6082 アルミニウム合金溶接熱影響部の 液化ミクロ割れ性に及ぼす Mn の影響

笹部 誠二*

Journal of Japan Institute of Light Metals, Vol. 60, No. 5 (2010), pp. 213-219

Effect of Mn on welding liquation micro-cracking in heat affected zone of 6082 aluminum alloy

Seiji SASABE*

Al-Mg-Si series alloys have some sensitivity of liquation cracking in welding heat affected zone (HAZ). In this report, influence of manganese in 6082 on susceptibility of this liquation cracking was studied using a welding thermal stress cycle simulator. As the results of the butt welded joints, this liquation cracking was suppressed by the addition of Mn. From the welding thermal stress cycle simulator, it has been cleared that with the addition of Mn, the lower limit of the brittle temperature range between nil-ductility temperatures on heating process and on cooling process, was raised to the same or higher temperature than solidification temperature of the weld metal. This was because that the effective Si content in matrix was reduced by generating the Al-Fe-Mn-Si compounds due to the addition of Mn. In this case, solidification shrinkage strain of weld metal did not work to open the solid state grain boundary in HAZ to cracking easily.

(Received September 7, 2009 Accepted January 14, 2010)

Keywords: welding liquation micro cracking, HAZ, 6082, MIG, brittle temperature range

1. 緒 言

Al-Mg-Si 系合金は、耐力が高くまた複雑な断面形状の押出性も良好であることから構造用材料として有効な材料である。本系合金を、溶接構造物として適用する場合には、溶接性が良好であることが必要不可欠であり、溶接熱による熱影響部の軟化ならびに溶接熱影響部に発生しやすい溶接ミクロ割れが課題となり、種々の報告がなされてきている^{1)~8)}。ここでは、同合金系内でも高い強度を有し、また欧州で適用実績のある 6082 合金材に関して、その添加成分である Mn に着目し、溶接ミクロ割れに及ぼす影響を試験調査し検討したので報告する。

2. 供 試 材

用いた供試材は、6082-T6 の 3mm 肉厚のフラットバー押出

材で、その添加元素の一つである Mn に着目し、実用合金としての 0.7mass% (以下 %) (No. 3 材) とともに添加なし (No. 1 材) ならびに 0.4% (No. 2 材) と変化させた 3 種類である。主たる製造条件は、均質化処理 813K, 4h (昇温速度 100 K/h, 降温速度 200 K/h), 押出 743K, 10m/min, ダイクエッチ水冷, 焼戻し 458K, 6h であり、これら 3 種類の素材の化学成分ならびに機械的特性は **Table 1** に示すとおりである。また、断面のミクロ組織は No. 1 材では約 60 μ m 結晶粒サイズの全面再結晶組織, No. 2, 3 材では肉厚中央部のファイバ組織と肉厚表面部の粗大粒に成長した再結晶組織からなる複合組織を呈した。この表面の粗大粒に成長した再結晶層は、No. 2 材の場合で片面当たり約 250 μ m にも及ぶ厚いものであるが、No. 3 材では約 25 μ m 程度のものではあった。この表面部の粗大粒に成長した再結晶は溶接割れに大きな影響を与えたと考えられたので、片面側から 1.0mm 切削削除し、3 種

Table 1 Chemical compositions and mechanical properties of tested materials and specification of 6082-T6

No.	Chemical compositions (mass%)									Tensile Strength (N/mm ²)	0.2% proof stress (N/mm ²)	Elongation (%)
	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Al			
alloy1	1.10	0.13	0.01	0.01	0.88	0.01	0.03	0.02	bal.	292	276	10.9
alloy2	1.10	0.13	0.01	0.40	0.91	0.01	0.02	0.02	bal.	306	283	13.8
alloy3	1.06	0.13	0.01	0.72	0.90	0.01	0.01	0.02	bal.	311	282	13.4
Spec. of 6082-T6	0.7 ~1.3	≤0.50	≤0.10	0.40 ~1.0	0.6 ~1.2	≤0.25	≤0.20	≤0.10	bal.	≥310	≥260	≥10

* (株)神戸製鋼所アルミ・銅事業部門技術部 (〒251-8551 神奈川県藤沢市宮前 100-1)。Technology Control Department, KOBE STEEL, LTD., Aluminum & Copper Business (100-1, Miyamae Fujisawa-shi, Kanagawa, 251-8551). E-mail: sasabe.seiji@kobelco.com

類の材料すべてを肉厚 2.0mm に統一した。

3. 試験方法

3 種類の供試材を同種材料同士を突合せし、溶加材 A5356 WY (Al-5.0mass%Mg-0.13mass%Mn) - ϕ 1.2mm を用いてミグ溶接した。減厚切削面側をアーク側に配置して、溶接電流 DC110 A, アーク電圧 22V, 溶接速度 80 cm/min, シールドガス 20 l/min (アルゴン) の溶接条件にて I 型突合せ継手を作製した。この継手の引張試験や断面観察などにより, Mn の継手性能に与える影響を試験調査した。

4. 試験結果

4.1 継手特性

余盛ありのままの状態での継手引張試験結果を Table 2 に示す。これらから, 継手性能は Mn 量によって著しく影響を受けることがわかり, Mn 添加なしの No. 1 材ならびに 0.4% 添加 No. 2 材の場合は, その継手強度ならびに伸びが著しく低く脆性的であるのに対し, Mn0.7% 添加の No. 3 材では, 継手強度, 伸びともに高い値が得られ延性的であることがわかった。破断位置は, No. 1, 2 材では溶接境界近傍であるのに対し, No. 3 材では溶接部境界から約 10mm 離れた位置であった。

4.2 破断部観察

破断部断面の光学顕微鏡によるマクロ観察ならびに破面の SEM 観察を行った結果を Fig. 1 に示す。これから, No. 1, 2 材は粒界破断であると同時に, 破面は丸味を帯びており, 溶融したと思われる痕跡が認められ, 典型的な高温割れと判断された。特に, No. 2 材は粒成長組織における粒界にて破断していることが特徴的である。一方, No. 3 材はディンプルパ

ターンを有する延性破断であり, 材料により大きな差異のあることがわかった。

4.3 硬さ分布

継手部横断面の硬さ分布を, マイクロビッカース硬さ計にて測定した。その結果を Fig. 2 に示すが, いずれも溶接熱影響による軟化が観察され, 溶接境界部から 10mm 前後の位置に最も軟らかい部分が存在している。これから, No. 3 材の引張試験における破断位置は, この最軟化部に対応するのに対して, No. 1, 2 材では溶接境界近傍の比較的硬さの高い部分で破断していることがわかった。通例, 硬さの一番低い部位にて破断するが, 溶接境界のボンド部に何らかの欠陥の存在が示唆される結果が得られた。

Table 2 Mechanical properties of the joints

	Tensile strength (N/mm ²)	0.2%Proof stress (N/mm ²)	Elongation (%)	Fracture position
alloy 1	104 96	impossible of measurements	0.3 0.2	Bond ¹⁾ Bond ¹⁾
average	100		0.2	
alloy 2	155 141	147 140	0.7 0.5	Bond ¹⁾ Bond ¹⁾
average	148	144	0.6	
alloy 3	214 218	160 160	3.1 3.3	HAZ ²⁾ HAZ ²⁾
average	216	160	3.2	

1) Bond: boundary between weld metal and HAZ

2) HAZ: welding heat affected zone

Fig. 1 Macro-section by optical microscope and fracture surface by SEM after tensile testing (fracture position: alloy1 and 2/Bond, alloy3/HAZ).

Fig. 2 Distributions of hardness on the joints with the various alloys.

4.4 溶接部断面観察

溶接継手部横断面のマイクロ組織を、エッチングしない状態で光学顕微鏡にて観察した結果を Fig. 3 に示す。黒く線状に見えるのが開口部であり、Fig. 1 に示した破面の結晶粒サイズを考え合せると、粒界に沿って開口が生じていると推定された。これから、No. 1, 2 材には溶接境界部近傍には粒界割れが観察されるのに対し、No. 3 材にはそのような割れは観察されなかった。

一般に、溶接金属部の凝固過程において、完全に凝固する直前にその凝固収縮力が、凝固の遅れた場所、今回の場合は局部溶融をしたボンド部の母材側の粒界、に作用すると、その結晶粒界などが開口して割れに至るとされ、その割れを溶接マイクロ割れと称している。

Mn 添加なしならびに 0.4% 添加の場合にのみ脆性的な継手性能を示したのは、高温割れの一種である溶接マイクロ割れが溶接境界部近傍の熱影響部に発生したためであることがわかった。

5. 考 察

溶接熱影響部に発生する溶接マイクロ割れは、溶接熱により局部溶融した溶接境界部近傍の熱影響部結晶粒界部位が、いまだ凝固しきらない液膜状態中に、溶接金属部の凝固収縮ひずみに抗しきれずに開口して割れに至るものと言われている。ここではそれらを検証すると同時に、素材成分の Mn 量により割れ発生傾向が異なった原因を考察した。

5.1 高温高速引張試験による検討

溶接金属部の凝固収縮による熱影響部結晶粒界への開口に対する抵抗力を、熱影響部を模擬した高温熱サイクルでの引張特性にて調査した。溶接による急速加熱および冷却の熱履歴にできるだけ近づけるため、高周波誘導による加熱装置を備えた熱応力再現装置を用い高温高速引張試験を行った。試験片サイズならびに試験条件は Fig. 4 に示すとおりである。昇温過程では約 650 K/min の速度で加熱し、目的温度で 5 秒間保持した後に 25 mm/s の引張速度で引張試験した。一方、降温過程では、いったん最高温度（引張強さおよび絞りが零となる温度）まで加熱し、その温度で 5 秒間保持した後に約 250 K/min で目的の温度まで冷却し、5 秒間保持してから引張試験を実施した。

Fig. 3 Microstructures near the fusion line at the bond area (left side: weld metal, right side: HAZ).

(a) Test specimen for thermal cycle tensile testing

(b) On-heating tensile test sequence (c) On-cooling tensile test sequence

Fig. 4 Specimen and thermal sequences of thermal cycle tensile testing.

用いた材料は No. 1 材ならびに No. 3 材の二種類とし、試験後の引張破断形状は Fig. 5 に示すとおりで、各温度における引張強さならびに絞りをプロットすると Fig. 6 となる。また、破断部断面の光学顕微鏡による観察結果を Fig. 7 に示

Fig. 5 Macro section-shapes of fractured zone by tensile testing at various thermal cycles on alloy 1 and 3.

Fig. 6 Tensile strength and reduction of fractured section area on various thermal cycles.

す。結晶粒界で割れが生じる程度に粒界が脆性的になるのは、Fig. 8 に示すように、昇温過程で結晶粒界が溶融し引張強さあるいは絞りが零を示す固相線温度に到達した場合と、その温度到達後の冷却降温過程で非平衡凝固による偏析あるいは低融点共晶物が完全に凝固し引張強さあるいは絞りが回復の兆しを見せるまでの温度の範囲であることがわかる。この温度範囲を脆性温度範囲と称すると、No. 1 材のそれは 833~828K の 5K、No. 3 材のそれは 853~843K の 10K という結果が得られた。一般的には、この脆性温度範囲の大小が溶接マイクロ割れ感受性と相関あるものと考えられるが、今回の継手試験では、脆性温度範囲の狭い No. 1 材で溶接マイクロ割れが発生し、逆の結果となっている。

継手における溶接マイクロ割れ感受性を考える上においては、

Fig. 7 Microstructures of fractured section on various thermal cycles by optical microscope.

割れの源と考えられる溶接金属部の凝固収縮作用が生じる凝固温度との関係が重要であることから、溶接金属部の凝固温度を示差熱分析にて測定したところ 843K という結果が得られた。したがって No. 3 材の場合は、溶接金属部が凝固する温度ですでに熱影響部は脆性温度範囲の下限温度となっているのに対して、No. 1 材の場合は、溶接金属部が凝固完了してもなお、熱影響部は脆性温度範囲内にあり、凝固収縮力に耐え切れず粒界が開き割れ発生に至ったものと考えられる。

つまり、素材の脆性温度範囲の大小は、割れ感受性に対する一般的な指標を示すものの、実際に割れるか否かの判断としては、溶接金属部の凝固温度をも考慮したプロセスにて判断することが重要であることがわかる。

この溶接金属部の凝固温度の溶接マイクロ割れに対する影響を確認するために、No. 1 材に対しては溶接金属部の凝固温度が A5356WY よりも低くなると思われる A4043WY にて、また No. 3 材に対しては逆に溶接金属部の凝固温度が A5356WY よりも高くなると思われる A1100WY にてミグ溶接継手を作製した。溶接境界部近傍の断面マイクロ組織を Fig. 9 に示すが、前者の組合せにおいては溶接マイクロ割れが抑制され、後者の組合せでは逆に発生が観察される結果となった。溶接金属部の凝固温度は、示差熱分析の結果では、前者で 798K、後者で 890K と得られ、前述したとおり溶接金属部の凝固温度が素材の脆性温度範囲よりも高く、溶接金属部が先に凝固す

Fig. 8 Brittle temperature range of quasi-welding thermal cycle in heat affected zone.

る場合にはその収縮応力にて素材結晶粒界の局部溶融している状態に作用し溶接マイクロ割れが発生するが、逆の関係の場合には割れは発生しないことが確認できた。マイクロ割れが確認された A1100WY の場合でも継手は HAZ にて破断し、脆性的な様相を呈するには至らなかった。これは素材がファイバ組織という微細な結晶粒であるために、一粒界当たりにかかる溶接金属の凝固収縮ひずみが小さくなるために、溶接マイクロ割れのサイズが軽微になったためと考えられる。

5.2 Mn 添加による割れ発生抑制メカニズムの推定

Mn 添加により溶接マイクロ割れが回避されたのは、前記割れメカニズムの推論からすると、素材側の因子としては、脆性温度範囲の下限温度値の上昇にあると考えられたので、組織観察などから考察した。

No. 1 材ならびに No. 3 材の素材部断面を EPMA による面分析にて比較調査した。両材には、ともに Mg-Si 系化合物が観察され、Mn 添加の No. 3 材にはさらに Al-Fe-Mn-Si 系化合物が観察された。Fig. 10 には No. 3 材のみを示すが、前者化合物は光学顕微鏡、EPMA 組成像ともに黒色を呈し、後者化合物は光学顕微鏡では灰色、EPMA 組成像では白色を呈している。この Al-Fe-Mn-Si 系化合物は、溶接割れ破面ならびに高温熱サイクルでの引張試験破面にも多数観察され、溶接熱履歴下でもその存在を確認している。No. 1, 3 材にはほぼ同量の Mg, Si が添加されているが、この Al-Fe-Mn-Si 系化合物が生成された No. 3 材においては、その Si 量の一部がこの化合物生成に消費され、マトリクス中あるいは析出物として存在する Si 量は No. 1 材の場合よりも少ないのではないかと考えられる。

素材部の硬さは、Fig. 2 に示したように No. 1 材よりも No. 3 材の方が低い。これは Al-Fe-Mn-Si 系化合物とアルミニウムマトリクスとの界面が Mg_2Si の析出サイトとして作用することに起因するとも考えられるが、まず第一にその化合物に Si 量の一部が消費され、時効に寄与するマトリクス中の Si が

Fig. 9 Microstructures near the fusion line at the bond area (left side: weld metal).

元々少なかったのではないかと考えられる。

素材部マトリクス中の固溶量分析のために、ビーム径を $2\mu m$ に絞り、上記 Al-Fe-Mn-Si 系化合物を含まないように配慮して、EDS 分析を行った。この分析では析出物部分を分離することはできず、その分も含めたものとなるがその結果を Fig. 11 に示す。計測値そのものは、添加量値を超えていることもあり問題がないとはいいがたいが、No. 1 材と No. 3 材との相対比較を重視すると、Mn 添加の No. 3 材の方が、Si が少なく、Mg が多いという傾向が得られた。これは、Al-Fe-Mn-Si 系化合物として Si 量の一部がとらえられ、マトリクス中の Si 量が減少し、その結果として Mg_2Si を構成する Mg が余剰となり、Mg 固溶量が増加⁹⁾したものと思われる。シグマテストによる電気伝導度の測定では、No. 1 材で 51.4% IACS, No. 3 材で 50.0% IACS となり、上記傾向が反映したと思われる結果が得られた。なお、EDS 分析で、Si 低下量が予想以上に少なかったのは三次元的に存在する Al-Fe-Mn-Si 化合物をも分析に取込んだ可能性が否定できない。

ところで、高温熱サイクル試験における昇温時の強度消失温度（脆性温度範囲の上限値）は、低熔点化合物が存在しない限り固相線温度を示すものである。平衡状態図¹⁰⁾上から固相線温度は、Mg, Si ともにそれぞれにほぼ同量添加している No. 1, 3 材では、約 833K (560°C) となる。しかるに、No. 3 材での高温熱サイクル試験での昇温時の強度消失温度は 853K (580°C) であり、これが固相線温度であるとした場合の Si 量は、同平衡状態図からは、0.85% 相当となり添加量より約 0.2% 低くなったとも考えられる。

このように、Mg, Si のほぼ同量添加材でありながら Mn 添加により実質的な合金特性に影響する Si 量に差異のある No. 1 材ならびに No. 3 材が、溶接マイクロ割れの発生に直結する脆性温度範囲の下限値にどのような影響をもたらしたのかを以下に検討する。

No. 1 材の脆性温度範囲下限値である 828K に対して、高温高速引張試験における昇温時の 828K での引張破断試験材ならびに降温時の 828K での引張破断試験材の結晶粒界を EPMA にて線分析したところ、Fig. 12 の結果が得られた。これから、粒界には Mg, Si の偏析が生じており昇温時より

Fig. 10 Distributions of elements on the section of base metal alloy No. 3 and EDS profiles of compound bright particle on comp image by EPMA.

Fig. 11 Contents of Mg and Si in matrix of base metal alloy 1 and 3.

も降温時の方が顕著であるという結果が得られた。昇温時の828Kの場合には、引張強さはわずかながらでもいまだ存在しているのに対し、降温時828Kのそれには強度は消失しているという差異があるが、それに対応してか偏析程度にも大きな差異があるとわかった。高温高速引張試験という溶接金属成分の流入のない場合においても、局部溶融を伴う熱サイクルを経ればその凝固時に粒界偏析が生じるということであり、いったん固相温度に到達して粒界溶融後は降温時のより低い温度でも強度が回復しないのは、非平衡凝固に起因した

偏析あるいは低融点の共晶が生じるためと推定される。なお、このことは、対象材料がNi系合金と異なるが、溶接マイクロ割れを同様の高温高速引張試験にて考察しているWeissらも、その可能性を報告している¹¹⁾。

そこで、継手引張試験にて実際に破断した破面近傍の粒界にも、Mg, Siの偏析が確認されており、各溶接継手における溶接マイクロ割れ部近傍の結晶粒界ならびにNo. 3材の相当部位における結晶粒界をEPMAにて線分析したところ、粒界にはいずれの場合もMg, Siの偏析が認められた。その偏析したMg, Siの特性X線強度のピーク値をプロットするとFig. 13のようになり、No. 1, 2材の場合とNo. 3材のそれとではMg/Si比の異なる結果が得られ、前者のMn添加なしならびに0.4%添加材では、Mn 0.7%添加材の場合に比較してMg/Si比はより低い値が得られた。つまり、同様なMg, Si量の添加材料でありながら、Mnの添加有無によって局部溶融したと思われる結晶粒界の凝固部には、Mg, Si組成量の異なったものが検出されたこととなり、Mn添加なしあるいは添加量が0.4%と少ない場合には、添加量と同等成分近傍のAl-Mg₂Si-Siの共晶（融点828K）が凝固時に生成し、脆性温度範囲の下限値を828Kまで押下げたのではないかと考えられる。一方、Mn添加量が0.7%と高い場合には、Al-Fe-Mn-Si化合物として消費された残りの実質Si量が低下することで固相線温度が上がり、凝固冷却時の組成的過冷を考慮しても脆性温度下限値は、No. 1, 2材の場合よりも高く843Kに至ったものと考えられる。

6. 結 言

Al-0.9mass%Mg-1.1mass%Siベースに、Mn添加量の異なる材料を用いてA5356WYを用いたミグ溶接での溶接マイクロ

Fig. 12 Line analysis across the grain boundary after tensile testing by EPMA compared “on-cooling” process with “on-heating” at 828K thermal cycle in case of alloy 1.

Fig. 13 Contents of Mg and Si on the grain boundary in HAZ near the welding fusion line.

割れ性を調査した結果、以下のことがわかった。

(1) Mn 添加なしならびに 0.4mass% 添加の場合に、溶接マイクロ割れが発生し脆性的な継手性能となったが、Mn0.7mass% 添加では溶接マイクロ割れは抑制され、延性的な継手性能を呈した。

(2) Mn 添加で溶接マイクロ割れが抑制されたのは、Al-Fe-Mn-Si 系化合物の形成によりマトリクス中の Si 濃度が減少するためか、溶接熱サイクルで局部溶融する結晶粒界には低融点共晶 (Mg_2Si -Si) の生成が抑えられ、熱サイクル時の素材におけるいわゆる脆性温度の下限値が上昇するためと考えられた。

(3) 溶接マイクロ割れ性は、一般的には素材の脆性温度範囲の大小で説明されるが、溶接金属部の凝固収縮力との関係が重要で、溶接金属部の凝固収縮力が、素材熱影響部液膜状態の結晶粒界に作用させないことが割れ抑制に繋がる。つまり、[溶接金属部の凝固温度<素材の脆性温度範囲下限値]が割

れ防止策の指標となる。

(4) Mn 添加は、一方では結晶粒微細化にも寄与し、粒界へのひずみや応力の集中を抑え、溶接マイクロ割れの発生抑制ならびに延性な継手性能の発現には一定の効果をもたらすものと思われた。

謝辞

本試験を進めるにあたって、社団法人日本アルミニウム協会産学懇談会の活動の一環として取組まれた「溶接構造用アルミニウム材の開発」にて試作された材料を、その委員会幹事としてその後も大切に保管されていました日本大学生産工学部 大久保通則教授から、快く拋出戴きましたことをここに感謝申し上げます。

参考文献

- 1) 笹部誠二, 江間光弘: 軽金属, **53** (2003), 500-506.
- 2) N. F. Gittos and M. H. Scott: Welding J., **60** (1981), June, 95s-103s.
- 3) 辻本和司, 阪口 章, 木下統雄, 田中一雄, 笹部誠二: 軽金属溶接, **21** (1983), 108-117.
- 4) 施工法委員会: Al-Mg-Si 合金押出材の溶接性試験, 軽金属溶接構造協会, (1991).
- 5) 江間光弘, 笹部誠二: 溶接構造用アルミニウム材料の開発研究報告, 日本アルミニウム協会, (2001), 188-207, 219-238.
- 6) 清水茂樹, 山中英之亮, 奥田博美: 溶接学会論文集, **18** (2000), 519-526.
- 7) 加藤光昭, 西尾一政, 山口富子, 岡野洋文: 軽金属, **52** (2002), 76-81.
- 8) 江間光弘, 笹部誠二: 軽金属溶接, **40** (2002), 31-40.
- 9) 大野 猛, 宮澤協一, 鎌土重晴, 小島 陽, 増田隆平, 大隈研治: 軽金属, **48** (1998), 67-72.
- 10) H. W. L. Phillips: Annotated Equilibrium Diagrams of Some Aluminium Alloy Systems, Inst. of Metals, (1959).
- 11) B. Weiss, G. e. Grotke and R. Stickler: Welding Research Supplement, **49** (1970), 471s-487s.