

Zr 添加試作 Al-高 Mg 溶接ワイヤと低周波パルスミグ 溶接法の併用による Al-Zn-Mg 3 元系合金の 溶接凝固割れ感受性の改善*

中田 一博**, 松田 福久**, 成願 茂利***, 原田 章二****, 上山 智之****

Improvement of Weld Solidification Crack Susceptibility of Al-Zn-Mg Ternary Alloy by Low Frequency Pulsed GMA Welding with Zr Added Al-High Mg Welding Wire*

by Kazuhiro Nakata**, Fukuhisa Matsuda**, Shigetoshi Jhogan***,
Shoji Harada**** and Tomoyuki Ueyama****

Solidification crack susceptibility of GMA weld metal of Al-4.5%Zn-1.2%Mg A7N01 base metal has been successfully improved by combination of low frequency switching pulsed GMAW process and Zr added Al-7%Mg tentative wire. Close relationship between grain size of weld metal and crack susceptibility was observed and remarkable reduction in crack susceptibility was obtained in weld metal with fine equiaxed grains of 20 to 30 μm in diameter. This marked grain refinement can be obtained only by the combination of low frequency switching pulsed GMAW of 2.5 to 50 Hz and Zr added Al-7%Mg tentative wire. No considerable grain refinement was observed with Zr-free wire. Relationship between oscillation behavior of molten pool caused by current pulsation and grain refinement was discussed.

Key Words: Aluminum alloy, Al-Zn-Mg alloy, Al-Mg alloy, Pulsed arc welding, GMA welding, Solidification cracking, Welding wire, Zirconium, Grain refinement, Agitation

1. 結 言

Al-Zn-Mg 3 元系合金である A7N01 及び A7003 は強度が高いにもかかわらず押し出し成形性に優れており、かつ自然時効性を有するために、溶接構造用 Al 合金として鉄道車両をはじめ各方面で構造物の軽量化のために使用されている。しかし本系合金は基本的に凝固割れ感受性が高く、このためその溶融溶接にあたっては細心が必要とされている¹⁾。

著者らの一部はこれまでに本系合金の溶接凝固割れ感受性の改善方法について検討を行った結果^{2,3)}、微量添加元素であるジルコニウム (Zr) に注目し、Zr の適当な添加により溶接ビード部の結晶粒が微細化し、凝固割れ感受性が著しく改善されることを示した²⁾。しかしこのためには有効 Zr 添加量は約 0.3% 以上が必要であった。この有効 Zr 添加量を実用的な添加量にまで低下させるために、溶接中の溶融池の磁気攪拌に注目し、これにより溶融池に適当な攪拌を行うことで結晶粒微細化を促進し、有効 Zr 添加量を約 0.2% 程度にまで低下できることを示した³⁾。

溶融池の攪拌方法としては、磁気攪拌法の他に溶接電流のパルス化による方法 (パルス溶接法) が古くから知られている⁴⁾。パルス溶接法により溶融池を攪拌する方法では磁気攪拌における励磁コイルのような特別付属部品は必要なく、市販のインバータ制御式溶接機により、

適当な溶接電源波形を制御することにより達成できるために、実用的に極めて有効と考えられる。パルス法により溶融池の効果的な攪拌を行うためには、磁気攪拌の結果よりパルス周波数が数 Hz から数十 Hz のいわゆる低周波パルスが必要と考えられている⁵⁻⁷⁾。しかし実用上重要なミグ溶接法を対象とした場合には通常のパルスミグ溶接法では数 Hz から数十 Hz の低周波数域では安定なアーク溶接が困難である⁸⁾。

しかし、最近、著者らの一部により 100 Hz 前後の中周波数の 2 つの異なるパルス条件を交互に切換えることにより、その切換え周波数が数 Hz から数十 Hz でも安定な溶接が可能な低周波パルスミグ溶接法が開発された⁹⁾。そして、著者らが一部の Al 合金に対して適用した結果、適当なパルス溶接周波数条件下で溶接部の結晶粒微細化とそれに伴う凝固割れ感受性の低減効果¹⁰⁾、さらに気孔の抑制効果¹¹⁾などを確認した。

以上の経過をふまえて、本報では微量元素として Zr を添加した新たな Al-高 Mg 溶接ワイヤを試作し、結晶粒微細化に必要な Zr はこのワイヤにより溶融池に供給し、さらに溶融池の攪拌は溶接電流のパルス化で行うことにより、両者の相乗効果による Al-Zn-Mg 3 元系合金溶接部の結晶粒微細化及び凝固割れ感受性の改善効果の検討を行った。

2. 使用材料及び実験方法

2.1 使用材料

溶接割れ試験に用いた母材は主として A7N01 を使用し、比較母材として現在実用的に最も実績のある溶接構造用 Al 合金である A5083 を使用した。溶接ワイヤには A7N01 に対して現在一般的に適用されている市販の Al-5%Mg ワイヤ (A5356) 及び試作ワイヤとして A5356 よりも Mg 量を増やした Al-7%Mg ワイヤ (7Mg ワイ

*原稿受付 平成 5 年 2 月 26 日 平成 4 年度春季全国大会で発表

**正 員 大阪大学溶接工学研究所 Member, Welding Research Institute, Osaka University.

***正 員 昭和アルミニウム(株) Member, Showa Aluminum Co., Ltd.

****正 員 (株)ダイヘン Member, DAIHEN Corporation

Table 1 Chemical compositions of base metals and welding wires used.

Material		Chemical composition (mass%)									Remarks
		Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Zr	
Base metal	A7N01	0.07	0.16	0.09	0.48	1.13	0.20	4.50	0.03	0.13	3mmt
	A5083	0.14	0.19	0.04	0.67	4.57	0.13	0.01	0.03	—	
Welding wire	A5356	0.05	0.14	0.01	0.09	4.82	0.10	Tr	0.09	—	1.6mm diam.
	A5183	0.07	0.15	0.01	0.55	4.81	0.08	0.01	0.06	—	
	7Mg	0.08	0.17	Tr	0.12	7.22	0.11	0.01	0.07	—	
	7MgZr	0.05	0.17	Tr	0.12	6.60	Tr	0.09	0.01	0.25	

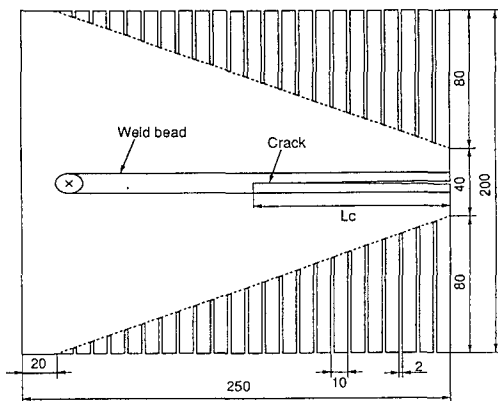


Fig. 1 Shape and dimension of Modified Houldcroft type cracking test specimen.

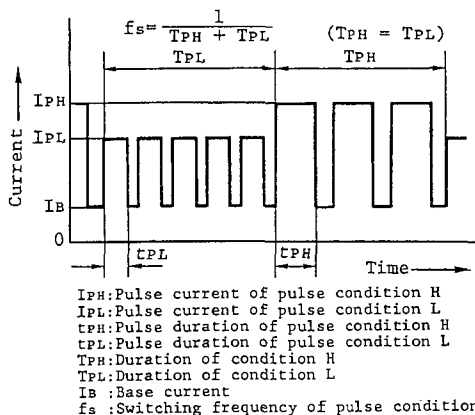


Fig. 2 Low frequency pulsed current waveform and its notation.

ヤ)とこれに Zr を 0.25% 添加した 7MgZr ワイヤ, また A5083 に対しては市販 A5183 を使用した. 母材板厚及びワイヤ径はそれぞれ 3 及び 1.6 mm であり, これらの化学成分を Table 1 に示す. なお, 試作ワイヤとして Al-7%Mg 合金を使用したのは, Al-Zn-Mg 3 元系合金の凝固割れ感受性は Mg 量の増加とともに低下するためである¹²⁻¹⁴⁾.

2.2 溶接凝固割れ試験法

パルスミグ溶接部の凝固割れ感受性は前報¹⁰⁾と同様に Modified Houldcroft 式割れ試験法により評価した. 本試験法は従来の Houldcroft 式試験法とは逆に, 溶接の進行とともにスリットを浅くすることにより板の剛性を増加させ, これにより溶接金属を左右に引き裂くように働く試験片の回転変形を抑制し, 割れの伝播を停止させる方式である^{15,16)}. 従来の Houldcroft 式試験法では高々 300 mm/min までの低速度溶接にしか適用できないのに対して, 本試験法ではこれ以上の高速度溶接にも適用可能である¹⁰⁾. 凝固割れ感受性は割れ長さを試験片長 250 mm で除した値 (%) とした. なお Fig. 1 に試験片形状を示すが, A7N01 は凝固割れ感受性が高いために試験片板厚は前報よりも大きくしている. また走査型電子顕微鏡観察により本割れ試験法により発生した割れはいずれも凝固割れであることを確認した.

2.3 低周波パルスミグ溶接法

本研究で用いた低周波パルスミグ溶接法の電圧及び電流波形の模式図を Fig. 2 に示す. 安定な溶滴移行を行う

Table 2 Low frequency pulsed welding conditions.

Pulse condition L (I_{PL} : 360A, t_{PL} : 1.2ms)
Pulse condition H (I_{PH} : 400A, t_{PH} : 2.0ms)
Base current, I_B : 30A
Switching frequency, f_s : 0-50Hz
Average welding current, I_{av} : 95A
Average arc voltage, E_{av} : 19V
Welding speed, v : 400mm/min
Shielding gas : Pure Ar, 25l/min

1 パルス 1 ドロップ域の 2 つのユニットパルス (パルス電流値 I_p とパルス幅 t_p との組み合わせ) を周期的に切換える方式である⁹⁾. それぞれのユニットパルスのみを用いる場合がいわゆる通常のパルス溶接法である.

パルス溶接においては溶融池が振動することにより, 溶融池内の攪拌が期待されるが, その振動はアーク力の変動によって引き起こされ, またさらにアーク力はピーク電流値に比例すると言われて⁹⁾. したがって, 本研究の目的からは 2 つのユニットパルスのピーク電流値の差が大きいことが望ましいが, 差が大きすぎると逆に安定な溶接が不可能になる. このため, あらかじめ詳細な予備実験を行い, Table 2 に示すパルス溶接条件を設定

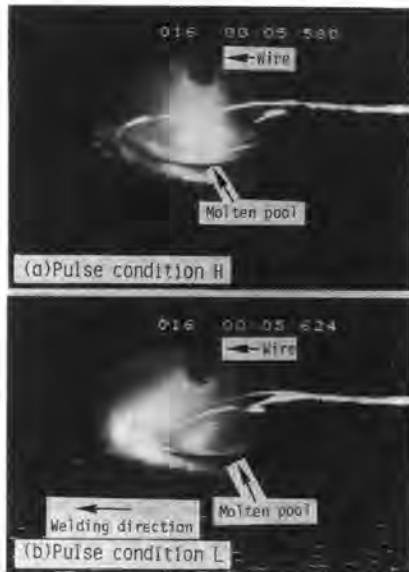


Fig. 3 Typical oscillation pattern of molten pool, A7N01/7MgZr, $f_s = 30$ Hz.

した、板厚 3 mm の割れ試験片において完全 2 次元ビードが得られるように平均溶接電流 I_{av} : 95 A, 平均電圧 E_{av} : 19 V, 溶接速度 v : 400 mm/min とした。そして、これらの条件を満足するユニットパルス条件の中より I_p の差が大きく、かつ安定なユニットパルス条件の切換えが可能な条件として表中のパルス条件 H 及び L を選定した。ユニットパルスの切換え周波数 f_s は 0 から 50 Hz まで変化させた。なお、 $f_s = 0$ Hz はユニットパルス条件 L もしくは H での通常のパルス溶接に相当する。

2.4 溶融池表面の振動の動的観察法

低周波パルスミグ溶接時の溶融池表面の振動状態は前報¹⁰⁾と同様にキセノンランプ背光のもとに溶融池表面を水平より約 15 度上方より高速度ビデオ (500コマ/s) にて撮影した。パルス条件が H 及び L における溶融池の表面状態を Fig. 3 (a) 及び (b) にそれぞれ示す。パルス条件が H 期間では溶融池中央部が凹となり、逆に L 期間では凸となる。溶融池表面の 1 周期におけるこの上下動の差をモニタ画面上にて計測し、その値を見かけの振幅とした。また、同時にその振動の周波数も測定した。

3. 実験結果及び考察

3.1 低周波パルスミグ溶接における溶融池振動

溶融池表面の振動周波数 f_v 及びその見かけの振幅と f_s との関係を生材 A7N01, ワイヤ A5356, 7Mg 及び 7MgZr に対して求めた結果をそれぞれ Figs. 4 及び 5 に示す。

まず Fig. 4 において、 f_s が 30 Hz までは溶融池表面の振動周波数 f_v はほぼ f_s に一致し、溶融池は f_s に同期して振動する。しかし、これ以上の周波数では f_s の増加とともに f_v も減少し、 $f_s = 50$ Hz では f_v は 9 Hz 程度にまで低下した。また、このような溶融池振動とパルス周波数との関係はワイヤの種類によらずほぼ同様の傾向を示した。次に、振幅については Fig. 5 に示すように、 $f_s = 0$ Hz, すなわち通常のパルスミグ溶接では溶融池は 0.5 Hz 程度のゆっくりとした振動が観察されたが、その振幅は小さい。これに対して、低周波パルス溶接では f_s の

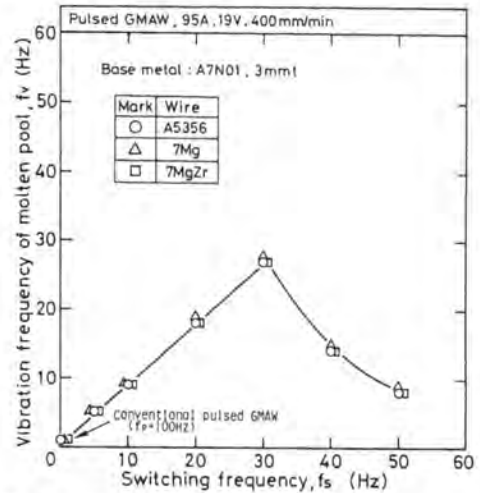


Fig. 4 Relation between switching frequency and vibration frequency of molten pool.

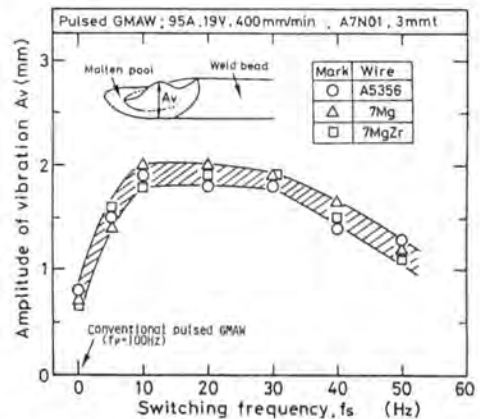


Fig. 5 Relation between switching frequency and amplitude of vibration of molten pool surface.

増加とともに振幅は急激に増大し、約 10 から 30 Hz ではほぼ一定の値に飽和した。この時の値は通常パルス溶接の 2.6~2.9 倍であった。しかし、これ以上では f_s の増加とともに漸減した。しかし、50 Hz でもその振幅は通常パルス溶接の 1.5~1.7 倍であり、まだ低周波パルス溶接の効果が認められた。また、これらの結果はワイヤの種類に関係なくほぼ同様であった。

以上の結果、本研究で採用した低周波パルスミグ溶接法では Table 2 に示したパルス溶接条件により、通常のパルスミグ溶接法に比してより活発な溶融池振動を発生させることが分かった。

なお、 f_s が 10~30 Hz で最も大きな振動が得られたが、この周波数域では f_s と f_v がほぼ一致していることを考慮すると、この周波数域が溶融池の固有振動数に対応しているものと考えられる。パルス溶接時の溶融池振動に関してはすでに詳細な解析がなされている⁸⁾。ここでは Fig. 6 に示すような完全 2 次元ビードにおける振動モードにおける溶融池の固有振動数を次式の簡略式¹⁷⁾を用いて見積もってみることにする。

$$f = 1.08 (\gamma / \rho h)^{1/3} / D \quad (1)$$

ここに、 f ：固有振動数、 γ ：溶融金属の表面張力、 ρ ：溶融金属の密度、 h ：板厚(溶融池の厚さ)、 D ：溶融池の直径である。

実際の溶融池の形状は進行方向に細長い楕円形である

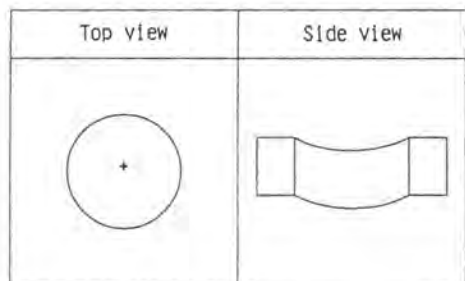


Fig. 6 Oscillation mode in a fully penetrated molten pool.

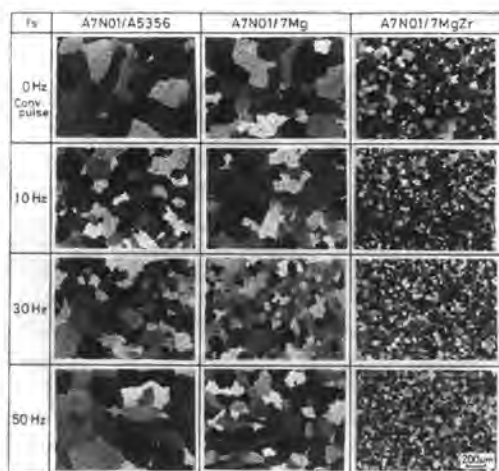


Fig. 7 Relation between macrostructure of A7N01 weld bead and switching frequency with different wires.

が、ワイヤの種類やパルス周波数による溶融池形状の変化はほとんど認められなかった。その短軸及び長軸はそれぞれ平均9.3 mm (8~10 mm) 及び13.1 mm (12~15 mm) であり、短軸/長軸比は平均1.42 (1.3~1.5) であった。また溶融池の表面積より等価円直径を求めると平均10.7 mm (9.8~11.6 mm) であった。さらに試験片の板厚は3 mm であるが、ミグ溶接ではワイヤより溶加材を供給しているために溶融池の厚さ h は平均6.1 mm (6.0~6.5 mm) となっていた。式(1)により f の計算にあたっては、溶融池形状因子には上記の値を用い、さらにAl合金のアーク溶接時の溶融池は通常800~1000°C、最高1200°C程度まで過熱されている^{8,18)} ことを考慮して、 γ 及び ρ は660~1200°Cまでの純Al値¹⁹⁾ を使用した。計算結果を Table 3 に示す。これより溶融池の固有振動数 f の計算値は大略20~30 Hz の範囲となり、この周波数域が最も振動しやすいことを示している。この値は Fig. 5 で得られた最も活発な振動を示した周波数域にほぼ一致しており、このことより本研究で用いた低周波パルスミグ溶接による溶融池振動はその固有振動現象にほぼ支配されていると考えることができる。

3.2 低周波パルスミグ溶接による溶接部の結晶粒微細化

Fig. 7 は各ワイヤを用いた場合の溶接ビード部の代表的なマイクロ組織を f_s に対して示す。いずれの場合も低周波パルスの適用により結晶粒の微細化が認められるが、特に7MgZrにおいて顕著であり、 f_s に関係なく溶接ビード全体が微細等軸晶化した。

Fig. 8 は平均結晶粒径と f_s との関係を示すが、これよりA5356及び7Mgワイヤを用いた場合の平均結晶粒径は f_s に大きく依存した。すなわち、 f_s の増加とともに平均結晶粒径は漸減し、 $f_s=30$ Hz で最小値を示す。その後、 f_s の増加とともに漸増し、通常パルス時の値に近づくが、 $f_s=50$ Hz でも通常パルス時の値よりはまだ小なる値を示した。これに対して、7MgZrでは、Fig. 7 から明らかのごとく、通常パルスにおいてもすでにかなりの結晶粒微細化が得られている。さらに低周波パルスでは $f_s=2.5\sim 50$ Hz の広い範囲にわたって著しい微細化が得られた。また平均結晶粒径はいずれも20~30 μm に

Table 3 Calculated oscillation frequency of pure Al molten pool at different temperatures and diameters of molten pool.

Temperature of molten pool (°C)	Density of molten metal ρ (kg/m ³)	Surface tension of molten metal γ (N/m)	Thickness of molten pool h (mm)	Diameter of molten pool D (mm)	Oscillation frequency f (Hz)
660	2385	0.914	6.1	9.3*	29
				10.7**	26
				13.1***	21
800	2346	0.865	6.1	9.3	29
				10.7	25
				13.1	20
1000	2290	0.795	6.1	9.3	28
				10.7	25
				13.1	20
1200	2234	0.725	6.1	9.3	27
				10.7	24
				13.1	19

*Short diameter
 **Equivalent diameter
 ***Long diameter

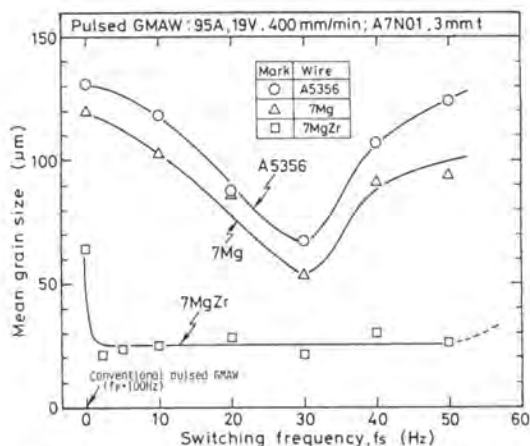


Fig. 8 Effect of switching frequency on mean grain size of A7N01 weld bead with different wires.

Table 4 Mg, Zn and Zr contents of A7N01 weld bead with different switching frequency and wires.

Welding wire	fs (Hz)	Chemical composition(mass%)		
		Mg	Zn	Zr
A5356	0	2.6	2.4	0.07
	30	2.6	2.4	0.07
7Mg	0	3.3	2.5	0.07
	30	3.5	2.4	0.07
	50	3.2	2.4	0.08
7MgZr	0	3.3	2.4	0.18
	10	3.4	2.2	0.18
	30	3.3	2.4	0.18
	50	3.5	2.1	0.18

まで減少しており、A5356 及び 7Mg ワイヤの最も微細化した 30 Hz 時の値の約 1/2 であった。またこの値は前報²³⁾で示した多量の Zr を添加した場合に得られた微細等軸晶の値²³⁾及び磁気攪拌で得られた値²³⁾とほぼ同等であった。

Table 4 は溶接ビード部の Mg, Zn 及び Zr の化学分析値を示す。いずれのワイヤにおいても通常パルス及び低周波パルス、またさらに fs によるこれらの元素の含有量には変化は認められなかった。このことは各ワイヤにおける fs による平均結晶粒径の変化は、fs により組成が変化して引き起こされるものではなく、すでに述べた溶融池振動に依存していることを示している。次に、溶融池振動はワイヤの種類により変化しなかったことを考慮すると、ワイヤによる微細化の程度の相違は、溶接ビード中の Zr と Mg 量に依存していると考えられる。まず A5356 と 7Mg を比較すると、Mg 量の多い後の方がより微細化されており、これは Mg 量の増加に伴う組成的過冷の増加によるものと考えられる²⁰⁾。しかし Mg の微細化能は比較的小さく、このような場合には平均結晶粒径は Fig. 8 に示したように明瞭な周波数依存性を示す。すなわち、結晶粒の凝固核は凝固前面において湯流れを伴った激しい温度変化時に活発に形成され、定常湯流れ時には結晶成長過程となる⁶⁻⁷⁾。本研究で用いた低周波パルスでは、ユニットパルス切換え時が前者であり、各ユニットパルス期間中は後者に相当する。このため、fs に対応



Fig. 9 Macrostructural change showing discontinuous growth caused by the change of solidification condition, A7N01/A5356, fs = 0 Hz.

して溶接ビード部に微細化帯が形成されることになる。溶接速度一定では fs の増加とともに単位ビード長当たりの微細化帯の数も増加するために fs とともに微細化も進むことになる。しかし、これは fs が固有振動数域の範囲内であり、fs がこれより大になると逆に溶融池振動の効果が減少し、攪拌の効果が低下するために微細化作用そのものが低下する。このようにして結晶粒微細化には最適な fs が存在することになる⁵⁻⁷⁾。Fig. 9 は A5356 ワイヤを用いた場合に観察された溶接ビード中の不連続的な組織を示す。凝固条件が大きく変動したと思われるリップル線に沿って写真下方より成長してきた柱状晶の成長が抑制され、そこで数 μm から十数 μm 径の微細等軸晶が局部的に形成していることが分かる。しかしこの場合には溶接ビード中の Zr 量が不十分のために微細等軸晶の形成数も不十分となり、溶接ビード全体の結晶粒微細化には至らない。

これに対して、A5356 及び 7Mg と 7MgZr との相違は Zr 量による。すでに述べたように Zr は Al 合金の強力な結晶粒微細化元素であり^{21,22)}、その微細化効果はすでに前報²³⁾で述べたように溶融池の攪拌効果により著しく促進される。また微細化の程度は Zr 量と攪拌の程度の両方に依存し、Zr 量が多ければわずかの攪拌でも微細化を示すことになる²³⁾。Table 4 より低周波パルスミグ法による Al-Zn-Mg 3 元系合金溶接部の微細等軸晶化には溶接ビード部の Zr 量は 0.18% が必要であり、これは前報²³⁾の磁気攪拌に対する値にほぼ一致していた。

以上の結果、低周波パルスミグ溶接法と Zr を添加した試作 7MgZr ワイヤの併用により Al-Zn-Mg 3 元系合金溶接ビード部の顕著な結晶粒微細化が可能であることが明らかになった。

3.3 低周波パルスミグ溶接部の凝固割れ感受性

以上の結果より、低周波パルスミグ溶接法と試作 7MgZr ワイヤを組み合わせたことにより、Al-Zn-Mg 3 元系合金溶接部の結晶粒微細化が達成された。そこで次に、結晶粒微細化とともに溶接部の凝固割れ感受性が改善されているかどうかを Modified Houldcroft 式試験法を用いて検討した。

Fig. 10 は溶接ビード部の割れ率と fs との関係を示す。まず通常のパルス溶接 (fs = 0 Hz) では A7N01 は凝固割れ感受性が高いためいずれのワイヤを用いても A5083/A5183 よりも大なる割れ率を示した。しかし 7MgZr は通常パルス溶接部でもすでにかなりの結晶粒微細化が認められており、これに対応するように、割れ

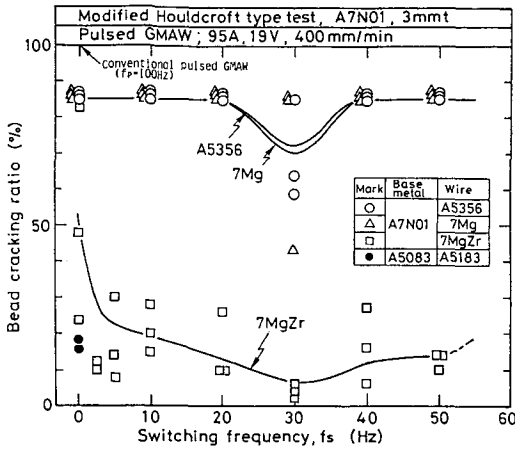


Fig. 10 Effect of switching frequency on bead cracking ratio of A7N01 weld bead with different wires.

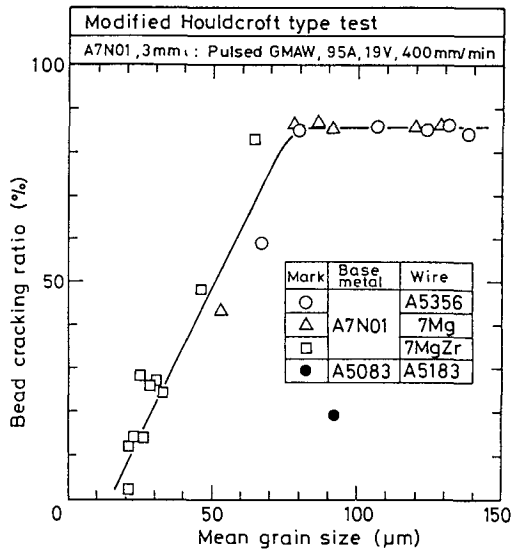


Fig. 11 Relation between mean grain size and bead cracking ratio of A7N01 weld bead with different wires.

率に変動が見られるものの平均的には他のワイヤよりも小なる割れ率を示した。次に、低周波パルス溶接では A5356 及び 7Mg を用いた場合には、結晶粒が最も微細化した $f_s = 30$ Hz にて割れ率が多少低下する傾向が認められたが、その他の f_s ではいずれも大なる割れ率であった。これに対して 7MgZr を用いた場合には顕著な結晶粒微細化が認められた 2.5 Hz から 50 Hz の広い範囲にわたって、割れ率は A5083/A5183 と同程度かむしろそれ以下にまで著しく低下することが分かった。

Fig. 11 は溶接ビード部の平均結晶粒径と割れ率との関係を示す。両者の間には密接な関係があり、A7N01 においては平均結晶粒径が $20 \sim 30 \mu\text{m}$ にまで微細化したときに割れ率が A5083 と同程度にまで低下した。このような結果は前報³⁾ で述べたティグ溶接部の磁気攪拌による検討結果にほぼ一致した。なお、A5083/A5183 が比較

的大きな結晶粒にもかかわらず割れ率が小さいのは合金系の違いによるものである。したがってこのような低周波パルス溶接による凝固割れ感受性の改善効果はすでに前報¹⁰⁾ でも述べたごとく結晶粒微細化に基づいているとみなすことができる。

以上の結果、低周波パルスミグ溶接法と試作 7MgZr ワイヤを組合せることにより Al-Zn-Mg 3 元系合金溶接部の結晶粒を微細化し、これによりその耐凝固割れ感受性を著しく改善できることが明らかになった。

4. 結 論

本研究では、微量元素として Zr を添加した Al-7% MgZr ワイヤを試作し、結晶粒微細化に必要な Zr はこのワイヤにより溶融池に供給し、さらに溶融池の攪拌は溶接電流のパルス化で行うことにより、両者の相乗効果による Al-Zn-Mg 3 元系合金 A7N01 溶接部の結晶粒微細化及び凝固割れ感受性の改善効果の検討を行った。得られた結果をまとめると次のようになる。

(1) 通常のパルスミグ法で用いられている安定な溶滴移行を行う 1 パルス 1 ドロップ域の 2 つのユニットパルス条件を周期的に切替える方式の低周波パルスミグ溶接法では溶融池表面はピーク電流値が高い期間にその中央部が凹となり、低い期間には凸となる上下振動を行う。この上下振動はパルス周波数 (ユニットパルス切替え周波数) f_s が 30 Hz までは f_s に同期するが、それ以上では同期せず逆に低下する。また、溶融池表面の振幅は f_s とともに増加し、10~30 Hz で最大値として通常パルス溶接法の 2.6~2.9 倍の値を示す。さらにこれ以上の f_s では振幅は逆に低下するが、50 Hz においてもまだ通常パルスの 1.5~1.7 倍の値を示すことが分かった。

(2) 母材 A7N01 に対して、Zr 入りワイヤ Al-7% MgZr を用いて低周波パルス溶接を行うと、周波数 2.5~50 Hz の広範囲な周波数域で顕著な結晶粒微細化が認められ、溶接ビード全体が平均結晶粒径が $20 \sim 30 \mu\text{m}$ まで微細等軸晶化することが分かった。これに対して、A5356 及び Al-7%Mg ワイヤでも結晶粒微細化が認められるが、その程度には周波数依存性があり、30 Hz で最も微細化した。しかし結晶粒微細化の程度は Al-7%MgZr ワイヤに比してかなり小さい。

(3) Modified Houldcroft 式割れ試験法により評価した A7N01 ミグ溶接ビード部の割れ率は通常パルス溶接条件ではいずれのワイヤでも高い値を示し、Al-7% MgZr ワイヤを用いてもほとんど改善効果が認められなかった。これに対して、低周波パルスミグ溶接条件では Al-7%MgZr ワイヤを用いた場合には、顕著な結晶粒微細化が認められた周波数 2.5~50 Hz のいずれの条件でも著しい割れ率の低下が認められ、割れ率はほぼ A5083/A5183 相当の十分に低い値にまで低下することが分かった。しかし、A5356 及び Al-7%Mg ワイヤでは最も結晶粒が微細化した 30 Hz においてわずかに割れ率が低下したのみであった。

(4) 割れ率は平均結晶粒径に依存し、形成組織が等軸晶の場合には割れ率は平均結晶粒径とともにほぼ直線的に低下した。A7N01 溶接ビードの凝固割れ感受性を A5083/A5183 と同程度にまで十分に低下させるには平均結晶粒径は $20 \sim 30 \mu\text{m}$ まで小さくする必要があることが分かった。

(5) 以上の結果、本研究で試作した Zr を添加した Al-7%MgZr ワイヤと低周波パルスミグ溶接法の併用によ

り実用 Al-Zn-Mg 3 元系合金 A7N01 のミグ溶接部の耐凝固割れ感受性を十分に改善できることを明らかにした。

謝 辞

溶接ワイヤの試作にあたっては住友電気工業株式会社に御協力いただいた。記して謝意を表します。

参 考 文 献

- 1) たとえば軽金属溶接技術会：溶接構造用超強力アルミニウム合金の開発研究報告書，(1973)。
- 2) 松田，中田，西尾，塚本，成願：“Al-Zn-Mg 3 元系合金の溶接凝固割れ感受性に及ぼすジルコニウムの影響”，本会論文集，4 (1986)，115-120。
- 3) 松田，中田，塚本，成願：“ジルコニウムを添加した Al-Zn-Mg 3 元系合金の溶接凝固割れ感受性に及ぼす磁気攪拌の効果”，本会論文集，4 (1986)，120-125。
- 4) G.J. Daivies et al: International Metallurgical Reviews, 20 (1975)，83。
- 5) 松田，中川，中田，綾仁：“アルミニウム合金の溶接時における磁気攪拌とその効果”，軽金属溶接，16 (1978)，8-20。
- 6) F. Matsuda, K. Nakata, Y. Miyanaga, T. Kayano, K. Tsukamoto: “Effect of Electromagnetic Stirring on Weld Solidification Structure of Aluminum Alloys (Report 2)” Trans. JWRI, 7 (1978)，181-193。
- 7) F. Matsuda, M. Ushio, H. Nakagawa, K. Nakata: “Effect of Electromagnetic Stirring on Weld Solidification Structure of Aluminum Alloys”, Proc. Inter. Conf. on Arc Physics and Weld Pool Behavior, TWI, London, (1979)，337-347。
- 8) 溶接学会：パルスアーク溶接，(1986)。
- 9) 山本，原田，上山，小川：“Al およびその合金の低周波パルスミグ溶接法の開発”本会論文集，10 (1992)，233-238。
- 10) 山本，原田，上山，小川，松田，中田：“低周波パルスミグ溶接法による Al 合金溶接金属の結晶粒微細化と凝固割れ感受性の改善”本会論文集，10 (1992)，509-514。
- 11) 山本，原田，上山，小川：“アルミニウム合金の低周波パルスミグ溶接法の開発とその効果”，溶接技術，39 (1991)，95-99。
- 12) V.W. Patterson, S. Engler: “Über die WarmriBneigung und die mechanischen Eigenschaften von AlZnMg-GuBlegierungen”, ALUMINIUM, 35 (1959)，3, 124-130。
- 13) Z. Buray: “Die Verminderung der Schweißrisigkeit einiger Aluminiumlegierungen durch Zusatzelemente”, Schweißtechnik, 12 (1962)，4, 157-163。
- 14) K. Nakata, Y. Miyanaga, F. Matsuda, K. Tsukamoto, K. Arai: “New Al-7%Mg Welding Electrode for Crackless Welding of Al-Zn-Mg (7N01) High Strength Aluminum Alloy”, Trans. of JWRI, 9 (1980)，205-216。
- 15) 安藤，仲田，岸田，藤平：“回転変形による高温割れの発生進展機構と高温割れ感受性の評価方法”，溶接学会誌，42 (1973)，9, 879-889。
- 16) F. Matsuda, K. Nakata, S. Harada: “Moving Characteristics of Weld Edges during Solidification in Relation to Solidification Cracking in GTA Weld of Aluminum Alloy Thin Sheet”, Trans. JWRI, 9 (1980)，225-235。
- 17) Y.H. Xian: “Weld Pool Oscillation during Gas Tungsten Arc Welding”, Doctoral Thesis, Delft Univ. of Technology, (1992)。
- 18) 太田，浅井，大谷：“溶融池における温度分布と冷却速度の検討”，本会論文集，8 (1990)，59-65。
- 19) 日本金属学会編：金属データブック，丸善，(1984)，15。
- 20) 松田：“溶接冶金学”，日刊工業新聞社，(1972)，116。
- 21) 寺井：“アルミニウムおよびその合金の铸造組織の微細化”，軽金属，24 (1974)，42-52。
- 22) L.A. Mondolfo: “Aluminum Alloy, Structure and Properties”, Butterworths, (1976)，621。