6082系アルミニウム合金のティグアークスポット溶接部の
液化割れに及ぼす諸因子の影響加藤 光昭*・西尾 一政**
山口 富子*・岡野 洋文***

Journal of Japan Institute of Light Metals, Vol. 52, No. 2 (2002), pp. 76-81

Influence of several factors on liquation cracking
in 6082 aluminum alloy GTA spot weldsMitsuaki KATO^{*}, Kazumasa NISHIO^{**}
Tomiko YAMAGUCHI^{*} and Hirofumi OKANO^{***}

Influences of chemical compositions of base metal, temperature difference ΔT between liquidus and solidus, and arc time on the susceptibility of liquation cracking were studied using the Varestraint test on 6082 aluminum alloy which was GTA spot welded. A commercial 6082 alloy and seven kinds of experimental 6082 alloy whose magnesium, silicon and manganese contents were changed were used. The susceptibility of liquation cracking was evaluated from the maximum crack length observed in heat affected zone after the Varestraint test. Liquation cracking was observed along grain boundaries on which low melting point compounds (mainly Mg_2Si) were melted. The maximum crack length increased with arc time and ΔT . The addition of Si and Mg which increased ΔT promoted the liquation cracking, whereas the Mn addition suppressed the cracking by grain refining.

(Received June 27, 2001)

Keywords: 6082 aluminum alloy, liquation cracking, GTA spot welds, Varestraint test

1. 緒 言

Al-Mg-Si系合金は6000系のアルミニウム合金で、他の高強度アルミニウム合金に比べて溶接性に優れており、良好な加工性を有している。また6061-T6アルミニウム合金の耐力はJIS H 4000によると250 MPa以上であり、これは軟鋼(SS400)の降伏点にほぼ匹敵する。しかし、この合金は溶接すると溶接熱影響部(以下、HAZという)における液化割れが発生する場合があることが欠点となっている^{1)~3)}。

6061合金のティグ溶接部に発生する液化割れに対しては次の結果が報告されている^{1),3)}。(1)液化割れが生じるためには限界ひずみ以上の付加ひずみが必要であり、溶接入熱が一定の場合には、付加ひずみが増大するとともに最大割れ長さはほぼ直線的に増大する。(2)液化割れが生じるためには限界以上の溶接入熱が必要であり、付加ひずみが一定の場合には、溶接入熱が増大するとともに最大割れ長さは増大する。(3)重回帰分析の結果、Cu、MgおよびSiは割れを促進し、Cr、MnおよびVは割れを抑制する傾向がある。(4)結晶粒の大きさが0.05~2 mmの範囲で増大すると、最大割れ長さは急激に増大する。

そこで本研究では、溶接性に優れ、強度や押出性を兼ね備えた新しい溶接構造用材料の開発を目的として、市販の6082

アルミニウム合金並びに液化割れに大きな影響を及ぼすとされているMg、SiおよびMn量を種々変化させた実験用合金に対してティグアークスポット溶接を行い、高温割れ試験法の一つであるバレストレイン試験法を用いて、液化割れ感受性に及ぼす母材の化学成分、液相線と固相線の温度差およびアーク時間等の諸因子の影響について検討を行った。

2. 使用材料および実験方法

2.1 使用材料

本研究に使用した合金の化学成分をTable 1に示す。本研究では、市販の6082合金(合金8)およびその主成分であるSi(0.7, 1.0, 1.1, 1.3および1.4 mass%), Mg(0.9, 1.0, 1.2および1.4 mass%)およびMn(0.0, 0.4および0.7 mass%)をそれぞれ数段階変化させた実験用合金7種類の総計8種類を用いた(板厚6 mm, 幅60 mm, 長さ100 mm)。Al-Mg-Si系合金は Mg_2Si を析出相とする熱処理型合金で、この合金の時効硬化は Mg_2Si 量、過剰のMgおよびSi量により大きく影響される⁴⁾。すなわち、過剰のMgは Mg_2Si の固溶度を減少させることにより熱処理効果が薄れ、過剰のSiは引張強さを増大させ延性を低下させる。

2.2 バレストレイン試験

液化割れの感受性は、バレストレイン試験を行った際に認

* 九州工業大学工学部物質工学科(〒804-8550 福岡県北九州市戸畑区仙水町1-1)。Materials Science and Technology, Kyushu Institute of Technology (1-1 Sensui-cho, Tobata, Kitakyushu-shi, Fukuoka 804-8550)。

** 九州工業大学大学院生命工学研究科(北九州市)。Kyushu Institute of Technology (Kitakyushu-shi, Fukuoka)。

*** 九州工業大学大学院(北九州市)。Kyushu Institute of Technology (Kitakyushu-shi, Fukuoka)。

Table 1 Chemical compositions of materials used (mass%)

Materials	Si	Mn	Mg
Alloy 1	1.38	0.00	0.97
Alloy 2	1.34	0.70	1.02
Alloy 3	0.99	0.65	1.37
Alloy 4	1.28	0.67	1.20
Alloy 5	0.75	0.03	1.03
Alloy 6	1.10	0.01	0.88
Alloy 7	1.10	0.40	0.91
Alloy 8	1.08	0.72	0.90

Fig. 1 Schematic illustration of the Varesstraint test.

められた HAZ の最大割れ長さを用いて評価した。Fig. 1 にバレストレイン試験の模式図を示す。バレストレイン試験においては、試験機の曲げブロックの曲率半径を変えることにより付加ひずみを変化させることが可能である。最大割れ長さの測定は、倍率10倍のルーペを用いて溶接ままの状態で行った。また、付加ひずみの値は式(1)を用いて計算した。

$$\varepsilon = t/2R \quad (1)$$

ここで、 ε ：付加ひずみ， t ：試験片の板厚（mm），そして R ：曲げブロックの曲率半径（mm）である。

溶接条件および曲げ条件を Table 2 に示す。溶接電流およびアーク電圧は200 A および15 V 一定とし、アーク時間は10、20および30 s と変化させた。また、試験片は溶接を行う直前に表面をワイヤブラシにより磨いた。液化割れの最大割れ長さに及ぼす付加ひずみの影響を検討した結果によると、ある溶接条件に対しては、割れを発生させるために必要な最低ひずみが存在し、それ以上の付加ひずみに対しては、最大割れ長さは付加ひずみの増大とともにほぼ直線的に増大することが報告されている¹⁾。本研究では曲げ半径は一定とし、 $R = 75 \text{ mm}$ ($\varepsilon = 4.0\%$) のものを用いた。また、曲げはアークを切ると同時に付加した。

Fig. 2 にバレストレイン試験を行った際に生じた液化割れの模式図を示す。 $\theta = 0$ および 180° の方向に最大割れ長さが認められたが、これは、この方向に式(1)で求めた付加ひずみが作用することに起因している。 θ が増大すると、ひずみは $\cos^2 \theta$ に比例して低下するため⁵⁾、割れ長さは減少する。液化割れ感受性は、この最大割れ長さを用いて評価した ($\theta = 0$ および 180° の方向における割れ長さには少し差異が認められたため、長い方を最大割れ長さとした)。

Table 2 Conditions of GTA spot welding and the Varesstraint test

Welding condition	Welding current	200A
	Arc voltage	15V
	Arc time	10, 20, 30 s
	Shielding gas	Ar
	Flowing gas rate	20 l/min
Bending condition	Radius of bending block	75 mm
	Augmented strain	4.0%

Fig. 2 Schematic illustration of the HAZ liquation cracking in GTA spot weld. **Fig. 3** Liquidus and solidus temperatures of materials used.

3. 実験結果と考察

3.1 使用材料の液相線温度および固相線温度

最大割れ長さは、使用材料の液相線温度と固相線温度の差 (ΔT) が大きい方が長くなる傾向があるため、まず ΔT の推定を行った。この推定に際しては、CALPHAD (Calculation of Phase Diagrams) 法⁶⁾を用いた。状態図は合金系の熱力学的平衡状態を表したものであるため、合金系に現れる各相のギブスエネルギーがわかれば計算によって作成できる。このような方法のうち、状態図や熱力学の実測値から合金系に現れる各相のギブスの自由エネルギーを温度と組成の関数として記述し、熱力学的計算によって状態図を構成しようとする方法が CALPHAD 法である。Fig. 3 に CALPHAD 法によって求めた各合金の液相線温度および固相線温度を示す。これらの値は、Al, Mg, Si および Mn の4成分に対して、それぞれの二元系状態図 (Al-Mg, Al-Si, Al-Mn, Mg-Si, Mg-Mn および Si-Mn) のデータベースを組合せて計算した値である。全体的に見ると、組成が変化しても液相線温度は約650°Cでほとんど差異が認められなかった。一方、固相線温度は合金により異なり、約550~600°Cの範囲であっ

Fig. 4 Examples of microcracks due to cleaning action in alloy 4.

た。図中に○および△印で示したのは、示差熱分析により得られた結果である。液相線温度にはよい対応が認められたが、固相線温度には少し差異が認められた。以後の検討では、CALPHAD法で得られた結果を用いた。

そこで、Si, MnおよびMg量が液相線温度および固相線温度の温度差(ΔT)に対してどのような影響を及ぼしているかを重回帰分析を用いて検討した。ここでは従属変数に ΔT (°C)を用い、独立変数にSi, MnおよびMg量 (mass %)を用いた。得られた結果を式(2)に示す。

$$\Delta T = 66.8 \text{ Si} + 0.10 \text{ Mn} + 53.2 \text{ Mg} - 55.3 \quad (R^2 = 0.96) \quad (2)$$

すなわち、本研究で用いた各合金の範囲内においては、Si, MnおよびMgはいずれも ΔT を増大させる(固相線温度を減少させる)傾向があるが、MnはSiおよびMgと比べると ΔT を増大させる傾向が非常に少ない。

3.2 液化割れの形態の観察

アルミニウム合金をティグ溶接すると、クリーニング作用を受けた領域に微細割れが形成されることがある⁷⁾。これは、純アルミニウムおよび工業用純アルミニウムにおいては認められないが、アルミニウム合金においてはクリーニング作用により酸化皮膜が破られた領域に認められる。この割れは凝固割れの一種であり、酸化皮膜が破られた領域が局部的に電流密度が非常に大きくなり、そこが融解し、冷却速度が

Fig. 5 Feature of liquation cracks after the Varestreint test in alloy 3 for $t_a = 30$ s.

Fig. 6 SEM image of liquation cracks in alloy 3 for $t_a = 20$ s.

約 10°C/s と速いために生じるものと考えられている⁷⁾。本研究で用いた合金においても同様の微細割れが認められた。その例をFig. 4に示す。これは、バレストレイン試験を行わない場合、および試験を行った場合のいずれにおいても認められた。したがって、この微細割れはバレストレイン試験に関係しない割れであるため、これは除外して評価した。

Fig. 5に、バレストレイン試験後に認められた割れのマクロ組織を示す。 $\theta = 0$ および 180° の付近で最大長さの割れが認められる。Fig. 6に合金3に対して $t = 20$ sでアークスポット溶接した際に認められた割れのSEM写真を示す。図の左端が液化割れの始端部であり、右端が終端部である。Fig. 7(a), (b)および(c)に、Fig. 6に示した位置A(液化割れの始端部付近)、B(割れ長さの中央部付近)およびC(割れの終端部付近)の割れの断面のSEM写真をそれぞれ示す。(a)においては多くの丸みを帯びた粒状の組織が認められるが、これはデンドライトの先端に対応し、割れが発生した際にこの領域が溶融していたことを示している。(b)においてもいくつかの丸みを帯びた粒状の組織が認められるが、(a)と比較すると丸みが減少している。(c)においては丸みを帯びた粒状の組織はあまり認められず、割れが生じた際にほとんど溶融していないことを示している。このように、割れ破面にデンドライトの先端が融解した様子が認められたことは、割れが形成されたときに液膜が存在していたことを示し、液膜の量は溶融境界部から遠ざかるとともに減少していた。

3.3 割れ近傍の元素の偏析

Fig. 8(a), (b)および(c)に、EPMAを用いて得られた液化割れ始端部、割れ長さの中央部、および割れ終端部付近のMgK α 線の分布を示す。(a)においては、Mgが顕著に偏析している様子が認められる。(b)においては、(a)と比べると少ないが、Mgの偏析が依然として認められる。しかし、(c)においてはMgの顕著な分布は認められず、母材と大き

Fig. 7 SEM images of typical locations of the liquation crack shown in Fig. 6.

(a) Location A, (b) Location B, (c) Location C.

な変化は認められなかった。ここでは、MgK α 線の分布しか示していないが、SiK α 線についても同様の傾向が認められた。

この現象を更に詳細に検討するために、割れ破面にX線を照射し、化合物の同定を試みた。Fig. 9(a)および(b)に、割れの始端部および終端部付近の破面から得られたX線回折結果を示す。(a)と(b)を比較すれば明らかなように、割れの始端部付近ではAl以外にMg₂Siが同定され、割れ終端部の割れ破面においてはAlのみが同定された。

以上の結果から、HAZの結晶粒界にAl-Mg₂Si-Si三元共晶(融点: 595°C)に近い組成を有する低融点の液膜が存在し、ここにバレストレイン試験時に加えられた変形により割れが発生したものと考えられる。また、液膜の量は溶融境界

Fig. 8 Intensity distributions of MgK α radiations at typical locations of a liquation crack.

(a) Initial region of the crack, (b) Near the half way of the crack, (c) Final region of the crack.

部から遠ざかるとともに減少するため、割れの伝播が抑制されるものと考えられる。

3.4 最大割れ長さに及ぼすアーク時間および ΔT の影響

Fig. 10に最大割れ長さとアーク時間の関係を示す。付加ひずみが一定の場合には、アーク時間が增大するとともに最大割れ長さは増大した。これは、溶融境界部近傍のHAZの温度が上昇することによって、低融点化合物が溶融する領域が拡大したことに起因していると考えられる。

この現象を確認するために、HAZ部の最高到達温度の分布を測定した。Fig. 11に溶接時の最高到達温度と溶融境界部からHAZ部への距離の関係を示す。最高到達温度は白金-白金・ロジウム熱電対を用いて測定した。アーク時間が10, 20そして30秒と増大するとともに、溶融境界部から同一の距

Fig. 9 Results of X-ray diffraction analysis when irradiated on liquation crack surface. (a) Initial region of the crack, (b) Final region of the crack.

Fig. 10 Relation between the maximum crack length and arc time.

離で比較すると最高到達温度は増大している。これは、アーク時間が増大するとともに HAZ の広い範囲にわたって温度が高くなることを意味している。

Fig. 10および Fig. 11の結果を用いることにより、最大割れ長さと割れ終端付近での温度の関係を求めることができる。Fig. 12に、合金 2 に対して得られた結果を示す (図中の網掛けをした領域は、液相線-固相線温度範囲を示す)。割れ終端部付近での温度は、いずれのアーク時間においてもそれぞれの合金の固相線温度とほぼ同程度であった。このことから、割れは液相線温度と固相線温度の範囲内で生じていることがわかる。同様の結果が、他の合金においても得られた。

また、Fig. 13に最大割れ長さと液相線温度と固相線温度

Fig. 11 Relation between the maximum temperature in HAZ of alloy 4 and distance from the fusion boundary.

Fig. 12 Relation between temperature at the end of a crack and the maximum crack length for alloy 2.

の差 ΔT との関係を示す。 ΔT が増大するとともに、どのアーク時間においても最大割れ長さは増大した。これは、 ΔT が増大 (すなわち、固相線温度が低下) するとともに、液膜が溶融境界部から HAZ への広い範囲にわたって存在しうること起因している。

3.5 母材の結晶粒の大きさの影響

結晶粒の大きさがバレストレイン試験における最大割れ長さに及ぼす影響について検討した結果によると、結晶粒径の増大に伴って割れ長さも増大することが報告されている³⁾。そこで、母材の成分に対する結晶粒の大きさと最大割れ長さの関係を検討した。合金元素のうち、Mn は Al の結晶粒を微細化させる元素として知られている。ここでは Si および Mg 量がほぼ等しく、Mn 量が異なる合金 6, 7 および 8 に対して検討した。Table 3 に、各合金の成分、結晶粒の大きさおよび ΔT の関係を示す。母材中の Mn 量が増大するとともに、 ΔT はほとんど変化しないが、結晶粒の大きさは減少した。

Table 3 および Fig. 10の結果を用いることにより、最大割

Fig. 13 Relation between the maximum crack length and ΔT .

Fig. 14 Change in the maximum crack length due to the change in grain size.

れ長さとも結晶粒の大きさの関係を求めることができる。Fig. 14に、それぞれの合金の最大割れ長さとアーク時間および結晶粒の大きさの関係を示す。いずれのアーク時間においても、結晶粒の大きさが增大するとともに最大割れ長さは増大していることがわかる。これは結晶粒が大きくなるとともに、曲げが付加された際のひずみが結晶粒界に集中しやすくなることに起因していると考えられる。

3.6 母材の化学成分の影響

これまで、最大割れ長さに及ぼす種々の因子の影響について述べた。本研究では、バレストレイン試験における付加ひずみを一定とし、アーク時間 (t_a) を変化させ、母材の化学成分として Si, Mn および Mg 量を変化させた。そこで、これらの因子の影響を検討するために、最大割れ長さ $L_{\max}$ (mm) を従属変数とし、Si, Mn および Mg (mass%) 並びにアーク時間 $t_a^{0.72}$ (最大割れ長さとアーク時間の関係は指数関数で表されたため、そのべき数の平均値を用いた) を独立変数として重回帰分析を行った。その結果を式(4)に示す。

$$L_{\max} = 0.987\text{Si} - 0.622\text{Mn} + 1.57\text{Mg} + 0.235t_a^{0.72} - 2.42 \quad (R^2 = 0.89) \quad (4)$$

式(4)によれば、Si, Mg およびアーク時間は最大割れ長さを促進し、Mn は抑制する傾向があることがわかる。ところで、式(2)によれば、 ΔT に及ぼす Mn の係数は正であり、

Table 3 Change in grain size and ΔT due to the change in Mn content

Materials	Si (mass%)	Mn (mass%)	Mg (mass%)	Grain size (μm)	ΔT ($^{\circ}\text{C}$)
Alloy 6	1.10	0.01	0.88	481	64
Alloy 7	1.10	0.40	0.91	182	67
Alloy 8	1.08	0.72	0.90	105	65

Mn が增大すると ΔT を増大させるが、この係数は 0.10 と非常に小さいため、この影響は無視してもよい。すなわち、Mn が液化割れに及ぼす影響としては、液相線温度と固相線温度の差を増大させて最大割れ長さを増大させる影響よりも、結晶粒の微細化作用によって最大割れ長さを減少させる影響の方が強いといえる。

4. 結 言

(1) クリーニング作用を受けた領域に微細割れが認められた。微細割れはバレストレイン試験を行わない場合、および試験を行った場合のいずれにおいても認められた。

(2) 付加ひずみを 4.0% と一定にしてバレストレイン試験を行った結果、アーク時間が增大するとともに最大割れ長さは増大した。

(3) EPMA および X 線回折により、割れは Mg_2Si を主成分とする低融点化合物の存在する結晶粒界に沿って生じていた。

(4) 同一の溶接条件においては、液相線温度と固相線温度の差が増大するとともに最大割れ長さは増大する傾向が認められた。

(5) ほとんどの液化割れは母材の液相線温度と固相線温度の範囲内において認められた。

(6) 母材の Mn 量が増大するとともに、結晶粒の大きさは減少した。また、いずれのアーク時間においても結晶粒の大きさが増大するに従って、最大割れ長さは増大した。

(7) 重回帰分析を行った結果、母材中の主な溶質元素である Si および Mg は割れを促進し、一方、結晶粒の微細化元素である Mn は割れを抑制することが明らかになった。

謝辞

本研究は、社団法人日本アルミニウム協会が行った新しい溶接構造用材料の開発研究の一環として行ったものである。お世話になった関係各位に心から感謝申し上げる。また、CALPHAD 法の適用に際しては、九州工業大学工学部の長谷部光弘教授の貴重なご助言並びにご指導をいただいたことを記して感謝申し上げる。

参 考 文 献

- 1) 加藤光昭, H. W. Kerr: 軽金属溶接, **24** (1986), 453.
- 2) 加藤光昭, H. W. Kerr: 軽金属溶接, **24** (1986), 501.
- 3) 迎 静雄, 加藤光昭, 西尾一政, 宮崎光宏, H. W. Kerr: 軽金属溶接, **27** (1989), 2.
- 4) 水野政夫, 養田和之, 阪口 章: 現代溶接技術大系 (第13巻), 産報出版, (1980), 53.
- 5) 迎 静雄, 加藤光昭, 西尾一政, 塚本泰久, 崔 相旭: 溶接学会誌, **51** (1982), 922.
- 6) 長谷部光弘: 軽金属, **46** (1996), 45.
- 7) 加藤光昭, 西尾一政, 山口富子, 迎 静雄: 溶接学会論文集, **12** (1994), 426.