高エネルギー密度溶接をした A5083 における固溶 Mg 量の変化と 衝撃値に及ぼす影響

山口 富子**, 加藤 光昭**, 西尾 一政**

Change of Dissolved Amount of Magnesium and its Influence on Impact Energy of A5083 Welded with High Energy Density Welding

by YAMAGUCHI Tomiko**, KATOH Mitsuaki** and NISHIO Kazumasa**

In the weld metal of A5083 welded with high energy density such as electron beam and laser beam, the amount of solute (mainly magnesium) of the primary crystals tends to increase with the increase in the welding speed. The solute concentration of solid phase tends to increase generally with the increase in the solid fraction and increases rapidly near the last stage of solidification, that is, the dendrite boundary. Though the dissolved amount of magnesium in the weld metal estimated with X-ray diffraction technique becomes lower than that of the base metal, this tends to approach to that of the base metal after the weld metal was homogenized. In this paper, we examined these phenomena more precisely. First, we calculated the distributions of magnesium by applying the rapid solidification theory when the dendrite arm spacings (DAS) were changed to several steps. Then, the dissolved amount of magnesium in the dendrite was calculated by considering the distributions of magnesium and we made clear the influence of DAS on the dissolved amount of magnesium. Next, we also calculated the distributions of magnesium when the weld metal was homogenized and made clear the influence of DAS on the dissolved amount of magnesium after the homogenization. Moreover, the actual weld metals, in which DAS were changed, were obtained by changing the welding conditions with electron beam and we could experimentally confirm the same tendency as mentioned above which were simulated by the calculation. It was made clear that the Charpy impact energy of the weld metals linearly increased with the increase in the dissolved amount of magnesium.

Key Words: high energy density, electron beam, dissolved amount of magnesium, impact energy, homogenization, dendrite arm spacing, aluminum alloy

1. 緒 言

レーザ及び電子ビームを用いて高エネルギー密度溶接をしたアルミニウム合金 A5083 の溶接金属において、初晶の溶質濃度は溶接速度の増大とともに増大する。そして、凝固率が増大するとともに固相の溶質濃度は緩やかに増大し、凝固終了直前で急激に増大する¹⁾。また、X 線回折法を用いて得られる溶接金属の固溶 Mg 量は、母材の値より低下するが^{1,2)}、均質化処理によってほぼ母材の値まで増大する²⁾。一方、電子ビームを行った溶接金属の衝撃値は母材の値より低下するが、均質化処理をすると増大した²⁾。この均質化処理による衝撃値の変化は、X 線的に得られる固溶 Mg 量 (以後、固溶 Mg 量という) と相関を有すると考えられる。

そこで、この現象について更に詳細に検討するために、まず A5083 に対してデンドライト アーム スペーシン

グ (DAS) を変化させて、急速凝固理論を適用し³⁾、Mg の濃度分布に及ぼす DAS の影響を数値計算により検討した。次に、この濃度分布を用いて固溶 Mg 量を計算した。また、均質化処理を行ったときの Mg の濃度分布の変化に及ぼす DAS の影響を拡散方程式を用いて検討し、このときの固溶 Mg 量についても数値計算した。さらに、ビーム電流を変化させて電子ビーム溶接を行い、固溶 Mg 量が異なる溶接金属を作製した。そして、得られた溶接金属に対して、溶接まま及び均質化処理後における固溶 Mg 量を検討するとともに、固溶 Mg 量と衝撃値の相関性について検討した。

2. 使用材料及び実験方法

本実験に用いた材料は A5083 板 (板厚: 10 mm) である。その化学組成を Table 1 に示す。溶接は電子ビームを用いて、加速電圧 E を 50 kV、溶接速度 v を 0.50 m/min と一定にして、ビーム電流 I を 80, 110 及び 160 mA と変化させてビードオンプレート溶接を行った。溶接の際は、板厚 10 mm の A5083 板を裏当金として使用した。

マクロ組織及びミクロ組織は、観察面を鏡面研磨後、そ

*原稿受付 平成 12 年 11 月 8 日 平成 12 年度秋季全国大会で発表

**正 員 九州工業大学 Member, Kyushu Institute of Technology

Table 1 Chemical compositions of a material used (mass%).

Material	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Al
A5083	0.15	0.16	0.03	0.56	4.60	0.10	0.009	0.018	Bal.

Fig. 1 Location of a specimen machined for Charpy impact test.

れぞれ王水及びケラー氏液を用いて腐食して観察した。Mgの偏析状況は、観察面を鏡面研磨後EPMA面分析を行って観察した。

固溶Mg量は、X線回折法を用いて格子定数を測定し、焼なまし材の格子定数と固溶Mg量の関係式¹⁾から求めた。X線回折用の試料には、板厚方向に3分割した溶接金属をやすりがけを行って粉末にした後、350℃にて1hのひずみ取り焼なましを施したものを使用した。X線回折装置は、日本電子(株)JEOL JDX-3500Kを用い、X線はCuK α 線を使用した。格子定数は6個の回折面(311), (220), (400), (331), (420)及び(422)のX線回折強度曲線から求めた格子定数を $\cos^2\theta$ (θ :ブラッグ角)に対してプロットし、最小二乗法により得られる直線を $\cos^2\theta=0$ に外挿して求めた⁴⁾。

衝撃試験はシャルピー衝撃試験機を用いて行った。衝撃試験片は、溶接部の放射線透過試験を行い、欠陥が認められなかった場所を選定し、Fig. 1に示すように試験片の長手方向が溶接方向と垂直になるように切出してJIS4号試験片を作製した。この際、切欠き部が溶接金属中央部にくるようにした。試験温度は-196 (液体窒素)、-60 (メタノールドライアイス)及び20℃の3種類とした。いずれにおいても、目的の温度に10分以上保持した後試験を行った。

均質化処理に際しては、500℃にて20hに保持した。

3. 実験結果及び考察

3.1 シミュレーションによる固溶Mg量の検討

3.1.1 溶接ままに対する検討

溶接ままにおいては、急速凝固理論を適用し³⁾、溶質の濃度分布を考える。界面に接した固相側の溶質濃度を C_s 、

そして固相率を f_s とする。液相中の溶質の濃度分布は凝固初期では拡散が十分に進行しないため不均一であるが、凝固が進むに従って均一になる。そこで、液相中の溶質の濃度分布が均一になったときの固相率 f_x を境にして、溶質の濃度分布を次の二つの曲線で近似する。すなわち、 f_s が f_x より小さいときには、 C_s と f_s との関係は式(1)の二次曲線で近似し、 f_s が f_x より大きいときには、式(2)で与えられるScheilの式(液相中での溶質の完全拡散を仮定)を適用する³⁾。

$$0 \leq f_s \leq f_x \quad f_s = aC_s^2 + bC_s + c \quad (1)$$

$$f_x \leq f_s \leq 1 \quad f_s = 1 + (f_x - 1) \left(\frac{C_s}{C_x} \right)^{\frac{1}{k_0 - 1}} \quad (2)$$

ここで、 a, b, c : 未知数、 C_x : 固相率 f_x の時の溶質濃度、そして k_0 ^{*1)}: 平衡分配係数である。

急速凝固の成長速度に対する希薄溶液の分配係数を k とすると、デンドライト先端での固相の溶質濃度 C_{st} は式(3)で与えられる³⁾。

$$C_{st} = C_0 k A \quad (3)$$

ここで、 k 及び A はそれぞれ式(4)及び(5)で表される³⁾。

$$k = \frac{k_0 + (a_0 \cdot v / D_s)}{1 + (a_0 \cdot v / D_s)} \quad (4)$$

$$A = \frac{1}{1 - (1 - k) \cdot P_c \cdot \exp(P_c \cdot \exp(P_c) \cdot \text{Ei}(P_c))} \quad (5)$$

ここで、 a_0 ^{*2)}: 原子半径(1.43×10^{-10} m)⁵⁾、 v ^{*3)}: 溶接速度(m/s)、 D_s : 固液界面の拡散係数(9.9×10^{-13} m²/s)、 P_c : 溶質のペクレ数、そして $\text{Ei}(P_c)$: 指数積分である。

拡散係数 D_s は凝固開始温度(T_{st})から終了温度(T_e)までの平均値として式(6)より求めた。

$$D_s = \frac{1}{\Delta T} \int_{T_e}^{T_{st}} D_0 \exp \left(\frac{-Q}{RT} \right) dT \quad (6)$$

ここで、 D_0 : 振動数項(m²/s)、 Q : 活性化エネルギー(kJ/mol)、 R : 気体定数(J/mol/K)、そして T : 温度(K)であり、Al中のMgの拡散において、 D_0 及び Q はそれぞれ 1.24×10^{-4} m²/s及び131 kJ/molである⁶⁾。

ペクレ数 P_c は式(7)より求めた。

*1) 原著論文では分配係数は k で表示されているが、式(2)は液相中での溶質の完全拡散を仮定しているため平衡分配係数 k_0 に変更した。

*2) 原著論文においては a_0 は原子寸法長さとあるため、ここでは原子半径を用いた。

*3) 原著論文においては v は成長速度 R であるが、成長速度は溶接速度を v 、結晶粒の傾きと溶接方向とのなす角度を θ とすると、 $R = v \cos \theta$ で表される。ここでは溶接金属の中央部($\theta = 0^\circ$)を考えているので、 $R = v$ になる。そして、 $DAS = 5 \mu\text{m}$ 、 $v_1 = 0.5 \text{ m/min}$ を基準にして各DAS(d)における v を $5 v_1 / d$ とした。

$$P_c = \frac{d^2 10^{-12}}{(T_{st} - T_e) C_R D_s} \quad (7)$$

$$C_R = 5.38 \times 10^4 \times d^{-2.56} \quad (8)$$

ここで、 d ：DAS (μm)、そして C_R ：冷却速度 ($^{\circ}\text{C}/\text{s}$) であり、式 (8) より得られる⁷⁾。

平均溶質濃度 C_0 を 4.60 mass%，溶接速度 v を 0.50 m/min、そして DAS d を 3, 5, 7 及び 10 μm と変化させて得られた Mg 濃度と固相率の関係を Fig. 2 に示す。ただし、電子ビーム溶接した溶接金属の X 線的に得られる平均の固溶 Mg 量は、DAS が約 6 μm の場合には母材と比較すると約 5% の減少であるため、ここでは Mg の蒸発はないものとして計算した。また、母材は 4.60 mass% 一定として、図中に点線で示した。Mg の濃度分布はいずれの DAS においても初め緩やかに増大した後溶融境界近傍で急激に増大する。DAS が 3, 5, 7 そして 10 μm と増大するとともに、初晶の Mg 量はそれぞれ 3.40, 3.11, 2.92 そして 2.71 mass% と減少し、緩やかに増大している領域の Mg 量も減少している。これは、冷却速度が減少すること起因する。

次に、デンドライトがこのような Mg の濃度分布を有するときの固溶 Mg 量を計算した。その計算方法は次のとおりである¹⁾。まず、濃度分布曲線を任意に分割し、それぞれの Mg 濃度に対応する格子定数とブラッグ角 θ を求める。また、円形で近似したデンドライト断面を濃度分布曲線と同数に分割し、最小面積に対する面積割合を求める。ここで、99.99 mass% Al (焼なまし材) から得られた (420) の X 線回折強度曲線を基準の回折強度曲線とし、式 (9) で与えられるガウス関数で近似した (高純度アルミニウムの回折強度曲線を用いることにより、X 線回折装置のみに起因した広がりを持つ回折強度曲線を得ることができる)。

$$I_x = I_0 \cdot \exp\{-j_1(2\theta_x)^2 + j_2(2\theta_x) - j_3\} \quad (9)$$

ここで、 I_x ：各 $2\theta_x$ における相対強度、 I_0 ：最大相対強度、そして j_1, j_2, j_3 ：定数である。

この回折強度曲線の強度に面積割合を乗じて得られた各回折強度曲線に対応する 2θ に対してプロットする。その後、それらを合成して一つの回折強度曲線を求める。そして、得られた回折強度曲線のピーク位置に対応する 2θ から格子定数を計算し、固溶 Mg 量を求める。

Fig. 2 に示した溶接ままの濃度分布を用いて、X 線回折強度曲線を計算した結果を Fig. 3 に示す。図中の点線は母材の場合である。回折強度曲線は、 d が増大すると高角度側に移動する。これは、Mg 量が緩やかに増大している範囲とその Mg 量が回折強度曲線の相対強度及び 2θ に影響するためである¹⁾。各回折強度曲線のピーク位置に対応する 2θ から計算した固溶 Mg 量は、 d が 3, 5, 7 そして 10 μm と増大すると、それぞれ 4.04, 3.69, 3.44 そして 3.38 mass% と減少する。すなわち、溶接ままでは DAS が増大すると、初晶の Mg 量が減少し、緩やかに増大している領域の Mg 量も減少するため、固溶 Mg 量は減少する。

3.1.2 均質化处理材に対する検討

任意の溶質の濃度分布を有するデンドライトを温度 TK にて t_s 熱処理したとき、各時間における溶質の濃度分布は拡散方程式を数値計算することにより求めることができる⁸⁾。デンドライトの中心を $r=0$ とし、半径方向に r 軸をとる。この時の拡散方程式は式 (10) となる。

$$\frac{dC}{dt} = D_s \left\{ \frac{1}{r} \frac{dC}{dr} + \frac{d^2C}{dr^2} \right\} \quad (0 \leq r \leq 1) \quad (10)$$

ここで、 C ：溶質濃度 (mass%) 及び D_s ：拡散係数 ($\text{m}^2/$

Fig. 2 Changes of the distribution of magnesium as welded when dendrite arm spacings are changed.

Fig. 3 Synthesized results of X-ray diffraction intensity curves as welded.

s) である。温度 TK における拡散係数は式 (11) より得られる⁶⁾。

$$D_s = D_0 \exp \left(\frac{-Q}{RT} \right) \quad (11)$$

拡散方程式を無次元化するために式 (12) 及び (13) を定義する。

$$\eta = \frac{C - C_{\min}}{C_{\max} - C_{\min}} \quad (12)$$

$$\tau = \frac{D_s \cdot t}{(d/2)^2} \quad (13)$$

ただし、 $C_{\max}$ 及び $C_{\min}$: 溶質濃度の最大値及び最小値 (mass%), そして d : DAS(m) である。

計算領域を M 等分し、中心から $i=0, 1, 2, \dots, M$ のように格子番号をつける。格子点の数は $M+1$ である。式 (10) を無次元化して、完全陰解法型の差分表示すると式 (14) になる⁹⁾。

$$\frac{\eta_i^{n+1} - \eta_i^n}{\Delta \tau} = \frac{1}{r} \frac{\eta_{i+1}^{n+1} - \eta_{i-1}^{n+1}}{2\Delta r} + \frac{\eta_{i+1}^{n+1} - 2\eta_i^{n+1} + \eta_{i-1}^{n+1}}{(\Delta r)^2} \quad (14)$$

式 (14) を整理すると式 (15) が得られる。

$$-s\eta_{i+1}^{n+1} + (2+u)\eta_i^{n+1} - w\eta_{i-1}^{n+1} = u\eta_i^n \quad (15)$$

ここで、 s 、 u 及び w はそれぞれ式 (16)、(17) 及び (18) である。

$$s = \frac{\Delta r}{2r} + 1 \quad (16)$$

$$u = \frac{(d/2)^2}{D_s \cdot t} \quad (17)$$

$$w = \frac{\Delta r}{2r} - 1 \quad (18)$$

境界条件も含めて式 (15) を行列表示すると式 (19) が得られる。

$$\begin{bmatrix} -w & -w & \cdots & \cdots & \cdots & \cdots & 0 \\ -s & 2+\mu & -w & & & & \\ \vdots & \ddots & \ddots & \ddots & & & \vdots \\ & & -s & 2+\mu & -w & & \\ \vdots & & \ddots & \ddots & \ddots & & \vdots \\ & & & -s & 2+\mu & -w & \\ 0 & \cdots & \cdots & \cdots & \cdots & -s & -\mu \end{bmatrix} \begin{bmatrix} \eta_0^{n+1} \\ \eta_1^{n+1} \\ \vdots \\ \eta_i^{n+1} \\ \vdots \\ \eta_{M-1}^{n+1} \\ \eta_M^{n+1} \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} 0 \\ \mu\eta_1^n \\ \vdots \\ \mu\eta_i^n \\ \vdots \\ u\eta_{M-1}^n \\ 0 \end{bmatrix} \quad (19)$$

式 (19) を解いて古い時刻の配列を新しいものと入れ替える。これを目的の時間まで繰返し行い、溶質の濃度分布を求める。

以上の方法により、デンドライトが Fig. 2 に示した Mg の濃度分布を有するとき、500℃にて加熱保持した後の Mg の濃度分布を数値計算した。得られた一例として d が 5 μm の場合の結果を Fig. 4 に示す。

Fig. 4 An example of changes of the distributions of magnesium in a dendrite when homogenization time is changed.

保持時間の増加とともに Mg の拡散が進み、初めにデンドライトの境界近傍に偏析していた Mg は再分配される。溶接ままでは、Mg 量の最小値 ($f_s=0.0$ のとき) 及び最大値 ($f_s=1.0$ のとき) はそれぞれ 3.11 及び 15.0 mass% (EDX を用いた測定結果によると、A5083 溶接金属のデンドライトの境界における Mg 量は、 β 相が形成されていない場合には約 15 mass% と状態図における最大固溶 Mg 量と対応していたため¹⁾、Mg 量の最大値を 15 mass% とした) であるが、時間の経過とともに最小値は増加し、最大値は減少して、次第に最大値と最小値の差が小さくなる。そして、20 h 後にはそれぞれ 4.38 及び 4.84 mass% となり、Mg の濃度分布はほぼ均一になる。いずれの DAS においても、同様な傾向が得られたが、DAS が増加すると最大値と最小値の差も増大する。

また、500℃にて 20 h 保持したときの各 DAS における Mg の濃度分布を Fig. 5 に示す。母材は 4.60 mass% 一定として、図中に点線で示した。500℃にて 20 h 保持後においても、DAS が増大するとともに最小の Mg 量及び緩やかに増大している領域の Mg 量も減少しており、DAS が変化すると拡散の程度に差が生じていることが分かる。

次に、デンドライトが Fig. 5 に示した濃度分布を有するとして計算した X 線回折強度曲線を Fig. 6 に示す。図中の点線は母材の結果である。回折強度曲線の相対強度及び 2θ は Mg 量が緩やかに増大している範囲とその Mg 量に影響されるため¹⁾、回折強度曲線は d が増大すると高角度側に移動している。各回折強度曲線のピーク位置に対応する 2θ から計算した固溶 Mg 量は、 d が 3, 5, 7, そして 10 μm と増大すると、それぞれ 4.59, 4.59, 4.41, そして 3.69 mass% と減少した。すなわち、均質化処理するとデンドライトの境界近傍に偏析していた Mg が拡散し、最小の Mg

Fig. 5 Changes of the distribution of magnesium after the homogenization when dendrite arm spacings are changed.

Fig. 6 Synthesized results of X-ray diffraction intensity curves after the homogenization.

量及び緩やかに増大している領域の Mg 量も増大するため、溶接ままと比較して固溶 Mg 量は増大する。また、DAS が異なると、均質化処理後においても拡散の程度が異なり、最小の Mg 量及び緩やかに増大している領域の Mg 量に差異が生じるため、固溶 Mg 量に差が生じることになる。

3.2 マクロ及びミクロ組織の観察

Fig. 7 に、電子ビーム溶接した溶接部断面のマクロ組織及び溶接金属中央部付近のミクロ組織を示す。マクロ組織において、いずれも貫通溶接であり、 I が 80, 110 及び 160 mA と増大すると、ビード幅はそれぞれ約 2~4, 4~6

Fig. 7 Macrostructures of A5083 weld metal by electron beam and microstructures near the center of weld metals. (a) $I = 80$ mA, (b) $I = 110$ mA, (c) $I = 160$ mA

及び 6~12 mm と増大しているのが認められる。一方、溶接金属のミクロ組織にはデンドライトが認められる。これらより DAS を測定した結果、 I が 80, 110 そして 160 mA の場合、DAS はそれぞれ約 4.7, 5.8 そして 6.9 μm であり、DAS が異なる溶接金属が得られている。

次に、溶接ままと均質化処理後における溶接金属中央部付近の Mg に対する EPMA 面分析の結果を Fig. 8 に示す。EPMA 面分析結果は、実際には右側の帯に示した 8 段階にカラー表示され、帯の上部に位置する色ほど Mg が高濃度であることを示す。溶接ままとにおいては、帯中央の白色とそれより下側の色で占められており、いずれの DAS においても高濃度の Mg が存在する領域（図中の白色の部分）が認められる。これはデンドライトの境界に対応しており、デンドライトの境界近傍に偏析している Mg が確認できる。均質化処理をすると、デンドライトの境界に偏析していた高濃度の Mg は減少し、ほぼ均一な濃度分布が得られた。

3.3 溶接金属の固溶 Mg 量の検討

電子ビーム溶接した A5083 溶接金属において、表面から各深さにおける固溶 Mg 量を X 線回折法により測定した結果を Fig. 9 に示す。図中の白ぬき及び黒塗りの記号は

Fig. 8 Results of EPMA analysis near the center of weld metals before and after the homogenization. (a) $d = 4.7 \mu\text{m}$, (b) $d = 5.8 \mu\text{m}$, (c) $d = 6.9 \mu\text{m}$

Fig. 9 Relation between depth from weld metal surface and dissolved amount of magnesium.

量は増大しているが、その他の場合には深さに関係なく固溶 Mg 量はほぼ一定値を示している。これは、Fig. 7 より表面と裏面でのビード幅の差は、 d が 4.7 及び $5.8 \mu\text{m}$ (I が 80 及び 110 mA) においては約 2 mm であるのに対し、 d が $6.9 \mu\text{m}$ においては約 6 mm と増大していることから、表面に比べ裏面の冷却速度が増大したためと考えられる。また、DAS の変化及び均質化処理による固溶 Mg 量の変化をシミュレーションの結果と比較すると、数値には差異が認められるが、定性的には同様な傾向が得られている。溶接ままにおいて、 d が減少するほど固溶 Mg 量が増大しているのは、 d が減少すると初晶 Mg 量が増大し、Mg 量が緩やかに増大している範囲も増大するためである。均質化処理後においても、溶接ままと同様な固溶 Mg 量の変化が認められる。これは、DAS が増大するほど Mg の拡散に時間がかかり、最小 Mg 量は減少し、Mg 量が緩やかに増大している範囲も減少するためである。そして、いずれの DAS においても固溶 Mg 量は均質化処理によって増大した。これは、デンドライトの境界近傍に偏析していた Mg がデンドライトの中心へ拡散し、偏析が減少し、緩やかに増大している範囲の Mg 量が増大すること起因する。

3.4 固溶 Mg 量と衝撃値の相関

各溶接部に対してシャルピー衝撃試験を行った結果を Fig. 10 に示す。図中の白ぬき及び黒塗りの記号はそれぞれ溶接ままと均質化処理後の結果である。いずれにおいても試験温度が低下するに従って、衝撃値は低下する。また、いずれの試験温度においても、均質化処理及び DAS の減少によって衝撃値は増大した。これは固溶 Mg 量に起因すると考えられる。そこで、試験温度が -196 、 -60 及び 20°C における衝撃値と固溶 Mg 量の関係を求めた結果を Fig. 11 に示す。いずれの試験温度においても、衝撃値は固溶 Mg 量の増大とともにほぼ直線的に増大している。これは固溶 Mg 量が増大すると Al-Mg 合金は降伏強さ及び引張強さが増大するためである¹⁰⁾。したがって、溶接金属中の固溶 Mg 量は衝撃値に対して影響を及ぼすといえる。ただし、 -196°C においては、溶接ままと均質化処理後によってそれぞれ別の直線が得られている。これは、A5083 を -196°C で衝撃試験をすると靱性の低下が認められ、これには β 相の析出が影響を及ぼしているとの報告があることから¹¹⁻¹³⁾、溶接ままにおいて、微小な β 相に起因する衝撃値の低下に起因していると考えられる (組織観察においては明瞭な β 相の存在は認められていない)。

4. 結 論

(1) 急速凝固理論を適用して、溶接ままと均質化処理後の Mg の濃度分布を DAS を変化させて計算し、求めた濃度分布

それぞれ溶接ままと均質化処理後の結果を示し、図中の直線は母材の平均 Mg 量を示している。 d が $6.9 \mu\text{m}$ における溶接ままでは、表面から裏面へ進むにつれて固溶 Mg

Fig. 10 Relation between impact energy of weld metals with various dendrite arm spacings and test temperature. (a) $d = 4.7 \mu\text{m}$, (b) $d = 5.8 \mu\text{m}$, (c) $d = 6.9 \mu\text{m}$

から X 線回折法を用いて得られる固溶 Mg 量をシミュレーションした。

(2) 溶接ままにおいて、溶接金属中の固溶 Mg 量は DAS により異なり、DAS が減少すると増大する傾向を有する。これは、DAS の減少は冷却速度の増大に起因しており、初晶の溶質濃度が増大するためである。

Fig. 11 Relation between impact energy and dissolved amount of magnesium.

(3) 溶接金属を均質化処理したときの Mg の濃度分布及び固溶 Mg 量を数値計算し、これらに及ぼす DAS の影響を明らかにした。

(4) 溶接金属の衝撃値は、DAS の減少及び均質化処理によって増大した。

(5) 溶接金属の衝撃値と固溶 Mg 量には正の相関が認められた。

謝 辞

本研究において使用した溶接金属の電子ビーム溶接は株式会社黒木工業所において行って頂いたものであることを記して、深く感謝します。

参 考 文 献

- 1) 山口富子, 加藤光昭, 西尾一政, 野上敏信: 高エネルギー密度溶接したアルミニウム合金 5083-O の材料学的検討, 溶接学会論文集, 17-1 (1999), 69-77
- 2) 加藤光昭, 西尾一政, 山口富子, 毛利敦紀: 高エネルギー密度溶接したアルミニウム合金 A5083 の衝撃特性の検討, 溶接学会全国大会講演概要集, 61 (1997), 416-417
- 3) B. Giovanola, W. Kurz: Modeling of Microsegregation under Rapid Solidification Conditions, Metallurgical Transactions A, 21A-1 (1990), 260-263
- 4) 松村源太郎訳: X 線回折要論, アグネ, (1972), 330
- 5) 日本金属学会編: 金属データブック, 丸善, (1993), 8
- 6) 日本金属学会編: 金属データブック, 丸善, (1993), 20
- 7) T. F. Bower, H. D. Brody, M. C. Fleming: Measurement of Solute Redistribution in Dendritic Solidification, Transactions of Metallurgical Society of AIME, 236-5 (1966), 624-634
- 8) 伊藤猛宏, 高田保之: 計算して理解する熱工学, 丸善, (1996), 72-101

- 9) 平田光穂, 須田精二郎, 竹本宜弘: パソコンによる数値計算, 浅倉書店, (1993), 103
  - 10) 日本金属学会編: 金属データブック, 丸善, (1993), 184
  - 11) 岡本秀仁, 浅野和彦, 藤原明: Al-5%Mg および 5083 等軸粒合金の靱性に及ぼす β 相の影響, 軽金属, 25-12 (1975), 451-457
  - 12) 東 健司, 大西忠一, 小松啓治, 中谷義三: 5083 合金の破壊特性の温度依存性, 軽金属, 32-1 (1982), 8-13
  - 13) 中山栄浩, 鷹合徹也, 木下正博: 冷間圧延加工を施した 5083 アルミニウム合金の低温衝撃吸収エネルギーに及ぼす熱処理の影響, 軽金属, 43-9 (1993), 459-464
-