Ni 基超合金の接合強度に及ぼす固相拡散接合条件 およびインサート材炭素量の影響*

安田 健**, 岡山 昭***, 小林 満***, 舟本孝雄**, 児玉 英世***, 諏訪正輝***

Effects of Solid Phase Diffusion Welding Condition and Carbon Content
of an Insert Metal on Joint Strength for Ni-base Superalloys*

by Ken Yasuda**, Akira Okayama***, Mitsuru Kobayashi***, Takao Funamoto**,
Hideyo Kodama*** and Masateru Suwa***

In order to study possibilities of application of rapid solidification ribbons to an insert metal for solid phase diffusion welding of Ni-base superalloy, welding was carried out by changing the welding pressure, time, and temperature using Ni-base superalloy ribbons (IN738LC, TMP-3, René 80, and Ni-Al-X three compositional alloys) produced by twin-roll rapid solidification process. The ribbon has almost similar composition to the base metal (René 80) and superplastic potential, then it needs relatively small flow stress on deformation. In this report, the influence of ribbon usage as an insert metal and carbon content in the ribbon on the joint strength were studied. The results are as follows,

- (1) The joint strength increases by using the ribbon for an insert metal compared to that without ribbons.
- (2) Carbide and oxide are formed on the welded interface during welding, resulting in decrease in welding strength.
- (3) The joint strength is increased and fractured position changes from the welded interface to the base metal, as the carbon content in the ribbon is decreased.

Key Words: Solid phase diffusion welding, Ni-base superalloy, Rapid solidification ribbon, Insert metal, Superplasticity, Joint strength, Carbon content, Welded interface

1. 緒 言

γ' 相析出強化型 Ni 基超合金は金属材料の中で高温強度が最も高いことから、ガスタービンやジェットエンジンの動翼材として用いられている。ガスタービンやジェットエンジンは省エネルギーおよび高性能化を目的として、ガス温度の高温化が図られており、その温度は合金耐用度を上まわる傾向にある。そのために、動翼は内部に冷却孔を設ける必要性が生じてきている。しかし、冷却孔が複雑化すると精密鋳造による製造は難しくなるために、分割精密鋳造材を接合により一体化して製造することが考えられる。

一方、Ni 基超合金の接合に関する現状技術として、接合面に母材融点より低融点の Ni-B 系層を設けたことを特徴とする液相拡散接合がある¹⁾。接合面の低融点層形成に対してはシートメタル^{1,2)}、粉末を配置する方法³⁾や、接合面にレーザーによる合金層形成⁴⁾、B パック^{5,6)}やスパッタ蒸着⁷⁾を行ない B 富化層を形成させる方法などの種々方法が検討されている。この方法では低接合圧力という特長があるが、耐熱強度に優れる γ' 相析出強化型 Ni 基超合金の接合に対しては接合部組成が母材組成と異なるために、通常では接合部均質化処理に長時間を要する。また、酸化物分散強化型超合金の接合では接合部溶融による分散粒子の凝集も問題になる。それに対

して、固相拡散接合では接合圧力は大きくなるが、母材に近似した組成を有するインサート材を用いることによって前述したような均質化処理時間に関する問題点は解決できる。また、インサート材の変形を利用することにより、ベースメタルの変形抑制及び密着性向上などが期待できる。従来にも Ni 基超合金の固相接合に関する研究は行なわれている⁸⁾が、 γ' 相析出強化型 Ni 基超合金の接合でインサート材に同種合金を用いた研究は少ないようである。これは、 γ' 相析出強化型 Ni 基超合金が鋳造合金であり高温強度が大きいために、接合用インサート材に用いるような薄板加工が難しいこと、および高い接合圧力が必要になることなどが関係していると考えられる。

それに対して、結晶粒を微細化すれば超塑性の発現などにより高温強度の高い材料も低い変形抵抗にすることができ、固相接合用インサート材への応用が期待できる。しかし、 γ' 相析出強化型 Ni 基超合金は、鍛造等の加工による結晶粒微細化は困難である。そこで、筆者らは液体急速凝固法による結晶粒微細化および薄板加工に注目し、今までに双ロール法で数 μm 程度の粒径を有する γ' 相析出強化型 Ni 基超合金薄帯（以後、このようにして作製した薄帯をリボンと呼ぶ。）を作製し、それが超塑性現象を発現するなど、結晶粒微細化により変形が容易になる傾向のあることを明らかにしてきた⁹⁾。そこで、本研究ではベースメタルに近似した組成とともに微細結晶粒を有し小さな変形抵抗を示す超合金リボンを、超合金の固相接合用インサート材に用いて種々の条件で接合を行い、急速凝固リボンの超合金固相接合インサート材への適応性を検討した。また、インサート材組成の接合強度に及ぼす影響を検討する一環として、炭化

*原稿受付 昭和63年5月16日 昭和62年11月 界面接合研究委員会
で発表

**正 員 ㈱日立製作所日立研究所 Member, Hitachi Research
Laboratory, Hitachi, Ltd.

*** ㈱日立製作所研究所 Hitachi Research Laboratory,
Hitachi, Ltd.

物等を形成し接合強度に影響を及ぼすと考えられる炭素に関して検討した。

2. 研究方法

本研究では接合ベースメタルとして既存合金である René 80 を用いた。接合インサート材用リボンには、既存合金である IN 738 LC, TMP-3, René 80 を用いた。既存 Ni 基超合金は、メルティングストックを原料とした。また、炭素の影響を検討する目的で前述合金から炭素を低減させた IN 738 FC, TMP-3 FC, René 80 FC, およびさらに炭素量を低減させるとともに、Ni 基超合金の主要構成元素で作製した Ni-20 Al-5 Cr, Ni-20 Al-5 Co, Ni-20 Al-1 W, Ni-15 Al-5 Ti, Ni-15 Al-5 Ta, および Ni-15 Al-5 Nb の Ni-Al-X 三元系組成 (いづれも at%) のものを用いた。ここで、各合金元素は厳密には γ' 相及びマトリクス相に一定の割合で分配されるが、Al, Ti, Ta, Nb は主に Ni_3X で表現される X に入って Ni と結合し γ' 相を形成する。Cr, Co, W は主にマトリクスに固溶する。ここで、全ての Al, Ti, Ta, Nb が γ' 相を形成し、他元素が Ni_3X の X-site に入らないと仮定すると、Ni 基超合金ではマトリクス及び γ' 相はともに FCC 構造であり格子定数もほぼ等しいことから、前述 Ni-Al-X 系合金において、 Ni_3X 中の X に入る原子は、全体の 20 at% となる。すなわち、Ni-Al-X 合金においては、 Ni_3X と表記できる γ' 相体積はそれぞれ 80% に調整したことになる。また、Cr, Co, W については第三相を形成させない範囲で組成を決定した。Table 1 に供試リボン合金の化学組成を示す。なお、上述した Ni-Al-X 三元系合金組成は母合金の配合組成であるが、リボン分析値とはほぼ同じであり、炭素量は前述 FC 系合金よりさらに少なく、分析では検出できなかった。

リボンは、酸化を防止するために 9.3×10^4 Pa のアルゴンガス雰囲気下で直径 150 mm の Cu-Be 製双ロールおよびノズル孔 1 mm の石英製ノズルを用いて作製した。作製したリボンの酸素濃度は、全て 25 ppm 以下になっている。作製条件は、ロール周速 10 m/s, ロール押付力 6900 N, 溶湯噴出圧 2.9×10^5 Pa である。リボン形状は厚さ約 80~100 μm , 幅 8~15 mm である。接合は、二つの TZM 製圧盤の間にベースメタルおよびインサート材用リボンをサンドウィッチ状に重ねあわせてセットした後に、 8×10^{-3} Pa の真空雰囲気中で、かご型治具を用いて引張応力を圧縮応力に変換する方式でインストロン型引張試験機で行った。真空ポンプはロータリーポンプと油拡散ポンプを用い、タングステンメッシュヒーターで試料を加熱した。接合ベースメタルは、真空溶解後一つの鋳型で直径 10 mm, 長さ 45 mm の丸棒を同時に 120 本真空中で精密鋳造し、X線検査で鋳造

欠陥がなく健全であることを確認した丸棒から、直径 8 mm, 高さ 10 mm, 平均面あさが 1 μm になるように機械加工したものをを用いた。なお本研究では、接合後の熱処理は行っていない。

接合強度の評価は引張試験で行った。引張速度は、1.7 $\mu\text{m/s}$ である。試験片は平行部長さ 8 mm, 平行部直径 2 mm とし、前述接合試験片 (接合後) から切り出して用いた。接合界面は、引張試験片の中央にあり、応力軸に対し垂直に位置している。

リボン表面および接合部に対して、オージェ電子分光分析 (AES), X線光電子分光分析 (XPS) および EPMA (Electron probe microanalyser) で分析した。

AES では、材料表面から深さ方向の組成分析を Ar イオンスパッタ (加速電圧 5 kV, 励起電流 20 mA) で表面層をエッチングして行った。この条件での今回の使用した分析機器におけるスパッタ速度は、pure Fe の場合で 0.01 nm/s に相当する。測定条件は、加速電圧 10 kV, ビーム電流 4×10^{-7} A, ビーム径 50 μm , 真空度 2×10^{-7} Pa である。

XPS では材料表面の組成分析とその結合状態を、X線管電圧 12 kV, 管電流 20 mA, X線源 MgK α 線, 分析領域 3 mm ϕ , 走査速度 20 eV/min, 真空度 1.3×10^{-7} Pa の条件で分析した。深さ方向の分析は、Ar イオンスパッタ (加速電圧 2.5 kV, 励起電流 15 mA) により表面層をエッチングして測定した。なお、エッチングによって試料表面が損傷を受ける可能性 (酸化物の還元等) があるため弱いエッチング条件でスパッタした。この条件での今回使用した分析機器におけるスパッタ速度は、Cr 酸化物の場合で 0.01 nm/s に相当する。

EPMA では、接合部断面の組成分析を行った。加速電圧は 15 kV, ビーム電流 0.2 μA , ビーム径 1~2 μm である。Ni については K β 線, 他元素は K α 線を用いて分析した。

光学顕微鏡組織は、 $\text{H}_2\text{O}_2 : \text{HCl} : \text{H}_2\text{O} = 1 : 2 : 3$ (体積比) の腐食液でエッチングして観察した。SEM (Scanning Electron Micrograph) 観察および機器分析に対しては試料のエッチングをせずに実施した。

以後の組織写真中では、接合界面を黒矢印で示し、リボン部分を「R」で示すこととする。

3. 実験結果及び考察

3.1 Ni 基超合金リボンの組織及び試料の表面状態

Fig. 1 に、IN 738 LC リボンの as rolled 組織を示す。リボン長さ方向に対して直角方向の断面組織では、柱状晶がロールに接する両表面から中央へ向かって伸びている。また、リボン表面に平行な面の透過顕微鏡組織では直径 1 μm 前後のセル組織を示す。なお、他組成のリボンも同様の as rolled 組織を示す。

次に、リボンおよびベースメタル表面の深さ方向の分析を Ar イオンでスパッタして AES および XPS で行った。IN 738 LC リボン表面の任意場所で得られたオージェ電子スペクトル変化から求めた深さ方向の濃度変化を Fig. 2 に示す。スパッタリング時間が約 120 s の O, Al, Cr のピークは表面吸着層の影響と考えられるが、スパッタリング時間約 1500 s まで O, Al, Cr 濃度は高くなっている。Fig. 3 は、Fig. 2 と同様に René 80 ベースメタル表面についての AES による深さ方向の濃

Table Chemical compositions of ribbons (wt%)

Alloy	Co	Cr	Mo	W	Al	Ti	Nb+Ta	C	Zr	B
TMP-3	6.98	10.82	3.11	3.52	3.81	2.83	3.93	0.07	0.05	0.10
René80	9.51	13.94	3.90	4.06	2.96	5.02	—	0.16	0.04	0.01
IN738LC	8.63	15.99	1.71	2.52	3.32	3.38	0.48	0.1	0.08	0.01
TMP-3FC	6.51	10.4	3.11	3.58	3.89	2.56	4.09	0.0067	0.045	—
René80FC	9.9	14.0	4.05	4.08	3.14	5.13	—	0.006	0.025	—
IN738FC	8.20	15.60	1.65	2.59	3.23	3.33	2.65	0.007	0.10	—

Fig. 1 Microstructures of as rolled ribbon (IN738LC)

Fig. 2 Depth profile of alloy elements of IN738LC ribbon by Auger electron spectrometry

度変化であるが、IN 738 LC リボンと同様の結果を示している。

次に、表面に存在する O, Al, Cr の構造を明らかにするために XPS で分析した。Fig. 4 および Fig. 5 に、IN 738 LC リボンおよび René 80 ベースメタルの表面任意場所で得られた深さ方向の光電子スペクトル変化を示す。ここで(1),(2),(3),(4),(5)は、それぞれスパッタリング時間が 0 s, 50 s, 300 s, 900 s, 1800 s の状態である。純金属の Cr_{2p} および Al_{2p} スペクトルは、通常それぞれ結合エネルギー (binding energy) 574.1 eV および 72.1 eV あたりにシャープなピークを示すが、Fig. 4 および

Fig. 3 Depth profile of alloy elements of René 80 base metal by Auger electron spectrometry

Fig. 4 XPS spectra of IN738LC (ribbon) surface sputtered after (1) 0 s, (2) 60 s, (3) 300 s, (4) 900 s, (5) 1800 s

Fig. 5 では、Cr, Al とともにブロードなピーク形状を示し、Cr では結合エネルギー 576.6 eV の Cr_2O_3 、Al では結合エネルギー 74.6 eV の Al_2O_3 のピークが純金属より大きくなっている。これらの分析結果は、リボンおよび René 80 ベースメタル表面に酸化物層が形成され

Fig. 5 XPS spectrums of René 80 (base metal) surface sputtered after (1); 0s, (2); 60s, (3); 300s, (4); 900s, (5); 1800s

ていることを示している。

3.2 Ni 基超合金リボンの高温強度特性

次に固相接合条件を決定するために、超合金リボンの高温変形特性を高温引張試験により検討した。引張試験は、リボン鑄造方向と引張試験片応力軸方向が同じになるよう試験片を採取して、真空雰囲気中 (8×10^{-3} Pa) で定歪速度制御により 1100°C および 1000°C で歪速度を種々変化させて行った。試験片形状を Fig. 6 に示す。結果の一例として Fig. 7 に、IN 738 LC リボンの 1100°C で歪速度と最大引張荷重点における真応力および破断伸びの関係を示す。 1100°C ではカーブは S 字状曲線を示し、歪速度が小さくなるに従って真応力も小さくなり、最小 16 MPa の真応力を示す。また、伸びも大きな値を示している。それに対して 1000°C では、例えば 1100°C で 16 MPa を示した $7 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ の歪速度での peak flow stress が 75 MPa になるという具合に、 1100°C の結果と比べると全歪速度領域で真応力が大きくなり、固相接合温度としてふさわしくないと考えられる。このようなリボンの変形特性は、合金組成が異なっても Fig. 7 で示した IN 738 LC の場合と同様の低い真応力および歪速度依存性を示すことが明らかになった。

一方、Ni 基超合金中に析出している γ' 相は、 $1175^\circ\text{C} \sim 1200^\circ\text{C}$ でマトリクス中に固溶し、単相状態になる。単相状態では、微細化されているリボン結晶粒が粗大化し

Fig. 6 Dimensions of a tensile specimen for ribbon

Fig. 7 Relation among peak flow stress, elongation, and strain rate for Ni-base superalloy IN738LC ribbon at 1100°C .

超塑性現象が発現しづらくなることから、変形量が低下すると考えられる¹⁰⁾。この場合、ベースメタルの変形抑制及び密着性向上というインサート材の効果が低減し、リボンを用いた固相接合条件としては好ましくないと考える。以上を考慮して本研究での固相接合温度は、 $1050 \sim 1150^\circ\text{C}$ とし、接合圧力はリボンの変形がおこる 29.4 ~ 68.6 MPa とした。また接合時間は、1800 ~ 5400 s で検討することにした。

3.3 リボンを接合用インサート材に用いた固相接合

Fig. 8 に基準条件を接合圧力 49 MPa, 接合時間 3600 s, 接合温度 1100°C とし、圧力、時間、温度を変化させて接合した場合の接合条件と接合強度 (室温引張強さ) の関係を示す。ここでは固相接合に対するリボンの効果を検討するために、接合用インサート材として IN 738 LC リボンを用いた場合と、接合用インサート材を用いないで René 80 ベースメタル同志を接合した場合とを比較したが、リボンを用いた場合では、用いない場合と比べていずれの接合条件でも引張強さが大きくなっている。

次に接合条件の影響であるが、リボンを用いない場合は接合圧力、時間、及び温度が増加する程、引張強さが増大する傾向にある。それに対してリボンを用いて接合したものでは、接合温度が 1150°C の場合に強度が低下している。これについては、接合界面に化合物が形成されるためと考え観察を試みたが、化合物が小さいために明確な組織観察ができなかった。そこで、化合物がより大きくなる 1200°C で接合して組織観察および分析を行った。Fig. 9 に、微小析出物に対する解像度を高くするために、加速電圧を 1 kV に低くして観察した SEM 組織を、Fig. 10 に EPMA 分析結果を示す。接合界面には線状につらなる灰色の A type の化合物と、黒色で粒状の B type のものが存在し、B type 化合物の分布は少なく Fig. 9 では一箇所である。これらは分析結果から、A type の生成物は Ti (C, O) であり、B type の生成物は Al, Ti, C, O の複合化合物と考えられる。一方、ここで用いた Ni 基超合金 René 80 及び IN 738 LC においては 1150°C でマトリクス、 γ' 相以外に存在する相は主として MC 炭化物であることから^{11,12)}、 1150°C の接

Fig. 8 Effects of welding pressure, time, and temperature on tensile strength of joint at room temperature.

Fig. 9 Scanning electron micrograph of welded interface across the insert metal (IN738LC ribbon) and base metal (René 80) welded at 1200°C

Fig. 10 Results of EPMA analysis of the compounds A and B indicated by the arrows in Fig. 9

合では、Fig. 9 で認められた Ti (C, O) のような化合物が微小な形で存在していたために強度低下したのではないかと考えている。また接合時間が増加した場合に、強度が低いものが存在したが、これは接合時間の増加に従い前述化合物形成が促進されたためと考えている。なお、リボンをを用いた場合では接合圧力 49 MPa、接合時間 3600 s、接合温度 1100°C の接合条件で接合強度的に飽和していると考えられるので、以後の接合は全てこの条件で行った。

次に接合強度に及ぼすリボンの影響をさらに明らかにするために、接合用インサート材に IN 738 LC および TMP-3 リボンをを用いた接合継手、リボンをを用いないでベースメタル同志を接合した接合継手、およびベースメタルに関して高温引張試験を行い、接合強度を検討した。その結果を Fig. 11 に示す。Fig. 11 においても Fig. 8 と同様にリボンをを用いたものでは、リボンをを用いないものよりいずれの条件でも高い接合強度を示した。これらの結果から、接合用インサート材に用いたリボンが接合強度向上に寄与しているのは明らかといえる。リボンインサート材の接合圧力方向厚さが初期厚さの 80% 前後に変化していたのに対して、ベースメタルの変形は殆どなかったことから考えると、接合強度を向上させたリボンの効果は、リボンの変形し易さが原因している

Fig. 11 Effects of ribbons on tensile strength of joints

いえる。すなわち、ベースメタルが精密鍛造材であるために結晶粒が mm 単位と大きく、高温変形強度が高く変形しづらいのに対して、結晶粒が微細化されたリボンの高温変形抵抗は小さくなっている。

ここで接合強度に及ぼすリボン組成の影響であるが、TMP-3 を用いた場合の方が IN 738 LC よりわずかに高い強度を示した。このようなインサート材による接合強度の相違はインサート材組成が影響していると考えられる。また、リボンを接合用インサート材に用いれば接合強度が向上することが明らかになったが、ベースメタルと比較すれば強度は下回っており、破断場所はいずれも接合界面であった。接合継手としてはベースメタルなみの強度を示すとともに、破断場所もベースメタルであることが好ましい。このような接合継手を得る方法の一つとして、インサート材組成の適性化が考えられる。そこでリボン組成の接合強度に及ぼす影響を考える目的で、まずはじめに、Fig. 9 および Fig. 10 において接合界面に (C, O) 化合物を形成し接合強度に影響を及ぼしていたと考えられる炭素に着目して検討を行った。

Fig. 12 に IN 738 系、TMP-3 系、および René 80 系の C 量を変化させたリボンを接合用インサート材に用いた接合継手の、接合強度（室温引張強さ）と炭素量の関係を示す。接合継手の破断場所はいずれも接合界面であったが、含有炭素量を少なくした FC 系合金では三合金ともに接合強度が向上し、リボンの含有炭素量が接合強度に影響を及ぼしていると考えられる。次に接合界面断面組織の観察および分析を行った。

Fig. 13 に各種組成リボンを用いた接合材の接合部光学顕微鏡観察組織を示す。Fig. 14 は、Fig. 13 で示した接合界面の EPMA 分析結果である。Fig. 14(1) は、IN 738 LC リボンに関する結果である。C や O の大きなピークが見られ、接合界面に Al および Ti の酸化物あるいは炭化物が形成されていると考えられる。(2) には FC 系リボンの一例として、FC 系の中で大きなピークが観察された René 80 FC の結果を示す。FC 系リボンでも(2)に見られた C あるいは O の小さなピークが現れるが、(1)のような大きなピークは見られない。なお Fig. 13 ではいずれの組織においても接合界面が白く観察されるが、これは析出 γ' 相の量が少なくなっている部分であることが高倍率の観察で確認された。ここで、脱 γ' 相形成の原因は、 γ' 相を構成する Al, Ti がなくなるか、

あるいは、Al, Ti が γ' 相以外の化合物を形成するかのどちらかである。一方、Fig. 14 では γ' 相形成元素である Al や Ti が接合面で低下していない。これから考えると Fig. 13 で見られた接合界面の脱 γ' 層生成は、 γ' 相中の Al や Ti がリボンおよびベースメタル表面の O および C と結合して化合物を形成したためと考えられる。

以上の結果から接合界面に酸化物あるいは炭化物が形成されていると考えられるが、ここで酸化物形成については、接合前試料表面に存在していた酸素富化相の影響が大きいと考えられる。一方、炭化物形成については、リボン中の炭素量を少なくした場合に接合強度が向上し

Fig. 13 Microstructures of welded interfaces across base metal (René 80) and various insert metals; (a) IN738LC, (b) TMP-3, (c) René 80, (d) IN738FC, (e) TMP-3FC, and (f) René 80FC ribbons welded at 1100°C

Fig. 12 Effects of carbon content in ribbons on tensile strength of joints at room temperature

Fig. 14 Results of EPMA analysis of the welded interfaces of René 80 joints using IN738LC ribbon and René 80FC ribbon

分析ピークが小さくなったことから、リボン中の炭素が供給源になっていると考えられる。

用いたリボンは、急速凝固されたために、本来炭化物として析出固定されるべき炭素もマトリクス中に強制固溶している⁹⁾ことから、接合時の昇温および高温保持過程でこれら固溶炭素は拡散しやすい自由表面である接合界面に拡散していくことは十分に考えられる。さらに急速凝固材はいずれも微細結晶粒であるため高速拡散の通路となるべき粒界は多数ある。ベースメタル中にも炭素が含有されているが、これらは精密鋳造後の緩冷却中に炭化物が形成されており、急速凝固されたリボンと比べると固溶炭素量は少ないといえる。そのために、ベースメタル中の炭素量が接合界面の炭化物形成に与える影響はリボンよりは小さいと考えられる。以上のことから、リボン中の炭素量は接合界面の炭化物生成に影響をおよぼし、その量が少なくなれば接合界面の炭化物形成を抑制し、その結果として接合強度が向上すると考えられる。

次にリボン中の炭素量の接合強度におよぼす効果を明確にするために、炭素量をさらに低減化させるとともに、Ni 基超合金における炭素以外の代表的合金元素である Cr, Co, W, Ti, Ta, Nb, Al を変化させて作製した Ni-20 Al-5 Cr, Ni-20 Al-5 Co, Ni-20 Al-1 W, Ni-15 Al-5 Ti, Ni-15 Al-5 Ta, および Ni-15 Al-5 Nb の六種類の Ni-Al-X 三元系組成リボンをを用いて接合した接合継手について室温引張試験を行い、接合強度を検討した。その結果、それぞれの室温引張強さは、1058, 980, 1045, 1029, 1012, および 1012 MPa であり、いずれもベースメタル破断した。この結果は、炭素量を今迄のリボン組成よりさらに低減させた場合には接合強度は向上するが、今回の実験で行った範囲で Cr, Co, W, Ti, Ta, Nb, Al の合金元素が変化しても接合強度の低下にはつながらないということを示している。なお、ここで引張強さが異なっているのは、精密鋳造で作製したベースメタル強度のばらつきが原因である。Fig. 15 には、以上の結果から三種類を選んで行った接合界面部分の EPMA 分析結果を示す。いずれも接合界面に O の小さなピークが認められ、酸化物層の存在を示唆しているが、炭素ピークは Fig. 10 あるいは Fig. 14 で示した結果と比べてより小さくなっている。これらの結果から考えると、リボン含有炭素量の低減により接合界面の炭化物生成が抑制されたために、接合強度が向上し、さらに

破断場所も接合界面からベースメタルへと変化したといえる。

4. 結 言

ベースメタルに類似する組成とともに微細結晶粒を有し小さな変形抵抗を示す双ロール法で作製した Ni 基超合金リボン (TMP-3, IN 738 LC, René 80 および Ni-Al-X 三元系組成) を、Ni 基超合金 (René 80) の固相接合用インサート材に用いて、接合圧力、接合時間、および接合温度を変化させて接合を行い、リボンの超合金接合インサート材への適応性および炭素の接合強度に及ぼす影響について検討し、以下の結論を得た。

- ① リボンを接合用インサート材に用いて接合した場合、用いない場合と比べて接合強度が向上する。
- ② 接合後の接合界面には炭化物、酸化物が形成されており、これらが接合強度低下に影響を及ぼしている。
- ③ 接合用インサート材のリボンに含まれる炭素量が低下すると接合強度が向上し、引張試験による破断位置が接合界面からベースメタルへと変化する。

本研究は、通商産業省工業技術院の次世代産業基盤技術開発制度に基づき、(財)次世代金属・複合材料研究開発協会が委託を受けた「高性能結晶制御合金の研究開発」の一環として行なわれたものである。また、本研究の遂行にあたり、有益な助言を頂いた株式会社日立製作所日立研究所志田朝彦工学博士に深甚なる謝意を表します。

参 考 文 献

- 1) 例えば、中尾嘉邦, 恩沢忠男座長: フォーラム液相拡散接合の接合機構とその特性, 本会講義第41集, (1987-10), 25-63.
- 2) D. Duvall, W. Owczarski, D. Paulonis: TLP Bonding; a new method for Joining Heat Resistance alloys, Weld. J., 53-4 (1974), 203-214.
- 3) G. Hoppin, T. Bery: Activated Diffusion Bonding, Weld. J., 49-11 (1970), 505-509.
- 4) 舟本, 小倉, 和知, 加藤, 志田, 稲垣: CO₂レーザーで表面合金化されたIN738LCの拡散接合性, 本会論文集, 2-4 (1984), 594-599.
- 5) 加藤, 舟本, 和知, 松坂, 志田, 小倉: IN738LC接合面へのボロンパック法による低熔点合金層形成法の検討, 本会論文集, 5-3 (1987), 370-373.
- 6) 舟本, 加藤, 和知, 小倉, 志田, 松坂: ボロンパック法で表面合金化されたIN738LCの拡散接合性, 本会論文集, 5-3 (1987), 373-378.
- 7) 舟本, 小倉, 加藤, 志田, 大島: スパック蒸着によるIN738LC接合面への低熔点合金層形成法の検討, 本会論文集, 3-4 (1985), 881-886.
- 8) 例えば、田村, 恩沢, 鈴木: 耐熱合金A286ならびにハステロイXの拡散接合, 本誌, 47-4 (1978), 230-235.
- 9) K. Yasuda, M. Tsuchiya, T. Kuroda, M. Suwa: Mechanical properties and microstructure of melt-spun superalloy ribbons, Proc. 5th Int. Symp. on Superalloys, Seven Springs Mountain Resort, Champion, Pa, USA, (1984) 477-486.
- 10) O. D. Sherby: Fundamentals of Superplasticity and Its Application, Advances in Metal Processing, J. J. Burke, R. Mehrabian and V. Weiss Eds., Plenum Press, (1981) 133-171.
- 11) R. F. Decker: Strengthening Mechanisms in Nickel-Base Superalloys, Source Book on Materials for Elevated-Temperature Applications, American Society for Metals, (1979) 275-298.
- 12) Edited by C. T. Sims and W. C. Hagel: The Superalloys, John Wiley & Sons (1972), 61.

Fig. 15 Results of EPMA analysis of the welded interfaces of René 80 joints using Ni-20Al-5Co, Ni-20Al-5Cr, and Ni-15Al-5Ti ribbon