求めると 637 MPa と得られ、実測値はこれより 200 MPa 以上も高くなっている。

そこで、繊維含有率を 18 から 45 vol% まで変化させた FRM と Ti-6Al-4V 合金を固相拡散接合し接合強度を求めた結果を Fig. 11 に示す。なお、 $V_f = 0 \text{ vol}\%$ は Ti-6Al-4V 合金の引張強さを示す。また、図中には式 (1) による予測値を実線で示した。いずれの FRM においても、接合強度の実測値は式 (1) による予測値を上回っており、150~200 MPa 程度高い値が得られた。そこで、継手強度は、ほとんど接合

Fig. 11 Effect of fiber volume fractions of FRM on the strength of solid-state diffusion bonded FRM-Ti-6Al-4V joints.

Fig. 12 Effect of fiber volume fractions of FRM on net stress at M-M interface corresponding to the joint strength shown in Fig. 11.

部の M-M 界面で担っていると考えて、それぞれの継手について M-M 界面におけるネット応力 σ_{net} を式(2)により求め、Fig. 12 に示す。

$$\sigma_{\text{net}} = \sigma_j / (1 - V_f) \quad (2)$$

σ_{net} は $V_f=30\%$ までは増加し、約 1200 MPa に達した後ほぼ一定となった。

このように接合界面では破断時の M-M 界面のネット応力は Ti-6Al-4V 合金の引張強さよりかなり高くなっていることが分かった。ここで、切欠き材の引張試験においては、塑性拘束によって切欠き部のネット断面応力がその材料の引張強さ以上に達することが知られている⁽¹⁷⁾。すなわち、FRM の接合部においても同様にマトリックス部に塑性拘束効果が働いていることが予想される。そこで、接合界面での繊維周辺での応力状態を考えると、繊維端部での応力状態はシア・ラグ理論によって予測される。すなわち、繊維に働く最大引張応力 $\sigma_{f \text{ max}}$ と繊維端部での最大せん断応力 τ_{max} の比は次式で与えられる⁽¹⁸⁾。

$$\frac{\tau_{\text{max}}}{\sigma_{f \text{ max}}} = \sqrt{\frac{G_m}{2E_f \ln(L/r)}} \quad (3)$$

ただし、 G_m はマトリックスのせん断弾性係数、 E_f は繊維のヤング率、 $2L$ は繊維間距離、 $2r$ は繊維径である。 $G_m=34.6$ GPa, $E_f=450$ GPa, $L=122 \mu\text{m}$, $r=70 \mu\text{m}$ を代入すると、

$$\tau_{\text{max}} = 0.26 \sigma_{f \text{ max}} \quad (4)$$

と得られた。ここで、SiC/Ti-6Al-4V FRM においては、繊維とマトリックスの接合界面のせん断強度は約 280 MPa であると報告されている⁽¹⁹⁾。そこで、この値を式(4)に代入すると、 $\sigma_{f \text{ max}}=1077$ MPa と得られ、これより $V_f=30 \text{ vol}\%$ として FRM に働く応力を求めると 487 MPa となる。すなわち FRM に負荷される応力が、この値以上になると接合界面の繊維端部近傍の繊維側面でマトリックスとの界面剥離が生じることとなる。これは、Fig. 9 において、低強度材 (403 MPa) に比べ高強度材 (881 MPa) では繊維周辺に顕著な界面剥離が認められることから裏付けられる。すなわち十分な強度を有する FRM の継手では負荷中に繊維端部近傍で界面剥離が生じており、接合界面に円筒状の欠陥が存在することになる。このような円筒状欠陥の存在によって、接合界面のマトリックス部は塑性変形過程で 3 軸応力状態となり、塑性拘束によって前述した切欠き材と同様に、平滑材の引張応力以上のネット断面応力を示したと考えられる。

$V_f=30 \text{ vol}\%$ までは繊維含有率の増加に伴ってネット破断応力も増加するため、接合強度の低下はほとんど生じなかった。得られた接合強度 850 MPa は、Ti-6Al-4V 強度の 90% 以上であり、FRM と Ti-6Al-4V 合金の継手強度としては、ほぼ十分な強度であると考えられる。しかし、FRM 同士の継手の場合、FRM の強度を基準とすれば、その継手効率は 50% 以下となる。そこで、さらに高い継手強度を得るために、無繊維層となる接合中間層が負荷方向と垂直にならないようなステップ継手あるいはスカーフ継手の適用について次節で検討を行った。

3. 継手形状の検討

Fig. 13 は模擬ステップ継手における n/N の値と継手強度の関係を示す。ここで $n/N=1.0$ は突合わせ継手の強度、 $n/N=0$ は FRM 母材の強度である。継手強度は、ステップ数の増加すなわち n/N の減少とともに上昇し、 $n/N=0.1$ すなわち本実験の場合は一繊維層ずつずらしたステップ継手で FRM 母材強度の約 90% の継手強度が得られた。このことは、実用的にはスカーフ継手形状が有効であることを示唆している。

そこで、スカーフ角を変化させたスカーフ継手によって FRM 同士および FRM と Ti-6Al-4V の拡散接合を行い、接合強度を評価した。その結果を Fig. 14 に示す。なお、スカーフ角 90° は前節の突合わせ継手の強度である。FRM と Ti-

Fig. 13 Relation between strengths of pseudo-step joints and n/N .

Fig. 14 Effect of scarf angle on strength of solid-state diffusion bonded FRM-FRM and FRM-Ti-6Al-4V scarf joints.

Fig. 15 Cross-sectional SE image of solid-state diffusion bonded FRM-FRM scarf joint with a scarf angle of 12°.

6Al-4V 合金のスカーフ継手は、スカーフ角24°以下では、いずれも Ti-6Al-4V 合金板中で破断しており、十分な接合強度を有していた。また、 $V_f=45$ vol% の FRM の継手においてもスカーフ角12°で、Ti-6Al-4V 合金板中で破断する継手が得られている。

Fig. 15 に FRM 同士のスカーフ継手の断面を示す。繊維端面が開先加工時にやや損傷しているものの、接合中間層を介して良好な接合が行われていることが分かる。Fig. 14 より、FRM 同士の継手では、スカーフ角24°以下で FRM 母材強度の80%程度の継手強度が得られており、スカーフ継手の適用によって大幅に継手強度の向上が達成された。継手の破断経路は Fig. 4 の A 点あるいは A' 点から発生し板厚方向に進行した。スカーフ継手の強度が $n/N=0.1$ の模擬ステップ継手の強度よりやや低くなったのは、Fig. 15 でも示されているように、開先加工時に繊維の損傷が生じるためと考えられる。すなわち、本実験では10層の FRM を用いているので、A 点あるいは A' 点において表面の2層程度が繊維の損傷により応力伝達に寄与しなかったため80%程度の継手効率を示したと考えられる。したがって、さらに高い継手強度を得るためには、A 点および A' 点に2層程度の FRM 補強材(ダブラ)を併用して接合することが有効と考えられる。

IV. 結 論

本研究では、SiC/Ti-6Al-4V FRM の拡散接合を行い、接合性におよぼす接合中間層の効果について明らかにした。また、高強度な継手を得るためにステップ継手、スカーフ継手を適用し、その継手形状についての検討を行った。得られた結論を以下に示す。

(1) Ti-6Al-4V 合金の接合中間層を用いた固相拡散接合および液相拡散接合によって FRM 同士を良好に接合できた。接合中間層厚さの増加とともに接合強度は上昇し、中間層厚

さ 80 μm 以上で FRM と Ti-6Al-4V 合金接合継手の強度に匹敵する 800~850 MPa の接合強度が得られた。

(2) 接合強度は FRM の繊維含有率(V_f)の増加とともに低下したが、 $V_f=18\sim45$ vol% の範囲で得られた接合強度は、接合界面でのマトリックスの面積率から計算される強度より 150~200 MPa 高く、 $V_f=30$ vol% で Ti-6Al-4V 合金強度の90%以上の継手強度を示した。これは、接合界面では負荷中に繊維とマトリックスが剥離し円筒状欠陥が生成するため、マトリックス部は3軸応力状態となり塑性拘束を受けることが原因であると考察された。

(3) 模擬ステップ継手を用いた強度評価によって、10層 FRM ではステップ数の増加とともに継手強度は上昇し、一繊維層ずつずらしたステップ継手で FRM 母材強度の約90%の継手強度が得られた。

(4) FRM と Ti-6Al-4V 合金の固相拡散接合によるスカーフ継手では、 $V_f=30$ vol% および 45 vol% の FRM ともスカーフ角24°以下で Ti-6Al-4V 合金板中で破断する継手が得られた。FRM 同士の固相拡散接合によるスカーフ継手では、80 μm 厚の接合中間層を用いることによって良好に接合でき、30 vol% FRM においてスカーフ角24°以下で、FRM 母材強度の約80%の継手強度を得ることができた。

文 献

- (1) 金属基複合材料の現状と将来(1): 日本金属学会会報, 30(1991), 276.
- (2) G. E. Metzger: WRC Bull., 207(1975), 1.
- (3) J. H. Devletian: Welding J., 66-6(1987), 33.
- (4) 圓城敏男, 池内建二, 村上陽太郎, 鈴木信幸: 溶接学会論文集, 5(1987), 317.
- (5) T. J. Lienerr, E. D. Brandon and J. C. Lippold: Scripta Metall., 28(1993), 1341.
- (6) T. Momono, S. Jackson and E. R. Wallach: Proceedings, Seminar on Joining of Advanced Materials, JWS, (1993), 68.
- (7) Z. Li, Y. Zhou and T. H. North: 2nd Canadian International Composites Conference, Ottawa, (1993), 1017.
- (8) 恩澤忠男, 鈴木暁男, 金 勲, 高上賢一郎: 溶接学会論文集, 9(1991), 581.
- (9) 廣瀬明夫, 松廣克之, 湖東雅弘, 小林紘二郎: 材料, 40(1991), 77.
- (10) A. Hirose, M. Kotoh, S. Fukumoto and K. F. Kobayashi: Mater. Sci. Tech., 8(1992), 811.
- (11) A. Hirose, Y. Matsuhira, M. Kotoh, S. Fukumoto and K. F. Kobayashi: J. Mater. Sci., 28(1993), 349.
- (12) S. Fukumoto, A. Hirose and K. F. Kobayashi: Mater. Sci. Tech., 9(1993), 264.
- (13) S. Fukumoto, A. Hirose and K. F. Kobayashi: Mater. Sci. Tech., 9(1993), 520.
- (14) S. Fukumoto, A. Kasahara, A. Hirose and K. F. Kobayashi: Mater. Sci. Tech., 10(1994), 812.
- (15) S. Fukumoto, K. Imamura, A. Hirose and K. F. Kobayashi: ISIJ International, 35(1995), 1307.
- (16) P. G. Partridge and D. V. Dunford: J. Mater. Sci., 26(1991), 2255.
- (17) G. E. Dieter: Mechanical Metallurgy, McGraw-Hill Book, Kogakusha, New York, (1961), 213.
- (18) D. ハル/宮入裕夫, 池上皓三, 金原 勲訳: 複合材料入門, 培風館, (1983), 86.
- (19) P. K. Wright, R. Nimmer, S. Smith, M. Sensmeier and M. Brun: Interfaces in metal ceramics composites, TMS, Warrendale, PA, (1989), 559.