金属間化合物 γ -TiAl の拡散接合性と継手強度*

—TiAl の拡散接合に関する研究 (第1報)—

中尾 嘉邦**, 篠崎 賢二**, 濱田 昌彦***

Diffusion Bondability and Joint Properties of γ -TiAl*

—Diffusion Bonding of Intermetallic Compound TiAl (Part 1)—

by Yoshikuni Nakao**, Kenji Shinozaki** and Masahiko Hamada***

This study was carried out in order to develop a satisfactory technique for joining TiAl intermetallic compounds. Ti-38 mass% Al binary cast alloys were bonded in a vacuum of 26 mPa using the solid state diffusion bonding method by varying the bonding conditions, viz. the bonding temperature varied from 1273 to 1473 K, the bonding pressure varied from 10 to 30 MPa and the bonding time varied from 0.96 to 3.84 ks.

From metallurgical point of view, the diffusion bonding diagrams with bonding conditions were produced in order to obtain a sound joint without microvoids and oxides at the bonded interface. According to these diagrams, the joints for mechanical testing were produced at the temperature of 1473 K for 3.84 ks with 15 MPa.

The joint tensile strength at room temperature was about 225 MPa and the joints fractured in the base metal zone. However, the joints at the testing temperatures of 1073 and 1273 K fractured at the bonded interface and the joint tensile strength was about 40 MPa lower than that of the base metal, because minimal bonded interface migration occurred.

The joints recrystallized at the bonded zone were produced in order to promote the migration of the bonded interface and sequently improved the tensile property at 1273 K for the joint with the previous bonding conditions and with the post-bonding heat-treatments. The joint tensile strength at 1273 K with recrystallized grain size of around 130 μ m was about 210 MPa and the joints fractured in the base metal zone departed from the bonded zone even at 1273 K.

Key Words: Intermetallic compound, TiAl Diffusion bonding, Elevated temperature tensile test, Mechanical properties, Recrystallization, Oxide

1. 結 言

脆いと言われてきた Ni_3Al が, B を添加することにより極めて優れた延性を持つ¹⁾ことが明らかになって以来, 金属間化合物は, セラミックスに比べより実用に近い, 高温構造用耐熱材料として注目を集めている²⁾. 中でも TiAl は比量 (3.8) が小さく, 比強度においてはセラミックスにこそ及ばないものの Ni 基耐熱合金に匹敵し, しかも高温において Ni 基耐熱合金と変わらない延性を示すことから高温材料として有望視されている³⁾. そのため, すでに1970年代より米国などでも研究が始められ, ガスタービンや機体用材料として試作も行われている^{4,5)}. しかしまだ本格的な実用化に至っていない理由の一つには, 常温延性が低いことが挙げられる. そのため常温延性改善を目的とし, 組成の最適化^{6,7)}, 第3元素の添加⁷⁻¹¹⁾ および高純度化¹²⁾等の研究が行われている.

一方, 構造用材料としての実用化には, 溶接・接合技術の確立が不可欠と考えられる. 金属間化合物の溶接及び接合に関する研究報告を通覧すると, 適用されている

溶接・接合方法は, 電子ビーム溶接¹³⁻¹⁸⁾, レーザービーム溶接¹⁹⁾, ティグ溶接^{13,16,18,20,21)}などの熔融溶接法並びに摩擦圧接^{6,22)}及び拡散接合²³⁾などの固相接合法である. しかしながら, TiAl は, その機械的性質が組成に敏感なため, 溶接割れ防止および雰囲気制御の観点から熔融溶接法の適用は難しく, 母材を全くもしくは極く一部しか溶融させないろう付法, 液相拡散接合法および固相拡散接合法などの適用が比較的有望と考えられる.

そこで本研究では, TiAl の接合技術を確認する一環として, 固相拡散接合法を用いて TiAl 同士の接合を行い, 適正な接合条件の選定, 接合継手の機械的性質およびその改善に関する検討を行った.

2. 供試材料および実験方法

2.1 供試材料

使用した母材は, Ti-38 mass% Al 組成の鋳造材である. 母材の化学組成を Table 1 に示す. 試料は, 以下のような要領で作製した. すなわち, 消耗電極式アーク溶接法により $\phi 115 \times 750$ mm のインゴットを作製した. これを $\phi 155 \times 10$ mm の円盤に放電切断した後, さらにこの円盤から $10 \times 10 \times (70 \sim 150)$ mm の棒状試料を切り出

Table 1 Chemical composition of TiAl used (mass%).

O	N	Si	Mg	Ca	Hf	Zr	Al	Ti
0.0034	0.0033	0.024	0.001	0.009	0.005	0.005	38.0	Bal.

*原稿受付 平成5年4月5日 平成3年度春季全国大会で発表, 平成3年8月 溶接冶金研究委員会で発表

**正 員 大阪大学工学部 Member, Osaka University

***正 員 大阪大学大学院 (現住友金属工業㈱) Member, Graduate student, Osaka University (Present: Sumitomo Metals Industries Co. Ltd)

し、固相拡散接合に供した。

2.2 固相拡散接合方法

適正な接合条件を選定するため、以下のような方法で接合を行った。まず、 $10 \times 10 \times (70 \sim 150)$ mm の棒状試料から $5 \times 5 \times 5$ mm の試料を切り出した後、試料の被接合面を 400～1500 番の各エメリー紙で順に研磨し、さらにアセトンで超音波洗浄して接合装置内に装着した。そして、26 mPa の真空中で高周波誘導加熱装置により加熱速度 10 K/s で加熱し、接合温度 1273, 1373 および 1473 K、接合時間 0.96, 2.16 および 3.84 ks、接合圧力 10, 20 および 30 MPa で接合を行った。機械的性質に及ぼす接合雰囲気の影響を検討するため 6.6 mPa の真空中での接合も実施した。

接合継手の機械的性質改善のために接合界面に再結晶が生じるような接合を以下に述べるような方法で行った。まず、湿式高速切断機で切り出したままの $10 \times 10 \times 5$ mm の試料の被接合面を 80 番のエメリー紙で 70 μ m 程度の深さまで研磨した後、1500 番のエメリー紙で 10 μ m 程度の深さまで仕上げ研磨を行い、80 番のエメリー紙による表面の加工層が残留するようにした。この試料を接合温度 1473 K、接合時間 3.84 ks および接合圧力 10 MPa で接合することにより、接合界面全面に渡って再結晶を生じさせることができた。

2.3 ミクロ組織観察方法

接合界面には未接合部がボイドとして残留していた。これは接合継手の機械的性質を低下させる恐れがあるためボイド率を定量的に測定した。測定には SEM を用い、観察倍率は 1000 倍、観察視野数は 20 視野とした。各視野のボイド長さの総和を各視野の接合界面長さの総和で除してボイド率と定義した。なお測定は、接合界面に垂直に切断した 2 断面において、各断面の両端から 1 mm を除いた中央 3 mm の部分で行った。

一部の接合界面には、膜状の生成相が連続的に存在していた。接合した試料の中央部 3 mm において生成相が存在する接合界面の長さを測定し、全接合界面長さ (3 mm) で除して生成相占有率 (F_v) と定義した。測定には SEM を用い、観察倍率は 1000 倍とした。

また、接合界面の移動状況を調べるため、200 倍の光学顕微鏡組織において格子入りの接眼レンズを用い、一直線に並んだ格子点を初期接合界面に一致するように配置し、このうち界面移動のため接合界面に一致していない格子点の総数を全格子点数で除して界面移動率を定義した。視野数は 10 視野とし、一視野中の全格子点数は 20 点とした。

2.4 引張試験方法

引張試験片は、 $10 \times 10 \times 35$ mm の寸法とし被接合面をバフ仕上げした後、後の 3 節で述べる結果に基づき、接

Fig. 1 Test specimen for elevated temperature tensile test.

合温度 1473 K、接合時間 3.84 ks、接合圧力 15 MPa で接合した。

接合した試料を Fig. 1 に示す平行部直径 6 mm ϕ の引張試験片に加工し、引張試験を行った。引張試験条件は、試験温度を室温、1073 および 1273 K の 3 条件とし、引張速度を室温では 0.096 mm/s、1073 および 1273 K では 0.37 mm/s とした。室温での試験は大気中で、1073 および 1273 K での試験はアルゴン雰囲気中で行った。

3. 適正接合条件

Fig. 2 (a), (b) および (c) に接合圧力 10, 20 および 30 MPa

(a) Bonding pressure: 10 MPa

(b) Bonding pressure: 20 MPa

(c) Bonding pressure: 30 MPa

Fig. 2 Time-Temperature-Bonding diagrams for diffusion bonding.

で接合を行った場合の接合時間の増加に伴う接合界面でのポイド率の変化を示す。図より、接合温度が高く、接合時間が長く、接合圧力が高くなるほどポイド率が低下する傾向が認められる。ポイド率が1%以下の場合、1 μm 以下のポイドが大半を占めており、極めて微小であること、また、ポイド率を0%とするには長時間の接合が必要なことなどを考慮すると、実施工的には、ポイド率が1%以下になる接合条件で接合を終了させてもよいと思われる。

一方、真空度26 mPaにおいて、接合条件によっては、接合部に Fig. 3 に示すような非常に薄い膜状の生成相が存在する場合があった。このような生成相が接合界面に残留すると接合継手の機械的性質に悪影響を及ぼすことが考えられるため、TEM による同定を行った結果生成相は、Ti 系および Ti-Al 系の酸化物である TiO_2 および Al_2TiO_5 であった²⁴⁾。接合界面における酸化物の占有率に及ぼす接合温度および接合時間の影響を Fig. 4 に示す。図に示すように多少バラツキはあるものの接合温度と接合時間との関係で、 F_0 が20%以下、20~50%および50%以上の3領域に分けることができ、接合温度が高いほどまた接合時間が長時間になるほど F_0 が低下する傾向にあることがわかる。すでに、Ti の拡散接合の場合には、接合の初期において接合界面に形成された酸化物が、接合が進行するにしたがって酸素が母材中に拡散することにより分解し、消失することが報告されている²⁵⁾。この傾向は、接合温度が高いほど速くなるものと考えられる。Ti の拡散接合時に形成される酸化物も TiO_2 であることから、TiAl の接合においても Ti の接合同様に

Fig. 3 SEM microstructure of microconstituents formed at the bonded interface (bonding conditions: 1273 K $\times$ 2.16 ks, 10 MPa).

Fig. 4 Time-Temperature-Oxide diagram for diffusion bonding (26 mPa in vacuum).

接合初期段階で接合界面に形成された TiO_2 や Al_2TiO_5 等の酸化物が、接合時間の経過にともない次第に消失するものと推察される。

Fig. 2 及び 4 より、適正接合条件として、ポイド率が1%以下、接合界面における F_0 が20%以下になる接合温度1473 K、接合時間3.84 Ks 及び接合圧力15 MPa なる条件を選び、接合継手を作製した。なお、このときの F_0 は1%以下であった。

4. 接合継手の機械的性質

4.1 引張試験結果

接合温度1473 K、接合時間3.84 ks、接合圧力15 MPa、接合雰囲気26 mPa の条件で接合した継手の引張試験を室温、1073および1273 K で実施した。試験結果を Fig. 5 に示す。母材の平均引張強さは、試験温度が室温および1073 K では約230 MPa であり、ほぼ一定の値を示しているが、1273 K では約210 MPa となり、やや低下する。これに対して接合継手の引張強さは、全ての試験温度でバラツキが大きい。平均引張強さは、室温、1073および1273 K において各々約225、185および170 MPa であり、試験温度の上昇にともなって徐々に低下する傾向が認められる。接合継手の破断位置は、室温では主として母材であったのに対し、1073および1273 K では全て接合部であった。母材と接合継手の試験結果を比較した場合、接合継手の引張強さは室温ではほぼ同じ程度であったものの、1073および1273 K では、母材に比べて各々約45お

Fig. 5 Tensile strength of TiAl joints and base metal at various temperatures (bonding conditions: 1473 K $\times$ 3.84 ks, 15 MPa (26 mPa in vacuum)).

Fig. 6 SEM microfractograph of the fracture surface tested at 1273 K in the base metal.

Fig. 7 SEM microfractographs of the fracture surface at the bonded interface of joint tested at 1273 K (bonding conditions: 1473 K $\times$ 3.84 ks, 15 MPa (26 mPa in vacuum)). (a) General macrostructure, (b) Microstructure of cleavage fracture surface region taken from A in (a), (c) Microstructure of flat fracture surface region taken from B in (a).

Fig. 8 Relation between the area fraction of flat fracture surface and joint tensile strength (bonding conditions: 1473 K $\times$ 3.84 ks, 15 MPa (26 mPa in vacuum)).

より40 MPa 低下している。

4.2 破面解析

接合継手の引張強さが母材に比して低下した原因を明

Fig. 9 Behavior of bonded interface migration (bonding conditions: 1473 K $\times$ 3.84 ks, 15 MPa (26 mPa in vacuum)).

Fig. 10 Effect of bonding atmosphere on the fraction of interface migration (bonding conditions: 1473 K $\times$ 3.84 ks, 15 MPa (6.6 and 26 mPa in vacuum)).

らかにするために破面の観察を行った。Fig. 6 に1273 Kでの母材の破断面を示す。母材は1273 Kでもほぼ全面にわたってへき開破壊することから、高温においても極めて延性が低いことがわかる。Fig. 7 に1273 Kで接合部において破断した試料の破断面を示す。Fig. 7 (a)には破断面の全景を示す。(a)において起伏のあるA部分の拡大をFig. 7 (b)に、平坦にみられるB部分の拡大をFig. 7 (c)に示す。これより、A部分はFig. 6と同様のへき開破面であることから、母材で破断した部分と考えられるが、B部分は、ミクロ的にみても非常に平坦であり、接合部で破壊した場合に特有な破面である。以後このような破面を平坦破面と呼ぶ。

平坦破面が母材の破断面にはみられず、接合部で破断した場合にのみ観察されたことから、平坦破面の形成が引張強さの低下に関与していると考えられる。そこで、接合継手および母材の破断面全体に占める平坦破面の面積率を求め、引張強さとの関係で整理した結果をFig. 8に示す。これより、いずれの試験温度においても平坦破面の増加にともない引張強さが低下する傾向が認められ、平坦破面の形成が引張強さを低下させる原因と考えられた。そこで、この平坦破面の形成機構について考察を行った。

4.3 平坦破面の形成機構

Fig. 9に引張試験片と同条件で接合した試料の接合部の組織を示す。図から明らかなように、一部の接合界面は移動しているものの、大部分の接合界面は、マクロ的には直線状にみられ、界面の移動量が極めて小さい。平坦破面の形態から、平坦破面は移動量の小さい接合界面で破断した部分に相当するものと推察される。

Fig. 10は、接合雰囲気6.6及び26 mPaにおける接合界

面移動率を比較した結果である。図より明らかなように、接合雰囲気を上向きさせることによって界面移動率が高くなることがわかる。さらに、同様の接合条件で接合した継手を作製し、試験温度1273 Kにおいて引張試験を実施した結果、Fig. 11 に示すように、接合雰囲気6.6 mPa で接合した継手の平均引張強さは、約190 MPa であり、26 mPa で接合した継手の引張強さに比べると約20 MPa の改善がみられる。

一般に高温粒界強度には酸化物や不純物の粒界偏析などが影響を及ぼすものと考えられる。Al の拡散接合の場合には^{25,26)}、接合の初期において接合界面に形成された Al_2O_3 が接合終了後も界面に残留し、継手の強度を低下させることが報告されている。真空度の向上にともない界面移動率が高くなり、しかも機械的性質も向上することから、接合雰囲気26 mPa の場合、移動量の小さい接合界面には SEM では判別し難い微細な酸化物が存在すると予想される。このため接合界面の移動が抑制され、しかも界面強度が低下することにより平坦破面が形成されたものと推察される。

5. 再結晶現象を利用した接合継手強度の改善

5.1 再結晶処理にともなう接合界面の変化

接合継手の引張強さの改善には、接合界面移動の促進もしくは初期接合界面の消滅により平坦破面の形成を防止する必要がある。そこで、本研究では、初期接合界面

を消滅させる方法として、再結晶現象を利用することにした。

表面に加工歪を与えた試料を接合温度1473 K、接合時間3.84 ks、接合圧力10 MPa、接合雰囲気26 mPa で接合した結果、Fig. 12 に示すように、接合部全体において再結晶現象が認められ、直線的な接合界面はもはや観察されなくなった。このときの平均再結晶粒径は約65 μm であった。このことから、接合部に再結晶を生じさせることにより初期接合界面を消滅させることが可能と考えられる。

5.2 再結晶現象を利用した接合継手の機械的性質

接合温度1473 K、接合時間3.84 ks、接合圧力10 MPa および接合雰囲気26 mPa の条件で再結晶現象を利用して接合した継手(再結晶接合継手)を作製し、室温、1073 および1273 K における引張試験を実施した。その結果を Fig. 13 に示す。これより、平均再結晶粒径65 μm の再結晶接合継手の平均引張強さは、試験温度が室温および1073 K では、母材並の約230 MPa でほぼ一定の値を示し、破断箇所は室温及び1073 K とも主として母材部であった。これより、再結晶接合することにより、室温および1073 K で母材並の引張強さを持ち、しかも母材破断する接合継手が得られることが明らかとなった。しかし、試験温度1273 K の場合には、引張強さは急激に低下し、110 MPa となっている。Fig. 14 に試験温度1273 K での平均再結晶粒径65 μm の引張試験片の破断面を示す。これより微小な結晶粒の粒界破面となっていることがわか

Fig. 11 Effect of bonding atmosphere on the tensile strength at 1273 K (bonding conditions: 1473 K $\times$ 3.84 ks, 15 MPa (6.6 and 26 mPa in vacuum)).

Fig. 13 Tensile strength of TiAl recrystallized joints and base metal at various temperatures (bonding conditions: 1473 K $\times$ 3.84 ks, 10 MPa (26 mPa in vacuum)).

Fig. 12 Recrystallized microstructures at the bonded zone (bonding conditions: 1473 K $\times$ 3.84 ks, 10 MPa (26 mPa in vacuum)).

Fig. 14 SEM microfractograph showing the fracture surface of joints which had a recrystallized grain size of $65\ \mu\text{m}$ tested at $1273\ \text{K}$ (bonding conditions: $1473\ \text{K} \times 3.84\ \text{ks}$, $10\ \text{MPa}$ ($26\ \text{mPa}$ in vacuum)).

Fig. 15 Effect of holding time on the recrystallized grain size (bonding conditions: $1473\ \text{K} \times 3.84\ \text{ks}$, $10\ \text{MPa}$ ($26\ \text{mPa}$ in vacuum), heat-treatment conditions: $1573\ \text{K}$ ($1.3\ \text{mPa}$ in vacuum)).

Fig. 16 Relation between joint tensile strength and the recrystallized grain size at $1273\ \text{K}$ (bonding conditions: $1473\ \text{K} \times 3.84\ \text{ks}$, $10\ \text{MPa}$ ($26\ \text{mPa}$ in vacuum), heat-treatment conditions: as bonded, $1573\ \text{K} \times 7.2\ \text{ks}$ and $1573\ \text{K} \times 28.8\ \text{ks}$ ($1.3\ \text{mPa}$ in vacuum)).

る。

一般に高温破壊には結晶粒径が影響を及ぼすことが知られており、また、TiAl についてもクリープ破壊に及ぼす結晶粒径の影響に関する報告がなされている²⁷⁾。このことから再結晶接合した場合にも接合部に形成された再結晶の粒径が機械的性質に影響を及ぼすことが予想される。そこで、接合継手に熱処理を施し再結晶粒径を変化させた。熱処理は、 $1.3\ \text{mPa}$ の真空中で熱処理温度を $1573\ \text{K}$ として熱処理時間を 1.8 , 3.6 , 7.2 , 14.4 および $28.8\ \text{ks}$ の 5 条件として実施した。Fig. 15 に熱処理時間の増加にともなう再結晶粒径の変化を示す。接合のままでの平均再結晶粒径は約 $65\ \mu\text{m}$ であり、熱処理時間の増加にしたがって接合部の再結晶粒は成長することがわかる。また、鋳造のままでの母材の粒径は約 $210 \sim 400\ \mu\text{m}$ であったことより、 $1573\ \text{K}$ で $28.8\ \text{ks}$ の熱処理を施せば、接合部の再結晶粒径がほぼ母材並にまで粗大化することがわかった。そこで、再結晶接合した後熱処理を施すことにより平均再結晶粒径を 130 および $240\ \mu\text{m}$ とした継手を作製し、試験温度 $1273\ \text{K}$ において引張試験を実施した。その結果を Fig. 16 に示す。平均引張強さは平均再結晶粒径が約 $130\ \mu\text{m}$ では $210\ \text{MPa}$ と急激に母材並にまで回復し、平均再結晶粒径が約 $240\ \mu\text{m}$ では $170\ \text{MPa}$ にやや低下した。破断箇所は平均再結晶粒径が約 $65\ \mu\text{m}$ の場合には 2 本とも接合界面であったのに対し、平均再結晶粒径が約 130 および $240\ \mu\text{m}$ の場合にはすべて母材部であった。すなわち、試験温度 $1273\ \text{K}$ での引張強さは再結晶粒径を変化させることにより母材並みに改善でき、しかも母材破断する接合継手が得られ、さらに、この場合の高温強度には結晶粒径が大きく影響を及ぼすことが明らかとなった。

6. 結 論

本研究では、TiAl の接合技術を確立することを目的として、Ti-38 mass% Al 鋳造材を用い固相拡散接合を行い、適正な接合条件の選定、接合現象および機械的性質について検討を行った。以下に得られた結果を要約する。

(1) 接合温度 $1273\ \text{K}$ 、接合雰囲気 $26\ \text{mPa}$ で接合した場合、接合界面に膜状の酸化物が存在し、接合温度 1373 および $1473\ \text{K}$ では、接合時間の増加とともに次第に消滅することがわかった。

(2) ボイド率、酸化物占有率が 1% 以下となる接合条件として接合温度 $1473\ \text{K}$ 、接合時間 $3.84\ \text{ks}$ 、接合圧力 $15\ \text{MPa}$ および接合雰囲気 $26\ \text{mPa}$ を選定し、接合した接合継手に対して、室温、 1073 および $1273\ \text{K}$ における引張試験を実施した結果、室温では母材破断する接合継手が得られたものの 1073 および $1273\ \text{K}$ では引張強さが母材に比べて各々約 45 および $40\ \text{MPa}$ 低下し、しかもすべて接合界面で破断した。この引張試験片の破断解析を行った結果、界面移動量が小さい接合界面で形成された平坦破面が引張強さの低下に影響を及ぼすことがわかった。

(3) 接合温度 $1473\ \text{K}$ 、接合時間 $3.84\ \text{ks}$ 、接合圧力 $10\ \text{MPa}$ および接合雰囲気 $26\ \text{mPa}$ の接合条件で再結晶接合した接合継手に対して室温、 1073 および $1273\ \text{K}$ における引張試験を実施した結果、室温および $1073\ \text{K}$ では母材破断する接合継手が得られたが、 $1273\ \text{K}$ では引張強さが約 $110\ \text{MPa}$ まで低下し、しかも接合部の再結晶粒界で破断した。しかし、再結晶接合の後に $1573\ \text{K}$ で熱処理を施し、再結晶粒を粗大化させた再結晶接合継手に対して

1273 K における引張試験を実施した結果、再結晶粒径が 130 μm 程度で母材破断する接合継手が得られた。

これらのことから、TiAl の固相拡散接合においては結晶粒径が接合継手の高温強度に大きく影響を及ぼし、また、再結晶再象を利用することにより 1273 K での接合継手の強度改善が可能であることが明らかとなった。

謝 辞

本研究を遂行するに当たり、実験に協力していただいた大阪大学工学士山本真司氏並びに試料の作製に多大のご協力をいただいた三井造船㈱に感謝申し上げます。

参 考 文 献

- 1) 青木清, 和泉修: "L₁₂ 型金属間化合物 Ni₃Al のホウ素添加による常温延性の改善", 日本金属学会誌, 43 (1979) 12, pp. 1190-1195.
- 2) 鈴木朝夫: "高温構造材料としての金属間化合物", 日本金属学会報, 28 (1989) 3, pp. 238-239.
- 3) 南方俊一, 藤岡順三, 日野春樹, 宮下卓也, 荒木俊光: "軽量・耐熱材料としての TiAl 金属間化合物に関する研究", 川崎重工技報, 111 (1991) 10月, pp. 37-44.
- 4) H.A. Lipsitt: "Titanium Aluminides-An Overview", Mat. Res. Soc., 39 (1985), pp. 351-363.
- 5) D. Shechtman, M.J. Blackburn and H.A. Lipsitt: "The Plastic Degormation of TiAl", Meta. Trans. 5 (1974) 6, pp. 1373-1396.
- 6) 磯部晋: "軽量耐熱材料としての TiAl", 素形材 (1989) 3, pp. 1-5.
- 7) 辻本得蔵, 橋本健紀, 小口醇, 信木稔, 大田口稔, 菅広雄: "金属間化合物 TiAl の延性向上に関する研究", 金属材料技術研究所研究報告集, 6 (1985), pp. 93-99.
- 8) 橋本健紀, 土肥春男, 笠原和男, 辻本得蔵, 鈴木朝夫: "第 3 元素を添加した TiAl 基合金の組織と結晶構造", 日本金属学会誌, 52 (1988) 8, pp. 816-825.
- 9) 橋本健紀, 土肥春男, 笠原和男, 中野理, 辻本得蔵, 鈴木朝夫: "金属間化合物 TiAl 基合金の機械的性質に及ぼす第 3 元素添加効果", 日本金属学会誌, 52 (1988) 11, pp. 1159-1166.
- 10) 橋本健紀, 倉部兵次郎, 土肥春男, 笠原和男, 辻本得蔵: "TiAl 基合金の常温延性に及ぼす Mn 添加の影響", 日本金属学会誌, 54 (1990) 5, pp. 539-548.
- 11) 磯部晋, 野田俊治: "金属間化合物 TiAl の機械的性質に及ぼす B, Si および Ni 添加の影響", 日本金属学会講演概要 (秋期), 101 (1987), p. 312.
- 12) 川畑武, 只埜正義, 和泉修: "TiAl 金属間化合物の延性におよぼす純度と第 2 相の効果", 日本金属学会講演概要 (秋期), 103 (1988), p. 495.
- 13) S.A. David, W.A. Jemian, C.T. Liu and J.A. Horton: "Welding and Weldability of Nickel-Iron Aluminides", Welding J., 64 (1985) 1, pp. 22s-28s.
- 14) M.L. Santella, M.C. Maguire and S.A. David: "Analysis of Heat-Affected Zone Cracking in Ni₃Al Alloy Welds by Computer Modeling of Thermal Stresses", Welding J., 68 (1989) 1, pp. 19s-27s.
- 15) M.L. Santella and S.A. David: "A Study of Heat-Affected Zone Cracking in Fe-Containing Ni₃Al Alloys", Welding J., 65 (1986) 5, pp. 129s-137s.
- 16) S.A. David, J.A. Horton, G.A. Goodwin, D.H. Phillips and R. W. Reed: "Weldability and Microstructure of a Titanium Aluminide", Welding J., 69 (1990) 4, pp. 133s-140s.
- 17) R.A. Patterson, P.L. Martin, B.K. Damkroger and L. Christodoulou: "Titanium Aluminide: Electron Beam Weldability", Welding J., 69 (1990) 1, pp. 39s-44s.
- 18) S.A. David, J.A. Horton, C.G. McKarey, T. Zacharia and R. W. Reed: "Welding of Iron Aluminides", Welding J., 68 (1989) 9, pp. 372s-381s.
- 19) C. Chen and G.H. Chen: "The Effect of Grain Size on the Weldability of Nickel Aluminide", Scripta Metall., 22 (1988), pp. 1857-1861.
- 20) W.A. Baeslack III, T.J. Mascarella and T.J. Kelly: "Weldability of a Titanium Aluminide", Welding J., 68 (1989) 12, pp. 483s-498s.
- 21) S.A. David, D.N. Braski and C.T. Liu: "Structure and Properties of Welded Long-Range-Ordered Alloys", Welding J., 65 (1986) 4, pp. 93s-98s.
- 22) P.L. Threadgill and W.A. Baeslack III: "Metallurgical Aspect of Joining and Titanium Aluminide Alloy", Proceedings of International Symposium on Intermetallic Compounds (JIMIS-6), June 1991, Sendai (JAPAN), JIM, pp. 1021-1025.
- 23) 田口功平, 綾田倫彦, 新居秀夫: "自己燃焼反応による Ti-Al 系金属間化合物の接合", 日本金属学会講演概要 (春季), 108 (1991), p. 214.
- 24) Y. Nakao, K. Shinozaki and M. Hamada: "Diffusion Bonding of Intermetallic Compound TiAl", ISIJ International, 31 (1991) 10, pp. 1260-1266.
- 25) 大橋修, 田沼欣司, 吉原一敏: "拡散溶接部の空隙表面における酸化皮膜の挙動", 溶接学会論文集, 3 (1985) 3, pp. 477-479.
- 26) 大橋修, 田沼欣司, 木村隆: "拡散溶接部の密着部での酸化皮膜の挙動", 溶接学会論文集, 4 (1986) 1, pp. 53-59.
- 27) 高橋徹, 及川洪: "金属間化合物の特性評価における長時間強度の重要性—TiAl 注目して—", 耐熱金属材料第123委員会研究報告, 31 (1990) 2, pp. 245-251.