アルミニウムと炭素鋼の摩擦圧接*

篠田 剛**, 小川 雅史***, 遠藤 誠一****, 宮原 一哉*****

Friction Welding of Aluminum and Plain Low Carbon Steel*

by Takeshi SHINODA**, Masafumi OGAWA***, Seiichi ENDO**** and Kazuya MIYAHARA*****

The thermal cycle during friction welding is an important factor that significantly affects on the mechanical properties and microstructures in welded joints. The weld heat input has been normally estimated using the torque during friction welding, however most of industrial friction welding machines are not able to measure the torque which cannot be available to use process control.

In this paper, the calculation of heat input rate is proposed for friction welding under a new concept for the dissimilar welded joints. This heat input concept, which is solved governing equations combined with high temperature strength, and thermal conduction is successfully expanded into joints by dissimilar materials with large differences of thermal behaviors. It is revealed that mechanical properties are correlated with the proposed heat input rate to dissimilar joints by pure aluminum and plain low carbon steel. Mechanical properties are evaluated by notch tensile strength. This weld heat input rate is also related with intermetallic phase formation that is confirmed in the transmission electron microscope observations.

As a conclusion, the optimum welding condition is obtained with increased the heat input rate.

1) By using the simple assumptions made in this study, it is possible to obtain the heat input rate, to a certain extent, to predict the mechanical properties of the friction welded joints to dissimilar materials. It is also clarified this proposed heat input rate predicts formation of intermetallic compounds at the weld interface.

2) The calculated heat input rate correlates with the tensile strength of the welds. High joint strength is obtained in the case of welds of higher heat input rate.

3) Intermetallic phase does not form when friction time is less than 1 second. This is also confirmed from the results of calculation. Intermetallic phase at weld interface is determined as Fe_4Al_{13} using diffraction pattern of TEM observation.

Key Words: Friction welding, Dissimilar welded joints, Thermal cycle, Calculated heat input rate, Notch tensile strength, Intermetallic compound, Fe_4Al_{13}

1. 緒 言

アルミニウムと炭素鋼あるいはステンレス鋼との摩擦圧接はこれまで多くの研究が行われてきている¹⁾。この場合での最大の問題は接合面での脆い金属間化合物の生成であり、継手の延性確保の観点から金属間化合物の生成防止をいかに行うかという点が指摘されている²⁾。この問題を解決する手段としては、摩擦圧接パラメータのうち、摩擦時間を短くして接合部の過度の温度上昇をさけることがよい

とされている。しかしながら、摩擦圧接面の温度と接合界面の反応層との対応については定量的に明らかにされているとは言えない。また、摩擦圧接中に生成する金属間化合物の種類、生成メカニズムおよび摩擦圧接パラメータとの関連についても、基礎的な研究が必要であると思われる。本研究では、アルミニウムと鋼 (Fe) の単純な場合の接合を考え、純アルミニウム A1050 と低炭素鋼 S15C を供試材として用いた。そして、摩擦圧接パラメータが金属間化合物生成に及ぼす影響及び、金属間化合物が機械的性質に及ぼす影響について計算入熱速度を用いて調査した。

2. 実 験 方 法

2.1 供試材

本実験では、供試材として炭素鋼 S15C および純アルミニウム A1050 ($\phi 20$ mm) 長さ 100 mm 丸棒を用いた。供試材の化学組成を Table 1 に示す。なお、摩擦圧接面は全て旋盤加工を施し、圧接前にアセトンで脱脂洗浄した。

*原稿受付 平成11年3月29日 平成9年度秋季全国大会で発表

**正 員 名古屋大学工学研究科 Member, Nagoya Univ.

***学 生 員 名古屋大学大学院(現:新日鉄情報通信システム) Student Member, Nagoya Univ. (Presently: NIPPON STEEL Information & Communication Systems Inc.)

****正 員 名古屋大学大学院(現:日立金属㈱) Member, Nagoya Univ. (Presently: Hitachi Metals Co., Ltd)

***** 名古屋大学工学研究科 Nagoya Univ.

Table 1 Specified chemical compositions of materials used (mass%).

	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn	Ti	Al
A1050	<0.25	<0.40	<0.05	<0.05	<0.05	<0.05	0.03	bal.

	C	Si	Mn	P	S
S15C	0.13~0.18	0.15~0.35	0.30~0.60	<0.030	<0.035

Table 2 Nominal friction welding parameters.

Friction pressure P_1 (MPa)	7	28
Friction time t_1 (sec)	1~10	
Friction upset pressure P_2 (MPa)	$P_1 + 10.5$	
Upset time t_2 (sec)	5	
Rotation speed N(rpm)	1800	3000

Fig. 1 Schematic set up of measurement of thermal cycle during friction welding.

2.2 摩擦圧接装置および摩擦圧接条件

使用した摩擦圧接機は最大推力 6 ton のブレーキ式縦型摩擦圧接機（日東制機製）である。回転側に A1050、固定側に S15C を取り付けた。

摩擦圧接条件は、摩擦圧力 P_1 を 7 および 28 MPa、回転数を 1800, 3000 rpm に設定し、アップセット圧力は $P_1 + 10.5$ MPa とした。摩擦時間 t_1 は 1 s~10 s の範囲で行った。アップセット時間 t_2 は 5 s で一定とした。摩擦圧接条件をまとめたものを Table 2 に示す。摩擦圧接後は計算入熱速度を求めるために、アルミニウムの変形量を測定した。

2.3 摩擦圧接面の温度測定方法

温度測定はクロメル-アルメルのシース熱電対を用いた。シース材質は SUS316 で、シース外径は 1.6 mm である。低炭素鋼 S15C 側の 1/2 センタにドリル穴（接合面で 2 mm ϕ ）をあけ、熱電対先端が接合界面になるようにした。Fig. 1 に温度測定の概略図を示す。

2.4 引張試験

金属間化合物が機械的性質にどのような影響を与えるか調査するため、引張試験を行った。引張試験では Fig. 2 のように接合界面に角度 60°, 深さ 2 mm の V ノッチを入れた試験片を作成し、界面の接合強度を測定し評価することとした。

Fig. 2 Tensile test specimen for friction welded joint.

2.5 接合部の顕微鏡観察

摩擦圧接接合試験片の断面を切り出し、エメリー紙およびアルミナを用いてバフ研磨した。3% Nital でエッチン

グを行い、接合界面を光学顕微鏡及び走査型電子顕微鏡(SEM)を用いて観察した。また、透過型電子顕微鏡(TEM)を用いて接合界面を観察し、接合界面に生成される金属間化合物層の回析図より、金属間化合物を同定した。

3. 摩擦圧接法における入熱速度

3.1 計算モデルの概略

摩擦圧接継手を評価する場合、一般的に全寄り代を用いて継手の評価を行っている例が多い。しかし、摩擦圧接法のパラメータ数は非常に多いため、これらを用いて一元的に摩擦圧接継手の性能を評価することは困難である。アーク溶接では単位長さの入熱量で継手の評価を行うのが一般的である。摩擦圧接の場合、摩擦発熱量を圧接過程中的トルクを考慮して熱伝導過程の計算が行われる場合が多い^{3,4)}。しかし、圧接中のトルク変動は極めて大きく、さらに生産用の摩擦圧接機では大部分トルク計測ができず、発熱現象の把握は困難である。

ブレーキ式摩擦圧接法において、摩擦面で発熱するため、アーク溶接の場合のような単位溶接長さあたりの入熱量として定義できない。そこで、ブレーキ式摩擦圧接法における溶接入熱に相当する因子として、単位面積、単位時間あたりの摩擦面における発熱量を考え、摩擦圧接における入熱速度 J ($J/mm^2/s$) と定義した。また、摩擦圧接材料が得た総エネルギーを、保有熱量 Q (kJ) と定義した。摩擦圧接法における入熱速度の計算モデルの概略図を Fig. 3 に示す。

- 1) 摩擦圧力 P_1 による摩擦発熱の熱量 J が発生し、摩擦面が加熱される。ここでは、縦軸を温度、横軸を圧

Fig. 3 Model of heat input rate calculation.

接面からの距離として加熱終了直後の温度分布を示している。ただし、アプセット圧力 P_2 によってのみ継手は変形し、摩擦圧力 P_1 加圧時の変形は無視できるほど小さいとして、熱伝導計算を行うことにした。

- 2) 縦軸は加熱終了直後、すなわち、(A)図の温度分布に対応する圧接材の高温強度、横軸は圧接面からの距離を示す。この直後に、アプセット圧力 P_2 が加わる。
- 3) アプセット圧力 P_2 が加わり、アプセット圧力 P_2 と圧接材の高温強度が静的釣り合いを保ちながら変形する。

3.2 摩擦圧接継手の温度分布

摩擦圧接継手の温度分布を以下の仮定の下で求めた。

- 1) 表面からの熱拡散を考慮しない瞬間面熱源の一次元熱伝導モデルとする。
- 2) 初期温度は $0^\circ C$ ($273 K$) とする。
- 3) 摩擦圧接材の比熱、密度及び熱拡散率は温度によらず一定とし、変形開始点温度付近の値とする。ここで、変形開始点とはアプセット圧力 P_2 加圧時に変形し始める位置である。
- 4) 摩擦圧力 P_1 加圧時の変形は無視できるほど小さい。すなわち、熱源は初期界面から移動しない。

以上の仮定から、摩擦時間 t_1 (s)、接合界面からの距離 x (mm) での温度分布曲線は、瞬間面熱源の一次元熱伝導式を用いて、Fig. 4 の(1)式のように表される。式中の誤差関数 $erf(p)$ は図中の(2)式で与えられる。

ここで、各記号は J : 入熱速度 ($J/mm^2/s$)、 c : 比熱 ($J/kg/K$)、 ρ : 密度 (kg/mm^3)、 κ : 熱拡散率 (mm^2/s)、 η :

$$T = \frac{\eta J}{c \rho} \left[\sqrt{\frac{t_1}{\pi \kappa}} \exp(-p^2) - \frac{x}{2 \kappa} \{1 - erf(p)\} \right] \quad (1)$$

$$erf(p) = \frac{2}{\sqrt{\pi}} \int_0^p \exp(-u^2) du, \quad p = \frac{x}{2\sqrt{\kappa t_1}} \quad (2)$$

$$P_2 = \sigma[T(x_0)] \quad (3)$$

$$\delta = x_0 - \frac{1}{P_2} \int_0^{x_0} \sigma[T(x)] dx \quad (4)$$

Fig. 4 Calculation model and equations of heat input estimation for friction welded joints.

熱効率である。ただし、熱効率 η は試験片の得たエネルギーと、摩擦発熱によって発生するエネルギーの比なので、仮定より $\eta=1$ とした。

3.3 寄り代の推定

ここでは、以下の仮定を用いる。

(1) 摩擦圧力 P_1 加圧時の変形は無視できるほど小さい。すなわち、継手の変形はアプセット圧力 P_2 によってのみ生ずる。

(2) アプセット圧力 P_2 加圧時に、圧力はどの Y 断面上においても静的釣り合いを保つ。

(3) 圧接材の高温強度 $\sigma [T]$ は、摩擦圧力 P_1 加圧時に変形がないと仮定したときの温度分布に対応する高温強度を用いる。

(4) 圧接材の変形開始点温度は、アプセット圧力 P_2 と等しい高温強度となる値とする。

変形後の圧接面からの距離 x' は、式で与えられる。したがって、変形量 δ は(4)式に $x=x_0$ を代入することによって得られる。

また、仮定より $x=x_0$ で、高温強度はアプセット圧力 P_2 と等しい値をとるので、式となる。ここで、

x	変形前の圧接面からの距離	(mm)
x'	変形後の圧接面からの距離	(mm)
x_0	変形開始点の x 座標	(mm)
x_0'	x_0 地点の変形後の x' 座標系表示	(mm)
P_2	アプセット圧力	(MPa)
$\sigma [T]$	温度 T における高温強度	(MPa)
u	寄り代	(mm)
$T(x_0)$	変形開始点温度	($^{\circ}\text{C}$)

である。また、 $T(x)$ はアプセット圧力 P_2 加圧直前の温度分布とした。

摩擦時間 t_1 、アプセット圧力 P_2 、寄り代 u 、物理定数、及び高温強度式 $\sigma [T]$ を与え、(1)、(3)、(4)式を解き入熱速

度 $Jcal$ ($\text{J}/\text{mm}^2/\text{s}$) を求めることができる。

また、摩擦圧接材料が得た総エネルギーである保有熱量 $Qcal$ (J) は圧接素材面積と摩擦時間 t_1 と計算入熱速度 $Jcal$ の積として求められる。

4. 実験結果

4.1 摩擦圧接パラメータと接合界面温度

全ての接合条件においてばりは変形抵抗の小さい A1050 側で発生し、S15C はほとんど変形しなかった。

Fig. 5 に摩擦時間が $t_1=2$ s の時の回転数及び摩擦圧力が熱サイクルに与える影響について調べた結果を示している。 P_1 及び回転数が高い場合、最高温度が 890 K と高く、これはほぼ定常状態での温度と同程度である。回転数が低いと最高温度は 868 K と低くなっている。これは定常状態になる前に加熱が終了したためで、さらに加熱すると回転数が 3000 rpm の時と同程度まで温度は上昇する。

同図に見られるように、3000 rpm の温度測定結果で、アプセット圧力が負荷した瞬間に温度上昇が見られた。全寄り代のうち、アプセット寄り代の占める割合が大きかったのでアプセット圧力加圧による発熱（塑性発熱）量を概算し、この温度上昇について考察した。

アプセット圧力による純アルミニウムの変形は瞬時であるので断熱状態とみなす。アプセット圧力によってなされた仕事 W が $\alpha=90\%$ 程度の効率で温度上昇に寄与すると、温度上昇量を ΔT とすると、

$$\Delta T = \alpha W / c\rho$$

ここで、 c は比熱で 1052 J/kg/K 、 ρ は密度で $2.7 \times 10^{-6} \text{ kg/mm}^3$ とした。 W は応力-真歪み曲線を積分した値であるが、アプセット圧力 P_2 ($=38.5 \text{ MPa}$) を平均荷重として用いた。

$$\Delta T = (0.90 \times 38.5 \times \epsilon) / (1052 \times 2.7 \times 10^{-6}) = 12.2 \epsilon$$

Fig. 5 Measured friction welding thermal cycle ($t_1=2$ s).

ここで、 ε は歪みをあらわす。 P_2 による部材の変形開始点距離とアプセット寄り代を用いると、この歪みを

$$\varepsilon = u_2 / x_0$$

(u_2 : アプセット寄り代, x_0 : 変形開始点距離)

で近似すると $\varepsilon = 0.8 \sim 0.9$ となる。

実際の測定でアプセット圧力による温度上昇は 10 K 程度であった。アプセット圧力で W の値が変わるので、条件によっては、アプセット圧力による温度上昇があると考えられる。

他に考えられる要因としては、回転面が移動していること、アプセット圧力による接合界面の摩擦発熱が挙げられる。温度上昇の絶対値はそれほど高いものではないが、従来指摘されていなかったアプセット過程での発熱現象である。

P_1 が低い場合も P_1 が高い場合とほぼ同じ傾向となるが、温度上昇がわずかに緩やかになっていることが分かった。

以上より、回転数が摩擦圧接界面の最高到達温度、定常状態になるまでの時間に最も大きな影響を与えることが分かった。また、摩擦圧力もわずかではあるが影響を与えていることも分かった。

回転数が 3000 rpm の時、0.5 s 程度ですでに接合界面の温度が、873 K 付近にまで達しており、鉄-アルミニウムの共晶点温度 (925 K, Al 98.2wt%) までは達しないが、短時間でこの温度直下にまで温度が上昇し、その後、ほぼこの温度で保持されていることが分かった。

4.2 拡散距離

非常に短い圧接時間であるにもかかわらず、摩擦圧接面では温度が 873 K 付近にまで達していることから、接合界面では鉄とアルミニウムの相互拡散が生じていると考えられる。そこで一般の拡散理論からその拡散距離について考察した。

一般に、任意の温度における Al 中の Fe の拡散係数は Arrhenius の関係より、

$$D_1 = 1.2 \times 10^{-5} \exp(-135000/RT) \text{ [m}^2/\text{s]},$$

$$R = 8.31 \text{ [J/mol} \cdot \text{K]}$$

と表わされる。ここで D_1 は Al 中の Fe の拡散係数であり、振動数項 $D_0 = 1.2 \times 10^{-5} \text{ [m}^2/\text{s}]$ 、拡散のための活性化エネルギー $Q = 135000 \text{ [J/mol]}$ (測定温度 293–915 K) を用いた。同様に、Fe 中の Al の拡散係数は

$$D_2 = 5.2 \times 10^{-4} \exp(-246000/RT) \text{ [m}^2/\text{s]}$$

と表わされる。拡散距離 x と拡散時間 t との関係は

$$x^2 = 2Dt$$

と書ける。以上の式から Fe, Al それぞれの元素の拡散距離 (x_1 : Al 中の Fe の拡散距離, x_2 : Fe 中の Al の拡散距離) を推定すると、

・接合界面の温度が 873 K に保持されているとすると、拡散時間 1 s の時, $x_1 = 450 \text{ nm}$, $x_2 = 1.4 \text{ nm}$ 。拡散時間 5 s の

時, $x_1 = 1000 \text{ nm}$, $x_2 = 3.1 \text{ nm}$ 。

・接合界面の温度が 773 K に保持されているとすると、拡散時間 1 s の時, $x_1 = 130 \text{ nm}$, $x_2 = 0.3 \text{ nm}$ 。拡散時間 5 s の時, $x_1 = 300 \text{ nm}$, $x_2 = 0.4 \text{ nm}$ 。

以上のことから Al と Fe の摩擦圧接において、Fe が Al 中マトリックス中に拡散すると考えられる。また到達温度が 873 K では 773 K よりもその拡散距離は 3 倍以上大きくになっている。

4.3 接合部の顕微鏡組織

光学顕微鏡による摩擦圧接接合部のミクロ写真を Fig. 6 に示す。金属間化合物層の生成の有無については、主に光学顕微鏡を用いて、400 倍で観察し行った。

摩擦時間 $t_1 = 1 \text{ s}$ においては、接合面に金属間化合物層の生成は観察されなかった。しかし、摩擦時間の増加とともに、接合面の 1/2 センタ付近の Al 側から金属間化合物層の生成が確認された。この金属間化合物層は摩擦時間の増加とともにさらに生成され、接合面全体へと広がっていく。特に摩擦時間が 3 s 以上となるとその傾向は顕著である。それぞれの回転数における熱サイクルと金属間化合物層の生成状態をまとめた結果を Fig. 7 に示す。□は摩擦圧力が 7 MPa, ○は摩擦圧力が 28 MPa の結果である。また、接合面全体とはいかないが、部分的に金属間化合物層が生成し

N=3000rpm (×400)

50 μm

Fig. 6 Microstructure of friction welded joints.

Fig. 7 Relationship between thermal cycles and precipitation behavior during friction welding.

ていることが確認できる試験片についてはハッチングを入れた記号とした。

3000 rpm で摩擦圧接した場合、摩擦時間を 2 s から、接合界面に金属間化合物層が生成し始めているのが確認された。また、回転数が 1800 rpm の場合においては、摩擦時間が 3 s から接合界面に金属間化合物層が生成しているのが確認された。これより、回転数が高い方が金属間化合物層の生成が早くなると考えられる。また、摩擦圧力が高い方が若干ではあるが、金属間化合物層の生成を早めることが分かった。金属間化合物層が生成し始めてから接合面全体に金属間化合物層が生成する時間も高回転数の方が早いことがわかる。このことは、Fig. 5 に示した熱サイクルで、高回転数の場合にピーク温度が高くなる傾向と一致している。

Fig. 8 に回転数 3000 rpm、摩擦圧力 28 MPa で摩擦圧接を行った試験片の接合部の SEM 写真を示す。摩擦時間 $t_1 = 1 \text{ s}$ においては接合界面に金属間化合物層の生成は認められないが、摩擦時間が増加するに従い金属間化合物層が生成し始め、摩擦時間 $t_1 = 10 \text{ s}$ においては Fig. 8 に示されるように接合界面全体に灰色コントラストの金属間化合

Fig. 8 Scanning electron micrograph of the friction welded joint ($P_1 = 28 \text{ MPa}$, $P_2 = 38.5 \text{ MPa}$, $N = 3000 \text{ rpm}$).

Fig. 9 Result of TEM observation (a: Bright field image, b: Dark field image obtained by the diffraction spot of (0 4 10), c, d: Diffraction pattern of Fe , Al_3).

物層が生成されていることがわかる。

Fig. 9 に接合界面に生成された金属間化合物層の TEM による観察結果を示す。a が明視野像、b が暗視野像、c 及び d は金属間化合物の回析図である。図中 a、b において中心にある丸形のものが観察された金属間化合物である。回析図より、接合界面に生成された金属間化合物層は $\text{Fe}_4\text{Al}_{13}$ であると同定された。菊池ら⁵⁾は、イナーシャ型摩擦圧接で、純アルミニウムと 0.25% C 炭素鋼の圧接界面の微細組織を観察し、アルミニウム側で $\text{Fe}_4\text{Al}_{13}$ 、鋼側で Fe_2Al_5 を同定している。他の圧接条件の異なる試験片においても Fe_2Al_5 が観察されており、摩擦圧接パラメータや熱量の違いによって金属間化合物も変わると考えられる。

4.4 引張試験

引張試験では、すべての試験片が接合部において破断した。接合強度は、ほぼ 130 MPa とアルミニウムの母材強度より大きい、これは界面での塑性拘束の結果である。Fig. 10 にそれぞれの条件において摩擦圧接を行った試験片で引張試験を行い得られた結果を、金属間化合物層の生成状態とともに示す。どの回転数、摩擦圧力においても摩擦時間が短い試験片の方が、高い引張強さを示している。また、摩擦時間が増加するにともない、引張強さが減少している。これより、摩擦時間の増加にともない金属間化合物が生成し、接合面全体に拡がっていき、その結果、引張強さの減少につながったと考えられる。

回転数の影響については、高回転数の方が、引張強さの摩擦時間の増加に伴う減少の度合いが大きい。これは、顕微鏡組織にも見られたように、金属間化合物層が高回転数の方が早く生成され、低回転数の場合よりも多くの金属間

化合物層が生成されたものと考えられる。

4.5 計算入熱速度を用いた考察

計算入熱速度と平均摩擦寄り速度すなわち、摩擦時間中の単位時間当たりの寄り代を用いると、継手性能が比較的よく評価できることが明らかにされている⁶⁾。そこで、計算入熱速度と金属間化合物の析出条件範囲についてまとめた。その結果を Fig. 11 に示す。同図では、摩擦寄り速度と計算入熱速度の関係で示している。一定の摩擦寄り速度で考えると、低い入熱速度、すなわち大保有熱量の場合に金属間化合物が生成する。反対に高い入熱速度、すなわち小保有熱量では金属間化合物は生成しないことになる。した

Fig. 11 Effect of burn-off rate and calculated heat input rate on precipitation.

Fig. 10 Relationship between friction time and notch tensile strength.

がってこの図より、摩擦寄り速度及び計算入熱速度から接合界面の金属間化合物層の生成状態を予測することが可能であることが示唆される。

5. 結 論

純アルミニウム A1050 と低炭素鋼 S15C の摩擦圧接の接合界面の温度を直接熱電対法によって測定、また、接合界面の顕微鏡組織の観察、引張強度の測定を行い、金属間化合物層の生成条件及びその影響を調査した結果を以下に要約する。

(1) 摩擦圧接接合界面の温度は、摩擦圧接パラメータのうち回転数 N の影響を最も強く受ける。また、摩擦圧力の影響も回転数ほどではないが無視できない。

(2) 回転数が 3000 rpm において、摩擦時間がおおよそ 0.5 s で既に接合界面の温度が 873 K 程度まで上昇し、2 s 後には接合界面に金属間化合物層が生成されはじめる。

(3) 金属間化合物層は最初 1/2 センタ付近から生成が始まる。この層は接合面から Al 側に生成され、摩擦時間の増加とともに接合界面全体へと広がっていく。

(4) TEM による観察の結果、接合界面に生成した金属間化合物層は $\text{Fe}_4\text{Al}_{13}$ であり、また Fe_2Al_5 の存在も確認できた。

(5) 金属間化合物層が生成され接合面全体に広がるに従い、引張強さは低下する。最も高い引張強さは摩擦時間 $t_1 = 1 \text{ s}$ の時に得られた。摩擦時間が増加するに従い、引張強さは低下していく。

(6) 計算入熱速度及び摩擦寄り速度を用いて評価すれば、金属間化合物層の生成状態を予測することが可能である。

参 考 文 献

- 1) 篠田, 遠藤: アルミニウム合金と異種材の摩擦圧接の現状, 軽金属溶接, 33-7 (1995), 19-26.
- 2) S. Elliott, E.R. Wallach: Joining aluminum to steel part2 -Friction welding, Metal Construction, 13-4 (1981), 221-225.
- 3) A.Z. Sahin, B.S. Yibas and A.Z. Al-Garmi: Friction welding of Al-Al, Al-Steel and Steel-Steel samples, Journal of Materials Engineering and Performance, 51-2 (1996), 89-99.
- 4) Y. Suga, J. Ozawa, S. Miyakawa and K. Ogawa: Estimation of Temperature Distribution in Welded Joint during Friction Welding by Finite Element Method, Proceedings of Plasticity'95 Osaka, (July 1995), 135-138.
- 5) 菊池, 武田: 摩擦および爆発圧接したアルミニウムと鋼との接合界面, 軽金属, 34-3 (1984), 165-173.
- 6) 篠田ら: ステンレス鋼と球状黒鉛鋳鉄の摩擦圧接に関する研究, 溶接学会論文集, 13-2 (1996), 248-254.