技術資料

新金属材料の溶接、接合シリーズ

アルミニウム基複合材料*

池 内 建 二**

Joining of Aluminum-Matrix Fiber-Reinforced Composite *

by Kenji Ikeuchi **

キーワード：複合材料，アルミニウム，抵抗溶接，ろう付け，はんだ付け，
溶融溶接，拡散接合

1. 緒 言

金属基繊維強化複合材料(FRM)は、繊維強化プラスチック材料の低耐熱性、低圧縮強度などの欠点を克服し、かつ優れた比強度、比剛性を備えた材料として開発が始められたもので、そのマトリックス金属としては軽量かつ高靱性のアルミニウム (Al) あるいはその合金を用いたものが最も多く研究・開発されてきた¹⁾。一方、Alと組合わせる強化繊維としては、ボロン(B)、炭素(C)、アルミナ(Al_2O_3)、シリカ(SiO_2)、炭化ケイ素(SiC)および金属繊維などが有るが、現在、最も多く研究・開発がなされているのはAl-B系の組合わせである¹⁾。FRMの適用範囲は、これまで航空・宇宙産業を始め、特に高い比強度、比剛性が要求される分野に限られてきたが、最近これら以外にも耐摩耗性などの特性に優れたFRMが種々開発され、また製造法の改良によって大量生産も可能になりつつある。したがって、今後FRMの適用分野の拡大が期待されるが、このためには他の金属材料の場合と同様に、組立て加工技術としての接合法の確立が非常に重要な問題になると考えられる。

Al基のFRMの接合技術に関しては、1960年代の後半から1970年代の前半にかけて、非常に活発な研究・開発が行われ、拡散接合、ろう・はんだ付け、抵抗溶接および溶融溶接が、主としてB繊維強化Al合金(B/Al)およびC繊維強化Al合金(C/Al)等のFRMに対して適用された。そこでは、継手形状の工夫、ろう材・溶加材の開発、接合条件の選定などが試みられ、いずれの方法もFRMの接合法としての適用の可能性を持つが、第2章

に述べるような問題を伴うことが示された。その結果については、Metzger²⁾によって詳細にまとめられており、また最近、本誌においてもFRMの接合についての優れた解説³⁾が報告されている。本報では、これらの以前の報告と一部重複するが、特に最近の研究に注目した解説を行う。

2. Al基複合材料の接合における問題点

現在、一般に用いられている金属の接合技術は(接着、機械的接合を除く)、いずれも接合部に熱と圧力のいずれか、あるいは両方を加えることを必要とするが、FRMの特性に関しては、この熱と圧力のいずれもが、悪影響を及ぼすおそれがある。すなわち、

- (1) 加熱のために、繊維とマトリックス金属との反応によって脆化層が形成され、繊維あるいはマトリックス金属/繊維の界面の強度が劣化する¹⁻⁴⁾。
- (2) 加圧によるマトリックス金属の塑性変形に伴って、繊維の破壊・損傷、あるいは配列の変化が生じる^{2,3)}。

ことなどである。

例えば、B/Al複合材料では、主として AlB_2 から成る反応層が700K付近から形成され^{1,5)}、強度の低下が起こる。またC繊維はAlと反応して Al_4C_3 を形成し、850K付近から強度が急激に低下する⁴⁾。SiCは、固相状態のAlとは反応しないが、液相になると反応し、脆い Al_4C_3 を形成するといわれている⁶⁾。このような反応の抑制法として、繊維表面への被覆層の形成が試みられ、B/Al系では B_4C やSiC、またC/Al系ではTiC、ZrC、Ti-Bが界面反応を遅延する効果を持つとされている¹⁾。なお、 Al_2O_3 繊維のようにAlとの濡れ性の悪い繊維の場合は、濡れ性改善のために、マトリックス金属中に

*原稿受付 昭和63年2月9日

**正 員 大阪大学溶接工学研究所 Member, Welding Research Institute, Osaka University

Li (LiAlO₂ を形成) のような Al₂O₃ との反応性の高い元素をむしろ添加する場合もある⁹⁾ (FRM の製造を容易にするため)。

ろう・はんだ付けや拡散接合は、母材の熔融を必要としないため、接合部の加熱温度を低く抑えることができ、また抵抗溶接は加熱時間を非常に短くすることができる。このため、これらの接合法の FRM への適用については、特に多くの研究がなされてきた^{2,3)}。一方、熔融溶接は、高温の熔融金属と繊維との反応やアーク熱源による繊維の直接加熱のおそれがあるため、FRM の接合法としては不適と思われてきた。しかし第 4 章に述べるように、適切な溶加材や開先形状を選び、入熱量を少なく抑えることによって、熔融溶接法も FRM に適用可能なことが示唆されている^{2,7-9)}。

一方、摩擦圧接や冷間圧接等の固相接合法は、接合部に大きな塑性変形を与え、繊維の破壊や損傷を招くため、FRM の接合には不適当と思われる。但し、FRM の中でも短繊維で強化したものは、繊維の長さによって強度があまり影響を受けないため、摩擦圧接などの適用の可能性が考えられている。

FRM の接合部には、(1)繊維—繊維、(2)繊維—マトリックス金属および(3)マトリックス金属—マトリックス金属の 3 種類の界面が形成され得る。一般に繊維は、Al に比べて非常に高い融点を持つたものが多いため、(1)、(2)、(3)の界面を同時に接合することは必ずしも容易ではない。特に(1)の界面に関しては、繊維の位置合わせの困難さもあり、この界面での接合を達成することは非常に難しいと考えられる。

このため、ろう・はんだ付けや抵抗溶接は、主として重ね継手に適用され、FRM の外表面の Al 間、すなわち(3)の界面のみで接合を行うようにしたものが多い^{2,3)}。これに対して、熔融溶接⁷⁻⁹⁾や拡散接合¹⁰⁻¹²⁾は、繊維方向 (最大強度方向) に垂直な面を接合面とする突合せ継手に対しても適用されている。この場合、高い接合強度を得るためには(3)のみならず(2)の界面でも高い接合強度を得る必要がある。熔融溶接の場合、(2)の界面で高い接合強度を得るためには、熔融金属が良好な流動性と繊維に対する濡れ性を持たねばならない。このため、B/Al、C/Al および SiC/Al 複合材料のいずれに関しても、溶加材として Al-Si 合金を用いる必要があるとされている⁷⁻⁹⁾。一方、拡散接合に関しては、FRM の突合せ継手への適用例はまだ少ない。しかし、第 3 章に述べるように、拡散接合でも、(2)の界面で高い接合強度を得ることは、必ずしも不可能ではない。

3. Al 基複合材料の拡散接合

Al は、表面に非常に安定かつ強固な酸化皮膜を持ち、これが接合を妨げるために、接合温度を融点 (933 K) 直下の非常に高い温度にするか、接合部に大きい塑性変形を与えないと、拡散接合によって高い接合強度は得られないとされている^{13,14)}。このように高い接合温度と大きな塑性変形は、第 2 章で述べたように、繊維—マトリックス金属間の反応および繊維の破損のいずれの点からも好ましくない。このため、拡散接合は Al 基複合材料の接合にはあまり適当でないと見なされ、これまで重ね継手やスカーフ継手などのように、断面積に比べて接合面積を非常に大きく取り得る継手に対して主に適用されてきた^{2,15,16)}。しかし、Al でも、接合部に液相を生成するインサート金属 (銀、銅、Al-Si 合金) の使用や^{17,18)}、Mg による酸化皮膜の還元反応を利用することによって¹⁹⁾、870 K あるいはそれ以下の接合温度で、少ない変形量で、高い接合強度を得ることは可能である。

図 1¹¹⁾は、アルミナ短繊維強化 Al-Mg-Si 系 6063 合金 (Al₂O₃/6063) を拡散接合した結果を示したものである。図のように接合強度は、接合温度、圧力と共に上昇し、接合表面を電解研磨仕上げた場合は、一部の条件下で母材強度に近い接合強度が得られる。しかし、表面処理としてワイヤブラシ仕上げた場合は、接合強度が電解研磨の場合に比べて非常に低くなり、接合性が表面処理

図 1 Al₂O₃/6063 複合材料の拡散接合継手の引張強度と接合温度の関係 (P_w = 接合圧力, t_w = 接合時間)。但し、E.P. および W.B. はそれぞれ接合表面を電解研磨およびワイヤブラシ仕上げた場合。

によって顕著な影響を受けることを示している。この原因として、電解研磨仕上げの場合、接合表面上にマトリックス金属から突出した繊維が形成され、この突出繊維が図2(a)に示すように相手側試片のマトリックス金属中に侵入するため、いわゆるアンカー効果によって接合界面が強化されることが考えられる。これに対してワイヤブラシの場合は、繊維の破砕粒が接合表面上に集積してマトリックス金属間の密着化を妨げるために（図2(b)参照）、接合強さが低くなったものと考えられる。しかし、電解研磨の場合でも、継手は接合界面で破断し、しかも接合条件によって接合強さが著しい影響を受け、温度を10 Kあるいは圧力を1 MPa 下げるだけで接合強さは大きく下がる（図1参照）。そこでインサート金属として、Alと間に低い共晶点温度を持つ銀や銅、あるいは低

図2 $\text{Al}_2\text{O}_3/6063$ 複合材料の拡散接合継手の光学顕微鏡組織（接合温度 $T_w=883\text{ K}$, $P_w=2\text{ MPa}$, $t_w=1.8\text{ ks}$ ）。(a)電解研磨仕上げ、(b)ワイヤブラシ仕上げ

表1 $\text{Al}_2\text{O}_3/6063$ 複合材料の拡散接合継手の引張強さに対するインサート金属の影響（ $t_w=1.8\text{ ks}$ ）

Insert metal	Bond. temp.	Bond. pres.	Tensile strength	Fracture location
None	873 K	2 MPa	98 MPa 97 MPa	B. I. B. I.
A 2017 ($t=75\mu\text{m}$)	883	1	161	B. I.
	873	2	184 181	B. M. B. M.
	873	1	173	B. I.
A 2017 ($t=30\mu\text{m}$)	883	1	177	B. I.
	873	2	187	B. I.
Ag ($t=6\mu\text{m}$)	873	2	188 145	B. I. B. I.
	883	1	125	B. I.
Cu ($t=5\mu\text{m}$)	873	2	179 181	B. M. B. I.
		1	162	B. I.
	823	1	119	B. I.
		1	119	B. I.

B. I. : Bond interface, B. M. : Base metal

い固相線温度を持つ Al-Cu 系2017合金を用いて拡散接合を行なった。その結果、表1にまとめて示すように、いずれのインサート金属も接合強さの改善効果を示し、特に2017合金および銅をインサート金属とした場合は、母材強さと同等以上の接合強さが得られている（接合による変形量は2%以下）。図3は、2017合金をインサート材とした場合の接合部を示したものである。接合部には、インサート材が無繊維層として残るが、図6に示す溶融溶接の場合に比べれば、その巾は非常に狭い。

一方、図4¹²⁾は2017合金をインサート材として、SiC/Al 複合材料を工業用純 Al に拡散接合した場合の結果である。この FRM の接合表面においても、電解研磨の場合は突出繊維が観察され、そのアンカー効果による接合界面の強化を期待し得る。図4に示される電解研磨仕上げとエメリー紙研磨（突出繊維なし）の場合との接合強さの差の原因の1つは、突出繊維によるアンカー効果の有無にあるものと考えられる。しかし電解研磨の場合でも、接合強さの上昇は接合温度843 K 以上で飽和し、継手はすべて接合界面で破断した。これは、繊維—マトリックス界面の接合強さが母材強さに比べてかなり低いことに起因すると考えられ、継手の破面観察によれば、マトリックス金属はディンプル状の破面形態を呈するのに対し、繊維—マトリックス界面は滑らかな破面形態を呈した。繊維—マトリックス界面の接合性の改善策としては、SiC 繊維との反応性の高い元素を含むインサート金属の使用が示唆されている。

金属繊維を用いた FRM として、 $\text{Al}_3\text{Ni}/\text{Al}$ 共晶複合材料の接合例を図5¹⁰⁾に示す。これは、銅をインサート金属として、アルミニウムとの共晶点以上の温度（ $=903\text{ K}$ ）、すなわち液相の形成される条件で接合した結果である。この接合部においては、液相の凝固時に接合界面に Al_3Ni が優先的に生成され、この Al_3Ni によって母

図3 2017合金インサート材を用いて拡散接合した $\text{Al}_2\text{O}_3/6063$ 複合材料の接合部の組織（ $T_w=873\text{ K}$, $P_w=2\text{ MPa}$, $t_w=1.8\text{ ks}$ ）

図 4 2017合金インサート材を用いて拡散接合した SiC/Al 複合材料と Al との継手の引張強さと接合温度との関係。但し、接合表面処理は、電解研磨およびエメリ一紙 (400 番) 研磨仕上げ。

図 5 Cu インサート材を用いて拡散接合した $\text{Al}_3\text{Ni}/\text{Al}$ 共晶複合材料の接合部 ($T_w = 903 \text{ K}$, $P_w = 65 \text{ MPa}$, $t_w = 1.8 \text{ ks}$). (a) 2 次電子像, (b) Ni の特性 X 線像。

材中の繊維が接合界面を横切って連続的につながっている様子が伺える。すなわち、この継手は、マトリックス金属間のみならず、繊維間の接合も行われていると考えられ、引張試験において母材破断に十分な接合強さを示した。

4. Al 基複合材料の溶融溶接

FRM を溶加材なしで溶融溶接した場合、第 2 章で述べた繊維—マトリックス金属間の反応に加えて、

- (1) 高温のアークによる直接加熱のために、繊維の破壊や溶解が起こり、また
- (2) 溶融金属の流動性が乏しく、しかも繊維との濡れ性が悪いために、ボンドや割れなどの欠陥が発生しやすい

などの問題がある^{2,8)}。これらの問題の改善のためには、繊維との濡れ性と流動性の良い溶加材を用い、開先を広くとって、低入熱で溶接を行う必要があるといわれている²⁾。

図 6⁸⁾は、溶加材なしで、SiC 短繊維強化 Al-Mg-Si 系 6061 合金をティグ溶接した結果を示したものである。図のように溶融金属部、熱影響部ともに多量のボイドや割れの発生が認められる。これは、本 FRM が粉末冶金法で製造されたために、多量の吸着ガスを内蔵することと、溶融金属の流動性が乏しいことに起因するといわれている。このため、FRM の真空脱ガスを行い、Al-Si 系 4043 合金を溶加材としてティグ溶接した結果が図 7⁸⁾で、ボイド量が著しく減少している。また Al-Mg 系 5356 合金を溶加材としたミグ溶接でも、同様にボイド量の少ない良好な継手が得られている。これらの継手の引張試験結果が表 2 で、FRM の真空脱ガスによって継手強さが著しく改善される。また、ミグ溶接の場合は、溶加材の 5356 合金が母材より高い強度を持つため、母材部で破断する継手が得られている。

この他、C/Al 複合材料に関しても、Al-Si 系 4043 合

図 6 SiC/Al 複合材料のティグ溶接部 (溶加材、開先なし)。

表2 SiC/Al 複合材料のティグ溶接継手の引張特性

	Locus of failure	Tensile strength	Yield strength ^a	Elongation ^a
18.4 vol% F9 SiC in 6061				
Vacuum degassed and welded ^b	Weld	181 MPa	75 MPa	3.7%
Vacuum degassed and welded ^c	PM	245	94	8.3
MIG, heat treated ^d	Weld	257	143	2.2
As received and welded ^b	Weld	105	34	1.4
Parent material ^e	Weld	319	159	5.4
18.4 vol% M8 SiC in 6061				
Vacuum degassed and welded ^b	Weld	177	52	2.5
Vacuum degassed and welded ^c	PM	236	105	5.6
MIG, heat treated ^d	Weld	255	146	2.0
As received and welded ^b	Weld	106	46	1.1
Parent material ^e	Weld	299	168	8.0

a Yield strength and elongation measurements are subjected to error caused by the small gripping surface of weld samples.

b TIG AC using 4043 Al filler alloy.

c MIG using 5356 Al filler alloy.

d Solution treated 1.8 ks at 798 K, aged 23.4 ks at 443 K.

e Only one sample available.

図7 4043合金を溶加材としてティグ溶接した SiC/Al 複合材料の溶接部。(a) マクロ断面、(b) 溶接金属—母材界面近傍。

金を溶加材とし、低入熱でティグ溶接することによって、ボイドや割れなどの欠陥が無く、しかも熱影響部における Al_4C_3 の形成のほとんど認められない継手が得られている⁹⁾。これは、 Al_4C_3 の形成反応が、970 K 以上でないと急速には進行しないためと説明されている。同様に、B/Al 複合材料についても、4043合金を溶加材として用いることによって、繊維—マトリックス金属間の反応やボイド等の欠陥がほとんど認められない継手が得られている⁷⁾。

以上のように、溶融溶接によっても、繊維—マトリックス金属間の反応や欠陥のほとんど認められない FRM の継手を得ることは可能である。しかし、広い開先と溶加材の使用のために、図7に示すように巾広の無繊維領域が接合部に形成されるので、高強度の FRM の場合には、この無繊維領域によって継手強さが支配されてしまう。

5. Al 基複合材料の抵抗溶接

抵抗溶接は、接合部の加熱時間を非常に短くすることができるため、FRM 中の繊維—マトリックス間の反応を抑制し得る可能性があり、また加圧下で行われるため、割れやボイド等の欠陥が発生しにくいと考えられる³⁾。このため FRM の抵抗溶接については、B/Al 複合材料の重ね継手を中心として、数多くの適用例が報告されてきた^{2,3,20-24)}。重ね継手の場合、FRM の外表面が Al 合金から成るため、接合界面上では実質的には Al 合金同士の接合となっている。しかし、通常の Al 合金同士の抵抗溶接と比べて、FRM の場合は、溶接条件を低入熱、低加圧に制御する必要がある。これは、入熱が過大になると、第2章で述べた繊維の劣化に加えて、接合界面から溶融したマトリックス金属が飛散され、接合面上に繊維が露出されるため、接合性が悪くなるおそれがあるからである^{20,22)}。一方、加圧力は、繊維の破損を防ぐため、接合部に過大な塑性変形を与えないように抑えなければならないが、加圧力が低すぎると、接合界面から溶融金属の飛散が著しくなり、接合性が悪くなる^{20,22)}。これらの因子を考慮した溶接条件では、50 vol % B 強化 Al-Mg-Si 系 6061 合金の継手は、引張せん断試験において破断がナゲット端部から母材部へ向かって進展し、理論値の90%の破断荷重を示した(図8²⁰⁾参照)。但し、理論値とは、母材と同じ厚さと、ナゲット径に等しい巾を持った母材の破断荷重である。

C/Al 複合材料の重ね継手に対しても、同様に抵抗溶接が試みられ、繊維の破損と溶融金属の飛散を防ぐように、加圧力を調整することが重要といわれている⁹⁾。

一方、FRM 中の繊維の体積率によって、抵抗溶接性は顕著な影響を受け、体積率の増加と共に接合は難しくなる²²⁾。これは、繊維の増加と共に、ナゲット中の溶融金属の攪拌が起りにくくなり、界面における金属結合の形成が困難になるためとされており、B/Al 複合材料の場合、繊維の体積率が35%から50%に増加すると、継手強さが10%程度低くなるといわれている。また、FRM の製造時に生じた欠陥も、抵抗溶接性に顕著な影響を及ぼす場合がある。例えば、拡散接合によって、Al 板と繊維とを一体化して製造した FRM の場合、拡散接合の不完全な部分が有ると、抵抗溶接時にそこで急激な発熱が起り、溶融金属の飛散、ボイドの発生、繊維の破損などを招く場合がある^{20,21)}。このため、予め超音波探傷等によって、FRM 中の欠陥の有無を検査した方が良いとされている²⁴⁾。

最近、抵抗溶接法の1種であるコンデンサー放電溶接

図8 B/Al 複合材料の抵抗溶接継手の破断荷重とナゲット径の関係。

図9 コンデンサー放電溶接法による SiC/Al 複合材料の接合部。

法 (capacitor discharge welding) の FRM への適用例が報告されている²⁵⁾。この方法は、放電時間が約 10^{-1} ms と非常に短く、しかも溶融部の冷却速度が 10^6 K/s と非常に速いために、繊維—マトリックス金属間の反応がほとんど起こり得ないとされている。図9²⁵⁾は、コンデンサー放電溶接法による SiC/Al 複合材料の接合部の組織を示したものである。図のように、ボイドや割れなどの欠陥あるいは繊維—マトリックス間の反応がほとんど認められず、溶融層の中が非常に狭い ($100\ \mu\text{m}$ 以下) 接合部が得られる。なお、図9に示す FRM は粉末冶金法で製造されたもので、通常の溶融溶接法では、図6と同様な欠陥が多数認められたものである。本法に関しては、接合強さ等の継手性能についての検討がまだなされていないようであるが、継手性能は良好と思われる。

6. Al 基複合材料のろう・はんだ付け

ろう付けは、Al-Si 合金をろう材として、B/Al 複合材料の重ね継手に適用した結果が数多く報告されている^{2,3,26,27)}。但し、B/Al 複合材料は、Al-Si 合金ろうのろう付け温度 870 K 付近では、 1 ks 程度の保持によって、繊維—マトリックス金属間の反応のために、 $10\sim 20\%$ 程

度の強度低下が起こると予想されている²⁾。このため、ろう付けをできるだけ低温、短時間で行うか、あるいは反応抑止層として、厚さ $10\ \mu\text{m}$ 程度の SiC を被覆した B 繊維を用いる必要があるとされている²⁾。加熱時間の短縮には、抵抗加熱の使用が有効である^{2,23)}。また濡れ性の改善には、Al-Si 合金ろう材への Mg の添加が有効とされている²⁷⁾。継手形状についても、シングルラップ、ダブルラップ、ダブル付きバット、スカーフなど各種、試みられ、ダブル付きバットが最も高い継手強さが得られるとされている²⁾。C/Al 複合材料に対しても、Al-Si 合金ろう材が適用され、Mg の添加が、マトリックス金属および C 繊維とろう材との濡れ性の改善に有効であることが示唆されている³⁾。

はんだ付けは、繊維—マトリックス金属間の反応が起きる温度に比べて非常に低い温度で接合することができ、使用目的によってはかなり有効な接合法となり得る。表3²⁶⁾は、B/Al 複合材料にニッケルを無電解メッキした後、 $95\% \text{ Cd}-5\% \text{ Ag}$ 、 $95\% \text{ Zn}-5\% \text{ Al}$ および $82.5\% \text{ Cd}-17.5\% \text{ Zn}$ 合金をはんだとして、トーチろう付けした結果を示したものである。 $95\% \text{ Cd}-5\% \text{ Ag}$ および $95\% \text{ Zn}-5\% \text{ Al}$ 合金は、それぞれ 366 K および 589 K での継手の使用を目的としたもので、いずれも要求値を満たす継手強さが得られたとされている²⁶⁾。なお、 $82.5\% \text{ Cd}-17.5\% \text{ Zn}$ 合金は非常に脆く、はんだ付け後の冷却中に亀裂の発生がよく認められた。

表3 はんだ付けによる B/Al 複合材料の重ね継手の高温引張特性

Solder composition	Test temperature (K)	Failure stress (MPa)	Failure mode*
95% Cd-5% Ag	294	81	1
	366	89	1
	422	69	1
	478	47	2
	533	29	3
	588	5.6	3
95% Zn-5% Al	294	80	1
	366	94	1
	588	30	2
82.5% Cd-17.5% Zn	294	74	1
	366	90	1
	422	59	2

*Failure mode:

1. Composite interlaminar shear
2. Combination of 1 and 3
3. Braze alloy adhesive and cohesive failure

7. 結 言

以上のように、抵抗溶接、ろう・はんだ付け、溶融溶接および拡散接合のいずれも、Al 基 FRM の接合に適用し得ることが示されている。しかし、マトリックスの Al 合金に比べれば、FRM の接合には、まだ多くの問題が残されている。例えば、最も多くの報告が見られる抵

抗溶接およびろう・はんだ付けは、適用例のほとんどが重ね継手であり、継手形状に制約がある。溶融溶接は、突合せ継手に適用されるが、広い開先巾と溶加材の使用を必要とするため、接合部に広い無繊維層が形成される。すなわち、母材部と比べて強度、耐熱性等の特性が著しく異なる部分が接合部に大量に形成される。拡散接合は、重ね継手および突合せ継手のいずれにも適用し得るが、まだ実施例が少なく、明確な結論を出すには至っていない。さらに、接合部の加熱や加圧による繊維の劣化や破損を防ぐために、できるだけ低入熱、低加圧で欠陥の少ない健全な継手を得なければならない。すなわち、FRMの場合は、マトリックスのAl合金に比べて接合条件を厳密に制御する必要がある。このように、FRMの接合技術に関してはまだ多くの問題が残されており、汎用性の有る接合法はまだ確立されたとはいえない。今後のFRMの適用分野の拡大のためにも、その接合技術の確立が望まれる。

参 考 文 献

- 1) M. Grayson (Ed.) : Encyclopedia of Composite Materials and Components, John Wiley & Sons, (1983), 594.
- 2) G. E. Metzger : Joining of Metal—Matrix Fiber-Reinforced Composite Materials, WRC Bull., 207 (1975), 1.
- 3) 坂本昭 : FRMの製造および接合プロセスと継手の性能評価, 本誌, 56-1 (1987), 20.
- 4) 塩田一路 : FRMにおける界面問題とその制御, 表面科学, 6-4 (1985), 111.
- 5) I. W. Hall, T. Kyono and D. Diwanji : On the fiber/matrix interface in boron/aluminum metal matrix composite, J. Mater. Sci., 22- 5 (1987), 1743.
- 6) T. Iseki, T. Kameda and T. Maruyama : Interfacial reactions between SiC and aluminum during joining, J. Mater. Sci., 19 (1984), 1692.
- 7) J. R. Kennedy : Microstructural Observations of Arc Welded Boron-Aluminum Composites, Weld. J., 52- 3 (1973), 120-s.
- 8) J. S. Ahearn, C. Cooke and S. G. Fishman : Fusion welding of SiC-reinforced Al composites, Metal Const., 14- 4 (1982), 192.
- 9) D. M. Goddard, R. T. Pepper, J. W. Upp and E. G. Kendall : Feasibility of Brazing and Welding Aluminum-Graphite Composites, Weld. J., 51- 4 (1972), 178-s.
- 10) 桃野正, 圓城敏男 : Al-Al₃Ni 共晶複合材料の拡散溶接, 軽金属, 35- 6 (1985), 329.
- 11) 圓城敏男, 池内建二, 村上陽太郎, 鈴木信幸 : アルミナ短繊維強化A6063アルミニウム合金の拡散接合, 溶接学会論文集, 5- 3 (1987), 317.
- 12) 桃野正, 西川浩司, 圓城敏男, 池内建二 : SiC/Al 繊維強化複合材料の拡散溶接, 軽金属学会第71回秋期大会講演概要, (1986), 89.
- 13) 圓城敏男, 池内建二, 古川潔 : アルミニウムの拡散接合面における酸化皮膜の挙動, 軽金属, 35- 7 (1985), 388.
- 14) G. E. Metzger : Hot Pressure Welding of Aluminum Alloys, Weld. J., 57- 1 (1978), 37.
- 15) M. J. Salkind : Diffusion Bonding of Whisker-Reinforced Aluminum, Trans. Metall. Soc. AIME, 242 (1968), 2518.
- 16) M. S. Hersh : Resistance Diffusion Bonding Boron/Aluminum Composite to Titanium, Weld. J., 52- 8 (1973), 370-s.
- 17) J. T. Niemann and G. W. Wille : Fluxless Diffusion Brazing of Aluminum Castings, Weld. J., 57-10 (1978), 285-s.
- 18) R. A. Morley and J. Caruso : The Diffusion Welding of 390 Aluminum Alloy, Weld. J., 59- 8 (1980), 29.
- 19) 圓城敏男, 池内建二 : 投稿予定.
- 20) M. S. Hersh : Resistance Welding of Metal Matrix Composite, Weld. J., 47- 9 (1968), 404-s.
- 21) M. S. Hersh : Resistance Spot Welding of Metal Matrix Composite, Weld. J., 49- 6 (1970), 254-s.
- 22) V. I. Ryazantsev, V. A. Fedoseev and V. N. Shavyrin : The strength of welded joints in aluminum—boron alloy compositions, and control of their quality, Auto. Weld., No. 6 (1980), 17.
- 23) V. I. Ryazantsev, V. A. Fedoseev and N. V. Yastina : Selection of the resistance spot-welding conditions in relation to the content of boron fibers in a composite material, Weld. Prod., No. 5 19. (1981)
- 24) M. S. Hersh : Correlation Between Boron/Aluminum Sheet Quality and Resistance Weld Quality and Strength, Weld. J., 50-11 (1971), 515-s.
- 25) J. H. Devletian : SiC/Al Metal Matrix Composite Welding by a Capacitor Discharge Process, Weld. J., 66- 6 (1987), 33.
- 26) A. R. Robertson, M. F. Miller and C. R. Maikish : Soldering and Brazing of Advanced Metal-Matrix Structures, Weld. J., 52-10 (1973), 446-s.
- 27) V. L. Grishin, A. N. Volchikov and E. V. Aldoshina : Special features of the brazing of aluminum-based composite materials, Weld. Prod., No. 8 (1979), 22.