Al-Mg-Si 系合金の溶接性

笹部 誠二*・江間 光弘*

Journal of Japan Institute of Light Metals, Vol. 53, No. 11 (2003), pp. 500-506

Welding properties of Al-Mg-Si series alloys

Seiji SASABE* and Mitsuhiro EMA*

Keywords: heat affected zone, hot cracking, PWHT, BTR, eutectics

1. はじめに

溶接構造物としては、船舶、鉄道車両、二輪車を始め航空・宇宙機器など多岐に渡っており、最近では自動車の足回り部品などにも適用され始めている。その溶接構造物材料の需要量は、溶加材の使用量 1274 トン/年（'01 年度）などから推定すると 20 万トン/年前後かと思われる。

アルミニウム合金材料は、地球環境に優しい材料として最近特に注目されている。その軽量化による燃費改善を介して CO₂ ガス排出量改善に直接結びつくことから、とりわけ自動車のアルミ化進展には期待が大きい。パネル材には塗装ベーク性には有利な 6000 系板材が、バンパーなど衝突エネルギー吸収部材などには断面形状の設計に有利な 6000 系押出形材が適用され始めている。しかしながら、サブフレームなどアーク溶接を多用する構造物には、6000 系材料はほとんど使われず、2~3% Mg を主成分とする 5000 系材料が主として用いられているのが現状である。

鉄道車両においては、構体部分には 6000 系形材が多用されているが、高強度が要求される台車周り部材にもリサイクル性の観点から 6000 系材料によるユニアロイ化が検討され始めようとしている。また、船舶においても、日本海事協会（NK）“鋼船規則”では 6N01 を除外して、国際規格（ISO）合金として認知されている 6005A, 6082 を追加規格化する動きがある。

JIS においても ISO との整合化が行われ、わが国で生産実績のないものでも ISO に規定されている合金はすべて JIS に採用されることとなり、その付属書には 6000 系材料として KA6005A（押出）、KA6082（板、押出）が新規追加された。

最近 10 年間の溶接に関する研究開発活動をみても、上記事情を反映して、6N01 の 6005A との整合可能性調査¹⁾、6082 の開発調査²⁾ や自動車用材料の開発など 6000 系材料で活発である。ここではそれら材料における溶接上の課題とその取組みについて述べる。

2. 溶接構造用 6000 系材料とその溶接課題

6000 系溶接構造用材料のアーク溶接による継手効率は 60~70% であり、5000 系や 7000 系などの溶接構造用材料の継手のそれと比較して低い。これは、強度に寄与する微細な針状析出物である擬二元系での GP2³⁾ または過剰 Si 系での $\beta''^{4)}$ が、この溶接熱サイクルにより軟化し、図 1 のように溶接熱影響部に硬さが回復しない部分が存在するためである。なお、6000 系と同じく熱処理型 7000 系（特に Cu を含有しない溶接構造用 Al-Zn-Mg 系）の場合は、焼入れ感受性が鈍く、つまり通常の溶接熱サイクルでも十分に焼きが入り、常温での時効性にも優れることから、溶接後の自然時効により硬さは素材レベルにまで回復することとなる。ところで、溶接金属部の硬さはいずれの継手の場合も、素材あるいは熱影響部のそれと同等以下になるが、この部位には余盛が存在するので、通常は引張試験での破断部位とはならない。

また、溶接割れに関しても、溶接金属部の割れは溶加材の添加で制御可能であるが、それが困難な溶接熱影響部の割れ発生傾向は、6N01 が 5083 や 7N01 に比較して高い。これは、溶接熱サイクルを模擬した高速引張試験において、昇温時の

図 1 溶接部の硬さ分布

* (株)神戸製鋼所 アルミ銅カンパニ技術部（〒251-8551 藤沢市宮前 100-1）。KOBELCO STEEL, LTD. Aluminum & Copper Company Technical Department (100-1 Miyamae, Fujisawa-shi, Kanagawa 251-8551). E-mail: s-sasabe@kobelco.jp

受理日：平成 15 年 6 月 2 日

図2 溶接模擬熱サイクル下での高温引張試験における断面絞り率 (昇温速度: 10.8 k/s, 降温速度: 4.2 k/s)

図3 TTP 曲線と溶接熱サイクルとの関係

絞り値“零”となる温度から降温時の絞り回復開始温度までを脆性温度範囲 (結晶粒界で破断する温度範囲と一致) と定義するならば, その範囲が図2⁵⁾のように広がるのが一因かと思われる。

以上のように, 6000 系材料の溶接上の課題は, 継手強度の向上と熱影響部の割れ抑制である。前者については, 図3⁶⁾に示すように非強化相である β 平衡相への時効進行を如何に抑制するか, 後者については, 図4⁷⁾に示すように脆性温度範囲 (BTR) が狭く・割れ発生限界ひずみが大きくなるような素材, ならびに液膜域にかかる引張ひずみを割れ限界付加ひずみ速度 (CST) 以内に抑制する溶接施工技術が, ポイントである。

3. 溶接性とその改善

3.1 継手強度性能

3.1.1 溶接熱サイクルの影響

6061-T4 材ミグ片面溶接部の硬さ分布および溶接時の最高到達温度を図5⁸⁾に示す。各析出物の生成温度や GP ゾーンの再固溶温度には種々のデータ⁹⁾があるが, ここではその熱影響部を高温側から分類すると, GP ゾーンや中間相が 743 K (470°C) 以上の高温にさらされマトリクス中に再溶解しかつ 17 K/s 以上に急速冷却されその後の自然時効で回復する部分 (I), 623~743 K (350~470°C) のピーク温度にさらされ再固溶するものと, その後の冷却速度が (I) よりも遅く強度に寄与しない粗大化するものとが混在しその後の時効では完全には回復しない部分 (II の内側) と, 大部分が粗大化しその

図4 凝固割れ発生機構模式図

図5 ミグ溶接部の硬さ分布と溶接時の最高到達温度

後の時効でも回復しない部分 (II の外側) に大別される⁸⁾。継手性能に影響を与える最軟化部は, この部分と一致し, 加熱されてより粗大な安定相へと時効が進行するためとされている。さらにこの外側には, GP ゾーンの再固溶復元する部分などが存在し, 非熱影響部へと連続変化する。

さて, この軟化の程度を決定付ける熱サイクルとしての溶

図6 各溶接法における熱影響部の硬さ分布

接方法に着目してみる。図6¹⁰⁾は、Al-0.5Mg-0.6Si-T5材を用いてのYAGレーザ溶接(LBW)、YAGレーザとミグ溶接とのハイブリッド溶接(L&M)、摩擦攪拌接合(FSW)、ダブルワイヤミグ溶接(WMIG)、ミグ溶接(MIG)、ティグ溶接(TIG)の突合せ継手部の室温時効1か月後の硬さ分布を示す。最低硬さが低くなると同時に熱影響部の幅も広くなるという素直な傾向が出ており、したがってその熱影響の程度はLBW<L&M<FSW<WMIG<MIG<TIGとなる。最低硬さ部での熱サイクルを調査した結果からは、YAGレーザ溶接は冷却速度が他に比較して著しく大きく、上記熱影響の傾向を推測させる。レーザ溶接の冷却速度が他のそれより速いことを示す他の測定例としては、623~743 K (350~470°C)の温度範囲を通過する時間は、CO₂レーザ溶接の場合0.3 s (400 K/s)で、ミグ溶接の1/20となっているという報告¹¹⁾がある。これら継手はいずれも熱影響部で破断しており、引張特性は図7¹⁰⁾のとおり熱影響の傾向そのものが反映し、YAGレーザ溶接ならびにハイブリッド溶接が最も熱影響が少なく効率的であることがわかる。

また、溶接後の後熱処理の影響を調査した図8¹²⁾からは、塗装ベーキング処理相当条件(443 K×1.8 ks (170°C×0.5 hr))ではほぼ素材並の継手強度が出せるのはLBW (L&Mも可能と推定)で、453 K×28.8 ks (180°C×8 hr)条件となるとFSWもその可能性が高くなるが、MIG・TIGではほぼ不可能である。この熱サイクルによるβ平衡相への時効進行をあらかじめ見越して、素材の亜時効調質の可能性を6N01で調査したのが、図9¹³⁾である。素材の時効処理温度を低くすることで、後熱処理(453 K×28.8 ks (180°C×8 hr))による硬さ上昇量が多くなることがわかる。つまり423~433 K×28.8 ks (150~160°C×8 hr)の亜時効調質材を用いれば、素材はT5

図7 各溶接法における継手強度の比較 (Al-0.5Mg-0.6Si-T5) (溶接後室温1か月)

図8 各溶接法による継手強度の後熱処理の影響

図9 6N01素材の時効処理温度とミグ溶接継手強度との関係

の最低強度を確保しつつ、453 K×28.8 ks (180°C×8 hr)の後熱処理あるいは、図10¹⁴⁾のように483 K×1.8 ks (210°C×0.5 hr)の短時間条件にてもミグ溶接でさえ強度回復量が多く、素材T5レベルの強度を満足させることができる。

なお、FSW 継手の熱影響部は 6063-T5 で詳細に調査されているが、塑性流動とは関係なく摩擦熱の影響のみを考えればよいといわれており、強度に寄与する針状析出物がすべて溶解せずに一部、粗大な棒状析出物に成長してしまう部分が存在し、後熱処理にても硬さの回復速度の遅い過時効部がある¹⁵⁾とされている。

さて、熱サイクルは溶接方法が決定されてもさらにその溶接入熱の影響を受けるので、種々試験調査¹⁶⁾されている。特に、継手耐力は、標点間母材すべてが軟化しないように溶接入熱 Q を、6N01-T5 の場合 $Q/(T \cdot GL) < 2500 \text{ N/mm}^2$ (ただし T : 板厚, GL : 標点間距離) と満足させる¹⁾ などすれば、JIS の軟質材の規格最小値を設計に採用しなくとも、より合理的な設計耐力値の設定が可能となる。

図 10 6N01 亜時効調質素材を用いたミグ溶接継手性能への短時間後熱処理温度の影響

図 11 6N01-T5 ミグ溶接継手の耐力と Mn+Cr 添加量との関係

3.1.2 化学成分の影響

6N01-T5 の 6005A-T5 への適合化に関して、継手強度と化学成分との関係が調査されている。素材の引張強さの最低保証値を 205 MPa から 215 MPa へ引き上げる必要はもちろんであるが、溶接上の課題は継手部の 0.2% 耐力 115 MPa を保証することであり、この値は 6N01-T5 継手の実績標準値にほぼ等しく厳しい課題である。この、継手強度に関する規格は素材規格には含まれないが、国際整合性の点からノルウェー船級協会 (DNV) 規格を満足させる必要があるためである。

さて、その化学成分の影響は、過剰 Si 量 0.3% 程度で 40 MPa 以上の増加が期待できるが、それを超えると効果は減少する。一方、 Mg_2Si は 0.85~1.15% の範囲では耐力向上効果はあるが、最大でも 10 MPa 程度でしかなく、過剰 Si ほどの効果はない。また、Mn+Cr の影響は図 11¹⁷⁾ のように、0.15% 程度で強度低下が大きく、その添加量が少ないほど強度向上は期待できるものの、6005A 規格の Mn+Cr は 0.12% 以上と規定されている (6N01 では Mn+Cr の下限値設定がないのでより有利ではあるのだが)。Cu については、船舶用としての耐食性を考慮するならば $\text{Cu} < 0.1\%$ が望ましいが、一般用途向けも考慮して 6005A との継手耐力の整合性を考慮して表 1¹⁾ のような 2 種類の 6N01 合金が推奨されている。

一方、より高強度が期待される 6082 は欧州にて多用されている合金であるが、国内では押出生産性の点で 6N01 を志向した歴史的経緯もありほとんど取組まれていない。6082 系相当材における継手引張強さ (ティグ溶接室温 1 か月後) は、図 12¹⁸⁾ に示すように熱影響部の最低硬さと正の相関性が認められると同時に、0.4~0.7% Mn 添加で高い継手強度がえられている。これは、過剰 Si 型合金での Mn 添加素材の時効硬化挙動として、Mn が増加しても析出密度に影響しないという結果⁴⁾ ならびに、一般に言われている不溶性分散物に起因する高温時効での負の効果¹⁹⁾ が溶接熱サイクルで仮におこりえたとしても、再結晶組織よりも繊維状組織としての結晶粒微細化効果による強度向上の方が相当大きいということを示唆している。

3.2 溶接割れ特性

割れは、静的強度に影響を与える場合があるとする報告が多いが、疲労強度に対してはアンダカットなどの欠陥の影響の方が大きい²⁰⁾ あるいはほとんど影響しない²¹⁾ とする報告が多い。一方、破壊靱性については、低下する^{22), 23)} という報告が多い。

3.2.1 溶接金属部の割れ

6000 系材料における割れ感受性は、図 13²⁴⁾ のとおり実用合金成分範囲で割れやすい。これは、BTR が大きいと同時に割れ発生限界ひずみ (ϵ_c) が非常に小さく割れやすいためである²⁵⁾。したがって、母材成分とは異なる Al-Si 系あるいは Al-Mg 系の溶加材を適用することで溶接金属部の割れ特性を改善することとなる。

表 1 A6N01/6005A 推奨合金化学成分 (重量 %, 残部 Al)

	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	+Si	Mg_2Si
Alloy 1	0.67	(0.18)	0.01	0.10	0.64	(0.07)	0.01	0.01	0.300	1.01
Alloy 2	0.67	(0.18)	0.18	0.10	0.64	(0.07)	0.01	0.01	0.300	1.01

図 12 6082 系相当材における継手引張強さと HAZ 最低硬さ, Mn 添加量との関係

図 13 Al-Mg-Si 系材成分の溶接割れ感受性

図 14 レーザ溶接金属部の Si 量と割れとの関係

溶加材を添加したからといっても、高エネルギー密度の溶接方法の場合は、熱サイクルが非常に急峻なために、溶融池にて溶加材成分が十分に混合されずに凝固が完了してしまいやすく割れる可能性がある。レーザー溶接の場合、たとえば図 14²⁶⁾のように Si>2% となるように Si が多量に添加された溶加材の使用や送給量の増加ならびに溶加材成分の攪拌を促進させるための開先加工が効果的とされている。また、電子

図 15 溶接熱影響部の割れ破断面

ビーム溶接においても同様で、表面近傍層の場合は Si>1.6%, ルート部層では Si>2.7% の Si が割れ防止に有効である²⁷⁾とされている。

3.2.2 熱影響部の割れ

突合せ継手で観察される割れは、ボンド部（溶接境界部）から熱影響部に向かって数百 μm 程度以内の範囲にある。1 粒界程度の割れであれば、静的引張試験では、熱影響最軟化部にて破断するが、数粒界以上の大きな割れサイズとなると、割れが存在するボンド部近傍で破断するようになる。その破断面は図 15²⁸⁾に示すが、表面が溶融した粒界破断でいわゆる高温割れである。引張強さ・伸びともに著しく低下し、脆性的な特性を示す。通常は、素材内部に発生する微小な割れであり、放射線透過試験や超音波探傷試験では検出が困難で断面の光学顕微鏡観察に頼らざるをえない。一方、重ね継手や T 継手の場合には、溶接面とは反対の裏面側に割れが発生しやすく、裏面ということで見逃しやすいものの浸透探傷試験や肉眼観察でも検出可能な程度のものである。

さて、割れの発生傾向としては、

Mg₂Si 擬二元合金<過剰 Si 合金
粗大再結晶粒がない場合<ある場合
溶加材 4043<5356
溶接方法ミグ<ティグ

などが一般的に言われている²⁹⁾。

割れのメカニズムとしては種々検討^{30)~32)}されてきているが、“昇温過程において固相線温度以上・液相線温度以下に加熱される領域の粒界が一旦溶融し、その後の降温過程においてその粒界溶融部が未だ凝固完了していないタイミングで、溶接熱による膨張収縮や溶接金属部の凝固収縮に起因する種々の変形が、この粒界溶融部に作用し、割れ限界ひずみを超えて開口させる。さらにそれに隣接する凝固完了前の溶接金属がその開口部に充填されない場合に、割れに至る”と、考えられる。ここで溶接熱による膨張収縮、溶接金属の凝固収縮に起因する種々の変形とは、縦収縮・横収縮・角変形・回転変形などを引き起こす溶接過程での変形のことである。したがって、素材特性、溶加材特性はもちろんのこと、自拘束をも含む拘束条件にも影響を受けることとなる。

まずは材料因子に関して、素材の示差熱分析結果を図 16¹⁸⁾に示すが、昇温過程ではその温度では何の反応も示さず、降

温過程ではじめて発熱反応を表す場合がある。つまり、低融点相の存在を特徴付ける現象が、割れの発生しやすい材料に特異的に発現する。過剰 Si 量の多い材料ほどその傾向が強くなる一方、Mn を添加するほどその発熱反応は消失し、この発熱反応の有無と割れ発生傾向とは良く対応する結果がえられている。この降温時の発熱が完了する温度を最終凝固温度ととらえ完全固相線温度と解釈すると、完全固相線温度が低く、つまり凝固脆性温度領域 (BTR) が広いと、割れやすいこととなる。

これは、急速冷却により凝固相内の溶質の拡散が抑制され、固液界面において液相中の溶質が濃化し、平衡凝固の公称固相線温度よりも低い融点の共晶が晶出する³³⁾ためと考えられているが、過剰 Si になるほど Al-Mg₂Si-Si などの共晶を生成しやすくなるためと考えられている。一方、Mn 添加は、これらたとえば表 2³⁴⁾中の低融点化合物と、あるいはそれを構成している成分との反応が進み、化合物相を消失せしめ、結果的に完全固相線温度を引き上げるようになったものと推

定されるが、そのメカニズムは不明である。なお、この Mn の割れ抑制効果については、結晶粒の微細化効果³⁵⁾もあり、粒界への歪分散による個々の粒界への付加ひずみ量を減少させる効果も考えられる。また、Cu も割れを助長する成分であり、Cu を含む低融点化合物を生成しないように成分の制御が必要である。

次に溶加材因子に関して、その成分と割れ感受性との関係は 1100>5356>4043 の傾向³⁶⁾が知られている。溶接金属の固相線温度の実測では、6N01 を溶接した場合、溶加材 1100 で 890 K (617°C)、溶加材 5356 で 865 K (592°C : Al-Mg₂Si 相当)、溶加材 4043 で 828 K (555°C : Al-Mg₂Si-Si 相当) となり³⁷⁾、溶接金属が高温で凝固完了する方が、つまり素材の固相線温度との差異が大きく素材の粒界が未だ溶融 (BTR 内) している間に凝固する方が割れやすいと推定される結果となっている。

また、素材の割れ感受性が高い場合でも溶加材 4043 の場合には、固相線温度が低いために開口部位への充填性が良く、結果的に割れには至らないことが多い。実際、溶加材に 4043 を使用した場合には熱影響部粒界に、溶接金属部で観察された Al-Mg₂Si-Si 共晶が多く観察され、5356 の場合は同様に Al-Mg₂Si 共晶が観察されたものの、その固相線温度が高く充填率が低くなるためか、開口割れがよく観察されることから裏付けられる。また、凝固収縮率は、5356>1100>4043 であり、変形が少なく割れ限界ひずみに至りにくいという点も含めて、4043 はいずれの特性値 (ひずみを発生させるタイミングとそのひずみ量ならびに開口部への充填性) から割れ抑制には効果的かと思われる。

なお、この開口部への溶接金属充填により、割れが回避されたとしても、そのフィルム状の化合物は低応力で脆性的に破壊する³⁸⁾あるいは、2219 の場合であるが Cu がその最大固溶限を越えて添加されているためか、局部的に溶融凝固するだけで共晶物が生成されやすく延性低下を招く³⁹⁾と報告されており、留意しておく必要がある。

最後に溶接施工因子は、上記 BTR 内の温度変化時に、 ϵ_c を超えないように CST を制御するものであるが、そのひずみの源となる溶接変形を継手形状から概観する。

平板上への T 継手においては、角変形として作用するひずみが粒界の開口を助長するためか突合せ継手よりも割れは発生しやすくなる。また、両面すみ肉溶接をする場合、同一入

図 16 6082 における Mn 量ならびに溶接金属部の差熱分析 (DTA) 結果 (Mn : ⑥ 0.0%, ⑦ 0.4%, ⑧ 0.7%, 溶接金属部 : 4043, 5356)

表 2 低融点共晶物の組成と共晶温度

	°C	%°C	%Cu	%Fe	%Mg	%Mn	%Si
Al-Mg ₂ Si	595				8.15		4.75
Al-Si	577						12.5
Al-Mg ₂ Si-Si	550				5		13
Al-Mg ₂ Si-(FeMn) ₃ Si ₂ Al ₁₅ -Si	<550			<0.5	<5	<0.5	~12
Al-Mg ₂ Si-FeMg ₂ Si ₆ Al ₃ -Si	549			0.15	4.9		12.9
Al-Mg ₂ Si-(CrGe)-Si-Al ₁₃ -Si	<550	<0.5		<0.5	<5		~12
Al-CuAl ₂ -Mg ₂ Si	514		31.5		3.9		2.3
Al-Cu ₂ Mg ₂ Si ₆ Al ₅ -CuAl ₂ -Si	507		28		2.2		6.0
Al-Mg ₂ Si-Mg ₅ Al ₈	449				32		0.4
Al-Mg ₂ Si-Mg ₅ Al ₈ -FeAl ₃	~449			<0.1	~32		~0.4
Al-Mg ₂ Si-(FeMn)Al ₆ -Mg ₅ Al ₈	~449			<0.1	~32	<0.1	~0.4
Al-Mg ₂ Si-(FeCr)Al ₇ -Mg ₅ Al ₅	~449	<0.1		<0.1	~32		~0.4

熱で溶接しても1パス目の方が熱の逃げが少なく溶込みが深くなり、つまり裏面の温度が高くなると同時に溶接金属量が増加して凝固収縮量が増えるためか、割れは2パス目側よりも発生しやすい傾向が認められる。なお、継手の引張強度への影響については、割れ発生箇所はすみ肉で補強されていることと、すみ肉脚長部外側で最軟化部が存在するので、通常は熱影響部で破断する。

重ね継手の場合も基本的に同様であるが、片面すみ肉の場合、重ね代が短くなると端部に熱が滞留しやすくなると同時に、回転変形に耐える剛性不足などのために裏面に割れが発生しやすくなる。その後、対面側の両面すみ肉溶接とする場合は、変形が拘束されることと熱の逃げが多くなることなどから割れはほとんど発生しない。つまり、変形の拘束と熱の滞留がそのポイントかと思われる。なお、割れ部位は構造的には力の伝達経路ではないので強度上の問題はこの場合もないものと思われる。

以上、脆性温度範囲 (BTR)、割れ発生限界ひずみ (ϵ_c) や割れ限界付加ひずみ速度 (CST) の観点から述べてきたが、割れ防止対策の具体策となると、素材面では成分調整による粒界溶融凝固時の完全固相線温度の高温化・結晶粒の微細化、溶加材面としては母材との希釈をも考慮した完全固相線温度の低温化・凝固収縮率の抑制とともに、施工面では必要以上の溶込み抑制・熱滞留抑制 (裏当て冷やし金、張出し長さ)・開口変位の抑制などが考えられる。

4. おわりに

6000 系材料の溶接課題とその改善取り組みの現状を概観したが、そのポイントは以下のとおりである。

<継手強度の改善>

- ・素材成分：過剰 Si 系合金や Mn 添加の活用
- ・素材調質：亜時効調質と後熱処理方法の活用
- ・溶接方法とその条件：高エネルギー密度溶接法の活用と入熱低減化

<溶接割れの改善>

- ・溶接金属部の割れ：溶加材添加が必須で、特に高密度エネルギー溶接の場合は、溶加材成分の攪拌希釈に留意が必要
- ・熱影響部の割れ

素材：局部溶融部凝固時の低融点共晶物の生成抑制

結晶粒の微細化

溶接方法とその条件：

Al-Si 系溶加材の活用

溶接熱の滞留抑制や開口方向変位の拘束 など

以上のように、母材・溶加材の材料技術のみではなく、溶接方法・溶接電源・施工技術などの総合的な取り組みがますます重要になると考える。

参 考 文 献

- 1) 岩田知明, 蓑田和之, 松岡一祥：軽金属溶接, **40** (2002), 533.
- 2) 溶接構造用アルミ材料開発委員会：研究報告書, (株)日本アルミ

ニウム協会発行, 02. 9.

- 3) 松田健二, 蒲田裕志, 藤井 良, 吉田朋夫, 里 達雄, 神尾彰彦, 池野 進：軽金属, **47** (1997), 493.
- 4) 松田健二, 藤井 良, 川畑常真, 上谷保裕, 池野 進：軽金属, **51** (2001), 279.
- 5) 田中一雄, 古金和郎, 米田陽一郎：軽金属溶接, **22** (1984), 282.
- 6) O. R. Myhr et al: Welding J., **77** (1998), 286s.
- 7) 中田一博：溶接学会秋季全国大会ワークショップテキスト, 1996.
- 8) 富井洋一, 西尾将伸, 水野政夫, 永岡栄之, 平田末美, 石川清文：軽金属溶接, **24** (1986), 195.
- 9) 松田健二, 池野 進：軽金属, **50** (2000), 23.
- 10) 江間光弘, 松本 剛, 江口法孝, 笹部誠二：神戸製鋼技報, **52** (2002), No. 3, 90.
- 11) 山岡弘人, 土屋和之, 廣瀬明夫, 小林紘二郎：溶接学会論文集, **18** (2000), 431.
- 12) 笹部誠二, 江口法孝, 江間光弘, 松本 剛：自動車技術会 2002 材料フォーラム, 20024366, 39.
- 13) N. Yoshida, M. Shibao, M. Ema, S. Sasabe, A. Hirose, K. Kobayashi: International Welding/Joining Conference-Korea 2002.
- 14) 笹部誠二, 江口法孝, 江間光弘, 松本 剛：溶接学会シンポジウム, JAAA2002, 105.
- 15) Y. S. Sato, H. Kokawa, M. Enomoto, S. Jogan: Metall. Mater. Trans. A, **30A** (1999), 2429.
- 16) 高強度アルミニウム合金研究委員会：軽金属溶接, **23** (1985), 204 など.
- 17) 岩田知明, 松岡一祥：溶接学会全国大会講演概要, **66** (2000-4), 112.
- 18) 江間光弘, 笹部誠二：軽金属溶接, **40** (2002), 31.
- 19) 松田健二, 藤井 良, 川畑常真, 谷畑弘之, 上谷保裕, 池野進：軽金属溶接, **40** (2002), 19.
- 20) W. Schoenherr et al: INALCO '92, 4-3.
- 21) J. C. Ehrstrom et al: INALCO '95, 4-B. 4.
- 22) M. Ellis et al: INALCO '98, 9-5.
- 23) 小林俊郎, 戸田裕之：軽金属学会研究発表大会 No. 99, 2000-秋, 271.
- 24) L. Capel: British W. J., **8** (1961), 5, 245.
- 25) 中田一博, 松田福久：溶接学会論文集, **13** (1995), 106.
- 26) 山岡弘人, 結城正弘, 土屋和之：溶接学会論文集, **18** (2000), 422.
- 27) 清水茂樹, 山中英之亮, 奥田博美：溶接学会論文集, **18** (2000), 519.
- 28) 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** (1984), 170.
- 29) 施工法委員会：Al-Mg-Si 合金押出材の溶接性試験, (株)軽金属溶接構造協会発行, 1991.
- 30) N. F. Gittos, M. H. Scott: Weld. J., **60** (1981), 95s.
- 31) 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 など.
- 32) 加藤光昭, H. W. Kerr：軽金属溶接, **24** (1986), 501 など.
- 33) 浅井公屋：軽金属溶接, **37** (1999), 357.
- 34) L. F. Mondolfo: Aluminum: Alloy Structures & Properties.
- 35) 加藤光昭, 西尾一政, 山口富子, 岡野洋文：軽金属, **52** (2002), 76.
- 36) 笹部誠二：アルミニウム協会溶接構造用材料開発委員会資料, 1999. 1.
- 37) K. Tsujimoto, A. Sakaguchi, T. Kinoshita, K. Tanaka, S. Sasabe: IIWDoc. IX-1273-83.
- 38) 戸田裕之, 水谷 豊, 高橋明宏, 小林俊郎, M. V. Alexandru：軽金属, **51** (2001), 163.
- 39) C. Huang, S. Kour: Weld. J., **79** (2000), 113s.