高エネルギー密度溶接したアルミニウム合金5083-O の材料学的特性

山口 富子**, 加藤 光昭**, 西尾 一政**, 野上 敏信***

Metallurgical Characteristics of Aluminum Alloy 5083 Welded by High Energy Density Welding

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

Since both electron beam welding and laser welding have higher energy density than GTA and GMA welding, higher speed welding is possible in these welding methods. The cooling rates estimated by the dendrite arm spacings are from 500 to 800° C/s in the welding conditions used in electron beam welding, and from 300 to 1500° C/s in laser welding. According to the result of EPMA line analysis, magnesium segregates near boundaries of dendrites and the maximum content tends to decrease from about 14 mass% to 10 mass% as cooling rate increases, while the minimum content at the dendrite cores has the reverse tendency. The dissolved amount of magnesium in the weld metal is estimated using the relation between lattice parameter and magnesium content by X-ray diffraction technique. In laser welding, the dissolved amounts estimated are less by about 0.3 to 0.5 mass% than that of the base metal and tend to increase as the cooling rate increases. This phenomenon is due to the distribution of magnesium in the dendrites, because the dissolved amount becomes almost the same as the base metal when homogenizing heat treatment is performed on the weld metal. Metallurgical characteristics of aluminum alloy weld metal made by laser are almost the same as those by electron beam, because the cooling rate in the weld metal is almost the same.

Key Words: electron beam welding, laser welding, high energy density, cooling rate, dissolved amount of magnesium, X-ray diffraction

1. 結 言

アルミニウム及びアルミニウム合金の電子ビーム溶接に関してはいくつかの報告がされている。安藤や大久保らは、電子ビーム溶接したアルミニウム合金7050の継手の引張強さは溶接後に T7 処理を行うことによって母材の90%以上に改善されると報告している¹⁾。大久保及び西村らは、AC7A 合金の溶湯鍛造材を電子ビーム溶接すると、鍛造材製造時の加圧力が増加するとともに溶接部の伸び及び衝撃値は増加する傾向があることを報告している²⁾。また、加賀らは電子ビーム溶接した A7N01, A5083及び A6061溶接部の極低温における衝撃特性³⁾及び引張強さ⁴⁾について報告している。しかし、これらはいずれも電子ビーム溶接の際の溶接条件や機械的性質についての報告であり、溶接凝固組織に関しては検討していない。また、電子ビーム溶接は、ティグ溶接やミグ溶接に比べてエネルギー密度が極めて大きく、かなりの高速度溶接が可能であり、このときのビー

ド幅は狭くなる。これはレーザ溶接においても同様であり、電子ビーム溶接及びレーザ溶接は材料学的には似た特性を有していると考えられるが、両者の比較をした報告はほとんどない。

そこで、本研究においては電子ビーム及び炭酸ガスレーザを用いて溶融溶接をしたアルミニウム合金 A5083の溶接部に対して、材料学的観点から検討を行った。まず、それぞれの溶接金属のマクロ組織、ミクロ組織及びミクロ偏析について検討した。さらに、溶接金属中に固溶される Mg 量（これは、溶接金属の引張強度及び衝撃値に影響を及ぼす^{5),6)}）を X線回折法を用いて検討するとともに、急速凝固に対する凝固理論を適用して考察した。

2. 使用材料及び実験方法

使用した材料はアルミニウム合金 A5083-O である。また、格子定数と固溶 Mg 量との関係を求めるために、99.99 mass% Al 及び Mg 量を 1~5 mass%と変化させた Al-Mg 合金を用いた。Table 1 にこれらの化学組成を示す。溶接は、電子ビーム溶接及びレーザ溶接によるビードオンプレート溶接を行った。電子ビーム溶接に際しては、溶接速度 (v) を 0.5 m/min, そして加速電圧 (E) を 40 kV と一定にして、ビーム電流 (I) を 15, 17及び19 mA と変化させた (Table 1 の A5083-1 (板厚: 2 mm) を用いた)。また、レ

*原稿受付 平成10年5月18日。平成8年度秋季全国大会で発表

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

*** 九州工業大学大学院(現: 研エクスセディ) Graduate Student, Kyushu Institute of Technology (Present Address: EXEDY Corporation)

Table 1 Chemical compositions of materials used (mass%).

Materials	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Al
A5083-1	0.14	0.23	0.04	0.63	4.30	0.16	0.01	0.03	Bal.
A5083-2	0.14	0.22	0.04	0.70	4.60	0.12	0.01	0.02	Bal.
Al-1%Mg	0.03	0.12	0.00	0.61	1.03	0.16	0.00	0.10	Bal.
Al-2%Mg	0.04	0.11	0.00	0.58	1.98	0.15	0.00	0.09	Bal.
Al-3%Mg	0.04	0.11	0.00	0.60	2.95	0.15	0.00	0.10	Bal.
Al-4%Mg	0.04	0.10	0.00	0.60	3.91	0.15	0.01	0.10	Bal.
Al-5%Mg	0.05	0.11	0.00	0.61	4.95	0.15	0.01	0.09	Bal.

ーザ溶接に際してはレーザ出力 (P) を 5 kW 及び焦点は少し距離を -1 mm と一定にし、溶接速度を 0.6, 1.5, 3.0, 4.5, 6.0 及び 9.0 m/min と変化させた (Table 1 の A5083-2 (板厚: 6 mm) を用いた)。

マクロ組織は王水を用いて腐食して観察した。また、ミクロ組織は観察面を鏡面研磨後、ケラー氏液を用いて腐食して観察した。透過形電子顕微鏡を用いた観察には、イオンミリング及び電解研磨により作製した薄膜を用いた。格子定数の測定には、やすりがけにより粉末にした試料を 300℃ で 1 時間の焼なましを行い、加工ひずみを除去して使用した (試料中に加工ひずみが存在すると、X線回折強度曲線の積分幅が広がるため、回折角に誤差が生じ、格子定数の測定精度が下がる)。一部は粉末にしないバルクの状態でも検討した。X線回折強度曲線は、理学電機㈱製のガイガーフレックス 2034 (ターゲット: Co) を用いて得た。

3. 格子定数と固溶 Mg 量の関係

Al 及び Al-1~5 mass%Mg 合金粉末の真の格子定数は、X線回折法を用いて決定した。使用した回折面は、(420), (331), (400) 及び (311) 面である。格子面間隔 (d)、格子定数 (a) 及びブラッグ角 (θ) の間には、式(1)の関係がある⁷⁾。

$$\frac{\Delta d}{d} = \frac{\Delta a}{a} = k \cos^2 \theta \quad (1)$$

ここで、 Δd : 格子面間隔の誤差、 Δa : 格子定数の誤差、そして k : 比例定数である。式(1)において、 $\cos^2 \theta = 0$ のとき Δd 及び Δa は 0 になる。格子定数 a を $\cos^2 \theta$ に対してプロットすると両者には直線関係が得られるため、この直線を $\cos^2 \theta = 0$ に外挿して得られる a が真の格子定数となる⁷⁾。ブラッグ角 θ は、回折強度曲線をガウス曲線で近似し、そのピーク位置から求めた。格子定数 a は式(2)及び(3)を用いて求めた。

$$2d \sin \theta = n\lambda \quad (2)$$

$$a = d \sqrt{h^2 + k^2 + l^2} \quad (3)$$

ここで、 n : 正の整数、 λ : X線の波長、そして hkl : 回折面のミラー指数である。

Fig. 1 Relation between lattice parameter and dissolved amount of magnesium.

このようにして求めた 99.99 mass%Al, Al-1.03, 1.98, 2.95, 3.91 及び 4.95 mass%Mg 合金の真の格子定数と固溶 Mg 量の関係を Fig. 1 に示す。ここで用いた Al-Mg 合金の組織を観察したところ、 β 相は認められなかったため、化学分析で得られた Mg 量はすべてマトリックス中に固溶されているものと考えてよい。固溶 Mg 量が増大するとともに Al-Mg 合金の格子定数は直線的に増大しており、格子定数 a (nm) と固溶 Mg 量 C_d (mass%) の間には、式(4)の関係が得られた。

$$a = 0.40487 + 4.4 \times 10^{-4} C_d \quad (4)$$

式(4)の定数 0.40487 nm は 99.99 mass%Al の格子定数であり、これはアルミニウムの格子定数 (0.40496 nm)⁸⁾ とほとんど同じであるため、ここで得られた格子定数は精度の高いものと考えられる。以下、式(4)の関係式を用いて、格子定数から固溶 Mg 量を推定した。また、Al-14.3 mass%Mg までは格子定数と固溶 Mg 量の間には直線関係があることが明らかにされている⁹⁾ ため、本研究でもこの範囲において式(4)が成立つとした。

4. 実験結果とその考察

4.1 マクロ組織及びミクロ組織

Fig. 2 に A5083 を電子ビーム溶接及びレーザ溶接した溶接金属のマクロ組織を示す。ビーム電流 (I) が 15 及び 17 mA で電子ビーム溶接した溶接金属においては 0.2 mm 程度の小さな柱状晶が認められるが、19 mA 及びレーザ溶接した溶接金属においては主に等軸晶が認められる。これらの等軸晶の大きさは 0.1~0.2 mm 程度でありいずれも小さい。レーザ溶接した場合には溶接入熱が増大するととも

Fig. 2 Macrostructures of weld metals by electron beam and laser.

に、等軸晶の大きさは増加する傾向が認められた。
Fig. 3 に、これらの溶接金属の中央部付近のミクロ組織を示す。いずれも、デンドライト状の組織が認められ、溶接入熱が増大するとともに、デンドライトの間隔は増大する傾向がある。

4.2 冷却速度及びミクロ偏析

T.F. Bower らは、Al-Cu 合金中のデンドライト アーム スペーシング (DAS) と冷却速度の間には式(5)の関係があり、またこの関係は広い冷却速度の範囲で成立つことを報告している¹⁰⁾。

$$d_1=70\times C_R^{-0.39}$$

(5)

ここで、 d_1 : DAS (μm)、そして C_R : 冷却速度 ($^{\circ}\text{C/s}$) で

ある。また、Al-Cu 合金のティグ溶接金属中の DAS と冷却速度の関係を検討した結果によると、両者の関係においても式(5)が成立つことが報告されている¹¹⁾。そこで、Al-Mg 合金に対しても式(5)が適用できると考えて、ミクロ組織から DAS を求め、式(5)を用いて冷却速度を推定した。DAS は、溶接金属の溶融境界部及び中央部付近においてほぼ同じ大きさを有していた。Fig. 4 に DAS (●) 及び冷却速度 (○) と溶接条件の関係を示す。(a)及び(b)は、それぞれ電子ビーム溶接及びレーザ溶接した場合の結果を示している。いずれにおいても、入熱が増大するとともに DAS は増大し、逆に冷却速度は減少している。本研究で得られた冷却速度は、電子ビーム溶接及びレーザ溶接において、それぞれ約500~800 $^{\circ}\text{C/s}$ 及び約300~1500 $^{\circ}\text{C/s}$ の範囲となり、大

Fig. 3 Microstructures near the center of weld metals.

きな差異は認められなかった。Al-Cu合金をティグ溶接した場合には $50\sim 800^{\circ}\text{C/s}$ 程度の冷却速度になることが報告されている¹¹⁾。 800°C/s のような速い冷却速度は、ティグ溶接においてはかなりビード幅が狭い場合に得られ、通常のビード幅の場合 ($50\sim 200^{\circ}\text{C/s}$)¹¹⁾と比較すると、電子ビーム溶接及びレーザー溶接の方が冷却速度は速い。

次に、EPMAの面分析を行って得られたMgの分布をFig. 5に示す。Fig. 5は、実際には8段階にカラー表示されている。各図とも右側に示す帯において中央の白色より下の色でほぼ占められており、レベル値が大きい程高Mg側になる。いずれも顕著なMgの偏析が認められ、溶接入熱の増加（電子ビーム溶接においてはビーム電流の増加、そしてレーザー溶接においては溶接速度の低下に対応する）に

伴い、高濃度のMgが認められる間隔が広がっている。これは、ミクロ組織のデンドライトの間隔(DAS)に対応するものである。そこで、99.99 mass%Mg(標準試料)をEPMAの面分析した結果から、デンドライトの境界に偏析している最大Mg量(C_{max})とデンドライト中央部付近の最小Mg量(C_{min})を求めた。ここでは、カラー表示されたEPMAの結果(平均のレベル値)から最大Mg量と最小Mg量を求めた。したがって、定量的な値についてはさらに詳細な検討が必要である。得られたMg量と冷却速度との関係をFig. 6に示す。冷却速度の増加とともに、 C_{max} は減少し、一方、 C_{min} は増加する傾向が認められる。すなわち、冷却速度が増大するとともに、デンドライトの中央部付近と境界とのMg量の差が小さくなる。

Fig. 4 Relation between cooling rate and/or DAS and welding condition.

Fig. 5 Results of EPMA analysis.

Fig. 6 Relation between concentration of magnesium and cooling rate.

Fig. 7 An example of TEM photographs of weld metals.

4.3 透過形電子顕微鏡による観察

Fig. 7に A5083を $I=17\text{ mA}$ で電子ビーム溶接した際の溶接金属の TEM 像の例を示す．部分的に転位が認められるだけで、 β 相などの晶出物は認められなかった．この傾向はビーム電流が変化しても、また、レーザ溶接した場合でも同様であった．したがって、Fig. 6に示した約10～15 mass%の C_{max} に相当する高濃度の Mg はマトリックス中に固溶されているものと考えられる．さらに、EDX(スポット径：50 nm) を用いて Mg 量を測定すると、最大で12～15 mass%，そして最小で3～4 mass%の値が得られた．

4.4 固溶 Mg 量の検討

式(4)を用いて求めた母材及び各溶接金属中の平均の固溶 Mg 量を Table 2に示す．溶接金属中の固溶 Mg 量は、母

Table 2 Dissolved amount of magnesium in base metals and weld metals.

Welding method	Type of specimen	Dissolved amount of magnesium (mass%)	Welding speed (m/min)	DAS (μm)	Cooling rate ($^{\circ}\text{C/s}$)
Electron beam welding	Base metal	4.30	—	—	—
	Weld metal ($I=19\text{mA}$)	4.23	0.5	6.1	520
Laser welding	Base metal	4.60	—	—	—
	Weld metals	4.12	0.6	8.2	240
		4.20	3.0	5.5	680
		4.34	6.0	4.2	1400

I : Beam current

Fig. 8 Schematic illustration in initial transient solidification.

材より電子ビーム溶接の場合 ($I=19\text{ mA}$) で約0.4 mass%，そしてレーザ溶接の場合で約0.3～0.5 mass%減少している．一方、ティグやミグ溶接した場合の溶接金属中の固溶 Mg 量について著者らが検討した結果^{5),12)}によると、母材に比べて約20～50%減少していたことから、これと比較すると高エネルギー密度による溶接部の固溶 Mg 量が多い．また、それぞれの溶接において冷却速度が速くなると、溶接金属中の固溶 Mg 量は増大する傾向が認めら

れる。

この現象について凝固理論を用いて検討した。急凝固時の偏析については、Giovannola 及び Kurz¹³⁾ によって解析されている。Fig. 8 にデンドライト成長のトランジェント状態を示す。急凝固において、液相中の溶質濃度の分布は、図中の1-1 (凝固の初期状態) では不均一であるが、凝固が進み図中の4-4では均一になると仮定する。液相中の溶質濃度の分布が均一になったときの固相率を f_x とすると、固相率 f_s が f_x より小さいときには、界面に接した固体側の溶質濃度 C_s と f_s との関係は式(6)の二次曲線で近似し、 $f_x \leq f_s \leq 1$ では、式(7)で与えられる Scheil の式¹³⁾ (液相中での溶質の完全拡散を仮定) を適用する。

$$0 \leq f_s \leq f_x \quad f_s = a_1 C_s^2 + a_2 C_s + a_3 \quad (6)$$

$$f_x \leq f_s \leq 1 \quad f_s = 1 + (f_x - 1) \left(\frac{C_s}{C_x} \right)^{\frac{1}{k_0 - 1}} \quad (7)$$

ここで、 a_1 , a_2 , a_3 : 未知数, C_s : 凝固界面に接した固相の溶質濃度, C_x : 固相率 f_x の時の溶質濃度, そして k_0 : 平衡分配係数である。急凝固時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(8)で与えられる¹³⁾。

$$C_{ST} = C_0 k A \quad (8)$$

ここで、 k 及び A はそれぞれ式(9)及び式(10)で表される。

$$k = \frac{k_0 + (a_0 \cdot \nu / D)}{1 + (a_0 \cdot \nu / D)} \quad (9)$$

$$A = \frac{1}{1 - (1 - k_0) \cdot P_c \cdot \exp(P_c) \cdot \text{Ei}(P_c)} \quad (10)$$

ここで、 a_0 : 原子半径^{*1)} (1.43×10^{-10} m)¹⁴⁾, ν : 溶接速度 (m/s), D : 固液界面の拡散係数 (9.9×10^{-13} m²/s)^{*2)}, P_c : 溶質のペクレ数及び $\text{Ei}(P_c)$: 指数積分である。

レーザ溶接した溶接金属に対し、式(6)及び(7)を用いて得られた凝固率と溶質濃度の関係を Fig. 9 に示す。実線は通常凝固の場合で、Scheil の式を用いて得られたものである (式(8)によれば、 $f_s = 1$ のとき $C_s = \infty$ となるが、TEM 観察の結果、 β 相などの晶出物は認められなかったこと及び EPMA の結果から最大値を 14.7 mass% とした)。初晶溶質濃度は急凝固したときの方が通常の凝固より高く、溶接速度が 0.6 から 6.0 m/min に増加すると初晶溶質濃度は 3.16 から 3.58 mass% に増加し、そして溶質濃度が比較的均一に分布する領域も増大する。したがって、Table 2 のように、冷却速度が増大するとともに溶接金属中の平均の固溶 Mg 量が增大したのは、冷却速度が増大するとともに初

Fig. 9 Relation between concentration of magnesium and solid fraction.

Fig. 10 Approximate illustration of cross section of dendrite.

晶溶質濃度が増大し、溶質濃度が比較的均一に分布する領域も増大することに対応していると考えられる。

次に、Fig. 9 に示すような Mg の分布曲線を持つデンドライトから得られる X 線回折強度曲線を推定し、平均の固溶 Mg 量を求めた。この際、焼なましした 99.99 mass% Al の (420) 面から得られた $\text{CoK}\alpha$ 線の回折強度曲線を基準の曲線として用いた (これにより、回折強度曲線の広がりや装置に起因したものだけにすることができる)。ここでは、 $\nu = 3.0$ m/min の場合を例にとって述べる。

まず、デンドライトの断面を Fig. 10 に示すように円形

*1) 参考文献13)によれば a_0 は「a leugth of atomic dimension」なので本研究では原子半径とした。

*2) 拡散係数 D は $D = D_0 \exp(-Q/RT)$ で与えられる (ここで、 D_0 : 振動数項, Q : 活性化エネルギー, R : ボルツマン定数及び T : 温度であり、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)¹⁵⁾。ここでは凝固開始温度 (T_0) から終了温度 (T_E) までの平均値として $D = \frac{1}{\Delta T} \int_{T_E}^{T_0} D_0 \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) dT$ より求めた。

Fig. 11 An example of X-ray diffraction intensity curve before and after Synthesis.

Fig. 12 Relation between concentration of magnesium and solid fraction.

で近似し、同心円状に分割する。そして、中心から外周部の方向に凝固率 f_s をとり、中心から $f_s=0.0$ 、そして外周部を $f_s=1.0$ とする。分割したデンドライトごとに平均の f_s から Mg の分布曲線を用いて固溶 Mg 量を求める。この値を式(4)に代入し格子定数を求めると、格子定数と回折面指数の関係よりブラッグ角 θ が得られる。これで回折強度曲線のピーク位置（回折角： 2θ ）が定まる。次に、回折強度が必要になる。回折強度は相対的なものであるため、ここでは Fig. 10 の $0.0 \leq f_s \leq 1.0$ の範囲の面積 S_0 を基準とした。例えば、 $0.5 \leq f_s \leq 0.6$ の範囲を考え、円環の面積が S_a のとき、比 S_a/S_0 を基準の回折強度に乘じた結果を $f_s=0.55$ における回折強度とする。Mg の分布曲線が緩やかな領域に対しては f_s を 0.01 きざみに分割し、デンドライトの境界に近づいて Mg の分布曲線が急激になる領域に対しては f_s を 0.001 きざみにして計算した。この手順を分割した f_s に対して繰返し、20 または 10 データずつ加算した結果を Fig. 11 中に細線で示す。さらに、これらを合成すると、太線で示すデンドライト全体からの回折強度曲線が得られる。合成した回折強度曲線のピーク位置を求めると $2\theta=159.4^\circ$ となり、これに対応する Mg 量は 4.38 mass% となる（実際に得られた固溶 Mg 量は、Table 2 に示したように 4.20 mass% であった）。これが X 線的に得られる平均の固溶 Mg 量である。

上述の方法により、A5083 を $I=19\text{ mA}$ で電子ビーム溶接した溶接金属に対して平均の固溶 Mg 量を推定し、測定値との比較を行った。このとき計算に用いた Mg の分布曲線を Fig. 12 に、合成した回折強度曲線を Fig. 13 に示す。このときのピーク位置は 159.6° になり、これに対応する固溶 Mg 量は 4.09 mass% である。溶接のまま材の真の格子定数

Fig. 13 Synthesized result of X-ray diffraction intensity curve.

を 3. で述べた方法により求めると 159.7° になり、このときの固溶 Mg 量は式(4)より、3.95 mass% となった。これは、シミュレーションの結果とほぼ同じ値である（ここでは、溶接に伴う Mg の蒸発¹⁶⁾は無視している）。この固溶 Mg 量は、Table 2 に示した平均の固溶 Mg 量（4.23 mass%）と少し差異がある。

そこで、表面からの深さに対する固溶 Mg 量の分布を調べた。溶接のまま材を用いて、表面から少しずつ研磨し、その都度固溶 Mg 量を求めた結果を Fig. 14 に示す。溶接表面付近では固溶 Mg 量は少ないが、内部に約 0.2 mm 以

Fig. 14 Relation between dissolved amount of magnesium and depth from weld metal surface.

上入ると飽和する傾向が認められる。すなわち、溶接表面近くでは固溶 Mg 量は少なく、内部に入ると増大する。この傾向は、大電流ミグ溶接の場合に得られている傾向と同じである⁵⁾。Table 2 に示した結果は溶接金属から粉末を作成して得た結果であるため、溶接金属の平均値と考えることができる。このため、シミュレーションの結果との差異が生じたと考えられる。

5. 結 論

(1) 本研究で用いた条件における電子ビーム溶接した溶接金属の冷却速度は約500~800℃/sであり、一方レーザ溶接した場合には約300~1500℃/sの冷却速度が得られた。

(2) A5083の電子ビーム溶接金属の平均の固溶 Mg 量を X 線回折法を用いて求めた結果、母材と比較すると10%程度減少する程度であった。また、レーザ溶接した場合にも同程度の平均の固溶 Mg 量が得られた。

(3) レーザ溶接においては、溶接速度が増大するとともに平均の固溶 Mg 量は増大する傾向が認められた。

(4) 急冷凝固において提唱されている式を用いてデンドライト間の溶質の分布を計算すると、冷却速度が増大すると共に初晶溶質濃度は高くなる傾向が得られ、(3)の現象はデンドライト間の溶質の分布に起因している。

(5) レーザ溶接と電子ビーム溶接した溶接金属を比較すると、材料学的特性は多くの共通点を有しているが、これは主に冷却速度に起因したものであると考えられる。

謝 辞

本研究は、(社)軽金属溶接構造協会のレーザ溶接法研究プロジェクトの一環として行われたものであり、関係各位に心から感謝します。

参 考 文 献

- 1) 安藤精一, 大久保通則: 電子ビーム溶接による高力アルミニウム合金の溶接性, 軽金属溶接, 30-1 (1992), 12-18.
- 2) 大久保通則, 西村真吾, 時末 光, 安藤精一: 電子ビーム溶接によるアルミニウム合金溶湯鍛造材溶接部の性質に及ぼす加圧力の影響, 軽金属溶接, 29-3 (1991), 93-102.
- 3) 加賀精一, 福原 駿, 藤井克弘, 小川恒一, 馬場登志昭, 山本義秋: 核融合炉候補材料およびそれらの電子ビーム溶接継手の極低温における衝撃特性, 溶接学会論文集, 9-1 (1991), 23-30.
- 4) 加賀精一, 藤井克弘, 田村年広, 藤岡芳博, 山本義秋, 小川恒一: 核融合炉候補材料およびその電子ビーム溶接継手の極低温強度に関する研究, 溶接学会論文集, 7-1 (1989), 27-33.
- 5) 迎 静雄, 加藤光昭, 西尾一政, 藤井峰雄: 大電流ミグ溶接により溶接した A5083/A5183 溶接金属の機械的性質, 軽金属溶接, 15-2 (1977), 49-56.
- 6) 迎 静雄, 加藤光昭, 西尾一政, 草場邦明: 大電流ミグ溶接を行ったアルミニウム合金 A5083 の衝撃特製, 溶接学会誌, 46-3 (1977), 158-165.
- 7) 松村源太郎訳: X 線回折要論, アグネ, (1972), 330.
- 8) 日本金属学会編: 金属データブック, 丸善, (1993), 36.
- 9) W.B. Person: A Handbook of Lattice Spacings and Structures of Metals and Alloys, Pergamon Press (1958), 367-370.
- 10) 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.
- 11) 迎 静雄, 加藤光昭, 西尾一政, 荒木恭一: Al-Cu 合金のティグ溶接部の共晶の形成と硬さの変化, 軽金属溶接, 27-12 (1989), 564-570.
- 12) 迎 静雄, 加藤光昭: Al-Mg 合金の溶接金属中に固溶される Mg 量の変化, 溶接学会誌, 42-12 (1973), 1170-1179.
- 13) B. Giovanola, W. Kurz: Modeling of Microsegregation under Rapid Solidification Conditions, Metallurgical Transactions A, 21A-1 (1990), 260-263.
- 14) 日本金属学会編: 金属データブック, 丸善, (1993), 8.
- 15) 日本金属学会編: 金属データブック, 丸善, (1993), 20-21.
- 16) 松縄 朗, 小島敬士, 片山聖二: アルミニウム合金の CO₂ レーザ溶接性 (第 1 報), 軽金属溶接, 35-10 (1997), 461-472.