

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*

—Al-Zn-Mg 3 元系合金の溶接凝固割れ感受性に関する基礎的研究 (第 2 報)—

松田福久**, 中田一博**, 塚本建次***, 成願茂利****

Effect of Electromagnetic Stirring on Improvement of Solidification Crack
Susceptibility of Zirconium Containing Al-Zn-Mg Alloy Weld*

—Fundamental Research on Solidification Crack Susceptibility of Al-Zn-Mg Alloy Weld
(Report 2)—

by Fukuhisa Matsuda**, Kazuhiro Nakata**, Kenji Tsukamoto*** and Shigetoshi Johgan****

It appeared that electromagnetic stirring was very effective to improve the susceptibility of solidification cracking in weld metal of Al-2%Zn-3%Mg alloy with 0.24% zirconium. This beneficial effect of electromagnetic stirring was mainly due to the grain refinement of weld metal, but it was not seen for the alloys with less zirconium content than 0.24%.

*原稿受付 昭和60年9月2日 昭和61年度春季全国大会論文発表講演

**正員 大阪大学溶接学研究所 Member, Welding Research Institute, Osaka University

***正員 昭和アルミニウム(株) Member, Showa Aluminium Corporation

**** 昭和アルミニウム(株) Showa Aluminium Corporation

Key Words: Aluminum alloy, Al-Zn-Mg alloy, Hot cracking, Solidification cracking, GTA welding, Zirconium, Grain refinement, Electromagnetic stirring

1. 緒 言

Al-Zn-Mg 3 元系合金の溶接凝固割れ感受性の低減には微量のジルコニウム (Zr) の添加が有効であることが知られている¹⁻¹⁰⁾。しかし、その理由については、溶接金属部の結晶粒微細化とする説^{1,2,7)}と固液共存温度域での結晶粒界での残留融液の界面接触角の増大によるとする説^{4,6,9,10)}がある。

著者らは第1報¹¹⁾にて次のことを報告した。すなわち、Al-2% Zn-3% Mg 合金において、Zr 量を0.36%と多量に添加した場合にはティグ溶接金属部の凝固組織が著しく微細等軸晶化し、同時に割れ感受性も著しく低下する。しかし、0.24% Zr 量では組織は柱状晶と一部微細等軸晶とが混在したものとなり、この場合には割れ感受性の低下は認められないが、微細等軸晶の存在割合が増加した場合には、同一 Zr 量にかかわらず割れ感受性が著しく低下する。これらの結果から Zr の割れ低減効果は結晶粒微細化に基づいていることを示唆した。

本研究はこのことをさらに確認するために、Al 合金溶接部の結晶粒微細化に有効とされている磁気攪拌¹²⁻²⁰⁾を利用して、同一 Zr 量で溶接金属の組織のみを変化させ、そのときの割れ感受性の変化を調べた。またさらに、現在の Al 合金の連続鋳造技術では0.3%以上の Zr を添加することは極めて困難である。このため、より少ない Zr 量で溶接金属の結晶粒微細化が計れば、耐凝固割れ性の改善という観点からも実用上重要であり、このための手段の一つとして磁気攪拌の有効性を検討した。

このため、使用 Al 合金は第1報と同様の Al-2% Zn-3% Mg 合金に Zr を0.24%まで添加したものであり、この Zr 量では通常のティグ溶接では完全には微細等軸晶化はしない。また、比較のため、Al 合金の代表的な結晶粒微細化元素として知られている (Ti+B) 添加合金も一部用いた。溶接凝固割れ試験法としては第1報と同様に Houldcroft 式割れ試験と定速度引張式割れ試験を行った。

2. 使用材料及び実験方法

2.1 使用材料

用いた Al 合金の化学成分を Table 1 に示す。0.1 Zr 合金は代表的な Al-Zn-Mg 3 元系合金である A 7 N 01 合金 (Al-4.5% Zn-1.2% Mg 系) を溶加材 A 5356 (Al-5% Mg 系) でミグ溶接したときの溶接金属の組成 (希釈率50%) を模したものである。0.16 Zr, 0.24 Zr 合金はそれぞれ Zr 量を0.16%, 0.24%まで増加させたものであり、0.05 (Ti+B) 合金は (Ti+B) (チタンとボロンの複合添加, Al-5% Ti-1% B 母合金使用) を添加したものである。いずれも連続鋳造法により鋳造後、熱

Table 1 Chemical compositions of materials used

Materials	Chemical compositions (wt%)								
	Si	Fe	Mn	Mg	Cr	Zn	Zr	Ti	B
0.1 Zr	0.05	0.18	0.26	2.80	0.16	1.94	0.09	-	-
0.16 Zr	0.05	0.18	0.25	3.00	0.16	2.10	0.16	-	-
0.24 Zr	0.05	0.18	0.26	2.80	0.16	1.94	0.24	-	-
0.05(Ti+B)	0.05	0.18	0.30	2.96	0.16	2.03	0.09	0.047	0.0071

- not added

間押出により得られたもので板厚 2 mm の焼なまし材である。

2.2 溶接凝固割れ試験法

(a) Houldcroft 式割れ試験法

試験片 (150×100×2 mm 厚) 形状及び試験法は第1報と同じである。磁気攪拌用の励磁コイルは溶接トーチと同軸に試片直下に設置固定した¹⁴⁾。溶接はティグ法 (DCRP) によるビード溶接 (溶加材無し) で、試片を固定した台車を、一定速度で溶接方向がスリットの浅い側から深い側になるように走行させた。磁気攪拌は一定磁場条件で交番磁場を試片に垂直方向に溶融池に付加することにより行った。溶接速度は 2.5, 5 mm/sec の2条件であり、溶接電流はそれぞれ表、裏ビード幅が約 10 mm になるように設定した。磁場強度は溶接ビード形成限界¹⁴⁾までのできるかぎり強い値とし、周波数は 2~20 Hz まで変化させた。割れ感受性は溶接開始部から伝播した割れの停止部先端までの長さを試片長で除した値 (%) を割れ率として評価した。

(b) 定速度引張式割れ試験

試験片 (250×100×2 mm 厚) 及び試験法は第1報と同様である。Fig.1 は試片、溶接トーチ、励磁コイル、差動トランス、走行台車の Vatrach 試験機²¹⁾への設置状態を示す。励磁コイルは溶接トーチの先端に装置した^{12,20)}。変位速度は0.01から 3.5 mm/sec まで、また付加変位量は0.1から 1.5 mm まで変化させた。試験後、溶接ビード部の割れの有無によって割れ発生に対する限界変位速度 (\dot{D}_c) 及び最低付加変位量 (D_{min}) を求めた。また、割れ発生時にはその長さも測定し、割れ感受性の指標ともした。

Table 2 にこれら割れ試験に用いた溶接条件及び磁気攪拌条件をまとめて示す。

3. 実験結果及び考察

3.1 溶接凝固割れ感受性に及ぼす磁場周波数の影響

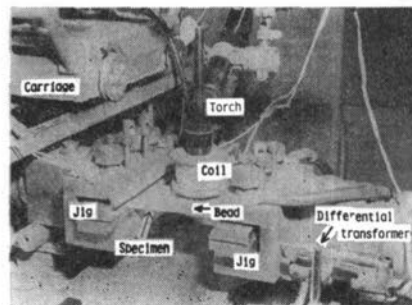


Fig. 1 Setup of GTA welding torch, magnetic coil, specimen on Vatrach tester

Table 2 GTA welding and electromagnetic conditions used

Cracking test	Welding condition			Condition of electromagnetic stirring	
	Welding current	Arc voltage	Welding speed	Frequency	Magnetic field
Houldcroft type test	55A	18V	2.5mm/sec	2 - 20Hz	175gauss
	70A	18V	5.0mm/sec	2 - 20Hz	150gauss
Vatrach test	55A	21V	2.5mm/sec	2Hz	175gauss

第1報の結果より、磁気攪拌によって最も微細化されやすいと考えられる 0.24 Zr 合金を用いて、周波数 2, 5, 10, 20 Hz と変化させて割れ試験を行った。Fig. 2 は割れ率と周波数との関係を示す。図中で 0 Hz は磁気攪拌を行わない場合（無攪拌）である。無攪拌では割れ率はいずれの溶接速度でも約60~70%と高い値を示す。しかし、2 及び 5 Hz の磁気攪拌（以下単に攪拌と書く）により割れ率は著しく低下し、特に 2 Hz では10%以下となり、わずかに溶接開始部での割れが認められるのみであった。これに対して、周波数が 10 Hz 以上では割れ率は再び増加する傾向にあり、その値も無攪拌と同じか、むしろやや高い値を示す。ただし、10 Hz では 2, 5 Hz と同様に著しく低い割れ率を示す場合もあった。また、いずれの溶接速度においてもほぼ同様の割れ率の周波数依存性が認められた。

以上の結果、磁気攪拌は 0.24 Zr 合金の耐割れ性の改善に有効であり、またその磁場周波数には最適値が存在することがわかった。

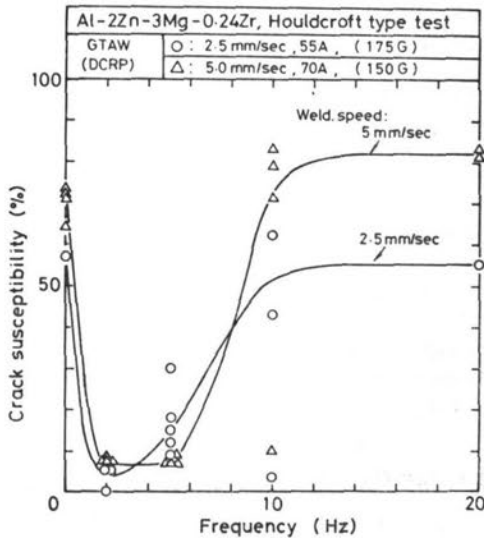


Fig. 2 Effect of frequency of magnetic field on crack susceptibility

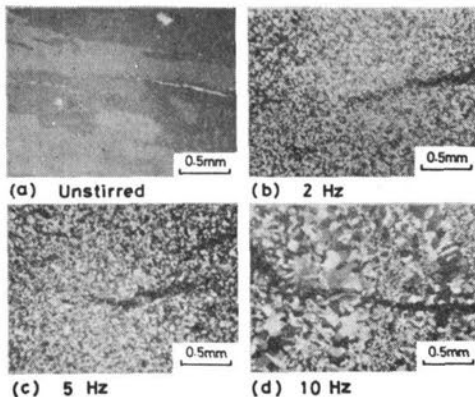


Fig. 3 Macrostructural change of weld metal caused by stirring with various frequencies

3.2 結晶粒微細化と割れ感受性との関係

磁気攪拌による溶接金属の組織変化を溶接速度 5.0 mm/sec を例にとり、Fig. 3 に示す。いずれも割れ停止部近傍のものであり、溶接速度 2.5 mm/sec でも同様の傾向にあった。すなわち、割れ率の大なる無攪拌 (Fig. 3(a)) では組織は主として柱状晶であり、割れは柱状晶粒界をほぼ直線的に伝播している。しかし割れ率の低下した 2, 5 Hz (Fig. 3(b), (c)) では、組織は平均粒径 20 μm と著しく微細等軸晶化していた。これは、第1報でのべた 0.36% Zr 添加時の組織とほぼ同様であった。さらに、10 Hz では、無攪拌時よりも微細化はされているが、その程度は 2, 5 Hz に比して少なく、かつ比較的大なるストレイ晶と 2, 5 Hz で認められた微細等軸晶の混在したものとなっていた。10 Hz では Fig. 2 より、割れ率に大きな変動が認められたが、組織観察より、低い割れ率を示した場合は微細等軸晶が溶接金属の大部分を占め、高い割れ率の場合は、ストレイ晶が多くなっていることを確認した。さらに、20 Hz では、10 Hz の割れ率の高い場合の組織とほぼ同様であった。

このように結晶粒微細化にも磁気攪拌の最適周波数域 (2~5 Hz) が存在し、これは前述の割れ率の低減化に対するものと一致した。

この結晶粒微細化による割れ感受性の低減化の効果により明確に示したのが Fig. 4 である。これは、0.24 Zr 合金に対して溶接速度 5.0 mm/sec で割れ試験中に、途中より磁気攪拌 (5 Hz) を加えた場合の溶接ビード外観 (上図) と、攪拌開始部 (上図□印) の拡大組織を示す。無攪拌部では柱状晶の粒界にそって割れが伝播しているが、攪拌を開始すると、組織は急激に微細等軸晶化し、さらに割れの伝播も攪拌開始部で急速に停止していることがわかる。なお、周波数 10 Hz 以上ではこのように途中から攪拌を行っても割れ伝播は停止しなかった。

以上の結果より、0.24 Zr 合金の磁気攪拌による割れ感受性の低下は、主として結晶粒の微細化に基づいていると考えられる。さらに、Houldcroft 式試験のように、伝播中の割れを停止させるためには、割れ先端部には著しいひずみの集中が考えられることから、単なるマクロ的な組織微細化では不十分であり、組織を均一に、かつ微細等軸晶化することが必要と思われる。

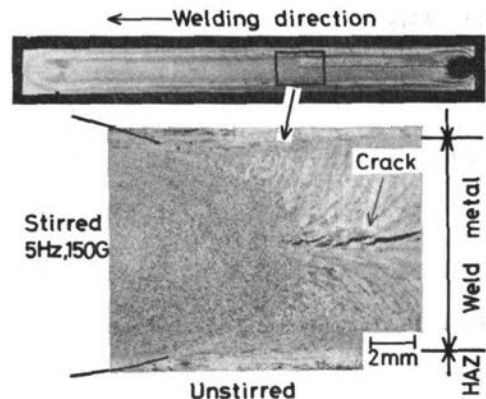


Fig. 4 Macrostructural change of weld metal caused by stirring applied on the way of welding

3.3 磁気攪拌による割れ感受性の低減化に要する Zr 量

Fig. 5 は 0.1 Zr, 0.16 Zr, 0.24 Zr 及び 0.05(Ti+B) 合金の溶接速度 5.0 mm/sec における割れ率に及ぼす磁気攪拌の効果を示す。攪拌条件は最適値 (5 Hz) とした。無攪拌ではいずれも高い割れ率を示し、Zr 量や (Ti+B) 添加の効果は認められない。また、これに攪拌を行っても、0.24 Zr 合金以外は割れ率の低下は認められない。Fig. 6 は溶接金属表面の組織を示す。無攪拌ではいずれも主として柱状晶からなる組織を示す。攪拌に

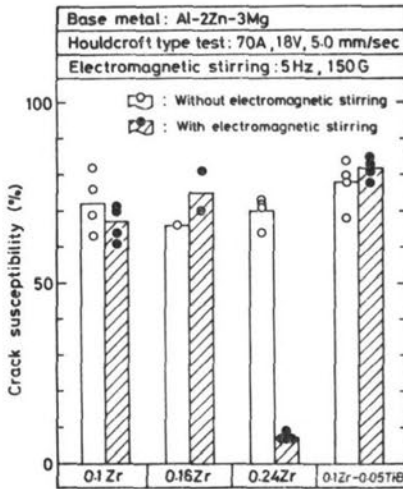


Fig. 5 Effect of stirring on crack susceptibility of weld metal with various Zr and 0.05% (Ti+B) contents

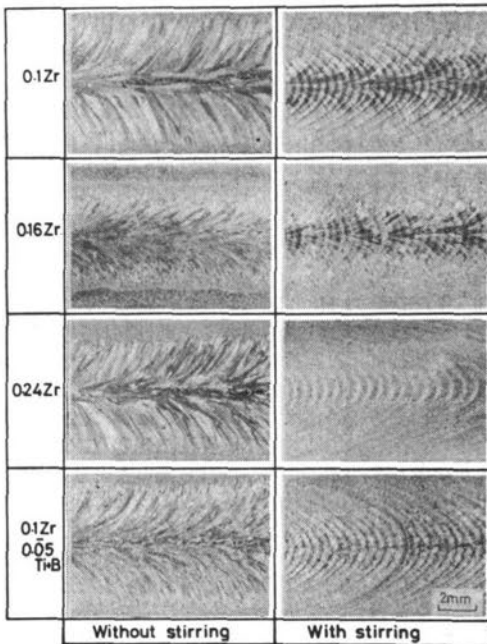


Fig. 6 Macrostructural change caused by stirring: 5Hz, 150G

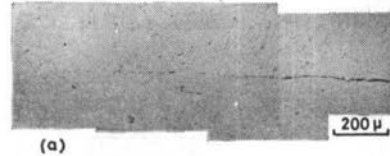
より微細等軸晶化するのは 0.24 Zr 合金のみであり、0.1 Zr 及び 0.16 Zr 合金では柱状晶が残留していた。また、0.05 (Ti+B) 合金では柱状晶は消滅したが、組織は比較的大なるストレイ晶状等軸晶であった。このように 0.24 Zr 合金以外では最適条件での磁気攪拌でも微細等軸晶化されず、このため割れ率も低下しなかった。

したがって、本合金系で磁気攪拌により組織の微細化を計り、割れ感受性を低下させるためには、本実験の範囲では 0.24% 以上の Zr 量の添加が必要であった。

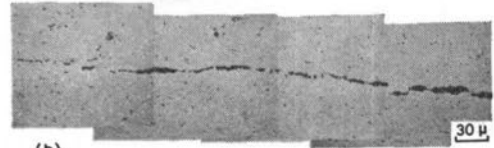
なお、このように、合金系により磁気攪拌の結晶粒微細化作用に大きな相違が存在することはすでに知られている¹⁴⁾。しかし、その理由については現在のところ明確にはされていないが、磁気攪拌による結晶粒微細化作用が主としてデンドライト枝の溶断分離^{14, 19, 22-26)}に基づくとする、合金元素の種類や量の違いによる、デンドライト枝の形状変化が関係していると思われる。

3.4 結晶粒微細化にともなうマイクロ組織の変化

Fig. 7 及び 8 にそれぞれ、無攪拌で典型的な柱状晶組織を呈する 0.1 Zr 合金と磁気攪拌により微細等軸晶化した 0.24 Zr 合金の割れ停止部におけるマイクロ組織 (溶接速度: 5 mm/sec) を示す。柱状晶組織では割れは柱状晶粒界にそってほぼ直線的に伝播しており、(Fig. 7(a)), また EDX (SEM) 分析では粒界には、主として Al-Mg-Zn, 一部 Al-Fe-Si, Al-Mg-Si などからなる膜状の

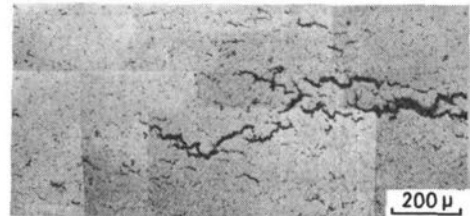


(a)

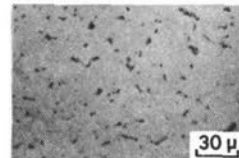


(b)

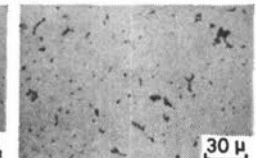
Fig. 7 Microstructure of weld metal with 0.1% Zr near tip of crack without stirring



(a)



(b)



(c)

Fig. 8 Microstructural of weld metal with 0.24% Zr near tip of crack with stirring: 5 Hz, 150G

共晶生成物が認められた。このようなマイクロ組織形態は柱状晶組織であれば Zr 量や (Ti+B) 添加に関係なくほぼ同じであった。

微細等軸晶化した 0.24 Zr 合金では、Fig. 8(a) に示すごとく、割れ停止部では割れは幾つかに分枝する傾向にあり、また Fig. 8(b), (c) より共晶生成物も Fig. 7 (b) に比して分散して存在している。しかし、結晶粒界での共晶生成物の球状化現象⁹⁾ は特に認められず、Zr 量による共晶生成物の形状には大きな変化は認められなかった。

3.5 割れ発生の限界変位速度及び最低付加変位量に及ぼす磁気攪拌の効果

引張式割れ試験を用いて、磁気攪拌による微細等軸晶化により \dot{D}_c 及び D_{min} がどの程度変化するかを 0.24 Zr 合金を用いて調べた。

Fig. 9 は変位量を 0.7 mm と一定としたときの変位速度と割れ長さとの関係を示す。変位速度 3.5 mm/sec の高速引張りでは、割れ長さは攪拌の有無によらず変動の範囲内ではほぼ同じ値を示した。このときの割れ長さはほぼ凝固脆性温度域 (BTR)²⁷⁾ に相当し、第 1 報で述べた方法により BTR を求めると、攪拌材では 180 K であった。これは無攪拌材の BTR (約 140~180 K) の変動の範囲内であり、BTR は磁気攪拌による結晶粒微細化によっても特に変化しない。

しかし、割れ長さの変位速度依存性は両者で大きく異なり、無攪拌では低変位速度側で割れ長さに最大値を示

したのち、急に割れなくなる。このときの変位速度が \dot{D}_c であり、約 0.03 mm/sec である。これに対して、攪拌を加えて微細等軸晶化を行うと、割れ長さは変位速度の低下とともに単調減少し、 \dot{D}_c は約 0.13 mm/sec と無攪拌時の約 4 倍以上の高い値を示した。

次に Fig. 10 は変位速度を 0.23 mm/sec と一定にしたときの付加変位量と割れ長さとの関係を示す。これより D_{min} は、無攪拌材では 0.22 mm であるのに対して、攪拌材では 0.45 mm と約 2 倍の値まで増加した。かつ、いずれの変位量に対しても割れ長さは後者の方が短い。

したがって、磁気攪拌による微細等軸晶化は、BTR は変化しないものの、BTR 内における延性値を増大させており、凝固割れの発生に対する抵抗性を著しく高めていることがわかる。またこの結果は、第 1 報で Zr を 0.36% と多量に添加して微細等軸晶化した場合とほぼ同様の結果である。このことはまた、より少ない Zr 量でもそのままでは微細化しない合金でも、磁気攪拌の有効利用によって微細等軸晶化を計ることにより、本合金系の耐凝固割れ性の改善が行えることを示している。さらに溶融池の攪拌効果を考えた場合、溶接電流のパルス化による方法も効果的と考えられる。

さらに、Fig. 9 の割れ長さの変位速度の関係は、既に第 1 報でのべたごとく、数式的に解析されており²⁸⁾、攪拌の有無による相違は両者の D_{min} 値の相違に基づくものである。

4. 結 言

Zr を 0.24% まで添加した試作 Al-2% Zn-3% Mg 合金のティグ溶接部の結晶粒微細化及び凝固割れ感受性に及ぼす磁気攪拌の効果について検討した。得られた結果を要約すると次の通りである。

(1) Zr を 0.24% 含む上記合金の溶接金属部の組織は磁気攪拌により著しく微細等軸晶化した。しかし、磁場周波数には最適値が存在し、その値は、本研究の溶接条件内では 2~5 Hz であった。これより高周波数側では微細化の程度はかなり低下した。

(2) 上記合金の割れ感受性は磁気攪拌により著しく改善された。しかし、Houldcroft 式試験結果では、磁場周波数には最適値が存在し、その値は 2~5 Hz であった。これより高周波数側では割れ感受性の改善効果はほとんど認められなかった。したがって、割れ感受性の改善効果に対する最適周波数域は結晶粒微細化に対するものと一致した。

(3) 上記合金の Houldcroft 式割れ試験では、磁気攪拌を行わず組織が柱状晶を呈するときは割れ感受性は高く、磁気攪拌により組織が微細等軸晶化したときは著しく低下した。さらに、引張式凝固割れ試験では、磁気攪拌による微細等軸晶化は BTR の変化は特に持たらないものの、割れ発生に対する限界変位速度及び最低付加変位量を著しく増加させた。これらのことより、上記合金の磁気攪拌による割れ感受性の改善効果は、主として溶接金属部の結晶粒微細化によると考えられた。

(4) Zr 量が 0.16% 以下では最適周波数域での磁気攪拌でも結晶粒の微細化は特に認められず、したがって割れ感受性も改善されなかった。

本研究の実験に協力された前田正弘 (大阪工業大学学生)、世良田武 (近畿大学理工学部学生) 両君に厚く御礼申し上げる。

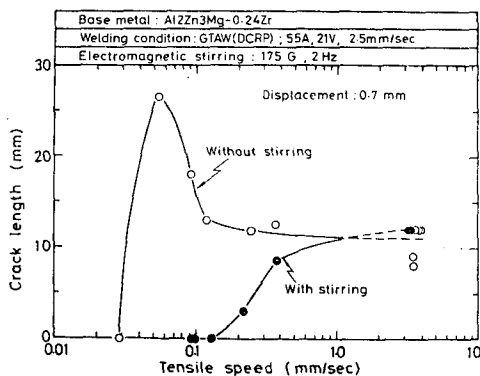


Fig. 9 Crack length vs. tensile speed

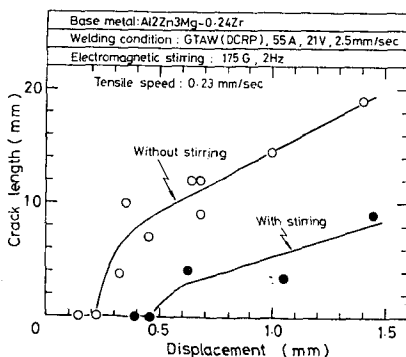


Fig. 10 Crack length vs. displacement

参 考 文 献

- 1) J. H. Dudus, F. R. Collins: *Weld. J.*, 45-6 (1966), 241s-249s.
- 2) G. L. Petrov, A. G. Makarov: *Auto. Weld.*, 14-9 (1961), 18-24.
- 3) F. G. Gibbs: *Weld. J.*, 45-10 (1966), 445s-453s.
- 4) 杉山, 福井: 本誌, 35-11 (1966), 1122-1129.
- 5) 杉山, 福井: 本誌, 36-11 (1967), 1194-1202.
- 6) 福井: 軽金属, 18-6 (1968), 320-331.
- 7) 山本: 軽金属溶接, 71-11 (1968), 525-533.
- 8) J. G. Young: *Weld. J.*, 47-10 (1968), 451s-461s.
- 9) 田中, 吉田: 軽金属, 19-11 (1969), 470-480.
- 10) 田中, 吉田: 軽金属, 20-2 (1970), 77-87.
- 11) 松田, 中田, 西尾, 塚本, 成願: 本会論文集, 4-1 (1986), 115-120.
- 12) D. C. Brown, F. A. Crossley, J. F. Rudy, H. Schwartzbart: *Weld. J.*, 41-6 (1962), 241s.
- 13) 柴田, 浅井: 本会講概, 9 (1971), 231-232.
- 14) 松田, 中川, 中田, 綾仁: 軽金属溶接, 16-1 (1978), 8-20.
- 15) F. Matsuda, K. Nakata, Y. Miyayaga, M. Kayano, K. Tsukamoto: *Trans. JWRI*, 7-2 (1978), 181-193.
- 16) F. Matsuda, M. Ushio, H. Nakagawa, K. Nakata: *Proceedings of International Conference on Arc Physics and Weld Pool Behavior*, The Welding Institute, London, 1979, 337-347.
- 17) V. P. Chernysh, V. A. Pakhareako: *Auto. Weld.*, 32-5 (1979), 12-14.
- 18) B. P. Pearce, H. W. Kerr: *Met. Trans. B*, 12B-9 (1981), 479-486.
- 19) 迎, 加藤, 西尾, 筒井: 軽金属溶接, 22-7 (1984), 299-309.
- 20) 大前, 若元, 流田: 本会論文集, 3-1 (1985), 117-123.
- 21) F. Matsuda, K. Nakata, K. Tsukamoto, T. Uchiyama: *Trans. JWRI*, 13-1 (1984), 57-66.
- 22) W. J. Johnston, G. R. Kotler, S. O'Hara, H. V. Ashcom, W. A. Tiller: *Trans. AIME*, 233-10 (1965), 1856-1860.
- 23) 岡本: 結晶成長と凝固, 金属学会セミナー, 1969, 58.
- 24) 桃野, 井川: 軽金属, 28-10 (1978), 499-505.
- 25) 伊藤, 岡島, 前出, 田代: 鉄と鋼, 67-7 (1981), 946-953.
- 26) 長谷川, 丸橋, 村中, 星, 衣笠: 鉄と鋼, 67-8 (1981), 1354-1362.
- 27) 仙田, 松田, 高野, 渡辺, 小林, 松坂: 本誌, 41-6 (1972), 709-723.
- 28) Y. Arata, F. Matsuda, K. Nakata, K. Shinosaki: *Trans. JWRI*, 6-2 (1977), 207-212.