① アルミニウム合金レーザ溶接部における組織制御*

山 岡 弘 人**

Microstructural Control of Laser Welded Aluminum Alloy*

by Hiroto YAMAOKA**

キーワード：Al-Mg-Si 系合金, A6063, A6N01, レーザ溶接, 凝固割れ, フィラーワイヤ, 組織, 時効処理, GP ゾーン, 硬さ

1. は じ め に

アルミニウム合金の溶接をより高品質なものとし、より広範囲での適用を目指すことを考えた際、低歪み、高精度、高速溶接の可能なレーザ溶接は非常に有力な手段となりうる。しかしレーザ溶接といえども熱加工である以上、継手を得るには溶融、凝固のプロセスを経る必要があり、ここでは巨視的には割れ、軟化、微視的には偏析、分解、析出等、溶接冶金の因子に関する検討が必要となる。

本稿では熱処理型合金であり、また高温割れ感受性の高い Al-Mg-Si 系合金を取り上げ、組織制御という観点からレーザ溶接部における凝固割れ、軟化、時効処理に関する検討について報告する。

2. 凝固割れとその防止

Al-Mg-Si 系の A6063-T5 に対し、CO₂レーザを用いてビードオンプレート溶接を行った際の断面写真を図 1 に示す¹⁾。溶接条件は出力 4 kW、溶接速度 3 m/min である。結晶粒界に沿って多数の割れが認められ、これらは合金元素の偏析による凝固割れである。図 2 はアーク溶接における各種合金成分の濃度に対する高温割れ感受性の変化を示したものである²⁾。Al-Mg-Si 系合金は Mg, Si がどちらも 0.5~1.0% 程度と最も割れ感受性の高いところに位置しており、凝固時にこれらが粒界に偏析することによりレーザ溶接においてもアーク溶接と同

様に高温割れが起これと考えられる。従って、これら高温割れ、特に溶接金属部における凝固割れを防止するためには、アーク溶接と同様 Al-Si 系あるいは Al-Mg 系のフィラーワイヤを添加し、溶接金属部の合金成分濃度を割れ感受性の低くなるまであげてやれば良いと

図 1 A6063 ノンフィラーレーザ溶接部の断面組織
レーザ出力：4 kW、溶接速度：50 mm/s

図 2 各種合金成分濃度に対するアルミニウム合金溶接部の高温割れ感受性の変化

*原稿受付 平成 11 年 7 月 1 日

**正 員 石川播磨重工業(株) Member, Ishikawajima-Harima Heavy Industries Co., Ltd.

考えられる。図3はフィラーワイヤにA4047を用いた際の溶接部の断面写真である。溶接金属部において凝固割れが防止されていることがわかる。

図4はフィラーワイヤ材質、送給速度を変化させた際の、ビード中央部縦方向のSi濃度をEPMA線分析により測定したものである。Si濃度はビード底部に進むに従って低くなっており、レーザ溶接のような高速溶接では、特に非貫通溶接においてフィラー材成分の母材との混合が充分に進んでいないことがわかる。混合の度合いはEPMAカラーマップ分析等の面分析を用いることによって、より視覚的に把握することができる。いずれにせよ、フィラーワイヤを用いて凝固割れ防止を施した際にも、ビード底部近傍では凝固割れ感受性の高い領域が存在するため、特に非貫通の高速溶接を行うような場合には注意が必要である。

次に凝固割れ感受性を合金成分濃度によって相対的に評価するためビード割れ試験を行った。試験はFan-shaped 割れ試験法³⁾という自拘束式割れ試験にて行い、各フィラーワイヤを用いて作製したビード部に対し、同一条件にてビードオンプレート溶接を行うことにより評価した。結果を図5にビード断面から求めたSi濃度に対するビード割れ率として示す。この図からもより高Si濃度の継手の方が凝固割れ感受性が低いことが示された。

図3 A6063 ウィズフィラーレーザ溶接部の断面組織
レーザ出力：4 kW、溶接速度：50 mm/s
フィラーワイヤ：A4047、送給速度：100 mm/s

図4 EPMA線分析によるレーザ溶接部ビード中央縦方向のSi濃度分布

3. 溶接部の軟化と時効熱処理

図6はAl-Mg-Si系のA6N01-T5のレーザ溶接部の硬さ分布を示したものである。母材硬さ90~100 Hvに対し、溶接したままの状態(As-welded)では溶接金属部、HAZ共に大きく軟化していることがわかる。この合金はMg₂Siの時効析出によって強度を得る、いわゆる時効析出強化型合金であり、軟化の原因は溶接入熱により強化相(GPゾーン)が消失するためである。

硬さの回復には再びGPゾーンを析出させるための溶接後熱処理(PWHT)が必要であり、アーク溶接では通常800~830 K程度の溶体化処理後、433~473 K程度の人工時効を施すことにより回復が得られる。しかしここでは高温での溶体化処理を省略し、463 Kx 8 hrの人工時効処理のみによっても、フィラーワイヤにA4047を用いた場合に、ほぼ全域において母材並の硬さが得られることが図6にて示されている。一方、ノンフィラー溶接では熱影響部の挙動は同じであるが、溶接金属部は大

図5 Fan-shaped 割れ試験により得られた各Si濃度に対するビード割れ率

図6 レーザ溶接部の硬さ分布

きな回復が得られていない。以下にこれらの回復挙動を考察する。

まず熱影響部における回復挙動であるが、図7は熱影響部のTEM観察である。(a)はAs-weldedのものでGPゾーンは消失しており、棒状中間相の存在が確認される。中間相は依然として強度に寄与する析出相であり、その後の人工時効において(b)に示すように微細で規則性のあるGPゾーンが形成されていることが確認できる。

アーク溶接では熱影響部における過大な溶接入熱によりGPゾーンは再固溶と共に安定相への粗大化を起こす。安定相は強度には寄与せず、そのため再び母材並の強度を得るには溶体化処理によってすべてを再固溶した上で、人工時効処理を行う必要がある。

図8はレーザ溶接における溶接熱サイクルを測定した結果である。熱サイクルは非常に急峻であり、溶接金属部に近づくに従って最高到達温度が高く、冷却速度も速くなっている。粗大化の起こる温度域は623~743 Kといわれており、この温度範囲を通過する時間は0.3 s程度、これは同程度の板厚に対するMIG溶接の結果⁴⁾と比較すると1/20程度の時間である。また、図9はビード中心からの各位置における最高到達温度をプロットしたものである。上記の温度範囲は0.4 mm程度の幅で存在するに留まることがわかり、これもMIG溶接と比較すると幅にして1/8程度である。レーザ溶接熱影響部にお

いて軟化域が形成されなかったのは、粗大化域の幅が狭くなった上に、溶接熱サイクルの早さのため、再固溶に比べて時間のかかる粗大化が起こらなかったためと考えられる。

次に溶接金属部における時効現象について検討してみる。図10は人工時効処理前後における溶接金属部の平均硬さを各Si濃度に対してプロットしたものである。図には同時に熱影響部における平均硬さも示しているが、人工時効前後における回復量を比較してみると、溶接金属部の回復量は熱影響部に対してすべてのSi濃度

図9 ビード中央部からの距離と最高到達温度との関係

図7 A6N01レーザ溶接熱影響部のTEM観察
レーザ出力：4 kW，溶接速度：33.3 mm/s
(a) As-welded (b) 人工時効後

図10 Si濃度に対する溶接金属部の平均硬さ変化

図8 レーザ溶接部の熱サイクル測定結果

図11 A6N01レーザ溶接金属部のEPMAマップ分析
レーザ出力：4 kW，溶接速度：33.3 mm/s
フィラーワイヤ：A4047，送給速度：50 mm/s
(a) Si (b) Mg

図 12 レーザ溶接部の引張試験結果

において少ないことがわかる。図 11 はフィラーワイヤに A4047 を用いた際のレーザ溶接金属部における Si, Mg の EPMA 面分析の結果である。どちらも、粒界に大きく偏析しており、特に Mg はワイヤ中に存在しないことから、マトリックス内で大きく欠乏していることがわかる。マトリックス内における Si, Mg の欠乏は GP ゾーンの形成を阻害する。すなわち溶接金属部の回復量が少ないのはこの粒界偏析によると考えられる。

一方、Si 濃度の増加による溶接金属部の硬さの上昇は、微細に発達したデンドライト境界に偏析した Al-Si の共晶生成物によりもたらされると考えられる。

Al-Si 系のフィラーワイヤを用いて硬さが母材並に回復したのは、Si, Mg の粒界偏析による回復量の減少分を共晶生成物による硬さの上昇が補ったためといえる。

図 12 はフィラーワイヤに A4043, A4047 を用いた際の引張試験結果である。どちらも場合も人工時効処理のみによって継手効率 100% が得られており、レーザ溶接における本熱処理の有効性が示された。

4. おわりに

Al-Mg-Si 系合金のレーザ溶接における凝固割れとその防止方法、溶接入熱による軟化と硬さ回復のための時効熱処理について組織制御の観点から述べた。

凝固割れは高 Si 系のフィラーワイヤを用いて溶接金属部の Si 濃度を高くすることで防止することが可能であり、溶接部の軟化は 463 K×8 hr の人工時効処理にて母材並に回復させることが可能であった。組織的には熱影響部においてはレーザ溶接の急峻な熱サイクルのために析出相の粗大化が起こらず、溶体化処理なしで強化相を析出させることが可能であり、溶接金属部ではフィラーワイヤの Si が凝固割れを防止するのみならず、共晶生成物を形成することにより合金元素の偏析による硬さ低下を補う効果を発揮した。

ここで用いた各分析、測定手法は本稿に限らず、組織制御を目的とした材料の熱加工を評価するに当たり、多くの場面で有効なものと考えられる。得られた溶接部に対して、材料科学的な取り扱いが必要な際の一つの参考例となれば幸いである。

4. 参考文献

- 1) 山岡, 結城, 村山, 土屋, 入沢: "Al 合金 6063 のレーザ溶接", 軽金属溶接, 29 (1991), 530.
- 2) J.H.Dudas, and F.R.Collins: "Preventing weld cracks in high strength aluminium alloys", Welding Journal, 45 (1966) 3.
- 3) F.Matsuda and K.Nakata: "A New Test Specimen for Self-Restraint Solidification Crack Susceptibility Test of Electron-Beam Welding Bead", Trans. of JWRI, 11 (1982) 87.
- 4) 富井, 西尾, 水野, 永岡, 平田, 石川: 「Al-Mg-Si 系合金 6061 溶接部の機械的性質」軽金属溶接, 24 (1986) 195.

平成 11 年度版

溶接学会会員名簿

平成 11 年 11 月下旬発行予定

定価 5,000 円 (送料別)

ご注文その他については下記にお問い合わせください。

社団法人 溶接学会 〒101-0025 千代田区神田佐久間町 1-11

☎ 03-3253-0488 ファックス 03-3253-3059

e-mail: jws-ms@t3.rim.or.jp