Al-Mg 合金の溶接金属におけるリップル クリスタルの形成*

迎 静雄** 加藤光昭** 中山安正***

Development of Ripple Crystals in Weld Metals of Al-Mg Alloys*

by Shizuo Mukae**, Mitsuaki Katoh**
and Yasumasa Nakayama***

The development of new crystals in weld metals was investigated. The welding was performed by following two methods. The first method was that bead-on-plate welding was performed on specimens. The specimens were obtained by arc-spot-welding a piece of Al-4.90% Mg alloy on 99.999% Al sheets. The other method was that butt-welding was performed on 99.999% Al and Al-Mg alloys.

In these weld metals new crystals unlike stray crystals were observed to develop along a curve of puddle isotherm besides columnar crystals grown from fusion boundary. These crystals were named "ripple crystals". Hence, the ripple crystals were elliptical-shaped when the welding was performed at a low speed. Subgrains were also developed in the ripple crystals and were observed to grow in the direction of $\langle 100 \rangle$. Moreover, the concentration of magnesium was observed near the grain boundaries of the ripple crystals. It would be concluded, therefore, that magnesium contributed mainly to the development of the ripple crystals.

1. 緒 言

アルミニウムの溶接金属中に形成される結晶をそのマクロ的な成長形態から分類すると、次の3種類に分けることができる。すなわち、柱状晶¹⁾、等軸晶²⁾および羽毛状晶³⁾である。低速度で溶接を行なった場合に形成されやすいストレイクリスタル⁴⁾は柱状晶の1種である。ところで、純アルミニウムとアルミニウム合金を突合せ溶接すると、溶質の分布状態にマクロ的变化が認められる⁵⁾。また、溶接金属中の等温度線（ここでは、溶融池の端部において同時に凝固した点をつらねた線を等温度線と呼ぶ）に沿って新たに結晶が形成される現象も認められる⁶⁾。この結晶は上述の分類においては該当するものがなく、その発生および成長形態についてはこれまでに報告はなされていないようである。

そこで、本研究においては99.999%アルミニウムと種々のMg量を有するAl-Mg合金を材料として選び、これらの材料を溶接したさいに溶接金属中に新たに形成される結晶の成長形態について観察を行なった。またX線回折法を用いて結晶学的な検討を行なうとともに、X線

マイクロアナライザを用いて新しい結晶が形成されたさいの結晶の近傍の溶質の分布状態についても検討を行なった。

2. 使用材料および実験方法

本研究において使用した材料は99.999%アルミニウムおよび種々のMg量を含んだAl-Mg合金(板厚:1mm)である。材料の化学成分をTable 1に示す。

溶接はTIGアーク(DCRP)によるビード溶接および突合せ溶接を行なった。溶接にさいしては試料の下に石棉を敷き、熱ひずみでそらない程度に試料を拘束し、板表面と裏面の溶接金属の幅がほぼ同一(8~10mm)となるように溶接条件を設定した。溶接速度は104, 250および750 mm/minの3段階とした。

ビード溶接を行なうさいには、まず母材(99.999% Al)の上にAl-4.90% Mg合金の小片(約1t×2×3mm)を1個または10mm間隔に数個置き、小片をアークスポット溶接した。スポット溶接をしたさいの試料の外観をPhoto. 1に示す。次に、この試料の中心線に沿ってビード溶接を行なった(以後、この方法をビード溶接と呼ぶ)。もう1つの溶接方法として、99.999% AlとAl-Mg合金とのI型突合せ溶接を行なった。この場合、ルート間隔は0mmとし、溶加棒は使用しなかつ

* 原稿受付 昭和50年5月23日(昭和49年度秋季全国大会にて発表)

** 正 員 九州工業大学 Member, Kyushu Institute of Technology

*** 学生員 九州工業大学 Student Member, Kyushu Institute of Technology

Table 1 Chemical compositions of materials used (wt%)

Materials	Mg	Si	Fe	Cu	Mn	Zn	Cr	Ti	Al
99.999% Al	—	0.001	—	—	—	—	—	—	99.999
Al-1.09% Mg Alloy	1.05	0.035	0.071	0.004	0.001	0.053	0.004	0.006	Bal.
Al-2.64% Mg Alloy	2.64	0.053	0.081	0.006	0.002	0.051	0.009	0.010	Bal.
Al-4.90% Mg Alloy	4.90	0.068	0.15	0.008	0.002	0.023	—	—	Bal.

Photo. 1 Feature of a specimen after some pieces of Al-4.90% Mg alloy were arc-spot-welded on a 99.999% Al sheet at intervals of about 10 mm **Photo. 2** Macrostructure when bead-on-plate welding was performed after a piece of Al-4.90% Mg alloy had been arc-spot-welded on a 99.999% Al sheet at a speed of 250 mm/min **Photo. 3** Macrostructure of weld metal of 99.999% Al weld at a speed of 250 mm/min

た.

得られた試料はマクロおよびミクロ観察を行なった。また、X線マイクロアナライザを用いて溶質の分布状態を調べ、ミクロ組織との対応について検討した。さらに、等温度線に沿った新しい結晶の発生が認められた試料に対しては、マイクロラウエカメラによりラウエ写真を撮影し、その結晶の結晶方位と成長方向および最大温度勾配の方向との関係について検討した。このさい、スリットは直径 0.1 mm のものを用いた。

3. ビード溶接部に対する検討

Fig. 1 に模式的に示すように、99.999% Al 板上に Al-4.90% Mg 合金の薄片を 1 個アークスポット溶接後、250 mm/min の速度でビード溶接をしたさいのマクロ組織を Photo. 2 に示す。参考のために、99.999%

Fig. 1 Schematic representation of a specimen after a piece of Al-4.90% Mg alloy was arc-spot-welded on a 99.999% Al sheet

Al のみを同一の速度でビード溶接したさいのマクロ組織を Photo. 3 に示す。Photo. 2 と Photo. 3 を比較すれば明らかなように、マクロ組織には差違が認められる。すなわち、Photo. 3 においては柱状晶は溶融境界部から溶接金属中央部に向かってなめらかにわん曲しながら成長している。この柱状晶の成長方向は最大温度勾配の方向とほぼ平行である⁵⁾。

一方、Photo. 2 においては溶融境界部において形成された柱状晶は溶接金属中央部まで連続して成長しているのではなく、途中で急に折れ曲がり、曲線ADCに沿って新しい結晶が形成されているのが認められる。この曲線ADCは等温度線にはほぼ平行である。すなわち、この新しい結晶は等温度線にはほぼ平行に形成されているために、以後、この結晶をリップルクリスタルと呼ぶ。ま

Photo. 4 Microstructure near the area marked with ABC in Photo. 3

Fig. 2 Distribution of $MgK\alpha$ radiation near the area where subgrains were observed as shown in Photo. 4 (in the center of the weld metal)

た、Photo. 2 において曲線 ADC の少し後方にうっすらとした曲線 (曲線 ABC) が認められる。この領域のミクロ組織を Photo. 4 に示す。Photo. 4 において黒く認められるのはサブグレイン⁶⁾である。99.999% Al のみをビード溶接した場合には、溶接金属中にサブグレインは全く認められない⁴⁾。すなわち、99.999% Al 板上に Al-4.90% Mg 合金の小片をアークスポット溶接後ビード溶接を行なうと、合金中の Mg は混合攪拌される。この Mg は等温度線とほぼ平行な曲線を境として集積され、その結果サブグレインが形成される。Fig. 2 に溶接金属中央部付近においてサブグレインが認められはじめた領域の $MgK\alpha$ 線の分布状態を示す。平滑界面成長をしている領域においては $MgK\alpha$ 線の強度は 99.999% Al とほぼ同一であるが、サブグレインが形成されはじめると $MgK\alpha$ 線の強度は急激に増大している。したがって、Photo. 4 において認められたサブグレインは合金中に存在していた Mg が混合攪拌され、その結果組織的過冷⁷⁾が起こったために形成されたものと説明できる。ついで、この Mg は母材の 99.999% Al により次第に希釈されていく。Photo. 5 に希釈がかなり行なわれた領域のミクロ組織を示す。Photo. 5 から明らかに、サブグレインはうっすらと認められる程度であ

Photo. 5 Microstructure near the area where magnesium in the Al-4.90% Mg alloy arc-spot-welded was diluted considerably by the base metal of 99.999% Al

る。

次に、合金をアークスポット溶接後ビード溶接をしたさいの溶質の希釈について検討を行なった。ビード溶接開始部に Al-2.64 および 4.90% Mg 合金の小片をアークスポット溶接し、ついで 104 mm/min の速度でビード溶接を行なった。この場合には、ビード溶接開始部から溶接が進むにしたがって、溶質は 99.999% Al により次第に希釈されてくる。溶融池の移動距離と希釈の程度との関係を次のようにして計算により求めた。溶接速度が 104 mm/min の場合には溶融池の形状はほぼ円形をしているため、溶融池形状を円形と仮定して計算を行なった。計算に用いた記号を Fig. 3 に示す。

Fig. 3 Schematic representation of symbols used for the estimation of the dilution of magnesium in the weld metal

今、Al-Mg 合金の小片の重量を w (g)、Mg 量を C_0 (wt %), 溶融池の直径を d (cm), そして 99.999% Al の密度を γ_1 (g/cm³), 板厚を t (cm) とする。合金の小片中に含まれる Mg の重さは $C_0 w$ で与えられる。ビード溶接を開始したとき、直径 d の溶融池中において Mg が均一に混合されると仮定すると、そのときの平均の Mg 濃度 C_1 は式 (1) で表わされる (X線回折法を用いて検討した結果⁴⁾によると、Mg は均一には混合されていないが、ここでは計算の都合上均一に混合されたとした)。

$$C_1 = \frac{C_0 w}{\frac{\pi d^2 \gamma_1 t}{4} + w} \quad \dots\dots\dots (1)$$

以後, 単位板厚を考えるものとする。ここで, 溶融池が微小距離 dx だけ進んだとする。このとき Fig. 3 において領域 S_1 を除いたはじめの溶融池の領域は凝固する。したがって, 2 番目の溶融池においては領域 S_1 に含まれている Mg 量が領域 S_2 により希釈される。領域 S_1 の面積は式 (2) で与えられる。

$$S_1 = 4 \int_{dx/2}^{d/2} \sqrt{\frac{d^2}{4} - x^2} dx$$

$$= \frac{\pi}{4} d^2 - \frac{1}{2} \left(dx \sqrt{d^2 - (dx)^2} + d^2 \sin^{-1} \frac{dx}{d} \right)$$

..... (2)

領域 S_1 中に含まれる Mg 量は $C_1 S_1 r_2$ で与えられる。ただし, r_2 は密度 (g/cm^3) である。したがって, このときの溶接池中の Mg 平均の濃度は式 (3) で与えられる (厳密には溶融池の移動に伴ない形成される包絡線と領域 S_1 および S_2 に囲まれる領域も濃度 C_2 に影響してくるが, 今の場合, S_1 および S_2 に比べて微量量となったため無視した)。

$$C_2 = \frac{C_1 S_1 r_2}{S_1 r_2 + S_2 r_1}$$

$$\approx \frac{S_1}{\frac{\pi}{4} d^2} \cdot C_1$$

..... (3)

ただし, $r_1 \approx r_2$ と近似した。同様にして, 距離 $n \cdot dx$ だけ溶融池が移動したときの溶融池内の平均の Mg 濃度は式 (4) で与えられる。

$$C_n = \frac{S_1^{n-1}}{(\pi d^2/4)^{n-1}} \cdot C_1$$

..... (4)

したがって, n が大きくなるほど平均の Mg 濃度は減少する。

溶接速度 104 mm/min でビード溶接をさせたい, 溶接金属表面に認められる等温度線の平均の間隔は 28μ であったため, $dx = 28 \mu$ とおく。また, $d = 1.0 \text{ mm}$ とおくと式 (4) は式 (5) と書ける。

$$C_n = 0.9964^{n-1} \times C_1$$

..... (5)

Al-2.64 および 4.90% Mg 合金のそれぞれに対して C_1 の値はそれぞれ 1.85×10^{-3} および 3.44×10^{-3} となる。ただし, $w = 0.016 \text{ g}$ とした。

実際に得られた溶接金属のミクロ組織を観察し, 溶接開始部からサブグレインの認められなくなった位置までの距離を測定すると, Al-2.64 および 4.90% Mg 合金に対してそれぞれ 8.70 および 15.30 mm であった。したがって, n の値はそれぞれ 311 および 547 となる。これらの値を式 (5) に代入して C_n の値を求めると, それぞれ 5.9×10^{-4} および 4.6×10^{-4} となった。すなわち, アークスポット溶接された Al-Mg 合金中に含まれていた Mg は溶融池の移動距離が増大するとともに次第に

希釈され, 上に示した程度の溶質濃度になるとサブグレインが認められなくなるといえる。すでに得られている結果によると, 99.96% Al においてはビード溶接したさいにサブグレインが認められたが⁵⁾, 99.99% Al においては認められなかった⁸⁾。このことから, 上に得られた C_n の値はほぼ妥当な値であるといえる。

Photo. 6 Macrostructure when bead-on-plate welding was performed after a piece of Al-4.90% Mg alloy had been arc-spot-welded on a 99.999% Al sheet at a speed of 750 mm/min

Photo. 6 は 99.999% Al 板上に Al-4.90% Mg 合金の小片を 1 個アークスポット溶接後, 750 mm/min の速度でビード溶接を行なった試料のマクロ組織である。この場合も Photo. 6 に示したのと同様に, 等温度線にほぼ平行にリップルクリスタルが形成されているのが認められる。

99.999% Al 板上に Al-4.90% Mg 合金の小片を約 10 mm の間隔でアークスポット溶接をした後, 250 mm/min の速度でビード溶接を行なった試料のマクロ組織を Photo. 7 に示す。溶接金属内部においては周期的に新しい結晶が形成されているのが認められる。この周期の間隔は約 10 mm であり, アークスポット溶接をした間

Photo. 7 Macrostructure when bead-on-plate welding was performed after some pieces of Al-4.90% Mg alloy had been arc-spot-welded on a 99.999% Al sheet at intervals of about 10 mm at a speed of 250 mm/min

Photo. 8 Microstructures observed in the weld metal shown in Photo. 7

- (a) Stray crystals
- (b) Ripple crystals

隔とほぼ一致した。Photo. 7 においてはリップルクリスタルのほかに、ストレイクリスタル³⁾も形成されている。Photo. 8 (a) および (b) にそれぞれストレイクリスタルおよびリップルクリスタルのミクロ組織を示す。ストレイクリスタルの発生部は一般に尖鋭であり³⁾、三角形状に広がって成長している。これに対して、リップルクリスタルの発生部は尖鋭ではなく、等温度線に平行な形状をしている。

以上述べたように、Al-4.90% Mg 合金をアークスポット溶接後ビード溶接を行なうと、等温度線に沿って新しくリップルクリスタルが形成されることが明らかになった。また、リップルクリスタルの形成には溶質である Mg が寄与していることが明らかになった。

4. 突合せ溶接部に対する検討

99.999% Al 板と Al-1.05, 2.64 および 4.90% Mg 合金板を 250 mm/min の速度で突合せ溶接を行なったさいのマクロ組織を Photo. 9 (a), (b) および (c) に示す。いずれもマクロ組織の上側が 99.999% Al、そして下側が Al-Mg 合金である。溶接金属内部においてはいずれの場合もアーチ型をした結晶が認められる (Photo. 9 (a) および (c) においては結晶はほんのわずかしかな発生していない)。とくに、Photo. 9 (b) においては大きく成長したリップルクリスタルが多数認められる。

Photo. 9 Macrostructures of weld metals when butt-welding was performed on 99.999% Al and Al-Mg alloys at a speed of 250 mm/min

- (a) For Al-1.05% Mg alloy
- (b) For Al-2.64% Mg alloy
- (c) For Al-4.90% Mg alloy

Photo. 10 に 99.999% Al と Al-2.64% Mg 合金を突合せ溶接した場合のリップルクリスタルの発生部付近のミクロ組織を示す。(b) は (a) の A 部付近を拡大したものである。等温度線に平行にリップルクリスタルが形成されている様子がはっきりと認められる。参考のために、ストレイクリスタルのミクロ組織を Photo. 11 に示す。Photo. 10 (a) と Photo. 11 を比較すると明らかのように、リップルクリスタルの発生形態はストレイクリスタルの発生形態とは全く異なるものである。また、リップルクリスタル内部にもサブグレインが形成されており、Photo. 10 の場合には溶接方向にほぼ平行な方向に成長している。リップルクリスタルの発生部付近のミクロ組織のもう一つの例を Photo. 12 に示す。この場合

Photo. 10 (a) Microstructure near the area where a ripple crystal was observed
(b) Enlarged photograph near the area marked with A in (a)

Photo. 11 Microstructure of a stray crystal observed in the weld metal shown in Photo. 9 (b)

Photo. 12 Another microstructure of the ripple crystal

Fig. 4 Distribution of MgKα radiation near the area where the ripple crystal was observed in Photo. 9 (b) (in the center of the weld metal)

には、右下方向にサブグレインが成長しているのが認められる。

リップルクリスタル発生部付近の MgKα 線の強度分布の変化をX線マイクロアナライザを用いて調べた結果の1例を Fig. 4 示す。ただし、溶接金属中央部付近を溶接方向に走査させた。Fig. 4 から明かなように、リップルクリスタルの結晶粒界の少し後方から MgKα 線の強度は急激に増大している。すなわち、リップルクリスタルが形成される近傍においては Mg の濃化が起こっており、ビード溶接の場合と同様に突合せ溶接の場合にもリップルクリスタルの形成には Mg が寄与している。

Fig. 5 Schematic representation of growth mode of crystals in the weld metal shown in Photo. 9 (b)

Photo. 9 (b) に認められた結晶の成長モードを模式的に Fig. 5 に示す。Fig. 5 において破線で示したのは等温度線である。Fig. 5 に示したそれぞれの結晶 (C₁~C₈) の結晶方位を Fig. 6(a)~(f) にステレオ投影図を用いて示す。Fig. 6 (a) は結晶 C₁ のステレオ投影図である。Fig. 6 (a) から明かなように、結晶 C₁ においては溶接方向に平行に [010] 方向が存在するため、溶接金属中央部付近においては結晶は容易に成長する。すなわち、リップルクリスタル中においても Photo. 10 あるいは Photo. 12 に示したようにサブグレインが形成され、このサブグレインはほぼ <100> 方向に成長する。そし

Fig. 6 Stereographic representation of orientations of the ripple crystals shown in Fig. 5
 (a) For the crystal C_1
 (b) For the crystal C_2
 (c) For the crystal C_3
 (d) For the crystals C_4 and C_5
 (e) For the crystal C_6
 (f) For the crystals C_7 and C_8

て、 $\langle 100 \rangle$ 方向と溶接金属中の最大温度勾配の方向がほぼ一致する結晶の成長が容易となるのである⁹⁾、(b)は結晶 C_2 のステレオ投影図である。結晶 C_2 はアーチ型をしている。結晶 C_2 の上側においては、最大温度勾配の方向と $[010]$ 方向がほぼ平行となりサブグレインは $[010]$ 方向に成長する。一方、結晶 C_2 の下側においては最大温度勾配の方向と $[\bar{1}00]$ 方向がほぼ平行となり、サブグレインは $[\bar{1}00]$ 方向に成長する。すなわち、結晶 C_2 においては $\langle 100 \rangle$ 方向と最大温度勾配の方向とがほぼ平行となるために、アーチ型をしている結晶も成長が可能となる。

(c)は結晶 C_3 のステレオ投影図である。結晶 C_3 においては結晶 C_1 の場合と同様に、溶接方向とほぼ平行な方向に $[010]$ 方向が存在するために、溶接金属中央部付近において成長は容易である。次に、(d)は結晶 C_4 および C_5 のステレオ投影図である。すなわち、結晶 C_4 および C_5 は全く同一の結晶方位を有している。結晶 C_4 においては $[010]$ 方向と最大温度勾配の方向がほぼ平行となるため、結晶の成長は容易である（ただし、 $[010]$ 方向は試料表面に対してかなり傾いているため、この方向への成長は傾きの小さい場合ほど容易ではない）。また、結晶 C_5 においては $[\bar{1}00]$ 方向と最大温度勾配の方向がほぼ平行となるために成長は容易である。結晶 C_4 および C_5 は全く同一の結晶方位を有していることから、結晶 C_2 と同様にアーチ型をして形成されたものであると考えられる。ところが、溶接金属中央部において結晶 C_3 のほうが成長が容易であるために、結晶 C_4 と C_5 に分断されたものと考えられる。

(e)は結晶 C_6 のステレオ投影図である。この場合の結

晶の成長モードは結晶 C_2 の場合と同様に説明できる。また、結晶 C_7 および C_8 は (f) に示すように全く同一の結晶方位を有しており、結晶 C_4 および C_5 の場合と同様にアーチ型をして形成された後、分断されたものと考えられる。

以上述べたように、250 mm/min の速度で突合せ溶接した場合にはアーチ型をしたリップルクリスタルが形成されることが明らかになった。このリップルクリスタルは等温度線にほぼ平行な輪郭を有していた、また、3.において述べたように、合金をアークスポット溶接後ビード溶接を行なうと等温度線に沿ってサブグレインが形成された。さらに、溶融溶接をした場合には等温度線に沿って凝固が起こる。したがって、ある Mg 量を有する溶融金属があり、これが凝固をするさいに等温度線に沿ったある領域において同時に核生成が起こり、次いで、成長が起こったために Photo. 9 に示したようなリップルクリスタルが形成されたものと考えられる。

Photo. 13 Macrostructure of weld metal when butt-welding was performed on 99.999% Al and Al-4.90% Mg alloy at a speed of 750 mm/min

Photo. 13 に 99.999% Al と Al-2.64% Mg 合金を 750 mm/min の速度で突合せ溶接をしたさいのマクロ組織を示す。Photo. 13 から明らかなように、大きな結晶粒がいくつか認められるが、これらの結晶粒はリップルクリスタルである。750 mm/min の溶接速度の場合には溶融池の形状が涙滴型をしているために、リップルクリスタルの発生部付近の形状は Photo. 9 に認められたようなアーチ型をしておらず、直線状をしているのが認められた。この場合もリップルクリスタルは等温度線にほぼ平行に形成された。

5. 結 論

99.999% Al と 種々の Mg 量を有する Al-Mg 合金を用いてビード溶接および突合せ溶接を行ない、溶接金属中に新たに形成されたリップルクリスタルの成長形態および結晶学的性質について検討を行なった。得られ

た結果をまとめると次の通りである。

(1) 溶接金属中の等温度線に沿って新たに結晶が形成される現象が認められた。この結晶をリップルクリスタルと各付けた。

(2) リップルクリスタルの発生部付近の形態は従来報告されているストレイクリスタルとは全く異なっていた。

(3) リップルクリスタル中に形成されたサブグレインの成長方向はほぼ<100>方向であった。

(4) 低速度で溶接をしたさいには、リップルクリスタルはアーチ型をしていた。成長がより容易な結晶が隣接して成長している場合には、この結晶によりリップルクリスタルは分断される現象が認められた。

(5) リップルクリスタルが形成された近傍においてはMgの濃化が認められ、リップルクリスタルの形成にはMgが寄与していることが明らかになった。

本研究に用いた Al-Mg 合金は神戸製鋼所堺長府工場

において溶製していただいたものであり、深く感謝の意を表します。

参 考 文 献

- 1) 仙田, 松田, 加藤, 中川, 岡本: 溶接凝固機構とその組織の特性 (第4報), 本誌 40-1 (1971) 25-34
- 2) 仙田, 松田, 加藤, 中川, 飯島: 溶接凝固機構とその組織の特性 (第9報), 本誌, 41-10 (1972) 1217-1226
- 3) 仙田, 松田, 加藤, 中川: 溶接凝固機構とその組織の特性 (第5報), 本誌, 40-3 (1971) 242-250
- 4) 迎, 加藤: 異種アルミニウム溶接金属中の溶質の分布と凝固組織, 本誌, 43-11 (1974) 14-22
- 5) 仙田, 松田, 加藤, 中川: 溶接凝固機構とその組織の特性 (第6報), 本誌, 40-9 (1971) 910-915
- 6) W. A. Tiller, J. W. Rutter; The Effect of Growth Conditions upon the Solidification of a Binary Alloy, Can. J. Phys., 34 (1956) 96-121
- 7) J. W. Rutter, B. Chalmers; A Prismatic Substructure Formed during Solidification of Metals, Can. J. Phys., 31 (1953) 15-39
- 8) 迎, 加藤: 未発表
- 9) 仙田, 松田, 中川, 加藤: 溶接凝固機構とその組織の特性 (第8報), 本誌, 41-2 (1972) 162-169

溶接に関する国際会議の御案内

1. International Conference on Structural Design and Fabrication Shipbuilding
18-20 Nov., 1975 London
THE WELDING INSTITUTE
2. Seminar on Surfacing
5-6 Aug., 1975 Tiruchirapalli
THE INDIAN INSTITUTE OF WELDING (Tiruchirapalli Branch)
3. International Conference on Liquid Metal Technology in Energy Production
3-6 May, 1976 Pennsylvania
AMERICAN NUCLEAR SOCIETY
4. 29th International Institute of Welding
22-28 Aug., 1976 Sydney
AUSTRALIAN ORGANISING COMMITTEE
5. Metals Technology Conference on Metals & Welding
24-28 Aug., 1976 Sydney
THE AUSTRALIAN WELDING INSTITUTE & THE AUSTRALIAN INSTITUTE OF METALS

※詳細のお問合せは事務局までお願いいたします。