アルミニウム合金溶接部の機械的性質におよぼす 溶質元素の分布状態の影響*

— 溶接凝固に関する基礎的研究 (第3報) —

福井 利安**・難波 圭三**

Effects of distribution of solute elements on mechanical
properties of aluminum alloy welds*

—Basic studies on solidification of welds (3rd report)—

UDC 669.715 : 621.791.053 : 539.412

FUKUI Toshiyasu** and NAMBA Keizo**

Experiments were conducted to study the effects of distribution of solute elements on the mechanical properties of solidified weld metal in Al-4.5%Mg and Al-4%Zn-2%Mg alloys.

The mechanical properties of welds were more deteriorated with the increase of welding heat input. After homogenizing, tensile strength and hardness of the deposited metal were increased on the whole; but Charpy impact value only showed a reverse result. However, both of the tensile strength and impact value still depended on the initial welding heat input or dendrite cell size even after homogenizing, but the hardness did not.

After the above treatment, principal solute elements such as Mg and Zn were almost homogenized, which led to the vanishing of their segregations on the dendrite cell boundaries; but their concentrations in the cell matrix were increased. However, the distribution of impurities of Fe and Si (particularly, Fe) remained in as welded state even after homogenizing.

It was clear from the above facts that the hardness of welds was markedly affected by the dispersion of the 2nd phases containing Mg or Zn on grain and dendrite cell boundaries and their concentrations in the cell matrix. Whereas, the tensile property and Charpy impact value, which will lead to rupture, would be affected by the distribution of Fe and Si as well as the above two factors.

The above facts were proved by the experimental results that the mechanical properties of welds and permanent mould castings were deteriorated with the increase of Fe and Si. The network of the 2nd phases containing Fe and Si on grain and dendrite cell boundaries seemed to promote the crack propagation in rupture.

However, the effects of Fe and Si were observed in only Al-4.5%Mg and Al-4%Zn-2%Mg alloys containing considerable amounts of Mg and (or) Zn as strengthening elements. Whereas, these effects were not observed in commercially pure aluminum, in which Fe and Si rather act as strengthening elements for mechanical properties.

(Received March 30, 1971)

1. 緒 言

本研究はアルミニウム合金の溶接凝固組織とその諸性能におよぼす影響について基礎的な観点により検討しようとするものである。この内第1および2報では、アルミニウム合金の溶接凝固組織におけるデンドライト・セル・サイズと溶接入熱の関係および機械的性質とデンドライト・セル・サイズの関係についてそれぞれ報告し

た^{1,2)}。この結果、デンドライト・セル・サイズは溶接入熱の増加とともに大きくなり(定量的関係がある)、溶接部の機械的性質はこのデンドライト・セルの粗大化とともに著しく低下することが明らかとなった。

しかしながら、デンドライト・セル・サイズの変化とともにセル境界での第二相の量、あるいはセル・マトリックスでの溶質濃度も変化し、また不純物である Fe, Si の分布状態も影響すると思われるので、溶接凝固組織と

* 軽金属学会第39回秋期大会 (1970—11) にて発表した。

** 住友軽金属工業株式会社 (名古屋市) Sumitomo Light Metal Industries, Ltd. (Nagoya)

その機械的性質の関係において、いずれの因子がもつとも支配的な作用をもちまたいかなる形で硬化に寄与しているのかなど不明な点も多い。鑄造あるいは溶接凝固組織とその機械的性質の関係については、これまでもいくつかの報告²⁻⁹⁾がなされているが溶質元素の分布状態と機械的性質の関連性について詳細に調べられたものはあまりない。

そこで本報では、溶接凝固後均一化処理を施すことにより、セル境界での第二相の状態やセル・マトリックス

Table 1 Welding conditions and heat input per unit length.

Materials	Mark	Arc voltage (V)	Welding current (A)	Welding speed (cm/sec)	Heat input per unit length* (cal/cm)
Al-Mg	M 1	300	21	1.50	753
	M 2	350	23	0.833	1730
	M 3	350	24	0.583	2570
	M 4	350	24	0.417	3600
	M 5	350	25	0.333	4710
Al-Zn-Mg	Z 1	300	20	1.50	713
	Z 2	350	22	1.08	1280
	Z 3	350	24	0.667	2250
	Z 4	350	24	0.417	3600
	Z 5	350	25	0.333	4710

$$* \frac{IB}{4.18} \cdot \eta \cdot \frac{1}{V}, (\eta = 75\%)$$

ス中の溶質濃度を変化させた場合の機械的性質の挙動、不純物である Fe, Si 系の第二相の分散度の影響などを調べて、これらの個々の因子の影響について検討した。

2. 供試材および実験方法

供試材は Al-4.5%Mg および Al-4%Zn-2%Mg 合金であり、**Table 1** に示したごとく、それぞれ 753-4,710 および 713~4,710 cal/cm の範囲で溶接入熱条件を変化させ、母材系の電極ワイヤを用いて bead-on-plate の MIG 溶接した。溶着金属の化学成分を **Table 2** に示すが、前報と同様^{1,2)}、化学成分のばらつき範囲は非常に少なく、入熱条件の変化による組成差はほとんど無視する。

実験はまず最初に溶接部の機械的性質におよぼす溶質元素の分布状態の影響について調査した。試料は著しい凝固偏析を示している“溶接のまま”のものと、溶接後 500°C で 3 hrs, 6 hrs および 24 hrs の均一化処理を施したものである。なお、これらの各試料の溶質元素の分布状態は EPMA で確認した。機械的性質は全溶着金属の引張性質、シャルピー衝撃値およびかたさについて調べた。

つぎに、不純物である Fe および Si の分布状態の影響を調べるために、Al-4.5%Mg および Al-4%Zn-2%Mg 合金を 99.99~99.5%Al 地金で溶製し、TIG 溶接を行なつて引張および衝撃試験を行なつた。また参考までに“金型鑄造のまま”の試料でも実験し、溶接凝固の試料と比較した。これらの試料の化学成分も **Table 2** にあわせて示した。

なお、以上の実験では Al-4%Zn-2%Mg 合金はすべて溶接後あるいは均一化加熱後、30日間の自然時効を施

Table 2 Chemical compositions of test materials.

Materials		Chemical compositions (%)								Remarks	
		Cu	Fe	Si	Mg	Mn	Zn	Cr	Ti		Zr
Test 1	Al-Mg	<0.01	0.14 0.18	0.05 0.09	4.38 4.50	0.64 0.68	<0.01	0.13 0.16	<0.01	—	weld metal
	Al-Zn-Mg	0.01	0.15 0.20	0.03 0.08	2.05 2.24	0.27 0.30	4.01 4.15	<0.01	0.01 0.02	0.16 0.18	
Test 2	Al-Mg	<0.01	0.01	0.01	4.49	0.75	<0.01	0.11	<0.01	—	Cast and weld metals
		<0.01	0.09	0.05	4.44	0.73	<0.01	0.11	<0.01	—	
		<0.01	0.26	0.09	4.51	0.72	<0.01	0.10	<0.01	—	
	Al-Zn-Mg	0.01	0.01	0.01	2.03	0.32	3.95	<0.01	<0.01	0.15	
		<0.01	0.08	0.04	2.04	0.32	4.02	<0.01	<0.01	0.15	
		0.01	0.26	0.08	2.04	0.33	4.04	<0.01	<0.01	0.15	

した後試験に供した。

3. 実験結果

3.1 溶接凝固材の機械的性質と均一化加熱の影響

Al-4.5%Mg および Al-4%Zn-2%Mg 合金溶接部の引張強さおよびシャルピー衝撃値におよぼす均一化処理の影響を Fig. 1 および 2 に示す。これらより明らかなごとく、Al-4.5%Mg および Al-4%Zn-2%Mg 合金とも溶接のままでは溶接入熱あるいはデンドライト・セル・サイズの増大とともに引張強さおよびシャルピー衝撃値が著しく低下している。これは前報²⁾で報告したのと同様である。均一化処理加熱を行なうと加熱時間の増加とともに全体的に引張強さは増加し、シャルピー衝撃値は減少している。

しかし均一化処理を施した場合でも、依然として均一化処理前の溶接のままの場合と同様な傾向を示し、前の履歴の影響（すなわち溶接入熱の増加とともに引張強さおよびシャルピー衝撃値は低下する）を明瞭に残している。

いつぼう溶接部のかたさに関しては、引張強さやシャルピー衝撃値とは異なつた傾向を示すようになる Table 3 および 4 参照のこと）。すなわち均一化加熱処理によ

つて全体的にかたさは増大し、各入熱条件における差が認められなくなり、ほぼ同じような値を示した。

3.2 溶接凝固材における溶質元素の分布状態

Al-4.5%Mg および Al-4%Zn-2%Mg 合金を各入熱条件で MIG 溶接した溶着金属での Mg, Zn, Fe あるいは Si などの溶質元素の分布状態を EPMA によつて測定し、均一化加熱処理による変化を調べた。この結果の一例を示すと Fig. 3 および Photo. 1 のごとくである。

Fig. 3 は Al-4.5%Mg 合金を 1730 cal/cm の入熱で溶接した場合の Mg の分布状況で、溶接のままと溶接後 500°C で 24 hrs の均一化処理を施したものである。Fig. 3 から明らかなごとく溶接のままでは Mg の分布状態は結晶粒界、セル境界およびその近傍で濃度のピークを形成し、セル・マトリックスでは谷を作っている。しかし均一化処理により、Mg の偏析はほとんど消滅し、Mg はほぼ均一に分布している。これよりデンドライト・セル境界における Mg を含む第二相は消滅しセル・マトリックス中の Mg 量が増加していることがわかる。

Photo. 1 は比較的大きい入熱 (4,710 cal/cm) で溶接した Al-4.5%Mg 合金および比較的小さい入熱 (1,280 cal/cm) で溶接した Al-4% Zn-2%Mg 合金の溶着金属における Fe の分布状態を調べた結果である。Al-4.5%

Fig. 1 Effect of homogenizing on mechanical properties of Al-4.5%Mg alloy welds.

Fig. 2 Effect of homogenizing on mechanical properties of Al-4%Zn-2%Mg alloy welds.

Mg および Al-4%Zn-2%Mg 合金とも、溶接のままの場合 Fe は微細に分散し、この分布状態は入熱条件によって変化しているのが認められる。しかし、Photo. 1 より明らかなごとく、均一化処理加熱を施しても、Fe の分布状態は溶接のままとほとんど同様で Fe の均一化あるいは拡散がほとんど進行していないことがわかる。程度の差はあるが、Si についても同様な傾向が認められた。これらのことから、主要合金元素の Zn や Mg の分布状態は均一化処理加熱によって容易に均一分布するのに対し、不純物の Fe や Si は均一化しがたいことがわかる。

ところで 3.1 項の Fig. 1 および 2 で示したごとく、機械的性質は、Zn や Mg を均一な分布状態にしても、依然、前の履歴（溶接入熱の差によるデンドライト・セル・サイズの差）の影響を受けていることがわかる。この差は Photo. 1 に示したごとく、均一化処理加熱によっても容易に拡散しえない Fe および Si とくに Fe の分布状態によっているものと思われる。

3.3 溶接凝固および铸造凝固材の機械的性質におよぼす Fe および Si の影響

すでに 3.1 および 3.2 項で述べたことから溶接部の機械的性質には不純物である Fe および Si の分布状態も

強い影響をもつことがわかった。そこで Al-4.5%Mg および Al-4%Zn-2%Mg 合金で Fe および Si 量が種々異なる材料を TIG 溶接しその機械的性質を調べて Fe および Si の影響を検討した。なお参考までに、金型铸造材についても同様に調べた。

Fig. 3 MgK α line scanned images in deposited metal of Al-4.5%Mg alloy as welded and homogenized.

Fig. 4 および **5** に Al-4.5%Mg および Al-4%Zn-2%Mg 合金の溶接材および鋳造材の伸び, **Fig. 6** および **7** に同材料のシャルピー衝撃値をそれぞれ示す。シャルピー衝撃値は R.T. (室温), -75°C (エチルアルコールとドライアイスの混合) および -196°C (液体窒素) の 3 条件で調べた。**Fig. 4** および **5** から明らかなごとく, Al-4.5%Mg および Al-4%Zn-2%Mg 合金とも, Fe および Si の含有量の増加により伸びは減少している。いつぼうシャルピー衝撃値についても **Fig. 6** および **7** より明らかなごとく, Fe および Si の増加とともに著しく減少している。とくに溶接部で顕著である。

なお, **Fig. 6** および **7** において, 金型鋳造材のシャルピー衝撃値が TIG 溶接材のそれより低く, またともに **Fig. 1** および **2** に示す MIG 溶接材のそれより低いのは凝固時の冷却速度の違いによりデンドライト・セル・サ

イズや溶質元素の分布状態が著しく異なるためであると思われる。

Photo. 2 に Al-4%Zn-2%Mg 合金の鋳造材の引張破断部断面を, **Photo. 3** および **4** に Al-4%Zn-2%Mg 合金の溶接材および鋳造材のシャルピー衝撃破断部断面をそれぞれ示す。これらの破断部の断面観察より明らかなごとく, Fe および Si の含有量の多少に関係なく, 破断はほとんど inter granular と interdendritic の両方で生じている。また **Photo. 2~4** より明らかなごとく, Fe および Si の含有量の多いものは少ないものに比べて結晶粒がかなり微細化されている。しかしながら, **Fig. 4~7** より, Fe および Si 量の少ないものの方が伸びおよびシャルピー衝撃値ともすぐれている。

以上のことから, 溶接凝固あるいは鋳造凝固材の機械的性質には, 微量の不純物といえどもその影響は無視し

Al-4.5% (4710 cal/cm)

Al-4% Zn-2%Mg (1280 cal/cm)

As welded

Homogenized at 500°C for 24 hrs.

Photo. 1 Electron beam scanning image of Al-4.5%Mg and Al-4%Zn-2%Mg alloy welds. (FeK α X-ray image)

えないことがわかる。

4. 考 察

アルミニウム合金の溶接凝固組織とその機械的性質の関係について考察するため、本実験でえられた結果以外に前報^{1,2)}でえられた結果も含めて総括的に示すと Table 3 および 4 のごとくなる。これらより明らかな

ごとく、溶接のままのものは、入熱の増加とともにデンドライト・セルは粗大化し、セル・マトリックス中での Mg あるいは Zn などの溶質濃度は減少している。同時に引張強さ、シャルピー衝撃値、かたさなどの機械的性質はいずれも低下している。

ところが $500^{\circ}\text{C} \times 24 \text{ hrs}$ の均一化処理加熱を行なったものでは Mg あるいは Zn の分布は均一化し、セル・

Fig. 4 Effects of Fe and Si contents on elongation of TIG-welded and cast specimens of Al-4.5%Mg alloys containing 0.7%Mn and 0.1%Cr.

Fig. 5 Effects of Fe and Si contents on elongation of TIG-welded and cast specimens of Al-4%Zn-2%Mg alloys containing 0.3%Mn and 0.2%Zr.

Fig. 6 Effects of Fe and Si contents on Charpy impact values of TIG-welded and cast specimens of Al-4.5%Mg alloys containing 0.7%Mn and 0.1%Cr.

マトリックス中の Mg あるいは Zn 量が増加して溶接入熱条件とは無関係に一定の分布状態となり、デンドライト・セルもほぼ消滅しているように思われる。しかし **Photo. 1** で示したごとく、主として interdendrite に存在する Fe および Si、とくに Fe は拡散しがたく、均一化加熱後もあまり変化せず、溶接のままの状態が残っている。

このときの機械的性質は、溶接のままの試料に比べ

て、全体的に引張強さやかたさは増大し、シャルピー衝撃値は低下している。これは均一化処理によりデンドライト・セル境界およびその近傍における Mg あるいは Zn 系の第二相の消滅とセル・マトリックス中の Zn および Mg 量の増加により、Al-Mg 系では固溶体硬化に寄与する Mg 量、Al-Zn-Mg 系では析出硬化に寄与する Zn, Mg の過飽和度が増しているためであると思われる。しかしながら、均一化処理材においても、引張強さ

Fig. 7 Effects of Fe and Si contents on Charpy impact values of TIG-welded and cast specimens of Al-4%Zn-2%Mg alloy containing 0.3%Mn and 0.2%Zr.

Photo. 2 Cross-sections of fractures in tensile test specimens (R.T.) of Al-4%Zn-2%Mg alloy cast metals. ($\times 100$)

とシャルピー衝撃値は依然、前の履歴（溶接入熱あるいは均一化加熱前のデンドライト・セル・サイズ）の影響を受けており、溶接のままの試料と同様、入熱の増加とともに引張強さやシャルピー衝撃値は低下している。

すなわち、かたさの挙動はセル・マトリックス中の Mg あるいは Zn 量とよい関連性を示しているのに対し、引張強さやシャルピー衝撃値の挙動はセル・マトリックス中の Mg あるいは Zn 量と必ずしも関連性を有するとは限らない。これは破壊を伴う引張性質やシャルピー

衝撃性質においては、intergranular あるいは interdendrite に多く存在し、かつ容易に拡散しえない Fe あるいは Si 系、とくに Fe を含む第二相の影響が強いことを暗示している。これらの Fe あるいは Si の影響は Fig. 4~7 に示したごとく Fe および Si 量の増加とともに機械的性質が著しく低下していることから裏づけられている。このことは Antes ら⁶⁾ によつても認められている。

Photo. 2~4 において示したようにこれらの破断は

Fe : 0.01%
Si : 0.01%

Fe : 0.08%
Si : 0.04%

Fe : 0.26%
Si : 0.08%

Photo. 3 Cross-sections of fractures in Charpy impact test specimens (-196°C) of Al-4%Zn-2%Mg alloy weld metals. ($\times 100$)

Fe : 0.01%
Si : 0.01%

Fe : 0.08%
Si : 0.04%

Fe : 0.26%
Si : 0.08%

Photo. 4 Cross-sections of fractures in Charpy impact test specimens (-196°C) of Al-4%Zn-2%Mg alloy cast metals. ($\times 100$)

Table 3 Schematic representation of characteristics of dendritic structures and mechanical properties in Al-4.5%Mg alloy welds.

Specimens	Weld heat input (kcal/cm)	Dendrite cell size (μ)	Mg content in matrix (%)	Mechanical properties					
				Tensile strength (kg/mm ²)			Impact value (kg-m/cm ²)		
				26	28	30	4	6	8
As welded	2	5	3						
	4	10	4						
	6	15	5						
	15								
Homogenized	2	5	3						
	4	10	4						
	6	15	5						
	15								

Table 4 Schematic representation of characteristics of dendritic structures and mechanical properties in Al-4%Zn-2%Mg alloy welds.

Specimens	Weld heat input (kcal/cm)	Dendrite cell size (μ)	Zn and Mg contents in matrix (%)	Mechanical properties					
				Tensile strength (kg/mm ²)			Impact value (kg-m/cm ²)		
				32	34	36	1	2	3
As welded	2	5	2						
	4	10	3						
	6	15	4						
	15								
Homogenized	2	5	2						
	4	10	3						
	6	15	4						
	15								

intergranular のみならず interdendrite でも生じている。しかも Fe および Si 量が少ないものでは結晶粒がかなり粗大化しているにもかかわらず、Fe および Si 量の多い微細結晶粒のものより機械的性質がすぐれている。このことよりしても、これらの interdendrite での破壊において、Fe あるいは Si 系の第二相の network が非常に大きい影響を有していることがわかる。

しかしながら Fe あるいは Si が素材の強化要素の一部として働いている純アルミニウムの場合は Fe および Si 量の増加とともに引張強さやシャルピー衝撃値は向上し¹⁰⁾、また溶接入熱とはほとんど無関係であつた²⁾。したがって Al-4.5%Mg や Al-4%Zn-2%Mg 合金などのように Mg や Zn のような強化元素をかなり多量に含む場合においてのみ、Fe あるいは Si 量の増加が機械的性質の劣化をもたらしているように思われる。

以上より明らかなように、アルミニウム合金の溶接凝固材における機械的性質は主として主要強化元素（たとえば Al-Mg 合金での Mg、Al-Zn-Mg 合金での Zn および Mg の分散度およびセル・マトリックス中の溶質濃

度に依存している。しかしながら、不純物である Fe あるいは Si の影響も無視できず、これらの不純物の増加は靱性の低下の原因になるように思われる。

5. 結 言

Al-4.5%Mg および Al-4%Zn-2%Mg 合金の溶接凝固組織における溶質元素の分布状態と機械的性質の関係について調査した結果、つぎの点が明らかとなつた。

(1) 溶接部の機械的諸性質は溶接入熱の増加（デンドライト・セル・サイズの増大）とともに低下する。均一化处理を施すと、溶接部の引張強さおよびかたさは全体的に上昇し、逆にシャルピー衝撃値は低下する。この内、かたさは均一化处理加熱によつて初期の溶接入熱あるいはデンドライト・セル・サイズの影響は消滅しているのに対し、引張強さおよびシャルピー衝撃値では均一化处理後も依然、前の履歴の影響が残っている。

(2) 均一化处理加熱によつて主要溶質元素である Mg や Zn はほぼ均一化し、セル境界におけるこれらの偏析（共晶組成）は消滅し、セル・マトリックス中の濃度が

高くなっている。しかし、不純物である Fe および Si とくに Fe の分布状態はほとんど変化せず、加熱後も溶接のままの状態を残している。

(3) 以上のことより、溶接部の機械的性質の内かたさは主として主要溶質元素である Mg あるいは Zn の分布状態とセル・マトリックスでのそれらの濃度の影響を受けているのに対し、破壊をともなう引張性質やシャルピー衝撃性質などにおいては、これら以外に不純物である Fe および Si の分散度の影響も無視できない。

(4) このことは Fe および Si 量を種々変化させた溶接材および金型鑄造材の機械的性質が Fe および Si 量の増加とともに低下していることから裏づけられている。これは結晶粒界やデンドライト・セル境界に晶出した Fe あるいは Si 系の第二相の network が破壊の伝播を助長することによるものと思われる。

(5) しかしながら、これらの Fe あるいは Si の影響は、Al-4.5%Mg や Al-4%Zn-2%Mg 合金など、強化元素として Mg や Zn をかなり多く含む場合にのみ認められ、工業用純アルミニウムにおいては Fe および Si はむしろ強化要素として作用し、脆化の原因とはならないようである。

謝辞：本研究を進めるに際し種々有益な助言を賜った

住友軽金属工業研究部寺井士郎博士および EPMA の測定に御協力戴いた直江正久氏に深く感謝致します。

参 考 文 献

- 1) 福井, 難波: 軽金属, **20** (1970), 448~457.
- 2) 福井, 難波: 軽金属, **20** (1970), 458~467.
- 3) P. E. Brown and C. M. Adams, Jr.: Trans. A. F. S., **69** (1961), 879~891.
- 4) R. E. Spear and G. R. Gardner: Mod. Casting, **43** (1963), 209~215.
- 5) S. F. Frederick and W. A. Bailey: Trans. Met. Soc. AIME, **242** (1968), 2063~2067.
- 6) H. W. Antes, S. Lipson and H. Rosenthal: Trans. Met. Soc. AIME, **239** (1967), 1634~1642.
- 7) J. R. Cahoon and H. W. Paxton: Trans. Met. Soc. AIME, **245** (1969) 1401~1409, 1411~1416.
- 8) N. S. Singh and M. C. Flemings: Trans. Met. Soc. AIME, **245** (1969) 1803~1809, 1811~1819.
- 9) 尾崎, 小林, 森: 日本金属学会誌, **34** (1970), 433~441.
- 10) 福井, 難波: 未発表