構造用 Al-Zn-Mg 系合金溶接部の切欠靱性と破壊特性について*

福井利安**

Notch toughness and fracture characteristics of structural
Al-Zn-Mg alloy welds

UDC 669.715'5'721-12:621.791.053:539.42

FUKUI Toshiyasu

In this paper, there are investigated the notch toughness and fracture characteristics of Al-4%Zn-2%Mg alloy welds made with filler metals of Al-5%Mg, Al-4%Mg-2%Zn and Al-4%Zn-2%Mg alloys.

The notch toughness was evaluated by the ratio of tensile strengths between notched and unnotched specimens and the Charpy impact values.

The decreasing order of notch toughness of base metals by tensile tests was as follows, according to treatments of specimens: T6 > T7 > T4. Whereas, the reverse tendency was observed in Charpy impact tests. In any case, however, notch toughness was decreased, and notch sensitivity was increased with the drop of testing temperature.

The decreasing order of notch toughness of welds by both of tensile and Charpy impact tests was as follows, according to filler metals: Al-5%Mg > Al-4%Mg-2%Zn > Al-4%Zn-2%Mg. However, the toughness was also decreased with the ageing after welding. The above tendencies were more remarkable in Charpy impact tests than in tensile tests. The Charpy impact values of welds were hyperbolically decreased with the increase of hardness, and they tended to approach approximately constant values in the lower limit.

Uniform granular ruggedness was observed in the fracture of welds with excellent notch toughness, but lamellar bands peculiar to weld metals were likely to appear in that with poor notch toughness. By electron fractography, the former showed dimple patterns associated with ductile rupture and the latter showed cleavage patterns associated with brittle rupture.

The notch toughness of welds was considerably improved by decreasing the heat input per one pass and increasing the number of passes. The reason of the above behavior would be due to the refining of dendrite cells and distribution of eutectic compounds following the "mass transport theory", and the dissolution of the compounds into the matrix by the subsequent weld heat cycles.

It was considered that the notch toughness and fracture characteristics of welds macroscopically depended upon the mutual relation between strength and ductility. However, they would also microscopically depend upon the state of precipitates and distribution of dendrite cells and eutectic compounds.

(Received Jan. 28, 1970)

1. はじめに

アルミニウム合金の切欠靱性は、材質的特性あるいはその用途とも関連して、じゅうらいより鉄鋼の場合ほど重要視されなかつたが、近年の傾向に見られるように、アルミニウム合金の利用が車両、船舶、橋梁、低温容器などの重構造物の分野に進むにしたがい、切欠靱性やその破壊特性は設計ならびに施工上重要な問題として注目

されるようになってきている。

溶接構造用アルミニウム合金としては、主として Al-Mg 系合金と Al-Zn-Mg 系合金が適用されているが、前者の Al-Mg 系合金溶接部の切欠靱性に関しては、その低温特性とも関連してかなり広範囲にわたって検討されているのに対し、後者の Al-Zn-Mg 系合金については断片的にしらべられているにすぎず¹⁻⁵⁾、組成や時効挙動との関連で系統的に検討されたものはほとんどなく、

* 軽金属学会第37回秋期大会（44年11月）にて発表

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

不明な点が非常に多い。

Al-Zn-Mg系合金は比較的加工性、溶接性、耐食性にすぐれ、かつ溶接部は時効によりかなりの高強度に達する特性を有するので、新しい溶接構造用合金として注目され、またすでに種々実用化されているが、D'Annessa^{2,3)}によつて報告されているごとく、溶接部の切欠靱性は長期間時効材でかなり劣っており、Al-Zn-Mg合金による構造物の長期間の使用に際しては多くの不安と問題点を残しているようである。

本報は Al-Zn-Mg 系合金溶接部の切欠靱性におよぼす、時効、試験温度、溶加材組成、溶接施工法などの影響について調査し、合わせて、破面や破断状況の変化などを検討して、本系合金溶接部の破壊特性について考察したものである。

2. 供試材および実験方法

2.1 供試材

供試材には母材として Al-4%Zn-2%Mg の 8 および 12 mm 厚の板材を用い、溶加材として Al-5%Mg, Al-4%Mg-2%Zn および Al-4%Zn-2%Mg の 1.6 mm ϕ の光沢金線を用いた。これらはいずれも工業的に製造されたものである。供試材の化学組成を Table 1 にしめす。

母材の調質は T 4、T 6 および T 7 処理の 3 種類であ

るが、本実験ではこの処理条件としてつぎのものを採用した。

T4: 465°C $\times$ 1 hr 空冷 $\rightarrow$ 30日間室温時効

T6: 465°C $\times$ 1 hr 空冷 $\rightarrow$ 120°C $\times$ 24 hr.

T7: 465°C $\times$ 1 hr 空冷 $\rightarrow$ 170°C $\times$ 10 hr.

2.2 実験方法

実験は T 4、T 6 および T 7 処理を施した母材の切欠ならびに平滑引張およびシャルピー衝撃試験と、T 4 処理母材を前記 3 種の溶加材を用いて突合せ MIG 全自動溶接 (300 $\sim$ 320A, 23 $\sim$ 25V, 45 $\sim$ 50 cpm, 両面各 1 層) を行ない、0 $\sim$ 160 日間の自然時効および 120°C $\times$ 24 hr. の焼きもどし時効を施した溶接材について切欠ならびに平滑引張およびシャルピー衝撃試験を行ない、それぞれの Notch toughness をしらべた。試験温度は R. T. (室温)、-75°C (エチルアルコールとドライアイスの混合液) および -196°C (液体窒素) の 3 条件とした。

溶接後の時効挙動をしらべるため溶接金属部のかたさ測定を行ない、その他破面観察、マクロおよびミクロ組織観察なども合わせておこなつた。

なお、溶接は前述のように主として両面各 1 層の 2 層溶接であるが、Notch toughness におよぼす溶接施工法の影響をしらべるため、一部の試験は 1 層溶接 (370 $\sim$ 400A, 24 $\sim$ 25V, 26 cpm) および 4 層溶接 (270 $\sim$ 300A,

Table 1 Chemical compositions of materials

Materials		Chemical compositions (%)								
		Zn	Mg	Mn	Zr	Cr	Ti	Cu	Fe	Si
Base metal		3.98	1.98	0.29	0.16	<0.01	<0.01	0.02	0.14	0.05
Filler metals	Al-5%Mg	<0.01	5.03	0.10	—	0.11	0.10	0.01	0.12	0.05
	Al-4%Mg-2%Zn	1.98	4.01	0.22	0.18	<0.01	<0.01	0.01	0.13	0.07
	Al-4%Zn-2%Mg	4.04	2.02	0.28	0.18	<0.01	<0.01	0.01	0.13	0.06

Table 2 Mechanical properties of base metals in Al-Zn-Mg alloys.

Temper	Testing temperature	Tensile properties				Ratio	Charpy impact value (kg-m/cm ²)			
		Unnotched			Notched		Face		Side	
		σ_B (kg/mm ²)	$\sigma_{0.2}$ (kg/mm ²)	σ (%)			σ'_B (kg/mm ²)	σ'_B/σ_B	Long	Trans.
T 4	R. T.	37.6	24.7	18	34.3	0.91	10.3	6.2	5.1	3.7
	— 75°C	39.8	26.3	18	35.3	0.89	11.8	7.8	5.0	3.5
	—196°C	50.8	31.1	19	39.2	0.77	14.0	8.1	3.4	2.4
T 6	R. T.	44.6	39.2	14	44.3	0.99	8.2	2.6	2.1	1.4
	— 75°C	48.6	42.6	15	47.5	0.98	5.8	2.0	1.9	1.2
	—196°C	58.7	49.7	15	53.1	0.90	5.8	1.5	1.7	1.1
T 7	R. T.	33.9	25.2	18	33.0	0.97	7.9	4.6	5.5	3.2
	— 75°C	38.3	28.4	18	34.8	0.91	8.4	5.1	5.0	3.0
	—196°C	47.7	32.6	20	38.8	0.81	6.5	3.3	2.8	2.0

21~23V, 70 cpm, 両面各2層) も行なつた。

3. 実験結果

3.1 母材の切欠特性

Al-4%Zn-2%Mg 合金 8 mm 板のT 4, T 6およびT 7材を切欠および平滑引張試験し, 切欠試験材の引張強さ(σ'_B)と平滑試験材の引張強さ(σ_B)の比率(σ'_B/σ_B)をもとめた。他方, 同合金の 12 mm 板の長手方向および横方向より採取した試料の表面および側面切欠におけるシャルピー衝撃試験を行なつた。Table 2 にこれらの試験結果を総括してしめす。

Table 2 より明らかなごとく, 各処理材とも低温になるにしたがい切欠材および平滑材の引張強さは上昇するが, 強度比 σ'_B/σ_B は少し減少し, 低温になるにしたがい切欠感度が鋭くなることがわかつた。この傾向はシャルピー衝撃試験でいつそう明瞭に認められ, 低温になるほど衝撃値は減少している。

調質の影響は, 引張試験の場合, T 4 材が最も切欠感度が強く, ついでT 7 材であり, T 6 材では切欠感度が最も鈍くなっているが, シャルピー衝撃試験では逆の傾向となり, T 6 材で最も衝撃値が低く, ついでT 7 材であり, T 4 材が最も高い値をしめしている。すなわち母材の Notch toughness は, 試験により必ずしも一定の傾向をしめさず, 異なつた挙動をしめしている。

3.2 溶接部の引張試験による切欠特性

Al-4%Zn-2%Mg 合金 8 mm 板のT 4 材をAl-5%Mg,

Fig. 1 Effects of ageing on notched and unnotched tensile strengths of welds in Al-Zn-Mg alloy and their ratios.

Al-4%Mg-2%Zn および Al-4%Zn-2%Mg の溶添加材で MIG 2 層溶接し, 3~160 日間の自然時効および 120°C × 24 hrs の焼もどし時効を施したのち, 切欠および平滑引張試験を行なつた。

Fig. 1 に Al-4%Mg-2%Zn の溶添加材で溶接みれた場

Table 3 Tensile properties of welds in Al-Zn-Mg alloy.

Filler metals	Testing temperature	Ageing time (day)	Tensile properties				Ratio σ'_B/σ_B
			Unnotched			Notched	
			σ_B (kg/mm²)	$\sigma_{0.2}$ (kg/mm²)	δ (%)	σ'_B (kg/mm²)	
Al-5%Mg	R. T.	30	27.5	18.6	6	26.6	0.97
	- 75°C	30	29.4	19.1	7	27.2	0.93
	- 196°C	30	37.2	22.7	5	30.2	0.81
Al-4%Mg-2%Zn	R. T.	30	33.1	22.4	9	28.4	0.86
		100	34.4	24.9	8	30.3	0.88
		160	35.5	25.4	6	30.5	0.86
	- 75°C	30	33.8	23.3	10	29.3	0.87
		100	35.5	25.2	7	31.5	0.89
		160	35.5	25.3	5	31.8	0.90
	- 196°C	30	39.0	26.6	8	30.3	0.78
		100	41.8	29.7	4	31.6	0.76
		160	43.2	29.9	5	32.1	0.74
Al-4%Zn-2%Mg	R. T.	30	34.5	23.5	8	28.8	0.83
	- 75°C	30	34.8	23.8	8	29.7	0.86
	- 196°C	30	37.2	27.6	4	30.6	0.82

合の切欠および平滑引張強さにおよぼす時効および試験温度の影響をしめす。切欠および平滑引張試験材とも、溶接後の自然時効で引張強さの増加が認められ、この傾向は R. T., -75°C および -196°C とも共通している。

Notch toughness を強度比 σ'_B/σ_B で評価した場合、R. T. および -75°C ではほぼ同じ挙動をしめし、時効の初期段階で一時的に低下するが、30日を過ぎたころよりほぼ一定の値をしめす。 -196°C では時効とともに少しずつ減少して行くようである。溶接後焼もどしたものは、いずれの温度においても Notch toughness は著しく上昇している。

Table 3 に切欠ならびに平滑引張強さおよびこれらの

強度比 σ'_B/σ_B におよぼす溶加材の影響を室温時効材についてしめす。切欠材および平滑材の引張強さは一部の例外を除いて、いずれの温度でも Al-4%Zn-2%Mg 溶加材で最も高い値となり、ついで Al-4%Mg-2%Zn 溶加材であり、Al-5%Mg 溶加材が最も低い値となつてゐる。

しかし強度比 σ'_B/σ_B で見た場合、一部の例外を除いて、Al-5%Mg 溶加材で最も高い値となり、ついで Al-4%Mg-2%Zn 溶加材であり、Al-4%Zn-2%Mg 溶加材が最も低い値をしめしている。すなわち、引張強さの絶対値では Al-4%Zn-2%Mg 溶加材が最もすぐれ、Al-5%Mg 溶加材が最も劣っているが、Notch toughness の点で

R. T.

-75°C -196°C

Photo. 1 Effects of testing temperatures on fractures in notched tensile test specimens of Al-Zn-Mg alloy welds made with Al-4%Mg-2%Zn filler metal, aged at R.T. for 30 days.

Al-5%Mg

Al-4%Mg-2%Zn

Al-4%Zn-2%Mg

Photo. 2 Effects of filler metals on fractures in notched tensile test specimens of Al-Zn-Mg alloy welds aged at R.T. for 30 days. (Testing temp.: -196°C)

は逆の傾向となつている。Al-4%Mg-2%Znは、いずれの点でも中間の性能をしめしている。

ところで平滑材ではほぼせん断方向に破断しているものが多いが、切欠材の破断は、いずれの場合も、試料表面および引張方向に対してほぼ直角に生じている。これらの破断状況を検討するため、破面の観察を行なった。

Photo. 1 および **Photo. 2** は切欠引張試験材の破断面の外観状況である。

Photo. 1 より明らかなごとく、R. T. では激しい凹凸が認められ、ductileな破面をしめしているが、低温になるにしたがい平坦となり、 -196°C では、非常に平坦で brittle な破面となつている。またこの破面では、溶接部

Fig. 2 Effects of ageing on Charpy impact values of welds in Al-Zn-Mg alloy

R. T.

-196°C

Photo. 3 Electron fractographs in notched tensile test specimens of Al-Zn-Mg alloy welds made with Al-4%Mg-2%Zn filler metal, aged at R.T. for 30 days.

での Solute band (Layer line) も少し認められる。

Photo. 2 は溶加材の影響をしめすが、 -196°C では、これらの差はほとんど認められない。しかし、しいていえば、Al-5%Mg 溶加材のみやや ductile であり、他はいずれも平坦で brittle な破面である。

Photo. 3 に破面のレプリカ法による電子顕微鏡写真をしめす。R. T. では、ややすべり変形した dimple が認められ、塑性変形の跡がうかがえるが、 -196°C では、このような dimple はごく一部に認められるだけで brittle な劈開破面となつている。

3.3 溶接部の衝撃試験による切欠特性

Al-4%Zn-2%Mg 合金 12 mm 板の T 4 材を Al-5%Mg, Al-4%Mg-2%Zn および Al-4%Zn-2%Mg の溶加材で MIG 2 層溶接し 2 ~ 160 日間の自然時効および $120^{\circ}\text{C} \times 24 \text{ hrs}$ の焼もどし時効を施したのちシャルピー衝撃試験を行なった。

Fig. 2 は側面ノッチにおけるシャルピー衝撃値におよぼす溶接後の時効の影響をしめす。**Fig. 2** より明らかなごとく、いずれの溶加材を用いても、また、いずれの温度においても、シャルピー衝撃値は溶接後の時効とともに著しく低下している。

試験温度では R. T. および -75°C で少い高い値をしめしているが、 -196°C ではかなり低い値をしめしている。一方溶加材では、Al-5%Mg 溶加材で全体的に高い値がえられ、ついで Al-4%Mg-2%Zn 溶加材で、Al-4%Zn-2%Mg 溶加材では全体的に低い値となつている。なお平面ノッチについてもしらべたが側面ノッチと同じような傾向となつた。

すなわちシャルピー衝撃試験による Notch toughness は、溶接後の時効とともに劣下し、この傾向は時効硬化能の高い溶加材を用いた時に著しく、また低温になるほど著しい。

これらのシャルピー衝撃値の時効、加熱材、試験温度

などによる変化について破断状況との関連で考察するため、試験片の破断部の破面あるいは断面観察を行なった。

Photo. 4は破面の外観状況であるが、温度および溶加材の影響をしめしたものである。R. T. では全面に粒状の凹凸が認められるが、 -196°C では lamellar 状の凹凸が認められる。この lamellar は溶接部の結晶成長方向に関連する。 -75°C については写真にしめていないが、

これらの中間的な破面である。これらの破面は Al-5% Mg, Al-4%Mg-2%Zn および Al-4%Zn-2%Mg の各溶加材の間で特に著しい差はないが、しいていえば、Al-4%Zn-2%Mg 溶加材で lamellar が明瞭となり、Al-5% Mg 溶加材では比較的不明瞭である。

さらに、各時効材の平面および側面ノッチによる試験片の破面を比較してしらべた結果、写真には示していないが、同一面であつてもノッチの方向の違いによる破壊

A) R.T.

B) -196°C

Al-5%Mg

Al-4%Mg-2%Zn

Al-4%Zn-2%Mg

Photo. 4 Effects of filler metals and testing temperatures on fractures in Charpy impact test specimens of Al-Zn-Mg alloy welds aged at R.T. for 30 days.

2 days

30 days

100 days

$120^{\circ}\text{C} \times 24 \text{ hrs}$

Photo. 5 Cross-sections at edge of fractures in Charpy impact test specimens of Al-Zn-Mg alloys welds made with Al-4%Mg-2%Zn filler metal. (Testing temp.: -196°C) $\times 400$

の進行方向が異なれば、かなり異なつた破面となつており、lamellar のあらわれ方が違つていることが明らかとなつた。

Photo. 5 はシャルピー衝撃試験片の断面ミクロ組織である。破面は intergranular のみならず interdendritic なものもあり、この両方で生じているようである。また特に時効による差はない。

Photo. 6 はシャルピー衝撃試験片の破面の二次電子線像であるが、前述の **Photo. 4** で認められた凹凸あるいは lamellar に、さらに微細な crater 状の凹凸が認められる。これらの破面模様の時効による変化は顕著でないが、しいていえば、lamellar が時効とともに細くなつていようである。同様に、溶加材の影響についてもしらべたが、Al-5%Mg 溶加材で凹凸が顕著であるのに対し、Al-4%Mg-2%Zn および Al-4%Zn-2%Mg 溶加材ではやや平坦な破面となつていことが明らかとなつた。

Photo. 7 は破面のレプリカ法による電子顕微鏡写真である。R. T. では全般的に多くの dimple が認められ ductile な破面となつているが、 -196°C では brittle な劈開破面をしめしている。また時効が進むにしたがい dimple

は消え、brittle な劈開破面となつていくようである。すなわち、衝撃破面においても切欠引張破断の場合と同じような傾向が認められる。

ところで溶接部のシャルピー衝撃値は溶接施工法により異なつてくると思われる。この一例を **Fig. 3** にしめすが、これは溶接層数（同時に溶接条件）の影響をしめしたものである。溶加材あるいは温度によりシャルピー衝撃値は著しく異なるが、全体的な傾向としては、溶接層数の増加とともに衝撃値は上昇している。

この場合の溶接条件は **Photo. 8** にしめすように多層溶接材では 1 pass 当りの溶接入熱を少なくしている。

Photo. 8 よりわかるごとく 1 pass 材ではやや粗大な組織であるが 2 pass 材および 4 pass 材とくらべてこの差は非常に小さく、結晶粒の大きさには大差ないと考えられる。

しかしながら **Photo. 9** にしめすごとく、ミクロ的な dendrite 組織には著しい差があり、1 pass 当りの溶接入熱が少ない多層溶接材ではかなり微細な組織となつている。このことより、**Fig. 3** で認められた溶接層数の増加（1 pass 当りの入熱の減少）によるシャルピー衝撃値の改善は dendrite cell の微細化と強い関連がある。

2 days

30 days

100 days

$120^{\circ}\text{C} \times 24 \text{ hrs}$

Photo. 6 Second scanning electron fractographs in Charpy impact test specimens of Al-Zn-Mg alloy welds made with Al-4%Mg-2%Zn filler metal. (Testing temp.: -196°C) $\times 200 \times \frac{4}{9}$

4. 考 察

Al-Zn-Mg 系合金溶接部の Notch toughness に関して

は、長期間時効材のシャルピー衝撃値をしめした D'Annessa^{2,3)} の報告があり、その他、断片的にしらべられた 2・3 の報告^{1,4,5)} が見られるが、溶接部の切欠靱性と時

Fig. 3 Effects of pass numbers on Charpy impact values of welds in Al-Zn-Mg alloy.

A) R. T.

B) -196°C

2 days

30 days

160 days

Photo. 7 Electron fractographs in Charpy impact test specimens of Al-Zn-Mg alloy welds made with Al-4% Mg-2% Zn filler metal, aged at R.T. for 2, 30 and 160 days.

1 pass
380 A
25 V
25 cpm

2 passes
310 A
23 V
45 cpm

4 passes
280 A
22 V
70 cpm

Photo. 8 Cross-sections of Al-Zn-Mg alloy welds made with Al-4%Mg-2%Zn filler metal.

効挙動の関連、靱切欠性におよぼす各種因子の影響、破断状況の変化などについて系統的にしらべられたものはほとんどない。本実験はこれらの点を明らかにしようとするものであるが、以下、この結果について2, 3の考察を加える。

4.1 切欠靱性におよぼす時効の影響

Al-Zn-Mg合金は時効硬化型合金であり、溶体化処理後の自然時効(室温)ではG. P. zone, 人工時効(高温)ではG. P. zoneと η' (MgZn₂)中間相の析出によつて硬化が進行するが⁶⁾, このような時効挙動は母材においてのみならず, 急凝固組織である溶接金属においても認められ, 溶接後の自然あるいは人工時効で強度の著しい回復と増加をしめすことはよく知られている^{7,8)}. しかし

Fig. 4 Effects of ageing and filler metals on Vickers hardness of welds in Al-Zn-Mg alloy.

×100

1 pass

2 passes

4 passes

×400

Photo. 9 Effects of pass numbers on micro-structures in Al-Zn-Mg alloy welds made with Al-4%Mg-2%Zn filler metal.

しながら、溶接後の時効が進行するにつれ、強度の増加とは逆に靱性は減少し、かなり低いレベルにまで劣化する懸念がある^{2,3)}。

Fig. 2 でしめしたごとく、Al-Zn-Mg 合金溶接部の Notch toughness をシャルピー衝撃値で評価した場合、溶加材および温度による差はあるものの、いずれにおいても時効時間の経過とともに劣下しており、溶接部の Notch toughness は時効挙動に著しく影響されることは明らかである。

Fig. 4 に Al-4%Zn-2%Mg 合金の 12mm 板を Al-5%Mg, Al-4%Mg-2%Zn および Al-4%Zn-2%Mg 溶加材で MIG 2 層溶接 (両面各 1 層) した試料の溶接金属のかたさをしめす。これより明らかなように、溶接金属は著しい時効硬化をしめしており、溶加材では、Al-4%Zn-2%Mg で最も著しい硬化をしめし、ついで Al-4%Mg-2%Zn であり、Al-5%Mg では硬化は少ない。

この **Fig. 4** の時効硬化曲線と **Fig. 2** にしめすシャルピー衝撃値の経時変化曲線を比較すると明らかなように、これらはほぼ逆の変化をしめす傾向がある。溶接後自然時効したものについてかたさとシャルピー衝撃値の関係をもとめると **Fig. 5** のごとき hyperbolic な曲線をしめすようになる。この hyperbolic な曲線は室温のみならず -196°C においてもほぼ同様な形状となり、シャルピー衝撃値の絶対値が低下しているだけである。このことより、溶接部のシャルピー衝撃値はかたさの増加と

Fig. 5 Relation between Charpy impact value and Vickers hardness of naturally aged welds in Al-Zn-Mg alloy.

ともに減少するが、下限においては、ほぼ一定値に近づく傾向がある。(ただし、溶接後焼もどしたものは、必ずしもこれらの曲線に一致しない)。

以上のように溶接部の Notch toughness はシャルピー衝撃試験で評価すれば、時効による低下はかなり明確に認められるが、引張試験における切欠材と平滑材の強度比 σ_B/σ_B で評価すれば、**Fig. 1** にしめすごとく、時効の初期段階を除いては、必ずしも時効による低下は明確でない。しかしながら、試験温度、溶加材の影響は明確に認められ、シャルピー衝撃試験と同じような挙動をしめしている。

4.2 切欠靱性におよぼす組織の影響

切欠引張試験材およびシャルピー衝撃試験材において比較的 Notch toughness の高いものでは、ほぼ均一な粒状の凹凸破面となつていますが、Notch toughness の低いものでは、溶接部の凝固時に形成される Columnar grain Solute の偏析の跡を残した lamellar 状の破面となつている。またこれらの破壊は intergranular と interdendritic なものである。

これらの結果より、シャルピー衝撃あるいは切欠引張試験における破壊は、溶接部における組成分布とその偏析状態に強く依存することが推察される。

Fig. 3 および **Photo. 9** より明らかなごとく dendrite cell が小さく、cell boundary における共晶析出物が微細に分散しているものでは、Notch toughness がすぐれており、上記のことを裏付けている。

しかしながら、ここで Notch toughness の向上に dendrite cell の微細化が主として作用しているのか、cell boundary における共晶析出物の微細分散が主として作用しているのかは今のところ不明である。多分これらの両方が作用しているのであろう。

Photo. 10 に Al-4%Zn-2%Mg の 12 mm 板を 3 種の溶加材で MIG 2 層溶接した試料の 1 層目および 2 層目におけるミクロ組織をしめす。2 層目は単に凝固したものであるが、1 層目は 2 層目の溶接熱サイクルを受けており、grain boundary および cell boundary における共晶析出物はかなり消失し、固溶していることがわかる。

(これは **Fig. 4** において 2 層目より 1 層目の方が時効性がすぐれ、かたさの値が高くなっていることでも裏付けられている)。

したがって 1 pass 当りの溶接入熱を少なくして多層溶接せる試料のシャルピー衝撃値の上昇には、dendrite cell の微細化、cell boundary における共晶析出物の微細分散のみならず、dendrite cell boundary における共晶組成の matrix への固溶も影響していることが推察される。

—Al-Zn-Mg 合金溶接部の Notch toughness は、溶接後の時効、試験温度、溶加材、溶接施工法など種々の

A) 1st pass welds

B) 2nd pass welds

Al-5%Mg

Al-4%Mg-2%Zn

Al-4%Zn-2%Mg

Photo. 10 Comparison of micro-structures in 1st pass with those of 2nd pass welds of Al-Zn-Mg alloy.($\times 400 \times 9/25$)

因子に影響される。そしてこの機構としては **Table 3** にしめされているごとく、巨視的には強度（引張強さ）と延性（伸び）の相対的比較である程度まで理解することもできるが、微視的には、析出状況、dendrite cell の大きさ、共晶組成の分散度などに影響され、電子顕微鏡による破面観察にもみられるように、異なった Fracture mode となつてあらわれると考えられる。したがって析出物や不溶性化合物の挙動^{9,10}、Mass transport theory¹¹ を含めた溶接部の Solidification mode¹¹ などについても考慮する必要がある。

Al-Zn-Mg 系合金は溶接構造用材料として実用化されており、今後、各種の重構造物にますます利用されると思われるが、工業的な見地より、時効性、耐応力腐食割れ性、耐食性、溶接性の改善とともに、溶接部の靱性の改善とその破壊特性の解明にも多くの努力が払われねばならない。

5. おわりに

構造用 Al-Zn-Mg 系合金溶接部の切欠靱性におよぼす各種因子の影響と、この破壊特性について種々調査した結果、つぎの点が明らかとなった。

1) 母材の切欠感度は、引張試験の切欠材と平滑材の強度比で評価した場合、T 4 材が最も強く、ついで T 7 材であり、T 6 材では切欠感度は最も鈍い。シャルピー衝撃試験では逆に T 4 材が最もすぐれ、ついで T 7 材であり、T 6 材が最も劣っている。しかしいずれの試験で

も、低温になるほど靱性は失われ、切欠感度が鋭くなっている。

2) 溶接部の切欠感度は引張試験およびシャルピー衝撃試験のいずれにおいても Al-4%Zn-2%Mg 溶加材を用いた時に最も鋭く、ついで Al-4%Mg-2%Zn 溶加材であり、Al-5%Mg 溶加材では最も鈍く、靱性が優れている。

3) 溶接部の切欠感度は引張試験およびシャルピー衝撃試験のいずれにおいても時効とともに鋭くなるが、この傾向はシャルピー衝撃試験で特に明瞭である。時効性にすぐれた溶加材を用いた時に靱性の低下は著しい。しかし自然時効した溶接部のシャルピー衝撃値は、かたさとの間に hyperbolic な関係にあり、下限は一定値に近づく傾向がある。

4) 溶接部のシャルピー衝撃値は 1 pass 当りの溶接入熱を少なくして多層溶接することにより著しく改善される。これは dendrite cell の微細化と共晶析出物の微細分散およびくり返し熱サイクルによる共晶組成の matrix への固溶によると思われる。

5) 溶接部の切欠引張試験およびシャルピー衝撃試験材の外観破面には、切欠靱性の高いものでは粒状の凹凸が認められ、逆に低いものでは lamellar 状の跡が認められる。一方、電子顕微鏡による破面観察においては、前者では塑性変形した跡の dimple が多く認められるが、後者ではむしろ劈開破面となつている。

6) Al-Zn-Mg 合金溶接部の切欠特性は、巨視的には

強度と延性の相対的關係である程度理解されるが、微視的には、析出状態、dendrite cell の分布状況、共晶組成の分散度の違い、あるいは fracture mode に見られるような破壊特性について考慮する必要がある。

おわりにのぞみ本研究を進めるに際し、有益なる助言を種々賜った住友軽金属工業研究部、寺井士郎氏、杉山禎彦氏ならびに馬場義雄氏に深く感謝致します。

参 考 文 献

- 1) R. Develay: Rev. de Mét., (1965), Mai, 463~477
- 2) A. T. D'Annessa: Weld. J., **44** (1965), No. 11, 509s~522s
- 3) A. T. D'Annessa: Weld. J., **47** (1968), No. 10, 462s~471s

- 4) 杉山, 福井: 溶接学会誌, **38** (1969), No. 1, 79~85
- 5) J. H. Young: Weld. J., **47** (1968), No. 10, 451S~461S
- 6) 村上: 軽金属溶接, No. 22 (1964, 10), 1027~1037
- 7) P. Brenner: ALUMINIUM, **37**, (1961), 10, 633~644
- 8) 杉山, 福井: 溶接学会誌, **35** (1966), No. 10, 26~35
- 9) P. N. T. Unwin and G. C. Smith: J. Inst. Metals, **97** (1969), No. 10, 299~310
- 10) L. L. J. Chin: Weld. J., **48** (1969), No. 7, 290s~294s
- 11) P. E. Brown and C. M. Adams, Jr.: Trans. A. F. S., **69** (1961), 879~891.