Al-Zn-Mg 系合金溶接熱影響部の時効挙動 に及ぼす合金組成の影響*

菊池 正夫**・水野 政夫**

Effect of alloy compositions on aging behavior
of heat-affected zone in Al-Zn-Mg alloy weld*

UDC 669. 715' 5' 721:621. 791:621. 785. 7

Masao KIKUCHI** and Masao MIZUNO**

Aging behaviors of the heat-affected zones in Al-2~4.5%Zn-1.2~4%Mg alloys welds were examined by means of hardness measurements and X-ray small angle scattering methods. The heat-affected zones in all the Al-Zn-Mg alloys welds are regions in the alloys which have been heated at 100°C or above by weld thermal cycles, where dissolution, reversion or partial reversion occurs. A re-solution treated or reverted area in the heat-affected zone is extended in the alloys containing more of Zn. Recovery rate of hardness in the heat-affected zone also increases with increase in Zn content except for the alloys containing small amounts of Mn, Cr, Zr, Cu and Fe. Softened areas are formed in the heat-affected zones of all the Al-Zn-Mg alloys welds during post-weld aging at room temperature. It is wider and remains longer in the Al-Zn-Mg alloys containing more of Mg.

(Received August 7, 1978)

1. 緒 言

従来、熱処理型溶接構造用アルミニウム合金として、3.8~5.0% Zn, 1.0~2.2% Mg を含む Al-Zn-Mg系合金が用いられているが、最近、これらの Zn および Mg 量を逆にした Al-Mg-Zn (Mg>Zn) 系合金の溶接構造用母材への適用が検討されている。本系合金は、元来、Al-Zn-Mg (Zn>Mg) 系合金用の溶加材として開発されたものであるが、Al-Mg 系合金よりも強度が高く、Al-Zn-Mg (Zn>Mg) 系合金よりも延性や低温じん性にすぐれていることから、溶接構造用母材としても有望視されている¹⁾。

本研究は、この Al-Mg-Zn (Mg>Zn) 系合金の溶接性を検討する一環として、その溶接熱影響部における時効挙動を明らかにすることを目的としたものである。Al-Zn-Mg (Zn>Mg) 系合金の溶接熱影響部の時効挙動については、これまでに多くの研究^{2)~7)} がなされているが、Al-Mg-Zn (Mg>Zn) 系合金のそれに関するものはほとんどない。本研究では、Zn および Mg 量を種々に変化させた4種類の Al-Zn-Mg 系合金の溶接熱影響部における時効挙動を、硬度測定およびX線小角散

乱法によって調べた。

2. 実験方法

実験には Zn および Mg 量を種々に変化させた4種類の Al-Zn-Mg 系合金を用いた。それらの化学組成を Table 1 に示す。なお、Al-2.4 Zn-3.8 Mg 合金は Zn, Mg 以外に Mn, Zr, Cu, Fe 等の微量元素を含む合金である。これらの合金の T 4 処理材 (6'×150×300 mm の板材, 465°C で1時間の溶体化処理, 水焼入れ後, 室温で2年経過したもの) の中央部長手方向を、半自動 TIG 溶接装置を用いて、直流正極性 (DCSP) で溶融した。溶接条件は Table 2 に示すとおりである。溶融後は、試験材の温度が室温に達するまで、そのまま放冷した。また、溶融の際、クロメル-アルメル熱電対を用いて、溶接中心から 5, 15, 25 および 40 mm 離れた熱影響部での熱サイクルを求めた。こうして得られた試験材から、既報⁷⁾ と同様の方法で硬度測定およびX線小角散乱強度測定用の各試料を作製した。

時効処理はすべて室温で行ない、処理後は各試料を液体窒素中に保存した。

硬度測定およびX線小角散乱強度測定は既報⁷⁾ と同様

* 軽金属学会第50回春期大会 (51-5) にて発表した

** 京都大学工学部 (京都市)。Faculty of Engineering, Kyoto University (Kyoto).

Table 1 Chemical compositions of materials used.

	Zn	Mg	Mn	Cr	Zr	Ti	Cu	Fe	Si
Al-4.5Zn-1.2Mg	4.49	1.16	<0.01	<0.01	<0.01	<0.01	<0.01	<0.01	<0.01
Al-3Zn-3Mg	2.94	3.10	<0.01	<0.01	<0.01	<0.01	<0.01	<0.01	<0.01
Al-2Zn-4Mg	2.05	4.03	0.01	<0.01	<0.01	<0.01	<0.01	<0.01	0.01
Al-2.4Zn-3.8Mg	2.42	3.78	0.29	0.09	0.16	0.02	0.19	0.20	0.08

Table 2 Welding conditions for TIG arc melting.

Arc Voltage (V)	Welding Current (A)	Welding Speed (mm/min)
12.5	265	450

の方法で行なった。

3. 実験結果

合金組成の異なる4種類の Al-Zn-Mg 系合金の板材の中央部長手方向を TIG アークで溶融し (以後、これを溶接と呼ぶ)、溶接熱影響部を再現した。Al-4.5%Zn-1.2% Mg 合金について、溶接中心から 5, 15, 25 および 40 mm 離れた位置での熱サイクルを **Fig. 1** に示す。溶接中心からの距離が大きくなるにつれて、最高到達温

Fig. 1 Thermal cycles of each part of the heat-affected zone in the Al-4.5%Zn-1.2%Mg alloy weld. **Fig. 2** Hardness distributions and peak temperatures of the heat-affected zones in (a) Al-4.5%Zn-1.2%Mg, (b) Al-3%Zn-3%Mg, (c) Al-2%Zn-4%Mg, and (d) Al-2.4%Zn-3.8%Mg alloy welds.

Fig. 3 X-ray intensities scattered from each region of the heat-affected zone in the Al-4.5%Zn-1.2%Mg alloy weld in (a) as welded and (b) aged at room temperature for 360 days.

Fig. 4 X-ray intensities scattered from each region of the heat-affected zone in the Al-3%Zn-3%Mg alloy weld in (a) as welded and (b) aged at room temperature for 360 days.

度は低くなっていることがわかる。他の合金についても、ほぼ同様の結果が得られた。

4種類のAl-Zn-Mg系合金の溶接熱影響部における溶接後の硬度回復状況をFig. 2(a)~(d)に示す。なお、図中の点線は溶接時の最高到達温度(T_{max})の分布を示したものである。いずれの合金においても、母材部は、領域Ⅰ、ⅡおよびⅢの3つの領域に分けられる。領域Ⅰは、ほぼ完全な再溶体化あるいは復元の起こる領域⁷⁾で、Al-4.5%Zn-1.2%Mg合金では T_{max} が230℃以上、Al-3%Zn-3%Mg合金では250℃以上、Al-2%Zn-4%MgおよびAl-2.4%Zn-3.8%Mg合金では270℃以上の領域である。この領域では、溶接後の室温時効によって硬度がほぼ一様に回復する。その回復速度は、Al-2.4%Zn-3.8%Mg合金の場合を除いてZn量が多く、Mg量の少ない合金ほど大きくなっている。Al-2.4%Zn-3.8%Mg合金の場合、回復速度は最も大きく、溶接後360日経過した時点で母材と同程度の硬度値を示すようになる。また領域Ⅰの幅は、Zn量が多

く、Mg量の少ない合金ほど広がっている。領域Ⅱは析出粒子が部分的に溶解する領域⁷⁾であり、この領域では、溶接後の室温時効によって硬度は徐々に回復するが、いずれの合金の場合にも時効初期に軟化域⁷⁾が現われる。軟化域の幅は、Al-4.5%Zn-1.2%Mg合金において最も狭く、Al-2.4%Zn-3.8%Mg合金において最も広がっている。この軟化域はZn量が少なく、Mg量が多いほど、溶接後長期間にわたって残存する。すなわちAl-4.5%Zn-1.2%Mg合金では、溶接後14日経過した時点で消滅するが、Al-3%Zn-3%Mg合金では28日、Al-2%Zn-4%MgおよびAl-2.4%Zn-3.8%Mg合金では70日経過するまで消滅せずに残存している。溶接熱影響を受ける領域は(Ⅰ+Ⅱ)の領域であるが、いずれの合金においても溶接時の T_{max} が約100℃以上の領域がこれに相当している。領域Ⅲは溶接熱影響を受けない領域⁷⁾であり、この領域では硬度はほとんど変化しない。

つぎに、各合金の溶接熱影響部における析出粒子の挙

Fig. 5 X-ray intensities scattered from each region of the heat-affected zone in the Al-2%Zn-4%Mg alloy weld in (a) as welded and (b) aged at room temperature for 360 days.

動を知るため、溶接直後および溶接後、室温で360日間時効後の溶接熱影響部の各領域でのX線小角散乱強度を測定した。得られた散乱曲線を Fig. 3(a), (b)~Fig. 6(a), (b) に示す。図中には、積分強度(Q_0)の値も示した。溶接直後には、Al-2.4% Zn-3.8% Mg 合金を除くすべての合金において、領域Ⅰまでは溶接中心に近づくほど散乱強度および Q_0 の値が低くなり、溶接熱による析出粒子の溶解量が増加していることがわかる。また、各合金における溶接中心からの距離と散乱強度および Q_0 との関係は、硬度測定の結果 (Fig. 2 (a)~(c)) とよい対応を示している。Al-2.4% Zn-3.8% Mg 合金の場合の結果 (Fig. 6 (a)) は、他の合金の場合と異なり、必ずしも硬度測定の結果 (Fig. 2 (d)) と対応していない。たとえば硬度では、溶接中心から5および10mm離れた位置での溶接直後の値は20 mm 離れた位置でのそれよりも低くなっているが、散乱強度および Q_0 で

Fig. 6 X-ray intensities scattered from each region of the heat-affected zone in the Al-2.4%Zn-3.8%Mg alloy weld in (a) as welded and (b) aged at room temperature for 360 days.

は、逆に高くなっている。溶接中心から5, 10および15 mm 離れた位置での散乱曲線を見ると、他の合金に比べ、低角度側での散乱強度が高く、散乱曲線の勾配が急になっている。これは、これらの領域で溶接直後にサイズの大きな粒子が存在することを示している。また溶接中心から25 mm以上離れた領域では、他の合金の場合と同様の傾向が認められる。

溶接後、室温で360日間時効後の結果を見ると、いずれの合金においても溶接中心に近い領域での散乱強度および Q_0 の値が依然として少し低くなっているが、各散乱曲線はかなり接近し、その形状も非常によく似ている。これは、各領域での析出状況が近似していることを示している。また Al-2.4% Zn-3.8% Mg 合金の場合を除くと、溶接中心に近い領域での Q_0 の回復率 (溶接中心から5あるいは10 mm 離れた位置での Q_0 値を50 mm 離れた位置での Q_0 値で割った値で表わせる。) は

Fig. 7 Structural changes and aging behaviors of heat-affected zones in Al-4.5%Zn-1.2%Mg, Al-3%Zn-3%Mg, Al-2%Zn-4%Mg, and Al-2.4%Zn-3.8%Mg alloy welds.

Zn 量が多く、Mg 量の少ない合金ほど高くなっている。

4. 考 察

硬度測定およびX線小角散乱強度測定の結果より、4種類の Al-Zn-Mg 系合金の溶接熱による組織変化と溶接後の時効挙動をまとめると、**Fig. 7** のようになる。すなわち、いずれの合金においても母材部は、ほぼ完全な再溶体化あるいは復元の起こる領域(I)、部分的な復元の起こる領域(II)および非熱影響域(III)の3つの領域に分けられ、領域IIには軟化域が存在する。溶接熱影響を受ける領域(I+II)は、いずれの合金の場合もほぼ等しく、溶接中心からの距離が約35 mm 以下(T_{max} が100℃以上)の領域である。また、領域Iは Zn 量が少なく、Mg 量の多い合金ほど狭くなっている。溶接後の室温時効においては Al-2.4% Zn-3.8% Mg 合金を除き、Zn 量が多く、Mg 量の少ない合金ほど熱影響部の硬度回復率が高くなっている (Al-2.4% Zn-3.8% Mg 合金では、硬度の回復率が他のいずれの合金の場合よりも高くなっている)。さらに軟化域の消滅までに要する時間は、Zn 量が少なく、Mg 量の多い合金ほど長くなっている。以下、これらの結果について考察する。

まず、溶接熱影響部の幅はいずれの合金においてもほぼ等しくなっているが、これは母材の析出相が、いずれの合金の場合にも室温で形成された G.P. ゾーンであり、そのサイズにも大きな差がないためと考えられる (実際に、各合金の母材の平均析出粒子径(R_G)を Guinier の近似式⁸⁾を用いて求めると、Al-4.5% Zn-1.2% Mg および Al-2.4% Zn-3.8% Mg 合金では19 Å, Al-3% Zn-3% Mg 合金では16 Å, Al-2% Zn-4% Mg 合金では15 Å という値が得られた)。

つぎに、領域Iの幅は Zn 量が少なく、Mg 量の多い合金ほど狭くなっているが、これはつぎのように説明できる。G.P. ゾーンの復元過程が、その形成および成長の逆過程であると考えたと^{9),10)}復元の速度は析出の速度に対応し、Zn 量が少なく、Mg 量の多い合金ほど小さくなるものと思われる¹¹⁾。また溶接熱サイクルにおいては、**Fig. 1**からもわかるように、 T_{max} 付近に保持されている時間は非常に短く、数秒以内である。そのため各合金においては、 T_{max} が復元温度以上に達しても G.P. ゾーンは完全には溶解しない。復元速度の小さな合金ほどこの傾向は著しくなり、完全な復元の起こる T_{max} はより高温側にずれる。その結果、Zn 量が少なく Mg 量の多い合金ほど復元温度が低い¹²⁾にもかかわらず、領域Iの幅が狭くなったものと考えられる。なお、軟化域の幅は Zn 量が少なく Mg 量の多い合金ほど広くなっているが、これについてはつぎのように考えられる。既報⁷⁾で明らかにしたように Al-Zn-Mg 系合金の T4 材では、 T_{max} の変化に伴う原子空孔濃度差と溶接熱による溶け残りの析出粒子量との兼ね合いによつて軟化域が生じる。したがって、溶け残りの析出粒子の存在する領域(領域II)が広がるほど軟化域も広がる。Zn 量が少なく、Mg 量の多い合金ほど、領域IIの幅は広いため、軟化域の幅も広がったものと思われる。

溶接後、室温時効を行なった場合、Zn 量が多く、Mg 量の少ない合金ほど熱影響部での硬度回復率が高く、軟化域の消滅までに要する時間が短くなるのは、いずれも Zn および Mg 量の差に起因する時効速度の相違^{11),12)}によるものと考えられる。また、Al-2.4% Zn-3.8% Mg 合金の熱影響部での硬度回復率が、他のいずれの合金の場合よりも高くなっているのは、この合金中に含まれている微量の Mn, Cr, Fe 等が不溶性化合物の形で存在し¹⁴⁾、これらがマトリックスの硬度を高めたこと、微量の Cu が時効を促進させたこと¹⁵⁾などのためと思われるが、詳細についてはさらに検討が必要であろう。さらに Al-2.4% Zn-3.8% Mg 合金では、硬度測定の結果とX線小角散乱強度測定の結果が、必ずしもよい対応を示さなかった。これについても、微量元素が何らかの影響を及ぼしたためであると考えられるが、現在のところ明確な説明は与えられない。

5. 結 言

Zn 量を2~4.5%、Mg 量を1.2~4%の範囲で種々に変化させた4種類の Al-Zn-Mg 系合金の溶接熱影響部の時効挙動を硬度測定およびX線小角散乱法によって調べた。得られた結果は以下のとおりである。

(1) いずれの合金においても、母材部は溶接熱によつてほぼ完全な再溶体化あるいは復元の起こる領域、析出

粒子の部分的な復元が起こる領域および熱影響を受けない領域の3つの領域に分けられる。

(2) 溶接熱影響を受ける領域は、いずれの合金においても溶接時の最高到達温度が約100°C以上の部分である。

(3) 溶接熱によつてほぼ完全な再溶体化あるいは復元の起こる領域は Zn 量が多く、Mg 量の少ない合金ほど広がる。

(4) 溶接熱影響部における溶接後の硬度回復率は、Zn 量が多く、Mg 量の少ない合金ほど高くなる。Zn 量が少なく、Mg 量の多い合金においても Mn, Cr, Zr, Cu, Fe 等の微量元素を含む場合には、硬度の回復が著しく速くなる。

(5) いずれの合金においても、溶接後の時効過程に軟化域が現われる。この軟化域は Zn 量が少なく、Mg 量の多い合金ほどその幅が広く、溶接後長期間にわたって残存する。

最後に、本研究の研究費の一部は軽金属奨学会のご援助によるものである。記して感謝の意を表わす。

参考文献

- 1) 福井, 竹島, 中村, 馬場: 軽金属, **25** (1975), 459.
- 2) J. H. Rogerson: Brit. W. J., **11** (1964), 12.
- 3) J. Schubert: *SchweiBtechnik*, **16** (1966), 529.
- 4) 杉山, 福井: 溶接学会誌, **35** (1966), 790.
- 5) 水野, 高田, 加藤: 溶接学会誌, **36** (1967), 854.
- 6) 水野, 松村, 荻原: 溶接学会誌, **39** (1967), 73.
- 7) 菊池, 水野: 軽金属, **28** (1978), 328.
- 8) A. Guinier and G. Fournet: *Small-Angle Scattering of X-rays*, John-Wiley, (1955), 24.
- 9) H. Shimizu and H. Kimura: *Mater. Sci. Eng.*, **5** (1969-70), 127.
- 10) M. Morinaga, M. Murakami, O. Kawano and Y. Murakami: *Phil. Mag.*, **24** (1971), 527.
- 11) 谷, 石川: 軽金属, **14** (1964), 5.
- 12) I. J. Polmear: *J. Inst. Metals*, **87** (1958-59), 24.
- 13) 菊池, 堀井, 水野: 軽金属, **27** (1977), 224.
- 14) Y. Baba: *Trans. JIM*, **7** (1966), 224.
- 15) 馬場: 日本金属学会誌, **31** (1967), 507.