

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

—薄板のティグアーク溶接(DCRP)に対する検討—

松田 福久*, 中川 博二*
中田 一博*, 綾 仁 立**

Effects of Electromagnetic Stirring on Weld Solidification Structure of Aluminium Alloys

—Investigation on TIG-Arc Welding (DCRP) of Thin Sheet—

Fukuhisa Matsuda*, Hiroji Nakagawa*, Kazuhiro Nakata*, Ritsu Ayani**

TIG bead-on-plate welding without filler metal was performed to thin sheet of aluminium alloy using electromagnetic stirring. Then, the effects of strength and frequency of the magnetic field, welding speed and welding current on the weld solidification structure were investigated. Moreover the contributions of the magnetic stirring to the formation of porosity and feathery crystal and the homogeneity of composition were investigated. Main conclusions obtained are as follows: (1) Alternative magnetic field is effective on grain refinement and the optimum frequency is nearly proportional to the welding speed. (2) The strong magnetic field is effective to grain refinement, but there is an upper limit owing to formation of a burnt through bead. (3) The grain refinement is remarkable in the welding condition where the whole weld metal is almost composed of columnar crystals without magnetic field. Therefore, at a high welding speed where equiaxed crystal zone is formed in the weld center, the effect of the magnetic field is little. (4) The magnetic stirring is effective to suppress the formation of porosity and feathery crystal. (5) The magnetic stirring is effective to homogenize the composition of the weld metal.

(Received July 18, 1977)

1. 緒 言

アルミニウム合金の溶接金属では、自然時効する合金系のもを除けば凝固組織そのものが機械的性質などに直接影響を及ぼすため、凝固組織を改善することは極めて重要な課題である。更に凝固組織の改善は、凝固割れや気孔の防止に対しても有効であるとされている。

凝固組織を改善する方法として、一つには良好な凝固組織が形成するような適正な溶接条件の選定があげられ

るが、その範囲及び効果は限られている。また積極的な方法としては Ti や B などの微細化元素を添加する方法があるが、これらは多量に添加されると逆に靱性が劣下したり¹⁾、あるいは溶接方法によっては歩留まりの関係で有効に添加できない場合もある。

凝固組織を改善するための他の積極的な方法として、凝固しつつある溶融金属に機械的攪拌^{2,3)}、磁気攪拌⁴⁻⁷⁾あるいは超音波などにより振動を与える方法^{8,9)}などが従来から検討されている。このうち磁気攪拌については溶接への応用例がすでにいくつか報告されていて¹⁰⁻¹³⁾有望視されつつある。しかし、凝固組織に及ぼす磁場条件や溶接条件の影響については、必ずしも系統的に十分に明らかにされていないのが現状である。

* 大阪大学溶接工学研究所 Welding Research Institute of Osaka University

** 大阪大学大学院 (現在、笹倉機械製作所勤務), Postgraduate Course of Osaka University

そこで本研究は、各種工業用アルミニウム合金を使用して、そのティグアークによるビード溶接中に磁気攪拌を行い、凝固組織に及ぼす磁場強度、磁場周波数、溶接速度及び溶接電流などの影響について詳細に検討を行ったものである。なお、本研究では現象をできるだけ単純化するために、溶加材は用いず、また、使用材料は薄板として板の表裏のビード幅がほぼ等しくなるように溶接入熱を選定した。更に、気孔及び羽毛状晶の発生並びに溶接金属の組成の均一化に及ぼす磁気攪拌の影響についても検討を行った。

2. 使用材料及び実験方法

2.1 使用材料

本研究で使用した材料は工業用純アルミニウム1050及び1100、Al-Cu系合金2017及び2024、Al-Mg系合金5052及び5083並びにAl-Zn-Mg系合金7N01であり、これらの化学組成をTable 1に示す。板厚は主として2 mmであるが、一部に2.5 mm及び4 mmのものも使用した。このうち特に5052と5083に関しては、同一のJIS規格のものどうしで微細化にどの程度の差異があるかを調べるために、それぞれ2種類及び3種類の組成の異なる板を使用した。なお5083 (J)は板厚の影響を検討するために5083 (I)を4 mm厚から2 mm厚に圧延したもので化学組成はまったく同一である。溶接に使用した試片寸法はいずれも長さ150 mm、幅100 mmである。

2.2 実験方法

2.2.1 磁気攪拌装置

本研究で採用した磁気攪拌の原理図をFig. 1に示す。Fig. 1において、まずタングステン電極から溶融池内に流れた溶接電流は、板面にほぼ平行でかつアークからほぼ放射状に流れているとみなせる。ここで板面に垂直な

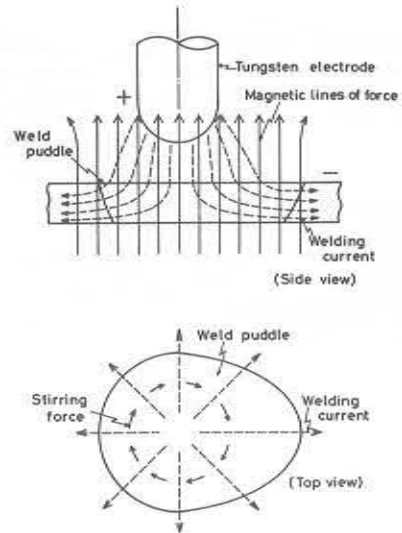


Fig. 1 Illustration of principle of electromagnetic stirring

磁場を与えると、溶融池を流れる溶接電流には Lorentz 力により Fig. 1 の下図に示すような回転力を受け、そのため溶融池内の溶融金属が回転することになる。なお溶接電源としては後に述べるように直流電源を用いるために、交番磁場を用いて周期的に反転する力を溶接金属に与えることにより、溶融金属の攪拌が期待される。

使用した装置の外観を Photo. 1 に、その模式図を Fig. 2 に示すが、これは鉄心入りコイルを溶接トーチと同軸に試片下に置き、溶接トーチとコイルは固定して試片を自動送行台車により移動させるようにしたものである。

交番磁場を与えるためには、交流矩形波発生電源を用いた。この電源を用いることにより最大800 G の磁場強

Table 1 Chemical composition of materials used

Material	Code	Sheet thickness (mm)	Chemical composition (wt%)									
			Cu	Si	Fe	Mn	Mg	Zn	Cr	Ti	Zr	B
1050	A	4	<0.01	0.08	0.25	<0.01	<0.01	<0.01	<0.01	0.02	—	<0.01
1100	B	2	0.01	0.14	0.52	<0.01	<0.01	0.01	<0.01	<0.01	—	<0.001
2017	C	4	3.80	0.27	0.23	0.45	0.56	0.02	<0.01	0.01	—	<0.01
2024	D	2	3.65	0.71	0.30	0.69	0.70	0.31	0.05	0.03	—	<0.001
5052	E	2	<0.01	0.08	0.26	0.01	2.54	<0.01	0.18	0.04	—	<0.001
"	F	"	0.02	0.08	0.21	0.02	2.76	<0.01	0.33	<0.01	—	<0.01
5083	G	2	<0.01	0.09	0.25	0.62	4.38	0.01	0.09	0.04	—	—
"	H	"	0.03	0.11	0.24	0.48	4.32	0.02	0.13	0.02	—	<0.01
"	I	4	<0.01	0.07	0.17	0.61	4.78	0.02	0.23	<0.01	—	<0.01
"	J	2	"	"	"	"	"	"	"	"	"	"
7N01	K	2.5	0.08	0.08	0.25	0.35	1.26	4.77	0.20	0.10	0.16	<0.001

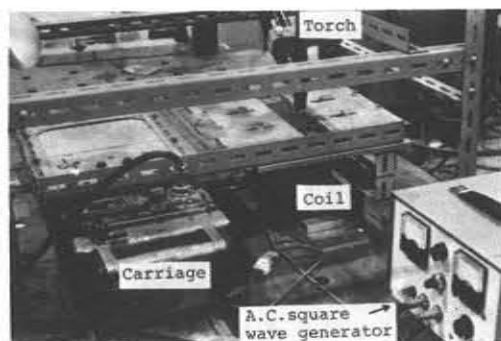


Photo. 1 General appearance of electromagnetic stirring apparatus

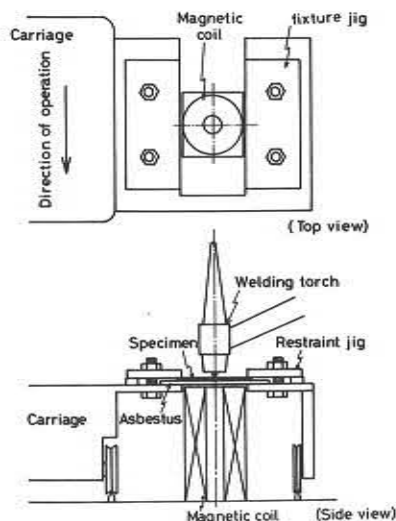


Fig. 2 Arrangement of magnetic coil, welding torch and specimen

度が得られ、また周波数は0.1~100 Hzの間で連続的に変化させることができる。

2.2.2 溶接方法

溶接には直流逆極性(DCRP)のティグアークによるビード溶接を行った(溶加材なし)。電極-母材間距離は2 mmとした。シールドガスとしては、気孔の発生を検討した場合を除き純 Ar を流量 18 l/min で用いた。気孔の発生を検討した場合には Ar + 2% H₂ 混合ガスを 18 l/min で用いた。

溶接条件としては溶接速度を65~1,000 mm/min までの間の5段階に変化させ、試片の表裏のビード幅が約8 mmと一定になるように溶接電流を与えた。これらの溶接条件を Table 2 の a 欄にまとめて示す。また一部において溶接電流の影響をみたが、そのときは Table 2 の b

Table 2 Welding conditions

	Sheet thickness (mm)	Welding speed (mm/min)	Welding current (A)	Bead width (mm)
a	2	65	40	8
		130	50	"
		250	70	"
		500	120	"
		1000	180	"
	2.5	250	90	"
		500	150	"
		1000	225	"
	4	130	100	"
	b	2	130	40~70
250			50~100	"
4		130	80~160	"

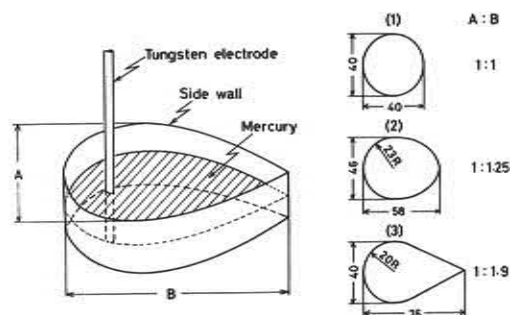


Fig. 3 Shape and dimension of mercury pool

欄に示す条件を用いた。

2.2.3 水銀によるモデル実験

磁気攪拌による溶融池の湯流れを定性的に理解する目的で、次のような実験を試みた。すなわち Fig. 3 に示すように板の表裏のビード幅が等しい二次元ビード形成時の溶融池を模した鉄製の容器(ただし底はプラスチック)に水銀を入れ、アークの代わりにタングステン棒を水銀に挿入して直流電流を流した。そして容器の下に鉄心入りコイルを置いて交番磁場をかけたときの水銀の流れを観察した。このとき水銀表面の酸化を防ぐために25%塩酸水溶液で水銀表面を覆い、さらに湯流れの観察を容易にするために SiC 粉末を水銀表面に浮かべた。

3. 実験結果及び考察

3.1 結晶粒微細化に及ぼす磁気攪拌の効果

3.1.1 アース位置の影響

すでに Fig. 1 で述べたように、溶融池内を流れる溶接電流に磁場が作用することにより溶融金属が攪拌されると考えられるため、アース位置は溶融池内の溶接電流の分布の影響を及ぼすことにより間接的に磁気攪拌の効果

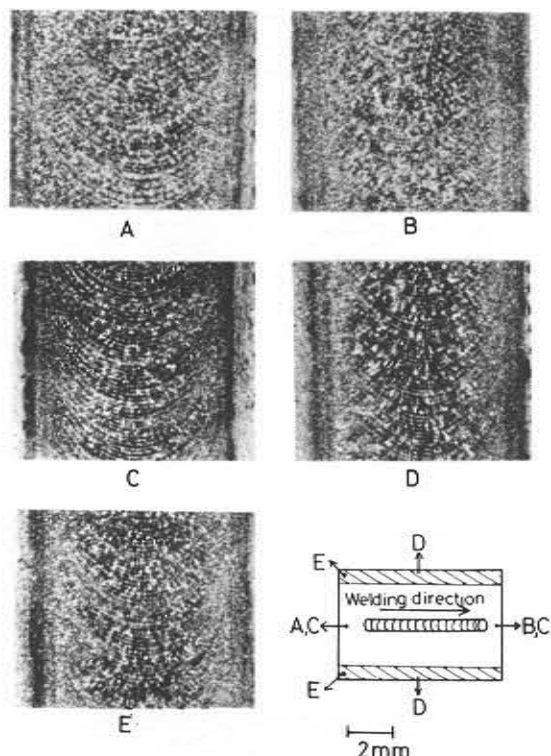


Photo. 2 Effect of ground position of grain refinement. material; 5052 (E), welding speed $V = 250$ mm/min, welding current $I = 70$ A, magnetic field; 300G, frequency; 10 Hz

にも影響を及ぼしていることが考えられる。

そこでアース位置を数箇所に変化させたときのビードのマクロ組織の変化を **Photo. 2** に示す。試片は5052 (E) であり、磁場強度及び磁場周波数は後に述べる最適値に設定した。 **Photo. 2** で各マクロ組織の下に記した記号 A, B, C, D 及び E は右下の配置図における各記号の位置でアースをとったことを意味している。すなわち A は試片後端一個所、B は試片前端一個所、C は試片の前後両端、D は溶接線をはさむ試片両端、及び E は試片後端の両隅二個所でアースをとった。 **Photo. 2** の結果によれば A, B 及び C ではビード中央まで微細化されているが、D 及び E では溶融境界に近い領域のみで微細化されている。単純に考えれば A でアースをとった場合が溶融池後端に向かう電流成分が最も多いと考えられるため磁気攪拌の効果が大きく、逆に B でアースをとった場合に磁気攪拌の効果が小さいと考えられるが、実験結果はそのようにはなっていない。この理由については現在不明であるが、液相及び固相の電気伝導度の差、電気伝導度の温度依存性、温度分布、試片寸法などが複雑に影響し

合っているためと思われる。このようにアース位置は微細化に対して大きな影響を及ぼすことが明らかとなったため、以下の実験結果はアース位置をすべて A にした場合のものである。

3.1.2 磁場周波数の影響

5052 (E) に対して溶接条件及び磁場強度を一定にして磁場周波数を変化させたときのマクロ組織を **Photo. 3** に示す。まず磁場をかけない状態では、比較的細かい多数の Stray crystal⁽¹⁴⁾⁽¹⁵⁾ と所々に等軸晶の認められるマクロ組織が形成している。次に磁場周波数 2 Hz においては、磁場をかけない場合と比較して個々の柱状晶 (Stray crystal) の成長する距離が短くなっている程度で微細化は顕著ではない。更に磁場周波数 10 Hz においては、ビード全体が著しく微細化している。しかし、磁場周波数 20 Hz においては、磁場をかけない場合と同様なマクロ組織が得られている。このように磁場周波数には最適値が存在する。

Photo. 4 は **Photo. 3** と同一の材料、同一の溶接条件、同一の磁場強度において磁場周波数を 2, 5 及び 10 Hz に変化させたときのビード中央付近の低倍率のミクロ組織を示したものであり、各写真の上下に記した実線は、磁場の反転位置に対応するリップル位置を示している。まず 2 Hz においては、柱状晶の成長は全体としてジグザグ

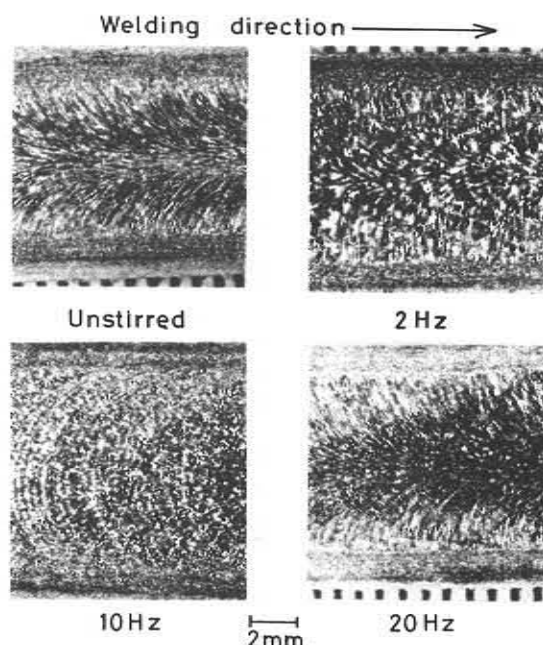


Photo. 3 Effect of frequency of magnetic field on grain refinement. material; 5052 (E), $V = 250$ mm/min, $I = 70$ A, 300 G

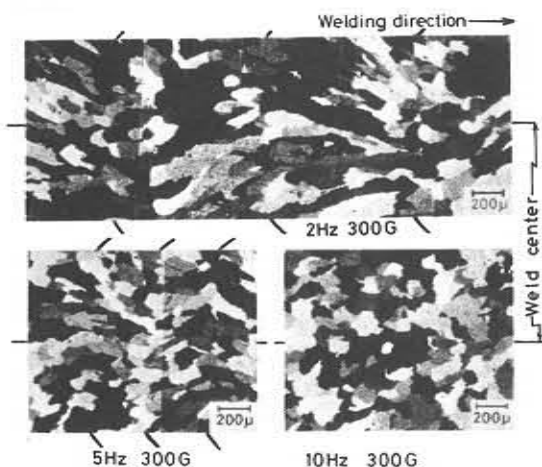


Photo. 4 Effect of frequency of magnetic field on growth period of columnar crystal in weld center. material; 5052 (E), $V = 250$ mm/min, $I = 70$ A, 300 G

状であり、その半周期はほぼリップル間隔に相当して長い。次に 5 Hz ではリップル間隔の短縮に対応してジグザグの周期も短くなり、微細化の効果はやや大きくなっている。そして 10 Hz では、リップル間隔は柱状晶の幅とほぼ同程度になって凝固組織は全体に等軸晶となり、微細化が最も著しい。一方、リップルは磁場の半周期ごとに形成していることが認められたため、柱状晶の成長する長さが磁場の半周期に一致するような機構で微細化が進行するといえるようである。

なお、2 及び 5 Hz で認められた柱状晶のジグザグ状の成長は、個々の柱状晶が磁場の半周期ごとに成長方向を変えながら成長したためではなく、リップル位置で新しい柱状晶すなわち Stray crystal が発生するためである*。このことを示す別の実例を **Photo. 5** に示す。

Photo. 5 は 5052 (E) における溶融境界とビード中央の中間付近の組織を示したものであり、実線を引いた位置がリップル部に相当している。**Photo. 5** によればリップル部で多数の細かい結晶が発生し、そのうち少数がさらに成長を続けている。

これらのことより微細化には、交番磁場による湯流れの反転が効果的であると考えられる。この点を更に確認するために直流磁場の効果を検討した。その結果によると、極めて微細化しやすい 7 N 0 1 を除けば他の材料ではほとんど微細化しなかった。**Photo. 6** は 5052(E) の例を

* ただし、後述の **Photo. 11** に示すように微細化しにくい材料では個々の柱状晶がリップル間隔ごとに成長方向を変えていることが認められた。



Photo. 5 Occurrence of new crystals at ripple site. material; 5052 (E), $V = 250$ mm/min, $I = 70$ A, 400 G, 2 Hz

Welding direction 

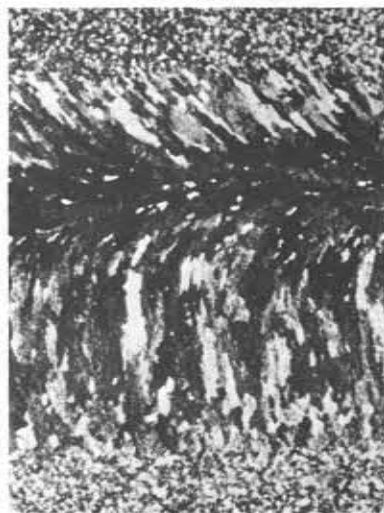


Photo. 6 Effect of steady magnetic field on grain refinement. material; 5052 (E), $V = 250$ mm/min, $I = 70$ A, 400 G

示したもので、磁場強度を 400 G と強くしたにもかかわらず、反時計方向に回転する湯流れに逆らうような方向に柱状晶が成長しているのみで、微細化はほとんど認められない。

さて、磁場の半周期に成長する柱状晶の長さは溶接速度に比例する。したがって、**Photo. 4** で述べたように柱状晶の成長する長さが磁場の半周期に一致するような機構で微細化が進行するのであれば、微細化のための最適周波数は溶接速度に比例することが考えられる。このことを確認した結果を **Photo. 7** に示す。**Photo. 7** は溶接速度 65、130 及び 250 mm/min の 3 条件に対して磁場周

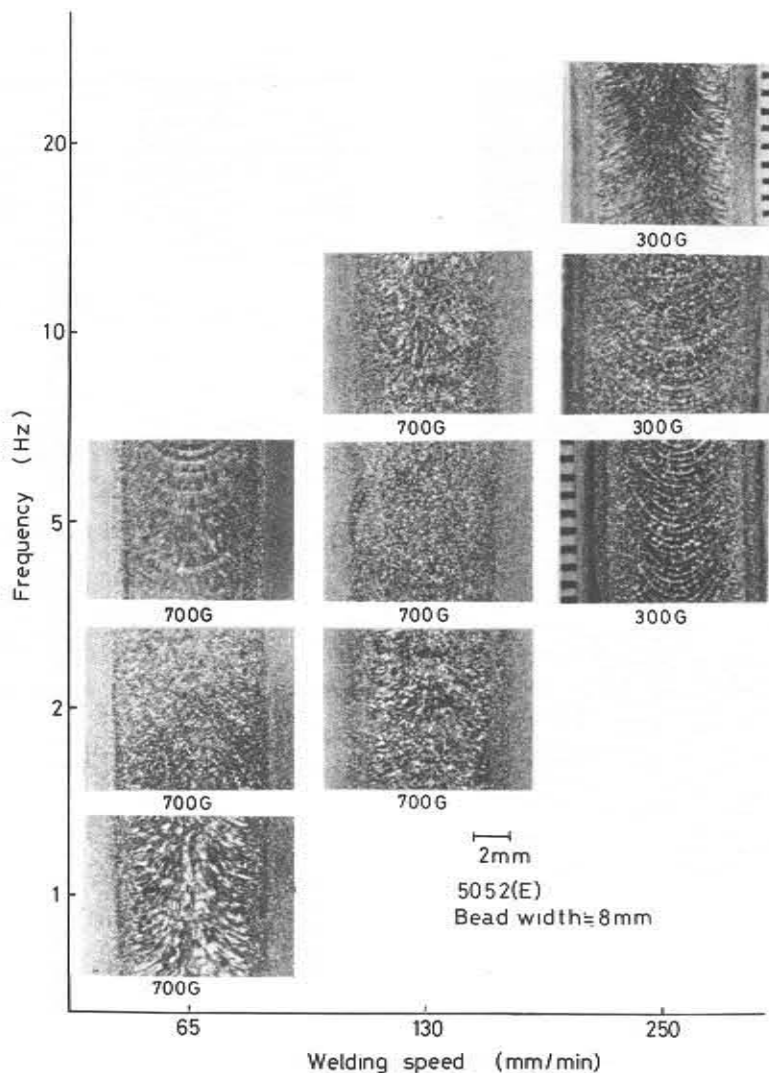


Photo. 7 Dependence of optimum frequency of magnetic field on welding speed. material; 5052 (E)

波数を変化させたときのマクロ組織を示したものである。なお磁場強度は各マクロ組織の下に記してあるが、後に述べるように磁場強度が強過ぎるとビードが溶け落ちるが、この溶け落ちが起きない程度に強く与えた。

Photo. 7によれば溶接速度 65 mm/min では 2 Hz、130 mm/min では 5 Hz、250 mm/min では 10 Hz がビード中央まで顕著な微細化が認められて最適周波数となっており、最適周波数は溶接速度にほぼ比例する。なお溶接速度がさらに速い領域においては後に示すように磁場をかけなくてもビード中央付近で等軸晶が発生するため磁場の効果が不明瞭となった。このため最適周波数は見出せなかった。

3.1.3 磁場強度の影響

5052(E)に対して磁場周波数を10 Hzと一定にして磁場強度のみを変化させたときのマクロ組織をPhoto. 8に示す。まず、磁場強度100 Gにおいては、溶融境界付近は顕著に微細化しているが、ビード中央付近は少し微細化しているだけである。次に300 Gでは、ビード全体が顕著に微細化している。しかし磁場強度を更に強くすると溶融池が溶け落ちた。このように磁場強度に関しては強い程微細化には効果的であるが、溶け落ちによる上限が存在する。なおこの上限は溶接速度が遅い程、また溶接電流が大きい程低下していた。

3.1.4 溶接速度の影響

5052(E)に対する溶接速度の影響をPhoto. 9に示す。まず溶接速度250 mm/minにおいては、すでに述べたよう

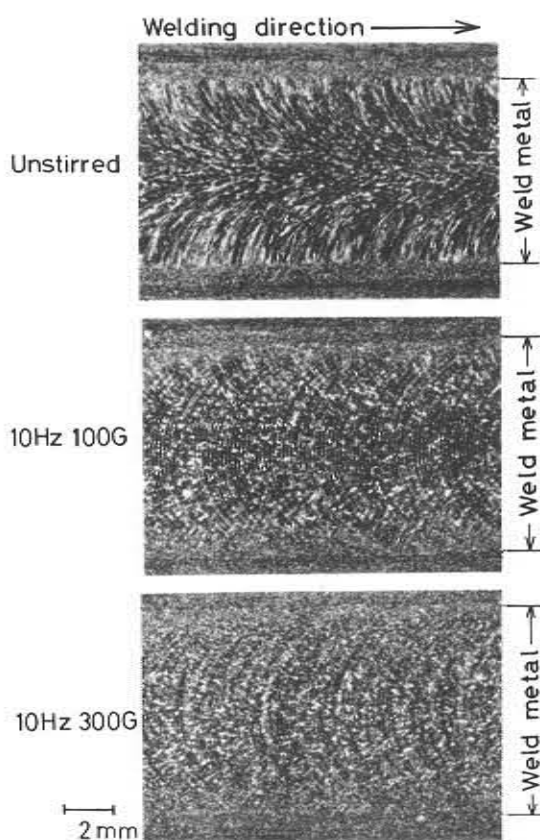


Photo. 8 Effect of strength of magnetic field on grain refinement. material: 5052 (E), $V = 250$ mm/min, $I = 70$ A, 10 Hz

に微細化の効果は充分に認められる。しかし溶接速度 500及び1,000 mm/minにおいては、磁場をかけなくてもビード中央付近には組成的過冷の増大¹⁶⁾に伴って等軸晶が形成しており、たとえ溶融池が溶け落ちる限界の磁場強度を与えてもマクロ組織にはほとんど差異を生じなかった。ただし溶融境界付近の柱状晶域では、Photo. 5でみられたようなリップル位置における微細化現象だけは認められた。

このように溶接速度が増加すると磁気攪拌の効果が減少する原因の一つとして溶融池形状の変化が考えられる。すなわち溶接速度が増加すると溶融池形状は涙滴形となるため、溶融金属は回転しにくいことが予想される。その他、微細化の機構として湯流れによるセル状樹枝状晶の枝の分断⁹⁾を考えると、等軸晶はマクロ的な平均の固液界面よりやや前方の融液中にいわば浮いているようなものであるため、湯流れは等軸晶全体の並進、回転運動に作用して、枝の分断は起きにくくなるとも考え

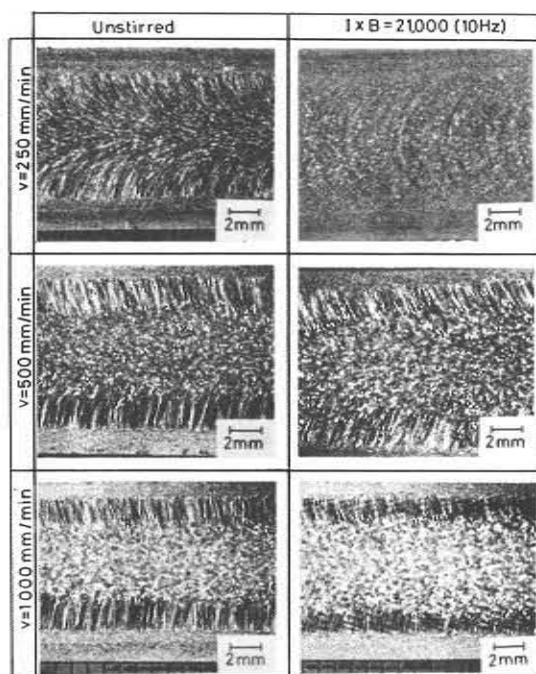


Photo. 9 Effect of welding speed on grain refinement. material; 5052 (E), 10 Hz

られる。

3.1.5 溶接電流の影響

溶接電流も磁場強度と同様に、一般に溶接電流が大きい程微細化には効果的であるが、溶け落ちによる上限が存在する。

Fig. 4は5052(E)に対して溶接速度 250 mm/min、磁場周波数10 Hzとしたときの微細化に及ぼす溶接電流と磁場強度の関係を示したものである。図中のパラメータYは、溶融境界を0%、ビード中央を100%としたときのビード内部の相対位置であって、微細化されている領域のYが50%以下の場合、50%を越えている場合及び100%にまで達している場合の3段階に区分した。Fig. 4によれば図の左下ではYが50%以下で微細化が不充分であり、また右上ではビードが溶け落ちてしまう。そしてこれらの中間の領域では微細化の効果が比較的明瞭であり、特に2重のハッチングを施した部分でビード全体が微細化しているが、その溶接電流及び磁場強度の条件範囲はかなり限定されている。また、図中の下側には磁場をかけない場合の凝固組織を記したが、約77Aを境としてそれ以上の溶接電流ではビード全体がほぼ柱状晶からなっているが、それ以下の溶接電流ではビード中央付近に等軸晶域が形成する。したがって、微細化の効果が認められるのは、磁場なしの条件で等軸晶域が形成しない

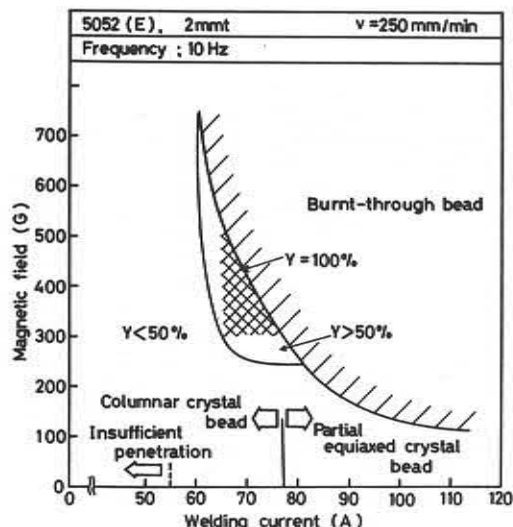


Fig. 4 Composite effect of welding current and strength of magnetic field on grain refinement. material; 5052 (E), $V = 250$ mm/min, 10 Hz (Number in percent as Y shows the range of equiaxed zone in weld metal)

ような溶接電流範囲にほぼ限られている。また、ビード全体が微細化する条件は、ビード中央付近で等軸晶域が形成する限界付近の溶接電流とビードが溶け落ちる限界付近の磁場強度を組み合わせることにより得られることがわかる。

なお、Lorentz 力の観点からすれば、溶接電流と磁場強度の積が一定であれば微細化は同程度になると考えられ、Fig. 4 の各限界曲線は、双曲線になるはずであるがこのようになっていない。これには溶接電流が変化することにより溶融池の大きさ及び形状が変化すること、またその時の温度分布の変化に伴ってセル状樹枝状晶の発達程度が変化することなどの理由が考えられる。更にアーク力や溶接電流自身の作る磁場が影響していることも考えられる。

3.1.6 板厚の影響

板の表裏におけるビード幅が等しい二次元ビードにおいては、板厚が増加しても単位板厚当りの溶接電流が一定になるように電流を増加させれば、同程度の微細化の効果を得られることが予想される。しかし 3.1.5 で述べたように、単純に Lorentz 力だけでは現象を説明できないことを考えると、単位板厚当りの溶接電流が一定という条件は妥当でないことも考えられる。この点について同一組成で板厚のみが 4 mm 及び 2 mm と異なっている 5083(I) 及び 5083(J) を用いて検討した。溶接速度を 130 mm/min、磁場条件を同一として 5083(I) の溶接電流を

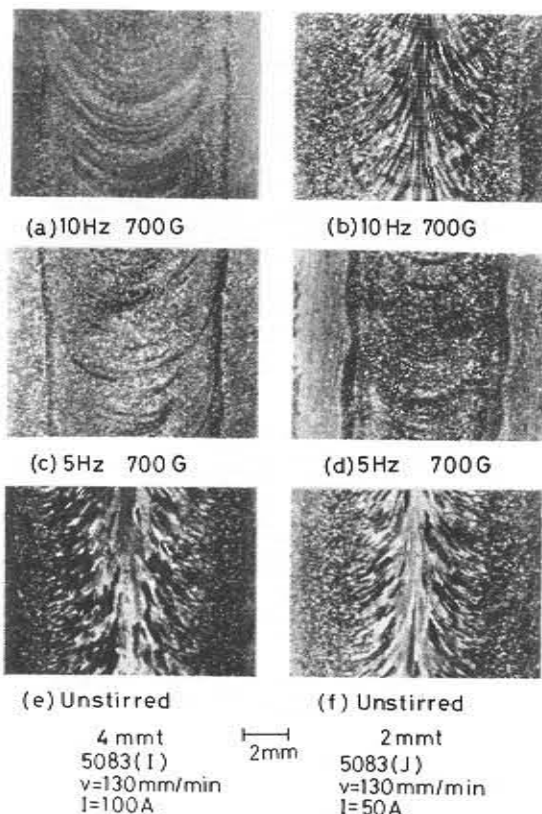


Photo. 10 Effect of sheet thickness on grain refinement. material; 5083 (I) and 5083 (J)

5083(J) の 2 倍に設定したときの結果を Photo. 10 に示す。まず、磁場を加えない場合と 5 Hz, 700 G で磁気攪拌した場合には、板厚が異なってもマクロ組織にはほとんど差異はない。しかし 10 Hz, 700 G の場合には、板厚 2 mm のものではビード中央付近にほとんど微細化されていないが、板厚 4 mm のものではビード中央もよく微細化されている。このように単位板厚当りの入熱が同一でも、板厚が異なると磁気攪拌の効果は必ずしも同一でない。この理由については現在不明であるが、アークや溶接電流自身の作る磁場の相違が原因していることも考えられる。

その他、4 mm 厚のほうが溶け落ちによる溶接電流の上限が高いことが認められた。以上のように全体として板厚の大きいほうが微細化に効果的な溶接電流及び磁場周波数の範囲は広いことが認められた。

3.1.7 材質の影響

以上では、各因子の影響がよく現われた 5052(H) を主として用いて説明したが、微細化効果は材質によって大きく異なっている。例えば、7N01 (K) は磁場をかけない

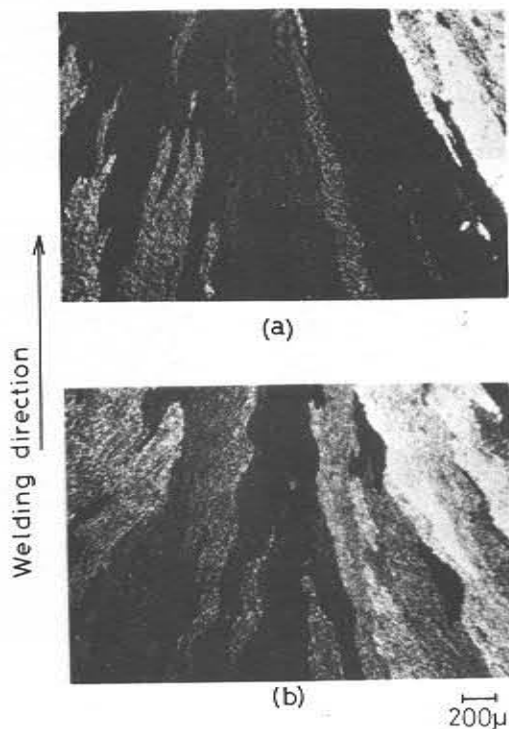


Photo. 11 Effect of electromagnetic stirring on grain refinement of 1100 (B) and 2024 (D). $V = 250$ mm/min, $I = 70$ A, 10 Hz, 300 G
(a) 1100 (B) (b) 2024 (D)

ときは柱状晶がよく発達しているが、磁気攪拌を行うとたとえ直流磁場であっても著しく微細化した。したがって、7N01 (K) を微細化するための溶接条件及び磁場条件の範囲は広い。

一方、1050(A)、1100(B)、2017(C)及び2024(D)は微細化しにくい材料であった。Photo. 11 は一例として5052(H)が微細化する条件である溶接速度 250 mm/min、溶接電流 70 A、磁場周波数10 Hz、磁場強度300 Gにおける1100(B)及び2024(D)のビード中央付近の組織を示したものである。いずれもリップル位置で柱状晶が屈曲しながら成長しているのみでPhoto. 4 でみられたようなリップル位置における Stray crystal の発生はほとんど認められず、磁気攪拌の効果は現われにくいことがわかる。なお1050(A)及び1100(B)はどのような条件においても微細化させることはできなかった。一方、2017(C)及び2024(D)は、130 mm/min 以下の溶接速度においては微細化させることが可能であった。

その他、非常に興味あることがらとして5052と5083に関して同一の JIS のものでありながら組成の違いにより

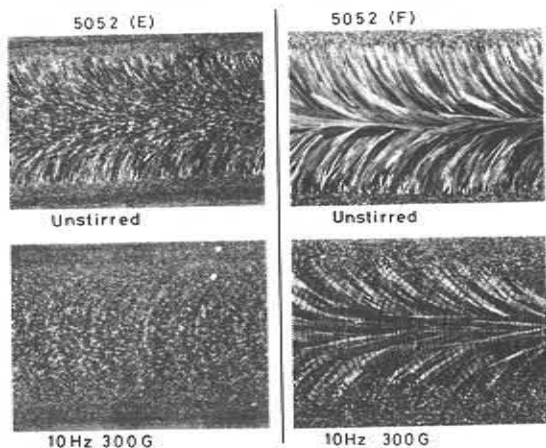


Photo. 12 Difference in grain refinement between materials of same designation in JIS. material; 5052 (E) and 5052 (F), $V = 250$ mm/min, $I = 70$ A

微細化効果が大きく異なることが認められた。5052の例を Photo. 12 に示す。Photo. 12 において左側は5052 (E)、右側は5052(H)であり、溶接条件及び磁場条件を同一にして比較した。まず5052(E)は磁気攪拌により著しく微細化するが、5052(H)は溶融境界付近を除きほとんど微細化していない。また5052(F)は磁場をかけていない状態において細かい Stray crystal が多数形成していて所々に等軸晶も発生しているのに対し、5052(H)は Stray crystal の形成は特に多いわけではなく等軸晶は認められない。

5083(G)と5083(H)についても同様のことが認められ、細かい Stray crystal の多数形成する5083(G)が微細化しやすく、5083(H)は微細化しにくかった。5052(H)と5083(G)について組成的に共通していることは、微細化元素としてよく知られている Ti の含有量が0.04%でやや多いことである。

本研究で使用した材料を微細化しやすい順に並べると7N01(K) > 5052(E) ≒ 5083(G) > 5052(F) ≒ 5083(H) ≒ 5083(J) ≒ 2017(C) ≒ 2024(D) > 1100(B) ≒ 1050(A) となる。一方これらの材料の公称の凝固温度範囲^{17,18)}は、1100及び1050では10°C前後、5052及び5083では60°C前後、2017及び2024では130°C前後、7N01では30°C程度である。また磁気攪拌による微細化の機構として、セル状樹枝状晶の枝の分断⁹⁾あるいは組成的過冷の増大による核生成⁹⁾のいずれを採るにしても、一般的には凝固温度範囲の大きい材料が微細化しやすいと考えられる。したがって、上記の微細化の順位において5052(F)、5083(J)、2017(C)及び2024(D)が1100(B)と1050(A)に比して微細化しやすい

のは凝固温度範囲の影響と思われる。しかし 2017(C) 及び 2024(D) が 5052(F) と 5083(J) より微細化しやすくなっていない点に関しては、合金系の違いによる他の因子、例えばセル状樹枝状晶の形態の相違によるとも思われる。また 7N01(K) も Ti や Zr をやや多く含有していることから、7N01(K)、5052(E) 及び 5083(G) が上位に位置しているのは微細化元素の影響と考えられる。

3.1.8 水銀によるモデル実験

以上述べてきたことがらに関連して溶融池の湯流れについての定性的な知見を得るために水銀によるモデル実験を行った。その結果を **Photo. 13** に示す。なおこれらの写真撮影に際しては露光の時期と露光時間が問題となる。この場合露光時間を磁場の一周期に等しくすれば、露光時期をいつに選ぶかという問題は生じないし、また一

周期全体の湯流れをみることができる。そこで露光時間は磁場の一周期に等しくした。まず **Photo. 13 (a)** は磁場をかけなかった場合であり、水銀はほとんど静止している。次に (b) は 0.1 Hz, 700 G の磁場をかけた場合で水銀は著しく回転している。しかし周波数のみを 5 Hz に増加させた (c) では大きな流れは認められず、わずかに振動しているだけである。さらに (d) は磁場の条件を (b) と同一にして容器の形状を高速溶接時の涙滴型に模したものであり、この場合には溶融池後端付近の流れは少ない。

水銀プールと実際の溶融池では温度分布に基づく電気抵抗の分布、粘性などが異なるが、微細化に及ぼす各因子の定性的傾向をよく説明しているものと思われる。

3.2 気孔の生成に及ぼす磁気攪拌の影響

磁気攪拌の他の効果として気孔の減少作用がよく知られている¹⁰⁾。そこでその最適条件についても検討を加えた。実験には 5083(I) に対して Ar+2% H₂ 混合ガスをシールドガスとするティグアークを用いてビード溶接を行った。まず **Photo. 14** は磁場周波数を変化させたときの気孔の分布状態を板表面に平行な断面及び溶接方向に直角な断面について示したものである。これによればまず磁場をかけない状態では多数の気孔が形成しているが、0.5 Hz, 300 G の磁気攪拌を行うことにより気孔はかなり減少する。しかし 40 Hz, 300 G では効果は小さい。この点について気孔の面積率を測定して定量的に評価したのが **Fig. 5** である。なお **Photo. 14** からわかるように気孔はビード中で必ずしも均一に分布していない。そこで気孔の面積率の測定には、いずれもビード表面から約

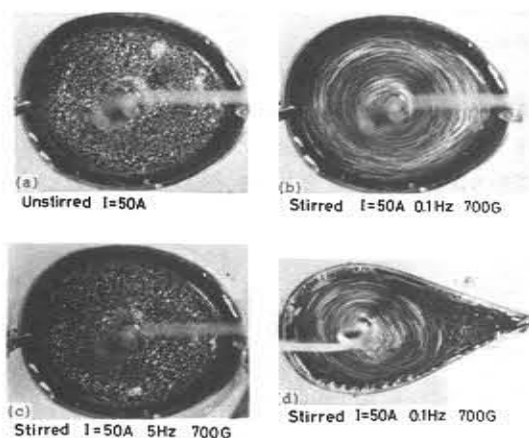


Photo. 13 Surface flow pattern in mercury pool

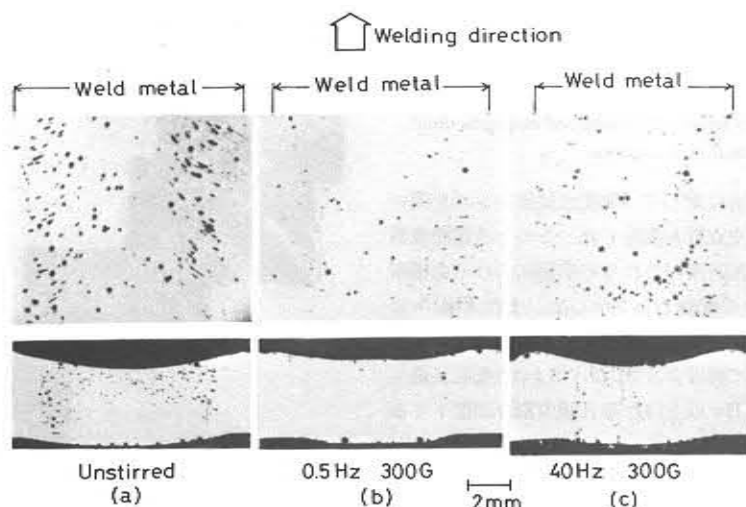


Photo. 14 Effect of electromagnetic stirring on porosity. material; 5083 (I), V = 130 mm/min, I = 100 A

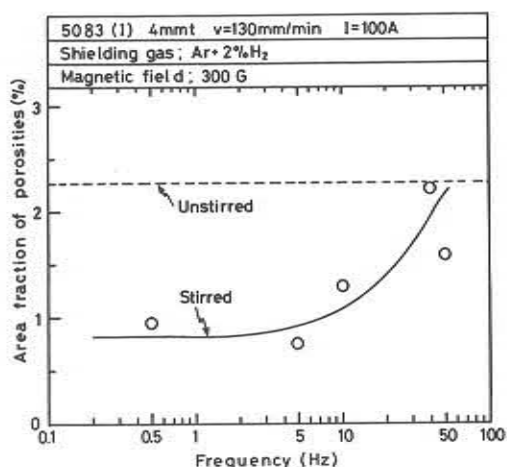


Fig. 5 Relation between frequency of magnetic field and area fraction of porosities

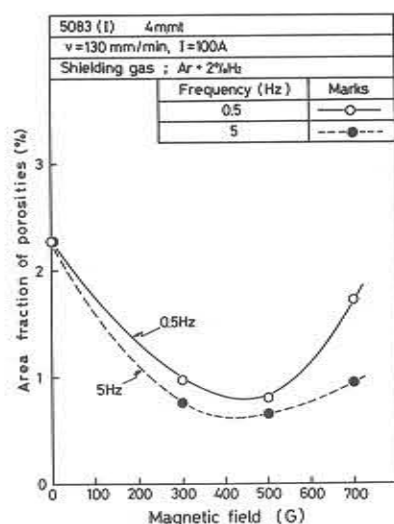


Fig. 6 Relation between strength of magnetic field and area fraction of porosities

300 μ 削りとった面に対して 400 交点接眼レンズを用いて気孔と格子点の交点数を測定した。このとき溶融境界付近、ビード中央付近及びこれらの中における面積率の平均値を Fig. 5 の縦軸として示した。また Fig. 5 において破線は磁場をかけない場合の気孔の面積率を示しており、したがって磁場周波数 0.5 ~ 5 Hz で気孔が最も減少しており、10 Hz 以上になると減少割合は低下することがわかる。

また、Fig. 6 は磁場強度の影響をみたものであり、磁場周波数 0.5 及び 5 Hz とともに磁場強度 300 ~ 500 G で気孔は最も減少しており、700 G では減少割合は低下する。

3.3 羽毛状晶の生成に及ぼす磁気攪拌の影響

アルミニウム合金の溶接部にはしばしば羽毛状晶が発生するが¹⁰⁾²⁰⁾、これは溶接継手部の伸びを低下させるために²⁰⁾、羽毛状晶の発生を抑制することが望まれる。一方、羽毛状晶は融液が流動状態にあるときには、一般に成長しにくいことが知られており、そのため磁気攪拌は羽毛状晶の発生を抑えるうえで有効な方法であることが考えられる。

磁気攪拌の効果を示す典型例を Photo. 15 に示す。

Photo. 15 は 7N01 (K) に対してまず磁場をかけずに溶接を行い、ある時点で急に磁場をかけたときの組織の変化を示したもので、写真中央を上から下に湾曲している境界線が磁場をかけたときのリップル線である。このリップル線のすぐ左側まではビード中央部に羽毛状晶が到達しているが、磁場の付加と同時に羽毛状晶の成長は止められている。

次に 5052 (E) について磁場周波数及び磁場強度と羽毛状晶の発生の関係を定量的に評価した結果を Fig. 7 に示す。Fig. 7 においては溶接長に対して羽毛状晶の成長している長さの割合 (%) をハッチングの密度で表わした。



Photo. 15 Extinction of feathery crystal by application of electromagnetic stirring, material; 7N01 (K), V = 250 mm/min, I = 90 A, 5 Hz, 300 G

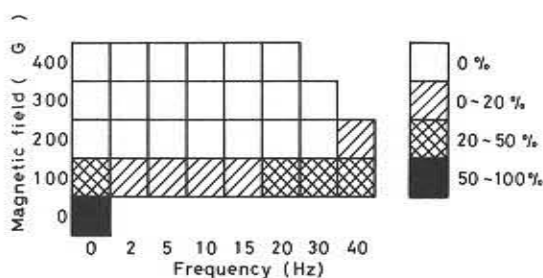


Fig. 7 Composite effect of frequency and strength of magnetic field on formation of feathery crystal. material; 5052 (E), $V = 250$ mm/min, $I = 70$ A

まず磁場をかけないときは羽毛状晶の割合は50~100%であるが、磁場強度100Gにおいては磁場周波数0では20~50%に減少し、2~15 Hzではさらに0~20%にまで減少する。しかし15~40 Hzでは割合は20~50%となって再び増加する。したがって、微細化の場合と同様に適正な周波数減が存在するようである。そして磁場強度200 G以上においては羽毛状晶はほとんど形成しなくなる。この条件範囲は微細化に適した条件範囲よりかなり広いことがわかる。

3.4 異種材料の突合せ溶接部の濃度分布に及ぼす磁気攪拌の影響

磁気攪拌に伴う現象として溶接部の組成の均一化が考えられる。そこで一例として1100(B)と2024(D)の突合せ溶接部のCuの濃度分布に及ぼす磁気攪拌の影響について

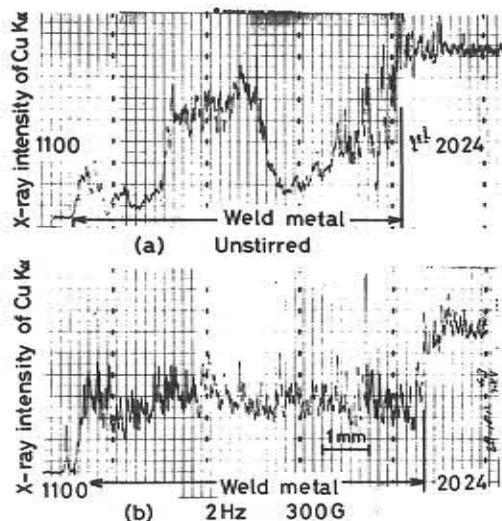


Fig. 8 Effect of electromagnetic stirring on copper distribution in transverse direction to weld line. material; 1100 (B) and 2024 (D), $V = 250$ mm/min, $I = 70$ A

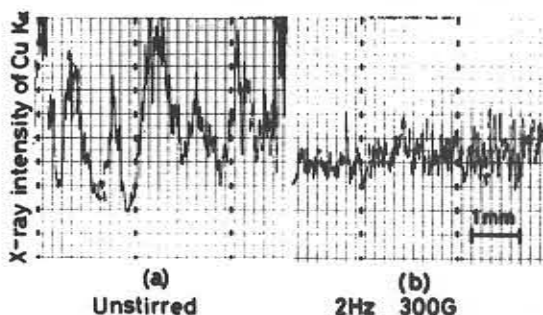


Fig. 9 Effect of electromagnetic stirring on copper distribution along weld center. material; 1100 (B) and 2024 (D), $V = 250$ mm/min, $I = 70$ A

EPMAにより検討した。まずFig. 8は溶接線に直角な方向の濃度分布を示したものであり、磁場をかけない(a)ではCu濃度は著しく不均一である。しかし(b)に示すように2 Hz, 300 G程度の磁場をかけることにより、Cu濃度はかなり均一化される。

次にFig. 9はビード中央における溶接線方向の濃度分布を示したものである。磁場をかけない(a)ではやはりCu濃度は著しく不均一であり、これは主としてリップル現象によるリップル偏折のためである。一方、(b)に示すように2 Hz, 300 Gの磁場によりCu濃度はかなり均一化される。その他、磁場周波数及び磁場攪拌強度を変化させた検討を行ったが、かなり広い条件範囲で均一化が可能であった。

4. 結 言

以上、直流逆極性のティグアーク溶接に対する磁気攪拌の効果について得られた結果を要約すると次のとおりである。

- (1) 磁気攪拌による微細化には交番磁場を用いることが効果的であり、そのときの最適周波数は溶接速度にほぼ比例する。
- (2) 磁場強度は強い程微細化しやすいが、溶け落ちによる上限が存在する。
- (3) 磁場をかけない状態でビード全体が柱状晶域からなるような溶接条件のもとで微細化の効果が顕著である。溶接速度が増加してビード中央付近に等軸晶域が形成するような条件のもとでは、微細化の効果はほとんど認められなかった。
- (4) アース位置は微細化に影響を及ぼす。試片後端あるいは前端でアースをとるのが効果的であった。
- (5) ミクロ組織の観察によると、柱状晶の成長する長さが磁場の半周期にほぼ一致するような機構で微細化が

進行する。最適周波数が溶接速度に比例するのはこの理由による。

(6) 微細化の効果は材質に大きく依存する。まず、7N01は著しく微細化しやすい、5052と5083は微細化しやすいものと、やや微細化しにくいものがあった。2017と2024もやや微細化しにくかった。1100と1050はまったく微細化しなかった。

(7) 5052と5083で微細化しやすいものは磁場をかけない状態で細かい Stray crystal が多数形成していた。やや微細化しにくい5052と5083では Stray crystal の形成は特に多くなかった。またこのような差異は Ti 含有量が影響しているようであった。

(8) 磁気攪拌により気孔をかなり減少させることができるが、最適周波数域、最適磁場強度域が存在する。周波数が高過ぎたり、磁場強度が強過ぎると、減少の程度はかえって低下する。

(9) 磁気攪拌により羽毛状晶の成長は容易に抑止することができる。

(10) 磁気攪拌によりビードの組成を容易に均一化できる。

本研究で使用した材料の一部は日本軽金属総合研究所及び川崎重工より提供を受け、また化学分析は日本軽金属総合研究所にお世話になった。更に実験に際しては大阪大学溶接工学研究所牛尾誠夫助教授から多くの御助言をいただいた。ここに厚くお礼を申し上げる。

参 考 文 献

1) 福井：軽金属，Vol. 25(1975)，No. 3，pp. 88-95.

- 2) 萩原，高橋：金属学会誌，Vol. 29 (1965)，No. 6，pp. 637-642.
- 3) 高橋，萩原：金属学会誌，Vol. 29 (1965)，No. 12，pp. 1152-1159.
- 4) W. C. Johnston, G. R. Kotler, S. O'Hara, H. V. Ashcom and W. A. Tiller: Trans. Met. Soc. AIME, Vol. 233 (1965), p. 1856.
- 5) S. O'Hara and W. A. Tiller: Trans. Met. Soc. AIME, Vol. 239 (1967), pp. 497-501.
- 6) 西村，川野：軽金属，Vol. 25 (1975)，No. 6，pp. 193-199.
- 7) 桃野，井川：軽金属，Vol. 25 (1975)，No. 11，pp. 403-412.
- 8) D. H. Lane, J. W. Cunningham and W. A. Tiller: Trans. Met. Soc. AIME, Vol. 218 (1960) p. 985.
- 9) 小野寺：金属学会誌，Vol. 29 (1965)，No. 1，pp. 69-73.
- 10) D. C. Brown, F. A. Crossley, J. F. Rudy and H. Schwartzart: Weld. J., Vol. 41 (1962), 241s.
- 11) V. A. Blinkov: Svar. Proiz., 1975, No. 11, pp. 11-12.
- 12) 柴田，浅井：溶接学会全国大会講演概要，第10集 (1972)，p. 231.
- 13) 柴田，浅井：溶接学会誌，Vol. 41 (1972)，No. 7，pp. 811-817.
- 14) 仙田，松田，加藤，中川：溶接学会誌，Vol. 39 (1970)，No. 11，pp. 1180-1189.
- 15) 仙田，松田，加藤，中川：溶接学会誌，Vol. 40 (1971)，No. 3，pp. 242-250.
- 16) 仙田，松田，加藤，中川：溶接学会誌，Vol. 41 (1972)，No. 1，pp. 75-82.
- 17) ASM: Metals Handbook, 8th edition, Vol. 1 (1961).
- 18) 神戸製鋼所：“アルミニウムとその合金”
- 19) M. F. Jordan and M. C. Coleman: Brit. Weld. J., Vol. 15 (1968), pp. 553-558.
- 20) 仙田，松田，中川，飯島，加藤：溶接学会誌，Vol. 41 (1972)，No. 10，pp. 1217-1226.

—JIWA ニュース—

アルミニウム製サイロ及び貯そうの JIS 制定

当会設計委員会（寺沢一雄委員長）のもとに“サイロ構造基準 JIS原案作成委員会”（寺沢一雄委員長）及び“貯槽構造基準 JIS原案作成委員会”（石川久能委員長）を設けて原案を作成し、日本工業標準調査会の軽金属貯槽専門委員会の議を経て、去る11月29日は開催された第215回一般機械部会で可決され、昭和53年3月1日又は4月1日に公布されることになった。

JIS B 8511 アルミニウム製円筒形サイロの構造

この規格は、高さ8m以下のアルミニウム及びアルミニウム合金製溶接構造立て円筒形貯そうであって、粉粒体を貯蔵するもの（サイロ）の構造について規定されるものであって、高さ8m以上のものも参考として適用し

てもよく、次の事項が定められている。

材料，設計，工作，組立，検査，記録の作成及び保管

JIS B 8502 アルミニウム製貯そうの構造

この規格は、高さ8m以下の全溶接アルミニウム及びアルミニウム合金製たて円筒形固定屋根貯そうであって、常圧で液状の化学薬品などを貯蔵するもの（貯そう）の一般原則について規定するもので、低温用貯そうは含まれない。規定されている項目は、材料，設計，工作，溶接施工方法確認試験，組立，試験及び検査，記録の作成及び保管，附属書からなっている。