アルミニウムの拡散接合面における酸化皮膜の挙動

圓城 敏男*・池内建二*・古川 潔**

Behavior of oxide film at bond interface of diffusion bonding of aluminum

UDC: 669.71: 621.79

Toshio ENJO*, Kenji IKEUCHI*
and Kiyoshi FURUKAWA**

Aluminum which had been i) wire brushed, ii) emery paper polished and electropolished, and iii) wire brushed and electropolished was diffusion welded. The morphology and distribution of the oxide are strongly influenced by the surface treatment. When the faying surface subjected to the treatment i) is welded, a number of oxide particles distribute within a zone 1 to 3 μm in thickness along the bond interface. The zone consists of many small grains less than 1 μm in diameter. The formation of the zone is attributed to plastic deformation and a number of oxides introduced by wire brushing. The zone involving the oxide has a harmful effect on the bond strength, because the surface treatment i) results in a bond strength much lower than the treatments ii) and iii). When faying surfaces subjected to the treatments ii) and iii) are used, on the other hand, thin oxide films 20 to 40 nm in thickness are observed only along the bond interface. The portion of the bond interface where the oxide is broken up extends when faying surfaces are subjected to the treatment iii) rather than subjected to the treatment ii). A higher bond strength is obtained by using the treatment iii).

Keywords: oxide film, diffusion bonding, surface treatment, transmission electron microscope.

(Received November 20, 1984)

1. 緒 言

アルミニウムの拡散接合において、接合表面の酸化皮膜は、接合強さの増加を妨げる最も重要な因子であるといわれてきた^{1),2)}。これは、アルミニウムの酸化皮膜が、非常に安定かつ強固で、接合界面において被接合物の間に金属結合が形成されるのを阻害すると考えられるからである。しかし、この酸化皮膜は、一般に厚さが0.1 μm 以下の非常に薄いもので、その観察は必ずしも容易ではない。このため、アルミニウムの接合界面における酸化皮膜（あるいは酸化物*）の存在は、その重要性が指摘されながらも、まだ直接観察によって確かめた例は皆無といつて過言ではない。

また、接合界面における酸化物の分布と形態は、接合表面の前処理によつて強い影響を受けると考えられる。実際、アルミニウムの接合強さ³⁾や酸化皮膜の破壊⁴⁾が、接合表面の仕上げの状態によつて顕著な影響を受けるこ

とが既に報告されている。しかし上記のように、接合界面の酸化物の分布と形態を調べ得る直接観察は、まだなされていない。

このため、本研究においては、接合界面の透過型電子顕微鏡（TEM）観察によつて、接合界面における酸化物の存在をまず確認し、さらにこの酸化物の分布と形態が、接合表面仕上げによつてどのような影響を受けるかを明らかにしようとした。また、酸化物の分布・形態と接合強さとの関連についても若干の検討を加えた。

2. 実験方法

本研究で用いた母材は、Table 1に示すような化学組成の工業用純アルミニウムの丸棒（押出し材）である。接合用試片の形態は、直径15 mm 長さ37 mm の丸棒で、

* 接合表面上の酸化皮膜が、拡散接合後に接合界面上に残留したものは、もはや皮膜ではないため、以後酸化物と呼ぶ。

* 大阪大学溶接工学研究所（茨木）。Welding Research Institute, Osaka University (Ibaraki).

** 大阪大学大学院工学研究科（吹田）。現在三菱金属㈱（大阪）。Graduate School of Engineering, Osaka University (Suita). Presently at Mitsubishi Metal Co. (Osaka).

Table 1 Chemical composition of the base metal used (wt%).

Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Al
0.05	0.11	<0.01	<0.01	<0.01	<0.01	<0.01	<0.01	Bal.

その端面を接合面とした。

本研究では、接合表面仕上げが、接合界面での酸化物の分布と形態に及ぼす影響を調べるために、拡散接合前に接合表面に次の3種類の前処理を施した。すなわち、機械加工仕上げの中で比較的高い接合強さが得られるといわれている³⁾、(i)ワイヤブラッシング仕上げ（ワイヤ材質はステンレス、線径は0.15 mm）、化学的な仕上げとして(ii)1200番のエメリー紙での研磨のち電解研磨仕上げ、および(iii)ワイヤブラッシングのち、電解研磨仕上げである。Fig. 1に、これらの3種類の仕上げを施した接合表面の凹凸の形状を触針式粗さ計によつて調べた結果を示す。図のように、(i)のワイヤブラッシング仕上げを施した表面が最も粗く、凹凸の平均高さ R_M は約10 μm である。一方、(ii)のエメリー紙での研磨のち電解研磨仕上げした場合が、最も滑らかで、 $R_M \leq 1 \mu\text{m}$ である。(iii)のワイヤブラッシングのち電解研磨仕上げした場合は、両者の間で、 $R_M \approx 5 \mu\text{m}$ である。なお、電解研磨は、20%の過塩素酸を含むエチルアルコール溶液を用い、温度253 K、電圧12 V、時間0.6 ks（研磨厚さ50~60 μm ）で行った。以上の前処理の後、さらに接合直前にアセトン中で超音波による脱脂洗浄を行つた。

拡散接合は、前報⁵⁾に述べたものと同様な装置を用いて行つた。すなわち、接合雰囲気は 10^{-2} Pa程度の真空であり、接合部の加熱にはモリブデン箔の抵抗発熱体、接合界面への加圧には油圧プレスを用いた。接合温度は

Fig. 1 Profiles of microasperities on faying surfaces subjected to wire brushing (i), electropolishing subsequent to grinding on metallographic paper of 1200 grade (ii) and electropolishing subsequent to wire brushing (iii).

893~923 K、また接合時間および圧力は、それぞれ1.8 ks および2 MPaとした。接合に伴う接合部の変形量は（接合部の直径の増加率）、接合温度と共に上昇し、893 Kでは3~5%、923 Kでは7~10%となつた。なお、拡散接合にあたっては、接合表面のワイヤブラシあるいはエメリー紙による研磨方向が、互いにほぼ直交するように接合試片をつき合わせた。

以上のようにして接合した継手から、TEM観察用試片を作製した。まず、Fig. 2に示すように、接合部から厚さ約1 mmの板状試片を切り出し、これをエメリー紙によつて厚さ100 μm 程度まで研磨した後、ジェット式電解研磨とアルゴンイオン衝撃法を併用して、TEM観察可能な薄膜とした。アルゴンイオン衝撃法を併用したのは、電解研磨だけでは、金属のアルミニウムに比べて酸化物が研磨されにくいので、接合界面に優先的に残留し、酸化物の大きさおよび存在量を過大評価するおそれがあるからである。

ジェット式電解研磨は、過塩素酸5%を含むメチルアルコール溶液を用いて、温度253 K、電圧18 Vで行つた。アルゴンイオン衝撃の加速電圧は4~5 kVである。またTEM観察は、加速電圧125 kVで行つた。

3. 実験結果

3.1 継手の接合強さと光学顕微鏡組織に対する接合表面仕上げの影響

接合界面のTEM観察に先立つて、まず接合強さが接合表面仕上げによつてどのような影響を受けるかを調べた。Fig. 3は、(i)、(ii)および(iii)の各方法で表面仕上げを施した場合について、接合強さと温度との関係を示したものである。ただし、図中の破線は、これ以上の強さを示した継手がすべて母材破断したことを示している。Fig. 3に示すように、ワイヤブラッシングの後、電解研磨仕上げした接合表面を用いた場合は、接合温度893 Kから母材破断に十分な接合強さが得られる。これに対して、エメリー紙での研磨のち電解研磨した接合表面の場合は903 K以上に、またワイヤブラッシング仕上げの接合表面の場合は923 K以上にならないと、母材破断に十分な接合強さは得られない。以上のように、接合温度の上昇に伴う接合強さの増加の仕方は、接合表面仕上げによつて顕著な影響を受けることが分かった。

一方、このような接合表面仕上げが光学顕微鏡組織に

Fig. 2 Preparation of the specimen for TEM observation from a diffusion-bonded joint.

Fig. 3 Tensile strength of joint vs. bonding temperature for diffusion bonding with faying surfaces subjected to the treatments (i), (ii) and (iii) shown in Fig. 1. All joints having a strength higher than the broken line fractured at the base metal.

Fig. 4 Optical micrographs of bond interfaces. For the bond interfaces shown in (a), (b) and (c), faying surfaces were subjected to the treatment (i), (ii) and (iii), respectively. The bonding temperature (T_b) was 893 K, bonding pressure (P_b) 2 MPa, and bonding time (t_b) 1.8 ks.

Fig. 5 TEM micrographs of a bond interface in a joint with faying surfaces subjected to the treatment (i). The bonding temperature (T_b) was 923 K, bonding pressure (P_b) 2 MPa, and bonding time (t_b) 1.8 ks.

及ぼす影響を、Fig. 4 に示す。写真のように、いずれの表面仕上げの場合も、接合界面は単に黒い帯状あるいは線状に見えるだけである。このため、ワイヤブラッシング仕上げの場合に、他の場合に比べて接合界面の幅が少

し幅広く見える以外には、ほとんど差異は認められない。この結果は、拡散接合の接合強さが、光学顕微鏡では観察できないほど微視的な接合状態の差異によって顕著な影響を受けることを示している。このため、TEM

観察によつて接合状態を詳細に調べる必要がある。

3.2 接合界面の透過型電子顕微鏡観察

まず、ワイヤブラッシング仕上げした接合表面を用いた継手の接合界面の TEM による観察結果を Fig. 5 に示す。この場合の接合界面には、Fig. 5(a) に示すように、針状（長さ $\sim 0.5\ \mu\text{m}$ ）あるいは粒状（径 $\leq 0.1\ \mu\text{m}$ ）に見える微細な介在物が、幅数 μm の領域にわたつて無数に分布した部分が観察される。後に述べるように（§ 4.1）、この微細な介在物が酸化物と考えられる。接合温度 893 K では、本研究での観察の範囲内では、すべての接合界面上に、Fig. 5(a) に示すような酸化物の多量に分布した領域が認められた。また、Fig. 4(a) に示すように、ワイヤブラッシング仕上げした接合表面を用いた場合に、光学顕微鏡で接合界面が幅を持つように見えたのは、この Fig. 5(a) のような部分に相当すると考えられる。

一方、同じ継手においても、Fig. 5(b) に示すように、酸化物と考えられる介在物の分布が減少し、接合界面に沿つて一列に並んでいるような部分も観察される。そして、接合温度が上昇し、接合強さが増加するほど、Fig. 5(b) に示すような部分の割合が多くなる傾向が認められた。したがつて、接合表面をワイヤブラッシング仕上げした場合には、Fig. 5(a) に示すような部分が接合強さの増加に悪影響を及ぼしていると思われる。そこで、この領域の性質をさらに詳細に調べた。

Fig. 6(a) は、酸化物と考えられる介在物が、幅数 μm の領域に無数に分布した部分の TEM による明視野像を示したものである。この視野からの電子線の回折パターンは、Fig. 6(b) に示すように、同心円状に分布した多数の回折点からなる。そして、これらの回折点のほとんどすべては、アルミニウムの面間隔に相当する回折リング上に乗っている。このことは Fig. 6(a) に示した視野が、多数のアルミニウムの結晶粒の集合からなっていることを示している。実際、Fig. 6(b) の回折点の 1 つ (Al(111)) を用いて暗視野像をとると、Fig. 6(c) に示すように、粒径 $0.5\ \mu\text{m}$ 程度の微細な結晶粒が存在することが分かる。すなわち、Fig. 5(a) および 6(a) に示したような接合界面は、粒径 $1\ \mu\text{m}$ 以下の微細な結晶粒の集合からなっていると考えられる。この微細な結晶粒の粒径は、接合温度が高くなるほど、大きくなる傾向が見られた。このような、微細な結晶粒の集合から成る部分は、以下に示すように、電解研磨仕上げした接合表面を用いた場合には、全く観察されない。

Fig. 7(a) と (b) の TEM 写真は、1200 番のエメリー紙での研磨のち電解研磨仕上げした接合表面を用いた継手の接合界面（矢印）を示したものである。なお、Fig. 7 の (a) においては、接合界面が入射電子線にほぼ

Fig. 6 (a) Bright field image of a bond interface in a joint with faying surfaces subjected to the treatment (i) ($T_b=893\ \text{K}$, $P_b=2\ \text{MPa}$, $t_b=1.8\ \text{ks}$). (b) Selected area diffraction pattern taken from the field shown in (a). (c) Dark field image of the same area as (a) using a diffraction spot on the diffraction ring of Al(111).

平行方向（紙面に垂直方向）に入っており、(b) では接合界面が電子線に対してほぼ 30° の角度をなすように(a)を傾けてある。Fig. 7(a), (b) において、接合界面に沿つて膜状の黒く見えるものが、酸化物と考えられる。また、この酸化物は Fig. 7(b) に示すように、一部で破壊されていることが分かる。

一方、Fig. 8 は、ワイヤブラッシングのち電解研磨仕上げを施した接合表面を用いた場合の接合界面を示したものである。この場合も、接合界面に沿つて黒く見える介在物が酸化物と考えられる。Fig. 8 に示すように、ワイヤブラッシングのち電解研磨仕上げした接合表面

Fig. 7 TEM micrographs of a bond interface in a joint with faying surfaces subjected to the treatment (ii) ($T_b=893$ K, $P_b=2$ MPa, $t_b=1.8$ ks). The bond interface is parallel to the incident beam in (a) and tilted at an angle of 30° in (b).

Fig. 8 TEM micrograph of a bond interface (faying surface finish=treatment (iii), $T_b=893$ K, $P_b=2$ MPa, $t_b=1.8$ ks).

を用いた場合は、Fig. 7 に示すエメリー紙での研磨ののち電解研磨した場合と比べて、酸化物が細かく破壊された部分が多く観察される。この結果は、接合表面の仕上げ法(ii)と(iii)の場合のように、表面の凹凸の粗さだけが異なるような場合には、接合表面の凹凸の粗い方が (Fig. 1 参照)、酸化皮膜が破壊されやすいことを示唆しており、以前に著者ら⁴⁾が接合界面の電気抵抗測定から導いた結論を裏づけるものである。また、ワイヤブラッシングののち電解研磨仕上げの方が、エメリー紙での研磨ののち電解研磨仕上げした場合に比べて、酸化物が破壊されやすいために、高い接合強さが得られたものと思われる (Fig. 3 参照)。接合温度の酸化物への影響に関しては、接合表面仕上げ法(ii)と(iii)のいずれを用いた場合も、温度が高くなると、膜状の酸化物が細く破壊された部分が増加する傾向が認められた。

以上の Fig. 5, 7 および 8 より明らかなように、酸化物が無数に分布した幅数 μm の領域が接合界面に観察されるのは、接合表面をワイヤブラッシング仕上げした場合のみで、電解研磨仕上げを施した接合表面の場合には全く観察されない。また、ワイヤブラッシング仕上げに比べて、表面の凹凸が滑らかな旋盤加工仕上げ (JIS 3-S 程度, $R_M \approx 1 \mu\text{m}$) した接合表面を用いた場合の接合界面においても、同様な酸化物の分布した領域が認めら

れた。旋盤加工仕上げした接合表面の凹凸の平均高さは、(iii)のワイヤブラッシングののち電解研磨仕上げした場合に比べても小さい。したがって、Fig. 5(a)に示したような接合界面は、接合表面を機械加工仕上げした場合には、表面の凹凸の高さが小さくても形成されるものと考えられる。また Fig. 5 に関して述べたように、接合温度 893 K では、酸化物が分布した幅数 μm の領域は、接合界面のほぼ全面において認められ、局部的に形成されたものとは考えられない。さらに、Fig. 6 に示したように、この酸化物の分布した領域は、微細な結晶粒の集合体から成り、それ自身特有の構造を持っている。これらの結果は、Fig. 5(a)に示したような部分が、単に接合界面が膜面に対して斜めに入った部分ではなく、接合界面に、このような幅を持った層が実在することを示している。

このような酸化物の分布した層の形成原因としては、接合表面を機械加工した場合に、酸化物を多量に巻き込んだ表面加工層が形成され、これが拡散接合後の接合界面に Fig. 5(a)のような形で残留したものであろうと考えられる。また、Fig. 3 に示すようにワイヤブラッシング仕上げした接合表面を用いた場合に、電解研磨仕上げの場合と比べて、接合強さがかなり低かったことは、酸化物を多量に巻き込んだ表面加工層が接合強さの増加に

Fig. 9 TEM micrograph of a bond interface showing that the oxide suppresses the migration of the bond interface at a crossing point of the bond interface and a grain boundary (faying surface finish=treatment (iii), $T_b=923$ K, $P_b=2$ MPa, $t_b=1.8$ ks).

悪影響を及ぼすことを示唆している。

以上のように接合界面に酸化物が存在することが分かったが、この酸化物が接合過程の進行を妨げることを示す一例を **Fig. 9** に示す（接合表面：ワイヤブラッシングの後電解研磨）。写真に示すように、接合界面に結晶粒界が出合った所で、結晶粒界のエネルギーを下げるように、接合界面の一部が結晶粒界の方へ湾曲している。しかし、矢印で示す酸化物の存在する点で、接合界面がこれ以上湾曲するのが妨げられている。アルミニウムの接合界面は、接合温度を融点直下の923 Kにしても、**Fig. 4**と同様に直線的に残留しているのが観察される。これは、**Fig. 9**に示すように、酸化物によつて接合界面の移動が妨げられるためと考えられる。

4. 考 察

4.1 接合界面における酸化物の存在

Fig. 5, **7**および**9**に示すように、接合界面には酸化物と考えられる介在物が観察された。しかし、これらの視野の電子線回折を行つても、アルミニウムの酸化物に相当する回折パターンはほとんど認められず、電子線回折によつて酸化物の存在を確認することはできなかった。

そこで、接合界面における酸化物の存在を裏づけるために、接合界面近傍の酸素分析を行つた。すなわち、**Fig. 10**に示すように、走査型電子顕微鏡によつて接合界面の2次電子像を観察し、さらにX線微小分析器（EPMA）によつて写真中の白線（A-A'）に沿つて、酸素の線分析を行つた。ただし、この写真の接合界面は、ワイヤブラッシング仕上げた接合表面を用いた場合のものである。**Fig. 10**より明らかなように、接合界面近傍の幅数 μm の領域において、酸素濃度が高くなっている。この結果は、接合界面近傍に酸化物が存在することを裏づけるものと考えられる。そして、**Fig. 5(a)**および**6(a)**に示す接合界面の近傍において、針状あるいは粒状に見える介在物以外には、酸化物に相当するものは

Fig. 10 Scanning electron micrograph of a bond interface (faying surface finish=treatment (i), $T_b=923$ K, $P_b=2$ MPa, $t_b=1.8$ ks). The distribution of oxygen analyzed with EPMA along the white line A-A' is also shown.

見当たらない。

一方、電解研磨仕上げを施した接合表面を用いた場合は、**Fig. 7**および**8**に示すように、30~40 nm以下の厚さを持った膜状の酸化物と考えられる介在物が、接合界面に沿つて認められる。**Fig. 10**で酸素分析に用いたEPMAは、分析可能な最小面積の径が2~3 μm と一般にいわれている。このため、**Fig. 7**および**8**に示すような酸化物の存在による酸素濃度の上昇を、EPMAによつて検出することは非常に難しい。そこで、本研究では、走査型透過電子顕微鏡（STEM、日立製作所製H800型、加速電圧=200 keV）を用いて、透過電子線のエネルギー損失スペクトルを調べるることによつて、接合界面近傍の酸素分析を行つた。**Fig. 11**に、その結果を示す。図中の写真は、接合界面近傍のSTEM像である。STEM像は、TEM像に比べて分解能が悪いために、接合界面の酸化物を識別することは難しいが、接合界面の

Fig. 11 Energy loss spectroscopy of electrons transmitted through the bond interface indicated by the arrow in the image of STEM. Absorption peaks for exciting the K shells of carbon and oxygen are indicated by C-K and O-K.

位置は識別することができる。Fig. 11の実線は、この接合界面を透過してきた電子線のエネルギー損失量と、その相対強度との関係を示したもので、横軸の零点は、

エネルギー損失を受けなかった電子線のエネルギー (200 keV) をとつてある。また、電子線の強度は、エネルギー損失量の増加と共に急速に低下するため、縦軸はエネルギー損失量の増加と共に、逐次感度を10倍ずつ上げてある。Fig. 11のように、酸素のK殻の電子の励起エネルギーに相当するエネルギー損失量の点で、電子線の相対強度に極大点が認められる。比較のために、接合界面以外の場所で、同様な透過電子線のエネルギー損失スペクトルを調べたが、Fig. 11に示すような酸素の存在を示す極大点は観察されなかった。したがって、接合界面上には、母材中に比べて、酸素が特に多く存在する。このことは、接合界面上に酸化物が存在することを裏づけるものと考えられる。そして、Fig. 7および8において、接合界面に沿って存在する膜状の黒い介在物が、その酸化物であると考えられる。

4.2 接合界面上の酸化物と接合強さ

Fig. 5, 8および9に示した接合界面は、Fig. 3から明らかなように、いずれも母材破断に十分な接合強さの得られる条件で接合されたものである。しかし、これらの接合界面には、かなりの量の酸化物が存在する。これらの酸化物の存在にもかかわらず、継手が母材破断した理由を検討するために、引張試験によって母材破断した継手から、TEM観察用の試片を採取し、引張試験前と比べて接合界面の様相がどのように変化したかを観察した。

Fig. 12 TEM micrographs of a bond interface showing that the bond interface is deformed to form steps by tensile test (faying surface finish=treatment (iii), $T_b=923$ K, $P_b=2$ MPa, $t_b=1.8$ ks). The step is formed at a place where the oxide is not broken up (b) as well as at a place where the oxide is broken up (a).

その結果、接合界面には割れ、あるいはボイドに相当するものは全く観察されず、Fig. 12に示すように、接合界面が階段状に屈曲した部分が所々に観察される。このように接合界面が屈曲した部分は、Fig. 12(a)に示すように、酸化物が認められない部分はもちろん、Fig. 12(b)に示すように、酸化物が存在する部分でも観察される。接合界面の酸化物は、元々は2つの母材の接合表面上に別々に存在していた酸化皮膜が残留したものである。したがって、Fig. 12の観察結果は、接合表面の酸化皮膜同士の間、引張試験時の応力と変形に耐え得るほどの接合力が作用していたことを示している。このように、酸化物の存在する部分が、母材の引張破断応力では割れを生じないほどの接合強さと変形能を持っていたために、かなりの酸化物の存在にもかかわらず、継手は母材破断したと考えられる。

5. 結 言

本研究は、アルミニウムの拡散接合継手の接合界面における酸化物の存在を、TEM観察によつて確かめようとしたものである。この酸化物は、接合表面の酸化皮膜に由来するもので、接合表面仕上げによつて、その分布と形態が著しい影響を受けると考えられるため、本研究では、以下の3つの表面仕上げ法を用いた。すなわち、(i)ワイヤブラッシング仕上げ、(ii)1200番のエメリー紙での研磨ののち電解研磨仕上げ、(iii)ワイヤブラッシングののち電解研磨仕上げ、である。本研究の主要な結果は、以下のごとく要約される。

(1) 上記の(i)、(ii)および(iii)のいずれの接合表面仕上げを用いた場合にも、接合界面あるいはその近傍に酸化物が観察された。ただし、その分布と形態は、接合表面仕上げによつて顕著な影響を受ける。

(2) ワイヤブラッシング仕上げ(i)を施した接合表面

を用いた場合は、接合界面に沿つて、酸化物が無数に分布した幅数 μm の領域が観察された。また、この領域は、粒径 $1\mu\text{m}$ 以下の微細な結晶粒の集合からなることが分かった。この領域の成因としては、ワイヤブラッシングのさいに形成された表面加工層（酸化物を多量に巻き込んだ）が、拡散溶接中に消滅せずに、残留したものと考えられる。(i)の表面仕上げを施した場合は、他の(ii)、(iii)の表面仕上げの場合と比べて、接合強さが最も低くなり、酸化物を多量に巻き込んだ領域が接合強さの増加に悪影響を及ぼすものと考えられる。

(3) 電解研磨仕上げを施した表面仕上げ(ii)、(iii)を用いた場合は、(i)の場合とは異なり、厚さ30~40 nm以下の膜状の酸化物が接合界面に沿つてのみ観察される。ワイヤブラッシングののち電解研磨仕上げした(iii)の場合は、エメリー紙での研磨ののち電解研磨仕上げした(ii)の場合と比べて、酸化物が破壊されている部分が多く観察された。このため、(iii)の表面仕上げの方が、(ii)の表面仕上げより高い接合強さが得られた。

終わりに、本研究の経費の一部は、文部省科学研究費によるものであることを付記し謝意を表します。また、SEM観察とEPMA(X-650)にあつて、御協力頂いた、京都大学工学部金属加工学教室、畦崎輝義技官に深く感謝いたします。

参 考 文 献

- 1) M. M. Schwartz: *Modern Metal Joining Techniques*, John Wiley and Sons, (1969), p. 420.
- 2) 圓城, 池内, 秋川: 溶接学会誌, **51** (1982), 272.
- 3) 大橋, 橋本: 溶接学会誌, **45** (1976), 76.
- 4) 圓城, 池内, 秋川: 溶接学会誌, **51** (1982), 1028.
- 5) 圓城, 池内, 金井, 丸山: 溶接学会誌, **46** (1977), 82.