ガスタービンロータの固相接合に関する研究*

永田 有世^{*1}, 古田 誠矢^{*1}

Solid State Diffusion Bonding for Gas Turbine Rotors

Aritsugu NAGATA and Seiya FURUTA

This study has been undertaken to produce a dual alloy gas turbine integral rotor composed of a precision cast Ni base superalloy bladed shell and a HIP consolidated Ni base superalloy core with a powder metal interlayer. Solid state diffusion bonding between solid metal and powder metal was investigated to bond both materials to each other. Prior to bonding, the solid metal was coated with Ni-electroplating, Au-electroplating and Ni ion plating. Compared with those coatings, including non-coating, Ni ion plating showed the highest mechanical integrity. Almost all failures in room temperature tensile tests and high temperature low cycle fatigue tests were located in the solid metal (casting or HIP consolidated metal). In stress rupture tests, several test pieces broke on the bond line. However, they showed almost the same rupture life as that of the solid metal.

Key Words: Powder Metallurgy, Gas Turbine, Diffusion Bonding, Electroplating, Ion Plating

1. 緒 言

ガスタービンのタービンロータは、高温と高応力を同時に受ける点において、機械部品の中でも最も過酷なものの一つである。ガスタービンの性能はタービン入口温度によって決まるため、タービンロータの高温強度の向上と性能向上は表裏一体となっている。

ここで対象としているタービンロータとはラジアルインフロータービンのことである。この形式は、構造が簡単なうえ効率が高く、製造コストも安いので小形ガスタービンによく用いられる。

ラジアルタービンでは高温の燃焼ガスが外周から流入し、仕事をしながら温度を下げ、軸方向へ流出する。したがって外周から中心へ向かって温度こう配ができる。一方中心部は応力が高く外周へ向かい低下する。このように外周部(翼)にはストレスラプチャ強度や耐腐食性が要求され、中心部は高温疲労強度が要求される。したがってそれぞれの要求に最も適した材料を複合化すれば、理想的なタービンロータを得ることができる。この考え方はラジアルタービンだけでなく、

軸流タービンにも同様に適用される。

ここでは、外周部(シェル材)としてNi基超合金の精密鑄造材、中心部(コア材)としてNi基粉末超合金材を取り上げ、これらを拡散接合法で一体化することを目指とした。

本報ではこれらの材料の拡散接合の機械的強度と表面処理について検討することとする。

2. 拡散接合の方法

拡散接合には液相拡散接合法と固相拡散接合法があり、融点降下剤としてBを使った液相拡散接合法については、よく研究されている⁽¹⁾⁽²⁾。

一方、超合金の粉末焼結技術が向上してきたことにより、接合界面に粉末層を介在させた固相拡散接合法も提案されている⁽³⁾。この方法はタービンロータのような高応力が加わる部品にたいし、Bなどの融点降下元素を添加しないため、また、ろう材の配置のように人手に頼る部分がないことのため、信頼性が高いと考えられる。

本報では超合金粉末を介在させた固相拡散接合法を取り上げることとする。

* 昭和62年11月28日 関西支部第247回講演会において講演、原稿受付 昭和62年4月27日。

^{*1} 正員、(株)神戸製鋼所 (〒651 神戸市中央区脇浜町1-3-18)。

3. 供 試 材

シェル材として IN 738 LC, MarM 246 の 2 種, コア材として AF 115 を選択した。IN 738 LC はメルティングストック材をそのまま使用し, MarM 246 は真空鋳造時の湯道から切り出した。このため MarM 246 の機械的強度は標準値よりもかなり低い。

AF 115 については, 当社において Ar ガス噴霧法により粉末を製造し, 150 メッシュ以下に分級し, ステンレスカプセルに充てん後, 脱ガス, 密封, HIP 処理, 熱処理を加えて作製した。粉末の処理はすべて Ar ガス中で行い, 空気に触れて酸化することを防止した。この AF 115 粉末は, シェル材-コア材の接合面間への充てん用にも用いる計画である。

供試材の化学成分を表 1 に, 室温における引張特性を表 2 に示す。

4. 拡 散 接 合 の 実 験

AF 115 粉末を仲介とした固相拡散接合のため, この粉末と各種シェル材, コア材との接合を試験した。

4・1 第 1 段階接合実験 実験は 2 段階に分けて実施した。第 1 段階は固相拡散接合の可能性を調べることを目的とした。内径 18.4 mm のステンレスパイプの中に 4 個の細片 (AF 115 の場合は $\phi 10 \times 15.5$ のころ, MarM 246 の場合は $2 \times 9 \times 18$ の板状片) を固定し, 真空にしたうえで AF 115 の粉末をまわりに充てんし, 密封のうえ HIP 処理により一体化した。熱処理の後, 各細片が標点間に来るようにしてテストピースを切り出した。

接合面の表面処理の影響を見るために, MarM 246

表 1 供試材の化学成分 (重量 %)

Element Alloy	C	Cr	Ni	Co	Fe	Mo	W	Ti	Al	B	Zr	Hf	Nb	Ta
AF115	0.05	10.9	Bal.	14.9	—	2.8	5.9	3.81	3.71	0.018	0.05	0.81	1.86	—
IN738LC	0.12	15.89	Bal.	8.48	0.22	1.74	2.68	3.36	3.41	0.010	0.05	—	0.92	1.72
MarM246	0.14	8.86	Bal.	10.01	0.11	2.45	9.51	1.54	5.76	0.015	0.07	—	—	1.64

表 2 室温における引張特性

Alloy	0.2% Yield stress MPa (kgf/mm ²)	Tensile strength MPa (kgf/mm ²)	Elongation %	Reduction of area %
AF115 (HIP Consolidated)	1,110 (113)	1,550 (158)	15.9	14.4
IN738LC	950 (97)	1,100 (112)	5.5	5.0
MarM246	860 (88)	960 (98)	5.0	—

の各細片には (1) 研削のまま (表面粗さ 3.2 S), (2) Ni メッキ (5, 10, 20 μm 厚さ), (3) Au メッキ (10 μm 厚さ) の表面処理を施した。AF 115 に対しては, (1) のみとした。

4・2 第 2 段階接合実験 第 2 段階では第 1 段階の実験結果から次のような変更を加えた。

(1) Ni メッキの効果がみられるので全数に, 第 1 段階の電解メッキに比べ金属表面浄化作用の確実なイオンプレーティングを施した。

(2) 接合面面積を実用時の面積に近づけ, 約 $\phi 70 \text{ mm} \times 50 \text{ mm}$ L とした。薄板状, 円筒状では, 機械強度に対する形状の影響が大きい。

図 1 に示すようにカプセル内に供試材を置き, 上部空間に AF 115 粉末を充てんし, 脱気密封のうえ, HIP 処理により固化を行った。HIP 処理および熱処理の条件を表 3 に示す。供試材の上面 (接合面) は 3.2 S に研磨, 脱脂洗浄のあと, アーク式イオンプレーティング装置により, Ni イオンボンバードを 2 min 間行い, そのあと 5 μm 厚さまで, Ni のイオンプレーティングを行った。

固化後, 接合面が略中央に来るように試験片を切り出した。

5. 実 験 結 果

5・1 第 1 段階接合実験 4・1 節で述べた方法により作製した試験片に対し, 常温引張試験, ミクロ組織, EPMA を実施した。

5・1・1 AF 115 固体-AF 115 粉末 引張試験結果

表 3 拡散接合, 熱処理条件

Alloys	HIP conditions	Heat treatment
AF115 (Powder)	1,185°C $\times$ 100 MPa $\times$ 3h	1,175°C $\times$ 3h/RFC 760°C $\times$ 16h/AC
AF115 (HIP Consolidated) to AF115 (Powder) IN738LC to AF115 (Powder) MarM246 to AF115 (Powder)	1,185°C $\times$ 100 MPa $\times$ 3h	1,180°C $\times$ 3h/AC 760°C $\times$ 16h/AC

図 1 第 2 段階接合実験用カプセル

を図2に、マイクロ組織を図3に示す。これらは全数接合面破断であったが図2からわかるように0.2%耐力は標準値(120 kg/mm²)を示し、引張強さは150 kg/mm²という高強度を示した。伸びは母材の約1/2の7~8%であった。

マイクロ組織で見ると図3(左)のほうに、接合面にかすかな線が見られる。倍率を下げると(右)φ10ころの外周面上の結晶粒がやや粗くなっているのがわかる。

5.1.2 MarM 246 固体-AF 115 粉末 図2に見られるように5μmと10μmのNiメッキを施したものは母材破断であるが、20μmおよびメッキなしのものは接合面破断である。しかし引張強さはいずれも130 kg/mm²近くあり、母材の強度よりも大である。この理由は、MarM 246が2 mm厚の板状のため、厚みに直角な方向の変形が拘束されたことによる。

Auメッキを施したものは、耐力にまで達せずに伸び零で破断した。マイクロ組織(図4)およびEPMA(図5)で見ると、接合面近くにTiの化合物の層が析出している。Auは拡散してしまっているがAuメッキの影響であることは確かであろう。

Niメッキ5μmの場合のマイクロ組織を図6に、EPMAを図7に示す。EPMAでは、わずかであるが接合面でCrの濃度が高くなっている。TiはAF 115で3.8%、MarM 246で1.5%と差が大きいがEPMAで見ると約20μmの幅でMarM 246側へ拡散していることがわかる。

図8はNiメッキがない場合の引張試験後の接合面

図2 拡散接合材の引張特性 (第1段階実験)

断面で、接合面に亀裂が発生している。しかしEPMAでは偏析などは見当たらなかった。

5.2 第2段階接合実験

5.2.1 AF 115 固体-AF 115 粉末 低サイクル疲労試験(635°C)結果を図9に示す。1点を除き母材破断であった。接合面破断を起こしたものの、破断面を観察すると、疲労破壊の起点が接合面から非常に近いところに存在したために、疲労亀裂がある程度進展したときに、接合面に乗り移って破断したものと考えられる。破断面中、接合面が占める割合は約50%である。接合面破断にもかかわらず、LCF強度は粉末単一材の場合と同等であり、拡散接合の影響は少ないと考えられる。

図3 AF 115 固体-AF 115 粉末接合部マイクロ組織

図4 MarM 246 (Auメッキ)-AF 115 粉末接合部のマイクロ組織

図5 MarM 246 (Auメッキ)-AF 115 粉末接合部のEPMA

図 10 に引張特性を示す。2 試験片とも母材破断であるが、粉末単一材の強度と比較すると、引張強さ、0.2 %耐力が約 15 kg/mm² 劣り、伸びは約 2 %大きい。これは接合前に固体であった AF 115 が 2 回の HIP 処理と熱処理の影響で粉末側より強度が若干低下したためであろう。

第 1 段階実験の AF 115 固体-AF 115 粉末と比較すると、引張強さが略同等で、接合面破断であったものが母材破断へと向上している。これは母材表面の Ni

図 6 MarM 246(5 μmNi メッキ)-AF 115 粉末接合部のミクロ組織

図 7 MarM 246(5 μmNi メッキ)-AF 115 粉末接合部の EPMA

図 8 MarM 246 (メッキなし)-AF 115 粉末接合部のミクロ組織

イオンによるボンバードの効果と考えられる。

図 11 に Larson-Miller の線図を示す。すべての点が母材の強度を示しており、また、3 試験片の間のばらつきも小さい。しかしいずれも接合面破断であり、粉末単一材に比べると表 5 のように伸び絞りが小さい。接合面破断を起こしているにもかかわらず従来の鍛造超合金たとえば Waspaloy はもちろん、鑄造合金 IN 738 LC に比べても優れた強度である。

図 12 に接合部のミクロ組織を示す。接合面の境界を示すような線や層は認められず、Ni のコーティング層も消滅している。AF 115 固体側表面の結晶粒がやや大きくなっているのは、表面の塑性変形に起因した再結晶によるものと考えられる。

5・2・2 IN 738 LC-AF 115 粉末 図 9 に低サイクル疲労試験結果を示す。6 本の試験片の中で、接合面破断したものはなかった。鑄造合金としても高い強度を示しているが、これは HIP の影響と考えられる。

ストレスラプチャ強度を図 11 に示す。ややばらつきがあるものの IN 738 LC 単一材の強さと同レベルで

図 9 拡散接合材の低サイクル疲労強度 (第 2 段階実験)

図 10 拡散接合材の引張特性 (第 2 段階実験)

あり、また標準的なデータのほぼ延長上に位置しているので、正常な IN 738 LC の母材強度を示しているといえる。常温引張試験においても、図 10 のように母材強度を示しており、接合面破断はなかった。

図 13 に接合部のマイクロ組織を示す。境界面に異常な組織は認められない。

5・2・3 MarM 246- AF 115 粉末 MarM 246 は母材の状態が悪く、LCF、ストレスラプチャ、常温引張とも低い値しか得られていないが、接合面破断はラプチャ試験の 1 本しか起こっておらず、接合面が強化されていることがわかる。接合部のマイクロ組織を図 14 に示す。

6. 考 察

6・1 Ni メッキの効果 第 1 段階実験では Ni メッキ厚さを 0, 5, 10, 20 μm と変えて接合を行ったところ、5 μm と 10 μm が良好で、0 と 20 μm の場合に

は接合面破断を起こしている。サンプル数が少ないがメッキ厚さ 20 μm では拡散接合には厚過ぎるといえるかもしれない。

Ni メッキの本来の目的は、接合面に金属炭化物が析出するのを防ぐことにあった。しかし、メッキなしの場合でも接合面に炭化物の層は見られず、EPMA でも特定の金属の析出は認められていない。

図 12 AF 115 固体 (5 μm Ni コーティング)-AF 115 粉末接合部のマイクロ組織

表 4 拡散接合材および単一材のストレスラプチャ強度

Alloys	Temp.	Stress	Hours to rupture	Elongation	RA	Failure location	Ni Coating
AF115 (Consolidated) to AF115 (Powder)	732 °C	690 MPa 70 kg/mm ²	236.2 h	5.8 %	5.9 %	Bond line	Ion plating
			218.6	6.3	5.6	"	"
			220.3	5.0	5.3	"	"
AF115 (Consolidated)			211.8	8.3	12.6	"	—
			239.0	10.8	10.4	"	—
IN738LC to AF115(Powder)			24.7	4.2	7.8	Casting	Ion plating
			37.6	2.1	2.6	"	Electroplating
			65.3	5.0	10.1	"	"
			61.6	3.8	6.9	Bond line	"
			23.9	1.7	2.3	"	"
			41.7	9.2	14.8	"	—
IN738LC			64.8	4.6	7.2	"	—
			68.7	4.6	9.1	"	—
			MarM246 to AF115(Powder)	16.7	0.4	0.0	Casting
17.4				1.3	0.7	"	"
10.6				1.7	1.0	"	"
2.4				0.8	2.0	Bond line	"

図 11 拡散接合材のストレスラプチャ強度

図 13 IN 738 LC (5 μm Ni コーティング)-AF 115 粉末接合部のマイクロ組織

図 14 MarM 246 (5 μm Ni コーティング)-AF 115 粉末接合部のマイクロ組織

この理由は、おそらく AF 115 の炭素含有量が 0.05 %と低いと考えられる。したがって Ni メッキの効果は Ni 自身よりもメッキの前処理の効果、すなわち酸洗いによる母材表面の酸化被膜の除去の効果と考えられる。

6・2 Ni イオンプレーティングの効果 第 2 段階実験では Ni イオンボンバード+Ni イオンプレーティングの前処理を行った結果、接合面破断はかなり減少した。すなわち、LCF 試験では 16 本中 1 本、常温引張試験では 7 本中 0 本、ストレスラプチャ試験では、12 本中 6 本であった。

LCF 試験での 1 本は、疲労破壊の起点が接合面からもっと離れていれば母材破断になったであろうと予想されるので、LCF、常温引張では実質上接合面破断は発生しなかったといえる。

ストレスラプチャ試験では、破壊は粒界で起こるのであるから、応力に垂直な粒界を多数含む接合面がもっとも破壊しやすいのは、当然と考えられる。ラプチャ寿命は母材のそれに匹敵することから、良好な接合状態であったと判断される。

6・3 Au メッキの効果 接合面に Au の層（メッキまたははく）を介在させると金属の化合物の析出が防止されるといわれている⁽⁴⁾ので追認テストを実施した。しかしかえって金属の化合物の析出を促す形となり、図 7 のように接合面から約 12 μm 粉末側へ離れたところに、約 2 μm 厚さの Ti の化合物の層が析出した。強度は 60%へ減少した。

直接の引金であるはずの Au は拡散によりほとんど検出されず、Ti だけが Au のメッキ層の外側の位置に凝集している。Au が占めていた場所には AF 115 が入れ換わっている。Au のあとを埋めた合金層と母材

との間には偏析など存在しないところから、もし Ti 化合物の層の形成を防げるならば、良好な接合が可能になるのではないかと想像される。

7. 結 言

第 1 および第 2 段階実験を通じて、以下の各項が明らかになった。

(1) Ni 基超合金 AF 115 の As-HIP 材および IN 738 LC, MarM 246 の casting 材と AF 115 粉末との間の固相接合により、常温引張、高温低サイクル疲労試験 (635°C) にて母材破断を示すような接手が得られることがわかった。

(2) ストレスラプチャ試験 (732°C) では、接合面破断するものがあるが、強度上は母材と同等であり、ばらつきも少ない。

(3) 固相接合にあたり、固体表面の Ni イオンボンバード+Ni イオンプレーティングを施すと接合面の強度が改善される。

(4) Ni の代わりに Au メッキを施すと、拡散接合時に Au の表面に Ti 化合物の層が現れ、著しく強度を低下させる。Ti 化合物の析出を防止できれば良好な接手が得られるだろう。

本研究を遂行するにあたり、大阪大学産業科学研究所長 岡本平教授から有益なご助言を賜りました。ここに深く感謝を表します。

文 献

- (1) Duvall, D.S., ほか 2 名, *Weld. J.*, 53 (1974), 203.
- (2) 舟木・ほか 4 名, 溶接学会論文集, 3-4 (昭 60), 881.
- (3) 守時・ほか 2 名, 公開特許公報, 131091, (昭 56).
- (4) 富田・ほか 1 名, 公開特許公報, 109051, (昭 54).