クリーニング作用域に形成されるアルミニウム合金の 微細割れの検討*

加藤 光昭**, 西尾 一政**, 山口 富子**, 迎 静雄**

Microcracks of Aluminum Alloys Developed in Cleaning Action Region*

by Mitsuaki Katoh**, Kazumasa Nishio**, Tomiko Yamaguchi** and Shizuo Mukae**

Microcracks developed in cleaning action region by GTA process have been investigated using an aluminum and aluminum alloys. Although no microcracks are observed in a pure aluminum and a commercially pure aluminum, microcracks are mainly developed in the region of Al-Mg alloys where the oxide film is broken due to the cleaning action. This tendency of cracks is quite the same as the weld solidification crack. The microcracks are easily developed with the increase in EN ratio of the welding current. Since dendrites are observed on the crack surface, the microcracks is intergranular due to the solidification crack. The cooling rate in this case was estimated to be about 10^4 °C using the size of the dendrites. The microcracks are considered to be developed due to the phenomena that the region where the oxide film is broken is locally melted owing to the high current density and the cooling rate is very high. X-ray diffraction technique made clear that the continuous vague Debye-Scherrer rings are obtained from the region where the oxide film is broken even when using a single crystal. This shows that the single crystal changes to very small polycrystals in this region and the polycrystallized depth from the specimen surface was about 100 μ m. Fatigue strength at 1×10^7 cycles of specimens having the microcracks is lower than that of the base metal and decreases linearly with the increase in the crack depth.

Key Words: Microcracks, Aluminum Alloy, Cleaning Action, Solidification Crack, EN Ratio, Cooling Rate, Oxide Film, Single Crystal, Debye-Scherrer Ring, Fatigue Strength

1. 緒 言

アルミニウム合金 6061 を交流を用いてティグ溶接すると、熱影響部の表面に微細な割れが発生することが報告されている¹⁾。この割れは、予熱あるいはパス間温度に起因して母材の温度が高く、アーク長が長く、それに高周波を重畳させて溶接した場合に発生しやすいと報告されている¹⁾。また、ミグ溶接したアルミニウム合金 2014-T6 の熱影響部にも微細な割れが認められ、これはミグ溶接の表層部の粒界の融解、スパッタあるいは局所的なアークプラズマの衝突に起因していると報告されている²⁾。更に、田中らは A5083 及び A6061 などの押出材を交流ティグ溶接した際に、クリーニング作用域に微細な割れが発生することがあると報告している³⁾。この割れは、電流の正極性成分を増大させたりあるいはアルゴンガス流量を減らしてクリーニング作用域を減少させることにより、減少あるいはなくすことができるとされている³⁾。上述の割れには、いわゆる液化割れ⁴⁾も含まれていると考えられるが、このような微細な割れは、溶接継手の性能にも影響を及ぼすと考えられる。

本研究では、クリーニング作用域に形成される微細割れに注目し、材質及び電流の正極性成分の影響について検討した。次に、単結晶材を用いたときの割れの形成について検討した。更に、微細割れを有する試験材の疲労特性についても検討した。

2. 使用材料及び実験方法

本研究で使用した材料は、A1050、Al-1%Mg 合金、Al-2%Mg 合金、Al-3%Mg 合金、及びアルミニウム合金 A5052 と A5083 である。試験片の寸法は、板厚 2 mm、幅 100 mm そして長さ 100 mm のものを用いた。これら

Table 1 Chemical compositions of materials used (mass%).

Materials	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn	Cr	Ti	Al
A1050	0.25	0.40	0.05	0.05	0.05	0.05	—	0.03	Bal.
Al-1%Mg Alloy	0.04	0.07	—	—	0.86	—	—	—	Bal.
Al-2%Mg Alloy	0.01	0.01	—	—	1.81	—	—	—	Bal.
Al-3%Mg Alloy	0.01	0.01	—	—	2.98	—	—	—	Bal.
A5052	0.25	0.40	0.10	0.10	2.50	0.10	0.20	—	Bal.
A5083	0.09	0.26	0.01	0.63	4.20	0.01	0.17	0.10	Bal.

Fig. 1 Shape and dimensions of a specimen for fatigue test.

*原稿受付 平成5年11月4日 平成5年度秋季全国大会で発表
**正 員 九州工業大学 Member, Kyushu Institute of Technology

の材料は微細割れに及ぼす材質の影響を検討するために用いたが、A1050を除いた他の合金においては微細割れが認められたため、その他の検討はA5083を用いて行った。単結晶材に対して検討する際には、A5083に0.8%の引張塑性ひずみを与えたのち600°Cで15h焼きなましをすることにより大きさが約20mmの粗大結晶が得られたため、このうちの任意の結晶を用いた。それぞれの材料の化学組成はTable 1に示すとおりである。

溶接機は交直両用ティグアーク溶接機(株)ダイヘン製, エレクトロコンパ300S)を用い, トーチは固定して使用した。電極はトリウム入りタングステン棒($\phi 4$)を用い, 先端は約90°にグラインダで加工した。電極の先端と試験片表面の距離を $l=3, 4, 5$ そして6mmと変化させた。電流の正極性成分(以下, EN(Electrode Negative)比という)は $\beta=50, 60$ そして70%と変化させた(EN比が増大すると共にクリーニング作用は減少する)。また, 溶接電流は安定なアークが出ずにクリーニング作用のみが起こるように, $I=30$ Aとした(一部, $I=50$ Aでスポット溶接も行った)。更に, 通電時間は $t=20$ sとした。

微細割れの形成の程度は, クリーニング作用域を倍率10倍のプロジェクターを用いて観察し, 割れの観察される面積及びクリーニング作用域に占める面積率で評価した。クリーニング作用域及び割れの認められた領域の面積は, それぞれの領域を円で近似して求めた。

疲労試験は平面曲げ疲労試験機(島津製作所製, UF-15)を用い, 両振り試験を行った。疲労試験片の形状・寸法をFig. 1に示す。図中の斜線を施した領域の面積はクリーニング作用域である。

3. 実験結果及びその考察

3.1 割れの形成に及ぼす材質及び EN 比の影響

Fig. 2 (a), (b)及び(c)にそれぞれA1050, A5052及び

A5083のクリーニング作用域のマクロ組織を示す($l=5$ mm, $\beta=60\%$)。白く円形状に認められるのがクリーニング作用域である。また, 中央部付近に粒状に認められる

Fig. 2 Macrostructures of regions of cleaning action ($l=5$ mm, $\beta=60\%$). (a) A1050, (b) A5052, (c) A5083.

Fig. 3 Microstructures of regions of cleaning action ($l=5$ mm, $\beta=60\%$). (a) A1050, (b) Al-1%Mg alloy, (c) Al-2%Mg alloy, (d) Al-3%Mg alloy, (e) A5052, (f) A5083.

のは酸化皮膜の破れた領域である。A1050 においては数箇所しか酸化皮膜は破れていないが、A5052 には酸化皮膜が破れた領域が点在して認められ、A5083 においては中央部付近に集中して認められる。

Fig. 3 (a)~(f) に A1050, Al-1%Mg 合金, Al-2%Mg 合金, Al-3%Mg 合金, A5052 及び A5083 の酸化皮膜が破られた領域のミクロ組織を示す。A1050 においては割れは認められないが、その他の合金においてはいずれも微細な割れが認められる。予備実験の結果によると、99.99%Al 及び A1100 においても割れは認められていない。また、Fig. 3 の結果によれば Al-3%Mg 合金及び A5052 において多数の微細割れが認められる。この傾向は、Al-Mg 系合金の溶接凝固割れ感受性と類似しており、クリーニング作用域に形成される微細割れは凝固割

れに関係していることが予想される。また、微細割れは酸化皮膜が破られた領域に多く認められた。

Fig. 4 (a) 及び (b) にそれぞれ A5083 のクリーニング作用域において微細割れの認められた領域の面積と EN 比の関係及び微細割れの認められた領域の面積率と EN 比の関係を示す。Fig. 4 (a) においては、EN 比が 70, 60 として 50% と減少すると共に微細割れの領域の面積は増大する傾向が認められる。これは、EN 比の減少と共にクリーニング作用の生じる領域が増大することに対応しており、ここで認められる微細割れはクリーニング作用に起因するものであると考えてよい。また、電極の先端と試験片表面間の距離 l を変化させたところ、ばらつきが認められるが、 l の増大と共に面積は増大する傾向がある。これは l の増大に伴いクリーニング作用の生じる領域が増大することに起因している (例えば、 $I=30$ A, EN 比が 60% の場合、 l が、3, 4, 5 及び 6 mm と増大すると、クリーニング作用域の面積は 223, 260, 269 及び 287 mm² と増大した)。Fig. 4 (b) に示した微細割れの面積率と EN 比の関係においては、EN 比の減少に伴う面積率の増大は Fig. 4 (a) の変化と比べると小さいが、クリーニング作用の生じる領域が最も小さい $\beta=70\%$ の場合が割れ率は最も小さい。

3.2 単結晶材に対する検討

Fig. 5 に単結晶材にクリーニング作用を生じさせた領域 ($l=5$ mm, $\beta=60\%$) のマクロ組織を示す。中央部付近に粒状に認められるのは酸化皮膜が破られた領域である。Fig. 6 (a) 及び (b) に Fig. 5 の酸化皮膜が破られた領域及び割れ断面の SEM 写真を示す。Fig. 6 (a) においては微細割れが多数認められる。Fig. 6 (b) から明らかなように、割れは試験片表面にほぼ垂直に認められ、この深さは約 100 μ m である。

クリーニング作用域を含む試験片を引張試験することにより得た割れ破面の SEM 写真を Fig. 7 に示す。Fig. 7 (a) は割れの深さ方向のほぼ全景であり、5~6 μ m の太さの柱状の組織 (これは試験片表面にまでほぼ同じ大きさで認められ、それぞれがひとつの結晶に対応すると考えられる。) が多数認められる。Fig. 7 (b) は割れ破面を拡大したものであり、デンドライトが凝固した様子がはっきりと認められることから、この微細割れは陰極点が形成されたところが局部的に融解したことにより発生したと考えられる。また、これは粒界割れである。ところで、デンドライトの大きさをを用いると、凝固時の冷却速度を推定することができる。T.F. Bower らは、Al-Cu 合金に対して検討し、デンドライトの間隔 d (μ m) と冷却速度 C_R の間に式(1)の関係が成り立つことを報告している⁹⁾。

$$d = 70 C_R^{0.39} \quad (1)$$

本研究で使用した材料は Al-Mg 合金 A5083 であり、

Fig. 4 Influence of EN ratio on microcracking. (a) Relation between area of microcracking and EN ratio, (b) Relation between area ratio of microcracking and EN ratio.

Fig. 5 Macrostructure of region of cleaning action for a single crystal ($l=5$ mm, $\beta=60\%$).

Fig. 6 SEM photographs of regions of cleaning action for a single crystal ($l=5$ mm, $\beta=60\%$). (a) Region in which oxide film is broken, (b) Cross section of a microcrack.

Fig. 7 SEM fractographs of a microcrack. (a) Overall view of a microcrack, (b) Enlargement of (a).

式(1)を得るのに用いられた材料と異なるが、おおよその冷却速度を推定するために式(1)を適用する。Fig. 7 (b)に認められるデンドライトの大きさは $d \approx 1 \mu\text{m}$ であるため、これを式(1)に代入して冷却速度 C_R を計算すると、 $C_R \approx 5 \times 10^4 \text{ } ^\circ\text{C/s}$ となる。この冷却速度は非常に速いが、陰極点の形成に際しては電流密度が非常に大きくなることを考えると不合理な値ではない。

ここでは、単結晶材にクリーニング作用を生じさせたところ、A5083のように溶質原子を多量に含んでいる単結晶材を溶融溶接した場合には、Fig. 8に示すマイクロ組織からも明かなように、単結晶は多結晶に変化する(この際、溶接電流は $I=50$ Aとした)。しかし、この溶融凝

Fig. 8 Microstructure of weld metal of a single crystal.

Fig. 9 Laue photographs obtained from some regions of a specimen shown in Fig. 5. (a) Base metal, (b) Region of cleaning action in which oxide film is not broken, (c) Region of cleaning action in which oxide film is broken.

固した領域にはいわゆるクレータ割れに相当する以外の割れは認められない。

次に、X線回折法を用いて検討した。Fig. 5の母材、酸化皮膜が破られていないクリーニング作用域及び酸化皮膜が破られた領域にX線(ターゲット: Cu, スリット径: $\phi 1$ mm)を照射して得られたラウエ写真をそれぞれFig. 9 (a), (b)及び(c)に示す。Fig. 9 (a)のラウエ斑点はきれいな楕円形をしており、母材は十分焼きなましされたはずみのほとんどない状態であると考えてよい。Fig. 9 (b)のラウエ斑点は少しいびつになり大きさもFig. 9 (a)の

Fig. 10 Debye photograph obtained from a weld metal shown in Fig. 8.

ものと比較すると大きくなっている。これは、ひずみを受けていることを示している。ラウエ斑点の形状から判断すると数%のひずみと考えられる。一方、Fig. 9(c)においては、デバイ環が認められる。このことは、酸化皮膜が破られ微細割れの発生した領域は結晶粒の小さい多結晶で構成されていることを示している。デバイ環はほとんど連続していることから、結晶粒の大きさはかなり小さいと予想される。すなわち、酸化皮膜が破られた領域は局部的に溶融し、速い冷却速度のため単結晶も微細な多結晶に変化したものと考えられる^{*}。また、うっすらとラウエ斑点も認められるが、これは試験片表面から少し内部に入った領域は多結晶になっていないことを示している (Fig. 9(c)には二つのデバイ環が認められ、内側が(511)そして外側が(422)面である。それぞれのX線の侵入深さは111及び105 μm であるため、多結晶に変化しているのは表面から約100 μm の領域であると考えられる)。

Fig. 10 には Fig. 8 に示した溶融凝固した領域から得られたデバイ写真を示す。この場合には連続したデバイ環は得られず、斑点状になっている。デバイ斑点の大きさはX線を照射した領域の結晶粒の大きさに対応していることから、これは溶融凝固した領域の結晶粒の大きさが比較的大きいことを示している。これは、Fig. 8 から明らかである。Fig. 10 と Fig. 9(c)を比較しても微細割れの発生した領域の結晶粒の大きさが小さいことがわかる。

以上のことから、主として酸化皮膜が破られた領域に認められる微細割れは、局部的に電流密度が非常に高くなることによりその個所が融解し、10⁴°C/s 程度に達する速い冷却速度で冷却されることにより発生するものと考えられる。

3.3 微細割れを有するときの疲労特性

材料の疲労特性は微細割れが存在する場合にも大きな影響を受ける。3.1及び3.2に述べた微細割れは意識的にクリーニング作用域を形成し、酸化皮膜が破られた領域に認められたものであり、アルミニウム合金のティグ溶接を行ったときに一般的に形成されるものではないが、疲労特性に及ぼす微細割れの影響を検討するのに適したものであるため、この微細割れを有する試験材を用いて、次に疲労試験を行った。得られたS-N曲線を Fig. 11 に

Fig. 11 S-N curves of a base metal and specimens having microcracks.

Fig. 12 An example of fractographs after fatigue test.

Fig. 13 Relation between fatigue strength at 1×10^7 cycles and depth of microcracks.

示す。Fig. 11 には微細割れを有しない母材、ならびにEN比を $\beta=50$, 60及び70%と変化させたときのものについて検討した。繰返し $N=1 \times 10^7$ 回における時間強度は母材が107 MPaと最も大きい。ここで検討したなかでクリーニング作用域の最も小さい $\beta=70\%$ においても時間強度は87 MPaに減少している。また、 $\beta=60$ 及び50%の場合には大きな差異は認められないが、69及び71 MPaの時間強度を有している。

Fig. 11 に示した時間強度の変化は微細割れの深さと

^{*}ここでは単結晶を用いているため、溶融部が凝固する際にはいわゆるエピタキシャル成長をするが、材料がA5083であること及び冷却速度が速いために、エピタキシャル成長する領域は狭く、その後は新たな核生成により多結晶化したと考えられる。

関係していると予想される。すでに Fig. 4 に示したように、微細割れの認められる面積率は EN 比が減少すると共に増大した。微細割れの深さは、Fig. 11 に示した S-N 曲線を得た際に破断した試験片を用いて、SEM により測定した。疲労破面の例を Fig. 12 に示す。上部に認められるのが微細割れであり、これと疲労割れとは明瞭に区分できる。 $\beta=70, 60$ 及び 50% の場合の平均の深さは $D=77, 132$ 及び $122\ \mu\text{m}$ であった。 $N=1\times 10^7$ 回における時間強度とこのようにして得られた微細割れの深さの関係を Fig. 13 に示す。微細割れの深さにはばらつきが認められたため、その範囲も図中に示した。Fig. 13 から明らかなように、微細割れの深さの増大と共に時間強度は直線的に減少し Fig. 11 に示した時間強度の変化は微細割れの深さと密接な関係があることが明らかになった。

4. 結 論

(1) 純アルミニウム及び工業用純アルミニウムにおいてはクリーニング作用域に微細割れは認められないが、Al-Mg 合金においては主に酸化皮膜が破られた領域に微細割れが形成される。

(2) 微細割れは、EN 比が減少すると共に形成されやすくなる。

(3) 割れ破面にはデンドライトが認められることから、これは凝固割れに起因しており、粒界割れである。デンドライトの大きさから冷却速度を推定すると $10^\circ\text{C}/$

s に達した。

(4) これは、酸化皮膜が破られた領域が局所的に電流密度が非常に大きくなり、そこが融解し、冷却速度が速いために生じるものと考えられる。

(5) X線回折法を用いて検討した結果、単結晶材において微細割れの認められた領域からは連続したデバイ環が得られ、この領域は小さい多結晶から構成されていることが明らかになった。

(6) 微細割れを有する試験材の繰返数 1×10^7 回における時間強度は母材より低下し、時間強度は割れの深さが増大すると共に直線的に減少する。

参 考 文 献

- 1) R.E. Fish, C.S. Shira: Effects of High-Frequency Current in Welding Aluminum Alloy 6061: Weld. J., 45-11 (1966), 490s-496s.
- 2) R.G. Hocker, K.R. Wilson: Dye Penetrant Indications Caused by Superficial Surface Defects in 2014 Aluminum Alloy Welds, Weld. J., 50-11 (1971), 485s-490s.
- 3) 田中一雄, 古金和郎, 米田陽一郎, 要善恒: アルミニウム溶接ビード際の母材表面割れに関する研究, 溶接学会全国大会講演概要, 第41集, (1987), 304-305.
- 4) 溶接学会編: 溶接・接合工学の基礎, 丸善 (1993), 161.
- 5) T.F. Bower, H.D. Brody, M.C. Flemings: Measurements of Solute Redistribution in Dendritic Solidification, Trans. of Metallurgical Society of AIME, 236-5 (1966), 624-634.