鉄基酸化物分散強化合金 MA956 の液相拡散接合現象と接合継手特性*

篠崎 賢二**, (故)中尾 嘉邦***, 黒木 英憲**

Bonding Phenomenon and Mechanical Properties of TLP-bonded Joint of Fe-base ODS Alloy, MA956*

by Kenji Shinozaki**, the late Yoshikuni Nakao*** and Hidenori Kuroki**

In order to decrease the completion time during TLP-bonding, an iron-based filler metal, (IM-7) comprising MA956 base metal containing 7 mass%Si and 1 mass%B was developed to join MA956 base material. TLP-bonded joints free of microvoids and bondline intermetallic phases were obtained using a bonding temperature of 1563 K, a holding time of 2.16 ks and an applied pressure of 7.0 MPa. The bondline region in TLP-bonded MA956 base metal had a bamboo-like microstructure. In order to make clear the formation mechanism of this microstructure, the growth mechanism of solid phase during isothermal solidification was evaluated. During tensile testing at 923 K, the joints TLP-bonded at 1563 K for 2.16 ks fractured in the base metal zone and consequently, the mechanical properties of the joint region and the base metal were similar. The creep rupture properties of the joint regions were close to the base metal properties in the transverse direction.

Key Words: TLP bonding, Oxide Dispersion Strengthened Alloy, Tensile strength, Creep rupture test, Fe-base alloy, Bonding mechanism

1. 緒 言

近年、メカニカルアロイング法 (MA 法) の開発により、微細で安定な酸化物である Y_2O_3 を均一に分散させた酸化物分散強化合金 (ODS 合金) が比較的容易に作製されるようになってきた¹⁾。この合金は、高温特性が極めて優れており、次期耐熱材料の一つとして注目されている。実用合金としてすでに Ni 基 ODS 合金では、MA6000, MA754 などが、Fe 基 ODS 合金では、MA956, MA957 などが開発されている。一般に、Fe 基 ODS 合金は、Ni 基 ODS 合金に比して、高温強度は低いものの、融点が高く、耐高温酸化性に優れていることから、今後多方面での適用が期待されている²⁾。

この材料の適用範囲を拡げるには、母材が劣化せず、十分な継手性能を保証できる溶接・接合技術の開発が不可欠である。TIG 溶接法や電子ビーム溶接法などの溶融溶接では、溶接金属中において溶接割れが発生しやすく、また、分散粒子である酸化物が分解、凝集して均一に分散されず、強化機構がそこなわれるなどの問題点が指摘されており、できるだけ母材の溶融が少ない接合方法、すなわち摩擦圧接法³⁾、固相拡散接合法⁴⁾、ろう付法⁵⁾、液相拡散接合法^{6,7)}などの採用が検討されている。中でも液相拡散接合法では、原理的には無加圧で母材と同程度の機械的性質を有する接合継手を作製することが可能なため、有力な接合方法の一つと考えられている。Ni 基 ODS 合金の MA6000⁸⁾、MA754⁹⁾ に対して、本接合法がすでに適用されており、接合界面に酸化物粒子が凝集し、また、高温長時間処理により ODS 合金の特性が失われるという問題点があるものの、接合継手の機械的性質に関しては比較的良好な結果が得られている⁷⁾。

そこで本研究では、Fe 基 ODS 合金の MA956 に対して母材に近組成のインサート金属を開発し、できるだけ短時間での液相拡散接合を行い、接合現象並びに接合継手の機械的性質について検討を行った。

2. 供試材料及び実験方法

2.1 供試材料

使用した MA956 は、以下のような方法で作製されたものである。すなわち、MA 法により作製した混合粉末を軟鋼製の缶に詰め、脱気、密封した後、熱間押出プレスで焼結成形した。さらに 1273 K で 3.6 ks 加熱し、1123-1273 K で鍛造した後、1273 K × 600 s で焼鈍を行い長手方向に結晶粒を成長させた。出来上がった母材のサイズは、12 × 12 × 600 mm である。母材の化学組成を Table 1 に示す。

また、母材 MA956 に Si 及び B を融点降下元素として添加したインサート金属を試作した。インサート金属の作製は以下のような手順で行った。すなわち、Si, B 及び母材 MA956 を目標組成になるように調整し、アルゴンガス雰囲気中で TIG アークにより溶解し、約 10φ × 40 mm のインゴットを溶製した。このインゴットを切断し、1500 番のエメリー紙で研磨することにより、厚さ約 50 μm の箔にしてインサート金属として接合に供した。試作したインサート金属の化学組成も Table 1 に併せて示す。

2.2 液相拡散接合法

10 × 10 × 35 mm の角状母材の被接合面を 1500 番のエメリー紙で研磨し、インサート金属とともにアセトンにて超音波洗浄を行い接合に供した。

接合は、以下の手順で行った。インサート金属を母材の間に挿入し、接合装置に装着後、0.04 Pa の真空中に排気し、7.0 MPa の接合圧力を付加し、高周波誘導加熱法により所定の時間加熱保持した後自然冷却した。接合条件は、加熱速度 10 K/s、接合温度 1563 K、保持時間 0.06, 0.24, 0.96 及び 2.16 ks である。

2.3 金属組織観察法

ミクロ組織の現出には、10%塩酸アルコールを電解液とし、電解腐食法を用いた。

等温凝固の進行を推測するために、各時間保持した接合

*原稿受付 平成 6 年 5 月 16 日 平成 4 年 1 月第 27 回界面接合研究委員会で発表

**正 員 広島大学工学部 Member, Faculty of Eng., Hiroshima University

***正 員 大阪大学工学部 Member, Faculty of Eng., Osaka University

Table 1 Chemical compositions of MA956 base metal and filler metal ingots (mass%).

Materials		C	Mn	Si	Ni	Cr	Ti	Al	W	Y ₂ O ₃	B	Fe
Base metal	MA956	0.014	0.10	0.11	0.09	18.84	0.37	4.57	-	0.495	-	Bal.
Insert metal	IM-1	MA956		3.0								
	IM-2	MA956		5.0								
	IM-3	MA956		7.0								
	IM-4	MA956		-							1.0	
	IM-5	MA956		3.0							1.0	
	IM-6	MA956		5.0							1.0	
	IM-7	MA956		7.0							1.0

Fig. 1 Test specimen configuration during high temperature microscopy when observing base metal dissolution.

継手の接合層内に存在する生成相の面積率を計測した。測定は、以下の方法で行った。すなわち、接合継手断面の接合層から SEM で800倍に拡大した視野を10視野任意抽出し、各視野中の生成相の面積の総和を計測し、総視野面積で除した。

接合部の合金元素濃度は、EPMA を用い、加速電圧15 kV、試料電流0.02 μ A、ビーム径 2 μ m の条件で測定した。

2.4 接合現象の観察方法

溶融したインサート金属による母材の溶解現象を高温顕微鏡を用いた直接観察法により調べた。観察は、以下の方法で行った。すなわち、Fig.1 に示すように、直径 8 mm、厚さ 0.5 mm の円盤状の試験片に100 μ m の幅のスリットを入れ、円錐状に加工した試験片の裏面に、前述の箔状のインサート金属を小さく切り刻んでフレーク状にして置き、高温顕微鏡内にセットした。そして、0.13 mPa に排気した後、電子ビームにより裏面のインサート金属を溶融させ、溶融したインサート金属がスリット内へ浸入し母材が溶解するのを直接観察した。なお、加熱速度は21 K/s、観察倍率は400倍とした。

また、等温凝固中の試料を液体 Sn 中に急冷し高温での組織を凍結させることにより、等温凝固過程での固相の成長挙動を詳細に観察した。実験は、以下の方法で行った。すなわち、Fig.2 に示すような約0.3 mm のスリットにインサート金属を入れた10 $\times$ 10 $\times$ 10 mm の試料をアルゴン雰囲気電気炉中にセットし、等温凝固中にすばやく液体 Sn 中に入れ急冷した。

2.5 引張試験及びクリープ試験法

接合継手を平行部 6 mm ϕ の丸棒に加工し、室温及び923 K の試験温度で引張試験を実施した。室温では、引張速度 0.17 mm/s で、923 K では、加熱速度0.15 K/s で加熱し、

Fig. 2 Test specimen configuration when observing isothermal solidification. **Fig. 3** Test specimen configuration for charpy test.

923 K に達してから300 s 保持した後、引張速度0.37 mm/s で試験を実施した。また、同様の直径の試験片を用い、試験温度923 K、負荷応力78、88及び98 MPa にてクリープ試験も実施した。

2.6 シャルピー衝撃試験法

接合継手を Fig. 3 に示す形状に加工し、試験温度373 K にてシャルピー衝撃試験を実施し、吸収エネルギーを計測した。

3. インサート金属の開発

3.1 インサート金属の融点

液相拡散接合においては等温凝固過程並びに均一化処理過程に要する時間を短縮化することが望まれる。このため、インサート金属の基本組成は、できる限り母材に近く、拡散速度の速い元素を融点降下元素とすることが望ましい。

Fig. 4 Effect of silicon and boron on the liquidus temperature of MA956 base metal.

このような観点で鉄中での元素の拡散定数、並びに Fe-X 二元系合金状態図より、融点降下元素を選択した結果、Si 及び B が適当と考えられた。しかしながら、B の鉄中での溶解度は極めて低く、接合部の硼化物が残留する可能性が考えられるため、母材 MA956 に主として Si を添加して融点の低いインサート金属を試作することにした。

MA956 に Si のみを添加した場合の融点測定の結果を Fig. 4 に示す。MA956 の融点は Si 量の増加とともに低下するが、7% 程度の添加でその傾向は飽和し、約 1550 K となる。接合中の母材の劣化を防止するためインサート金属の融点を 1473 K 以下に設定した。したがって、Si のみの添加では MA956 の融点を 1473 K 以下に下げることは困難なため、B を 1% 複合添加した。この場合の融点測定の結果を Fig. 4 に併せて示す。融点の低下傾向は Si のみの添加の場合に比して著しくなり、母材 MA956 に 7% Si 及び 1% B を複合添加した合金 (IM-7) では、その融点が 1416 K となった。そこで、本研究ではこの合金をインサート金属として用いることにした。

3.2 接合現象

Fig. 5(a) は、接合温度 1563 K、接合圧力 7.0 MPa、接合時間 0.06 ks の条件で接合した継手の接合部の組織を示したものである。接合層中には白色の生成相が認められる。この生成相は、Fig. 5(b) に示すように、EPMA による分析の結果、Cr 及び B のピークが見られることより、Cr 系の硼化物と考えられ、接合層内の液相が冷却中に凝固することにより生成したものと推察される。保持時間にともなうこの硼化物の面積率の変化を Fig. 6 に定量的に示す。図より、面積率は、0.06 ks 保持後は 12% であり、保持時間の増加に伴い 0.96 ks までは急激に減少し、2.16 ks 保持するとほぼ 0% となり、硼化物は消滅することがわかる。このことより、接合時間 2.16 ks においてはすでに等温凝固が完了しているものと考えられる。

母材と大きく組成が異なるインサート金属を用いた液相拡散接合においては、接合部の機械的性質の確保のため、

Fig. 5 SEM micrograph of the joint and the EPMA analysis of the microconstituents in the bonded interlayer (the bonding parameters: temperature - 1563 K, holding time - 0.06 ks, applied pressure - 7.0 MPa).

Fig. 6 Change in the area fraction of microconstituents in the bonded interlayer with holding time for a bonding temperature of 1563 K.

等温凝固完了後の合金元素の均一化処理が必要と言われていた⁸⁾。本研究においては、母材に近組成のインサート金属を用いているため、原理的には融点降下元素である Si 及び B が母材側へ拡散流出すれば母材と接合部との均一化が達成されるものと考えられる。

Fig. 7 は接合時間 2.16 ks の試料について、接合層に直角に Si, B, Al, Fe 及び Cr の EPMA による線分析を行った結果である。これより、すべての元素がほぼ均一化しており、接合時間 2.16 ks においてほぼ合金元素の均一化が達成されているものとみなせる。また、Fig. 8 はこの試料の接合部の硬さ分布を示したものであり、接合層内と母材の硬さはほぼ同程度であることがわかる。

以上の結果より、接合温度 1563 K、接合時間 2.16 ks、接合圧力 7.0 MPa の接合条件で接合を完了できるものと考えられる。

Fig. 9 は接合温度 1563 K、接合時間 2.16 ks、接合圧力 7.0

MPa の接合条件で作製した接合部の反射電子像を示したものである。また、Fig. 10 (b), (c)及び(d)は、Fig. 2 の試験片を用いて1523 K×480 sで保持した後急冷したときの接合層と母材との境界近傍の等温凝固途中の結晶粒(1), (2)及び母材結晶粒(3) (Fig. 10 (a)) におけるエレクトロチャンネルリングパターン (以後 ECP と略す) を示す。Fig. 7 で示したように、母材と接合層では組成がほぼ同一であったにもかかわらず、Fig. 9 では、これらの間に明瞭なコントラストの違いが認められる。また、Fig. 10 (b)~(d)に示したように、各結晶粒からの平行な一対の線で構成される channeling

Fig. 7 EPMA analyses of elements Fe, Cr, Al, B and Si at the joint region (the bonding parameters: temperature-1563 K, holding time -2.16 ks, applied pressure -7.0 MPa).

像の出方が各結晶粒においてそれぞれ全く異なることより、Fig. 10 の矢印に示すように接合層と母材との両境界には粒界が存在すると考えられる。Fig. 11 (a)は、この接合層と母材との境界にみられる粒界を拡大した SEM 組織を示す。粒界上には微細な介在物が連なって存在しており、この介在物の EDX 分析を行った結果、(b)に示すように Al の

Fig. 8 Hardness distribution at the bondline (bonding parameters: temperature -1563 K, holding time -2.16 ks, applied pressure -7.0 MPa).

Fig. 9 Reflecting electron image showing the microstructure at the bondline (bonding parameters: temperature -1563 K, holding time -2.16 ks, applied pressure -7.0 MPa).

Fig. 10 Microstructure and the electron channeling patterns (ECP) of isothermally solidified grains within the interlayer and adjacent to the bondline in base metal (bonding temperature: 1523 K, holding time: 480 s). (a) Reflecting electron image of bondline microstructure, (b) ECP taken from grain 1 in (a), (c) ECP taken from grain 2 in (a), (d) ECP taken from grain 3 in (a).

Fig. 11 Inclusions at the grain boundary between the bonded interlayer and the base metal and the EDX analysis of these inclusions (the bonding temperature: 1563 K, holding time: 2.16 ks, applied pressure: 7.0 MPa).

値が高い場合や、(c)に示すように Y が高い場合があり、これらの介在物は Al 及び Y 系の酸化物と考えられる。

中尾らによれば、等温凝固過程において、固相は母材からエピタキシャルに成長すると言われている⁹⁾。この場合、両母材から成長した固相が会合する部分で粒界が形成されることより、粒界は接合層内に一本観察されるのみである。しかし、Fig. 10 に示したように、接合層と母材との間には粒界が存在することより、本合金では、固相は母材からエピタキシャル成長していないことになる。そこで、母材の溶融現象及び等温凝固現象について詳しく調べ、固相の成長機構について検討を行った。

4. 接合機構

4.1 母材溶解現象

Fig. 12 は、高温顕微鏡を用いて Fig. 1 のスリット部を 1483 及び 1503 K で観察し、母材の溶解過程を直接観察した際の組織を示す。(a)に示すように 1483 K では、母材の溶解にともない図中の矢印で示すような黒い介在物が接合層内に観察される。さらに、昇温し(b)に示すように 1503 K では、黒い介在物は凝集し、固液界面及び接合層内を浮遊する傾向が認められる。冷却後この黒い介在物を EDX にて分析した結果、(c)に示すように、Y のピークが認められ、Y 系の酸化物であることが推察された。母材には Y_2O_3 が分散されていること、黒い介在物は母材の溶解とほぼ同時に現れたことなどを考え合わせると、この介在物は母材の溶解

時に母材中の Y_2O_3 が掃き出されたものと推察される。

4.2 等温凝固現象

Fig. 13 は Fig. 2 の試料を用いて等温凝固中に試料を液体 Sn 中に急冷した際のスリット部の組織である。スリット中に見られるデンドライト組織は急冷時に凝固した部分であり、等温凝固過程では液相であった部分と考えられる。(a)に示すように、1603 K に達した時点では固液界面部において小さな結晶が多数認められる。保持時間 2.16 ks の場合には、(b)に示すように固液界面部において歯状の固相が並んでいる。これらの固相は、保持時間とともに成長していることから等温凝固により成長したものと考えられる。また、この場合には、高温時に液相であったスリット

Fig. 12 Microstructures of the slit region at 1483 K and 1503 K and EDX analysis of the dark-colored products agglomerating in the melt zone.

Fig. 13 SEM microstructures of the slit region for the holding times of 0 and 2.16 ks at 1603 K after quenching in liquid tin.

Fig. 14 Relation between the width of the liquid phase at 1603 K and the square-root of the holding time.

Fig. 15 Relation between the width of isothermally solidified grains (in the tooth-like structure) and the holding time at 1523 K and 1573 K.

内において独立した固相も認められる。

Fig. 14 は、保持時間の経過とともに液相幅の変化を示したものである。これより、液相幅は時間の平方根に対して直線的に減少しており、マクロ的には、従来の等温凝固理論にしたがい、融点降下元素の拡散により固液界面が進行し、固相が成長するものと思われる。

Fig. 15 は、1523 及び 1573 K において、等温凝固している母材と接した固相の幅の時間変化を示す。これより、固相の幅はいずれの温度においても時間の経過とともに放物線的に大きくなる。すなわち、等温凝固した固相は液相側への成長と同時に固液界面に平行な方向にも成長することがわかる。このことは等温凝固した固相が母材とは独立して存在していることを物語っており、換言すれば、エピタキシャル成長が起こっていないと言える。

4.3 固相の成長機構

Fig. 12, 13, 14 及び 15 の結果を考え合わせ、固相の成長機構を考察する。

Fig. 16 は、液相拡散接合過程並びに等温凝固後の接合層内の粒界移動過程を模式的に示した図である。(a) から順に (f) までの過程を経て接合が進行する。

Fig. 16 (a) 及び (b) は、母材の溶解過程を示す。インサート金属が溶融すると母材の一部が溶解し、母材に含まれる Y_2O_3 や Al_2O_3 などの酸化物は、固液界面に掃き出され、これらが凝集して固液界面付近や、一部は溶融したインサート金属中に浮遊する。これは、Fig. 12 に示した様相から推察

Fig. 16 Schematic illustrating the different steps during TLP-bonding of MA956 alloy.

できる。母材の溶融過程が終了し、等温凝固過程にはいると Fig. 16 (c) 及び (d) に示すように、液相内や固液界面の液相側に凝集していた酸化物が核となり固液界面や液相内で固相が生成する。これは等温凝固の初期過程において母材と液相との界面や液相内に形成された固相が Fig. 13 (a) に示したようになりに微小であったことから想像できる。したがって、このとき固液界面に生成した固相と母材との間には粒界が存在することになる。固相の成長にともない、液相内を浮遊していた介在物は、母材と接合層との界面にある粒界に主として掃きよせられる。しかし、接合層内では酸化物が少ないため、等温凝固後 Fig. 16 (e) 及び (f) にみられるように容易に粒界移動が起こり、最終的には母材と接合層との間のみ粒界が残留することになる。以上のような機構により MA956 では等温凝固後の接合継手において母材と接合層との間に粒界が形成されるものと考えられる。

5. 接合継手の機械的性質

5.1 引張試験結果

Fig. 17 に接合温度 1563 K、接合時間 2.16 ks、接合圧力 7.0 MPa の接合条件で作製した接合継手ならびに母材の長手方向の室温及び 923 K での引張試験結果を示す。室温において、絞りは母材よりも低下しているものの、引張強さ及び伸びはほぼ母材並である。室温での破断は、すべて接合層界面付近において起こっていた。923 K においては、引張強さ、伸び及び絞りは、いずれもほぼ母材並であり、またすべて母材で破断した。以上のことより、本接合継手は、室温においては問題があるものの、高温引張においては母材並の強さが得られる良好な接合継手であることが判明した。

室温における引張破断面は、Fig. 18 (a) に示すようなボイドや多くの介在物がある平滑破面と (b) に示すようなへき開

破面が混在し、マクロ的には平坦に見える領域 (Region F) ならびにへき開破面のみ存在し、マクロ的には起伏のある領域 (Region C) に分類された。このうち、Region F は破断面全体の約50%を占めていた。平滑破面上の介在物を EDX で点分析した結果、(c)に示すように Al の値が高く、この介在物は Al 系の酸化物と考えられる。

Fig. 11 (a)に示したように、接合層と母材との界面には粒

* : Mainly fractured at bonded interface
** : Fractured in base metal

Fig. 17 Room temperature and 923 K tensile test results (bonding parameters: temperature -1563 K, holding time -2.16 ks).

界が形成され、Al や Y 系の酸化物が凝集していたことより、平滑破面はこの粒界で破断した部分と考えられる。へき開破面は母材部で破断した場合にも認められることから、接合継手が脆化した原因は、ボイドや酸化物の凝集により接合層と母材との境界に形成された粒界の強度が低下し、平滑破面が形成され易くなったためと考えられる。

5.2 シャルピー衝撃試験結果

接合継手の室温引張試験において絞り値が低下していたため、接合温度1563 K, 接合時間2.16 ks, 接合圧力7.0 MPa

Fig. 19 Absorption energies at 373 K of the base metal and the bonded joint by charpy test (bonding parameters: temperature -1563 K, holding time -2.16 ks).

Fig. 18 Fracture surface morphologies of joints broken at room temperature (bonding parameters: temperature -1563 K, holding time -2.16 ks). (a) flat fracture surface, (b) cleavage fracture surface in the base metal, (c) EDX analysis of inclusions located on the flat fracture surface.

Fig. 20 Creep rupture test results at 923 K (bonding parameters: temperature —1563 K, holding time —2.16 ks).

の接合条件で作製した接合継手の373 Kにおけるシャルピー衝撃試験を実施した。Fig. 19より、母材及び接合継手の吸収エネルギーは共に低いが、母材と比較して接合継手の吸収エネルギーはさらに低く、接合継手の動的靱性がかなり劣化していることがわかる。また、破面解析より破断は、引張試験の場合と同様に接合層と母材との境界で発生した様相が見られた。

5.3 クリープ試験結果

接合界面にはボイドや酸化物が多数集積しているにもかかわらず、高温引張強さは母材並であった。そこで、923 Kにおけるクリープ強さについて検討を行った。

Fig. 20は、接合温度1563 K、接合時間2.16 ks、接合圧力7.0 MPaの接合条件で作製した接合継手について、923 Kにおいて78、88及び98 MPaの応力を負荷した場合の破断時間を示した結果である。なお、参考のために母材の長手方向並びにこれに垂直方向の結果も併示している。図より、接合継手のクリープ強さは、母材の垂直方向の強さにほぼ等しくなっている。また、各試験片の破断位置は破断面が平坦であったことから、接合界面と考えられた。これより、クリープ強さには接合層と母材との間の粒界が悪影響を及ぼすことが判明した。

6. 結 論

本研究では、母材としてFe基ODS合金であるMA956を用い、母材に近組成のインサート金属を開発して液相拡散接合を行い、接合現象の詳細な検討並びに接合継手の機械的性質について検討を行った。本研究で得られた結果を以下に要約する。

(1) 母材MA956に7%Si及び1%Bを複合添加した融点1416 Kのインサート金属(IM-7)を開発した。これを用いて、接合温度1563 Kで接合を行った結果、接合時間2.16 ksで等温凝固過程が終了し、ボイド等の接合欠陥は認められず、同時に母材中の合金元素Fe、Cr、Al、Si及びB濃度はほぼ均一化され、母材及び接合層間で均一の硬さ分布

を持つ良好な接合継手が得られた。

(2) 本合金では、母材の溶解過程で掃き出された母材中の酸化物が固液界面で凝集し、固液界面での固相生成の核となるため、等温凝固過程では、固相は母材からエピタキシャル成長せず、最終的には、接合層と母材との間に酸化物が残留する粒界が形成されることがわかった。

(3) 接合温度1563 K、接合時間2.16 ks、接合圧力7.0 MPaの接合条件で作製した接合継手の室温及び923 Kにおける引張試験を実施した結果、室温では、伸び及び引張強さは、ほぼ母材並であったが、接合界面で破断し、絞り値は母材より低かった。また923 Kでは、伸び、引張強さ及び絞りはすべて母材並であり、しかもすべて母材で破断した。これより、高温引張強さの観点からはIM-7を用いて良好な接合継手が得られることがわかった。

(4) 室温での引張試験片の破断面には、へき開破面と平滑破面が混在する破面が認められた。平滑破面上には、Al系の酸化物及びマイクロボイドが多数認められたことより、これらにより平滑破面が形成され、接合継手の靱性が劣化したものと考えられた。

(5) 接合温度1563 K、接合時間2.16 ks、接合圧力7.0 MPaの接合条件で作製した接合継手の373 Kにおけるシャルピー衝撃試験の結果、接合継手の吸収エネルギーは、母材と比較して低く、接合継手の動的靱性がかなり劣化していることがわかった。

(6) 接合温度1563 K、接合時間2.16 ks、接合圧力7.0 MPaの接合条件で作製した接合継手について923 Kにおいてクリープ試験を実施した結果、接合継手のクリープ強さは、母材の長手方向に垂直な方向の強さとほぼ同程度であった。また、破断は接合界面で起こっていたことより、クリープ強さには接合層と母材との間の粒界が悪影響を及ぼすことがわかった。

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亀谷博仁及び泉 学氏並びに試料の作製に多大のご協力をいただいた住友金属工業(株)、また、高温顕微鏡の使用にご協力いただいた新日本製鐵(株)に感謝申し上げます。次第である。

参 考 文 献

- 1) 田中良平：新素材/新金属と最新製造，加工技術，総合技術出版社，71。
- 2) 高橋裕男：日本金属学会報，27 (1988) 10，808。
- 3) 中原征治，小林秀雄：溶接学会全国大会講演概要，45 (1989)，258。
- 4) T.J. Moore and T.K. Glasgow: Weld. J., 64 (1985) 8, 219s.
- 5) I.A. Bucklow: TWI Members Report, 343 (1987) 7.
- 6) 美野和明，浅川幸一，吉沢久恵，中川幸也：材料とプロセス，1 (1988)，1921。
- 7) 平根輝夫，森本庄吾，舟本孝雄：鉄と鋼，72 (1986) 10，1590。
- 8) 中尾嘉邦，西本和俊，篠崎賢二，姜晶允，重田春樹：溶接学会論文集，9 (1991) 1，55。
- 9) 中尾嘉邦，西本和俊，篠崎賢二，姜晶允，堀裕二：溶接学会論文集，7 (1989) 3，367。